

热成形温度对高强钢方管组织及性能的影响

彭雪峰¹⁾, 韩静涛¹⁾✉, 晏培杰²⁾, 王宇¹⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 上海宝钢型钢有限公司, 上海 201900
✉ 通信作者, E-mail: hanjt@ustb.edu.cn

摘要 为了克服传统辊弯工艺和设备对室温下高强钢的影响,提出弯角局部感应加热辊压成形工艺制备高强钢方管,并通过单向拉伸试验、断口形貌观察、微观组织扫描电镜观察和 X 射线衍射分析研究热辊压成形温度对高强钢方管弯角处组织及力学性能的影响。结果表明,随着温度的升高,弯角力学性能得到明显的改善,断口形貌由室温下解理断裂逐渐过渡为韧性断裂,弯角处微观组织由板条状贝氏体向粒状贝氏体发展且多边形铁素体晶粒开始长大,方管外表面周向和纵向残余应力都明显降低且分布更加合理。综合实验分析,高强钢方管热辊压成形工艺的最佳温度为 650 ℃。

关键词 辊压成形; 高强钢; 感应加热; 断裂行为; 残余应力

分类号 TG142.1

Effect of hot forming temperature on the microstructure and mechanical properties of high strength square tubes

PENG Xue-feng¹⁾, HAN Jing-tao¹⁾✉, YAN Pei-jie²⁾, WANG Yu¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
2) Shanghai Baosteel Section Steel Co. Ltd., Shanghai 201900, China
✉ Corresponding author, E-mail: hanjt@ustb.edu.cn

ABSTRACT To overcome the challenge of traditional roll forming process and equipment on high strength square tubes at room temperature, hot roll forming process using local induction heating was proposed to produce high strength square tubes. A series of tests including tensile testing, fracture morphology, scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction were performed to investigate the effect of hot forming temperature on the microstructure and mechanical properties of high strength square tubes. Experimental results show that as the temperature rises, the mechanical properties of the corners improve significantly. The fracture morphology gradually changes from cleavage fracture at room temperature to ductile fracture. The microstructures at the corners are developed from lath bainite to granular bainite and the polygonal ferrite begins to grow. Moreover, the circumferential and longitudinal residual stresses on the outside surface of the square tubes are reduced and reasonably redistributed. Based on the analyses of experimental results, the optimum forming temperature for high strength square tubes is 650 ℃.

KEY WORDS roll forming; high strength steel; induction heating; fracture behavior; residual stress

随着我国汽车工业的快速发展,汽车轻量化是改善汽车油耗的关键问题^[1]。为了降低汽车重量而不损害其碰撞性能,除了采用轻量化材料铝合金、镁合金以及聚合物外,以高强钢或超高强钢代替传统普碳钢,是未来汽车工业的发展趋势^[2-3]。

尽管高强钢的应用越来越受到人们的青睐,但是高强钢的成形技术尚需深入研究。高强钢在室温下屈服强度高,使其在成形过程中对设备和工艺要求较高^[4];高强钢产生的回弹量较大,降低产品的尺寸精度^[5];同时其屈强比高,即安全成形区域相对较小,变

形圆角区域易产生韧性切向开裂^[6-7]。因此,采用传统成形工艺生产高强钢或超高强钢零部件难度很大或根本无法完成。

为克服高强钢对成形工艺及设备所带来的难题,目前研究表明,在冲压或冲切成形工艺中,利用加热技术可明显改善高强钢成形工艺性能^[8-12];但是很少研究关于高强钢方管热辊压成形工艺。本文提出一种新型高强钢方管热成形工艺技术,并从弯角拉伸性能、断口形貌、微观组织以及残余应力的大小和分布四方面分析辊压成形温度对高强钢方管组织及性能的影响,为选择合适的热辊压温度

提供依据。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验所用材料为某钢厂 QSTE700TM 型高强度钢,是目前国内客车用高强度方管的主要原材料。其显微组织为贝氏体和铁素体,主要力学性能及化学成形如表 1 所示。研究和分析 QSTE700TM 型高强度钢的高温力学性能是制定和完善热辊压成形温度的最主要依据。图 1 是通过 Gleeble-3500 热模拟试验机对 QSTE700TM 材料进行高温拉伸的试验结果。

表 1 QSTE700TM 材料主要力学参数及化学成分

Table 1 Mechanical properties and chemical component of QSTE700TM

力学性能			质量分数/%						
屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	C	Si	Mn	P	Mo	S	Al
727.6	830.4	20.72	0.07	0.10	1.88	0.007	0.16	0.001	0.044

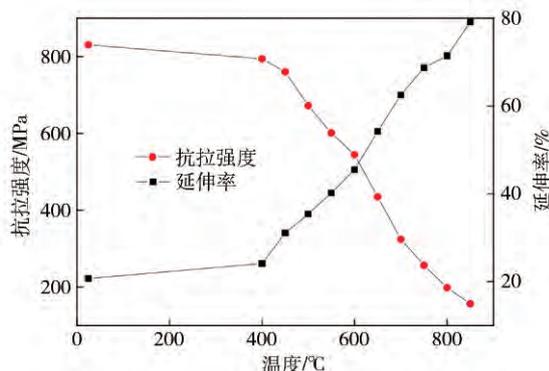


图 1 QSTE700TM 高强钢高温力学特性

Fig.1 Mechanical properties of QSTE700TM high strength steel at high temperature

1.2 高强钢方管制备工艺

由传统冷弯成形工艺将 QSTE700TM 高强度钢板预弯成圆角半径 $R = 8 \text{ mm}$ 、截面尺寸 $40 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ 、壁厚为 2 mm 的方管,采用高频感应焊进行对焊,预成型方管以成形速度 $V = 5.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 进入热辊压成形工艺系统的第 1 个道次,主要是保证预成型方管稳定进入线性感应加热线圈。该自主设计的线性感应加热线圈能够实现只对方管四个弯角部位进行局部加热,如图 2 所示,并通过 PID 自动反馈系统保证温度的恒定。根据图 1 所示的 QSTE700TM 高强钢高温力学性能特点,选择热辊压成形温度区间为 500 、 550 、 600 、 650 和 $700 \text{ }^\circ\text{C}$,以室温 $25 \text{ }^\circ\text{C}$ 成形作为对比参照。然后进入辊压成形道次,方管受到轧辊的四向挤压力。由于圆角受到温度的影响,使其屈服强度低于不受温度影响的平面母材,且其成形性能得到提高,从而轧辊挤压力被传递到弯角处,发生塑形变形,得到圆角半径 $R = 2 \text{ mm}$

的方管,如图 3 所示。

本文将从弯角力学性能、拉伸断口形貌、角部微观组织以及方管截面残余应力的大小和分布四个方面分析热辊压成形温度对高强钢方管组织及性能的影响,以下部分将详细介绍。

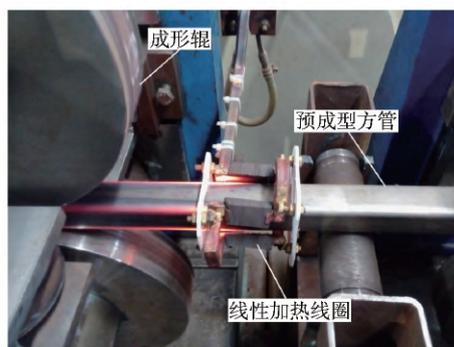


图 2 热辊压成形工艺示意图

Fig.2 Schematic illustration of the hot roll forming process

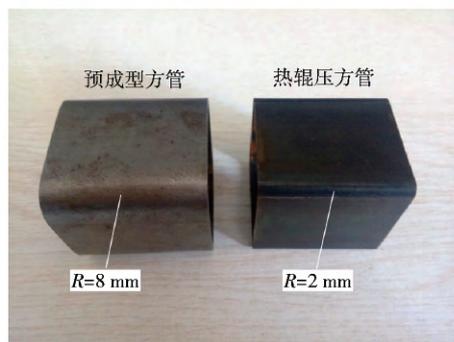


图 3 预成型方管与热辊压成形方管对比

Fig.3 Comparison of the preformed square tube with the hot-roll-formed square tube

1.3 单向拉伸试验

在辊压成形工艺中,弯角处塑性形变会产生冷作硬化效应^[13],而加热温度可以改善高强钢的成形性能并降低其强度,从而改变高强钢材料的强度和塑性.通过单向拉伸试验获得热成形温度对高强钢方管力学性能的影响.

在六种温度下热辊压成形的方管截面取样,即弯角部位四个和平面部位三个,取样位置如图 4 所示,再加上从母材板料上取的三个试样,共 45 个拉伸试样.本文主要研究热成形温度对弯角部位的影响,所设计的加热线圈对焊缝部位没有进行热处理,将不对其进行拉伸试验研究.为了方便在拉伸试验中装卡夹头能够夹持试样两端,试验前用压机将两端部位压平,经处理后的角部拉伸试样如图 5 所示.

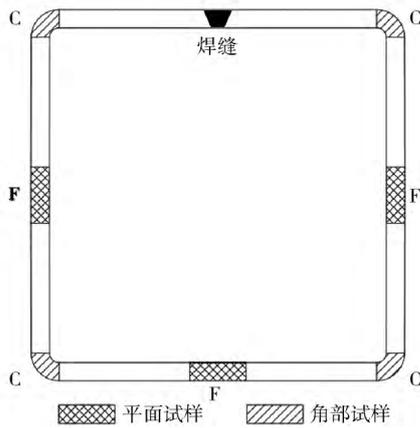


图 4 拉伸试样的取样位置

Fig. 4 Sampling locations of tensile specimens



图 5 试验前角部拉伸试样

Fig. 5 Corner specimens before tensile testing

拉伸试验在 WDW-200D 微控电子万能拉伸试验机上进行,试验机最大拉伸力为 200 kN,加载过程按照 GB/T228—2010 中的规范进行,拉伸速率选为 $1.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

1.4 断口形貌分析实验

为观察试样断口形貌,分析拉伸试验的断裂特征,

对六种成形温度下的拉伸试样断口进行扫描电镜分析.本实验设备采用德国 ZEISS-EVO18 钨灯丝扫描电镜,在放大 1000 倍时可清晰地观察到断口的形貌特征.

1.5 微观组织扫描电镜实验

微观组织与高强钢的特性密不可分,为了更高层次地分析热成形温度对高强钢方管弯角处微观组织的影响,对不同成形温度下试样弯角部位进行微观组织的扫描电镜实验分析.在弯角处取样,镶样,打磨,机械抛光后,采用 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀,使用 ZEISS 场发射扫描电镜放大 2000 倍观察弯角处显微组织变化规律.

1.6 X 射线衍射实验

在辊弯成形闭口型材中残余应力主要形成方式有两种:塑性变形过程中产生的残余应力;焊接过程中产生的残余应力.研究表明,残余应力不仅会降低型材的负载能力,而且对型材的抗疲劳强度、应力腐蚀开裂有着重要影响^[14].因此对高强钢方管的残余应力实验研究,有助于合理地对其进行强度设计、工艺改进以及提高产品质量.

采用 X 射线衍射方法对高强钢方管外表面残余应力进行测量,分析热辊压成形温度对各部位残余应力的影响.实验所采用的设备为 X350A 型 X 射线应力仪,其主要测量参数见表 2.为了较全面地分析整个方管外表面残余应力的大小与分布情况,对不同成形温度的方管外表面共取 24 个测量点,其分布示意图如图 6 所示,每个测量点包含纵向残余应力和周向残余应力.

表 2 X 射线衍射测量参数

Table 2 Measured parameters

测量参数	测量值
X 射线管	钨靶
靶射线波长/nm	0.2291
布拉格角/(°)	135 ~ 160
晶面	211
光缝/mm	1
电压/kV	25
电流/mA	25

2 实验结果与分析

2.1 应力应变

表 3 给出母材试样、平面试样和角部试样拉伸试验的强度和断后延伸率的平均值以及其比值.以母材试样拉伸结果为标准,可以看出:在室温 25 °C 成形时,方管角部发生明显的加工硬化且断后延伸率

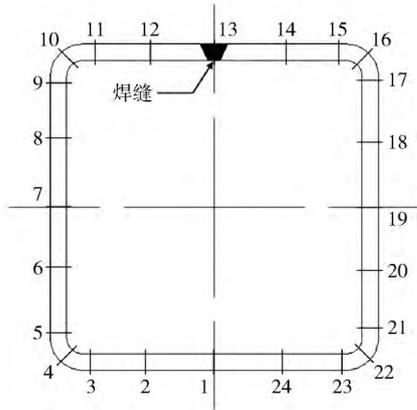


图6 残余应力测量位置

Fig.6 Measurement locations of residual stress

急剧下降,与母材相比,其屈服强度和断后延伸率的比值分别为 1.14 和 0.30; 在 500 °C 成形时,角部试样的力学性能与 25 °C 成形时的相似,其屈服强度和断后延伸率与母材的比值分别为 1.21 和 0.37,说明该温度对辊压成形影响不大;随着温度的升高,成形性能有明显的改善,当成形温度在 650 °C 时,其角部试样的力学性能为抗拉强度为 811.4 MPa,屈服强度为 714.9 MPa,断后延伸率为 14.84%,与母材试样性能相近,这是加工硬化与热成形软化后的综合结果,良好的塑性性能为方管后续加工提供可能;随着温度进一步的升高,当成形温度为 700 °C 时,其抗拉强度和屈服强度均低于母材试样,影响车身结构的承载能力和抗疲劳性能。

表3 拉伸试验结果

Table 3 Test results of specimens

试样	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	屈服强度与母材比值	延伸率与母材的比值
V	830.4	727.6	20.72	1	1
C ₁	971.8	832.5	6.24	1.14	0.30
C ₂	986.7	876.8	7.71	1.21	0.37
C ₃	930.7	852.4	10.21	1.17	0.49
C ₄	843.2	797.5	14.68	1.10	0.71
C ₅	811.4	714.9	14.84	0.98	0.72
C ₆	778.8	708.9	16.24	0.97	0.78
F ₁	864.2	774.5	18.42	1.06	0.89
F ₂	850.1	767.3	19.5	1.05	0.94
F ₃	856.6	756.2	19.4	1.04	0.94
F ₄	826.1	743.2	21.5	1.02	1.04
F ₅	789.4	700.2	24.6	0.96	1.19
F ₆	759.5	688.1	28.7	0.95	1.39

注: V 为母材试样; C 为角部试样; F 为平面试样; i = 1, 2, 3, 4, 5, 6 分别表示 25、500、550、600、650 和 700 °C。

从平面试样结果可以看出: 与母材试样相比, 当成形温度低于 600 °C 时, 只有轻微的硬化现象, 这是由于预成形管在成形时采用的直接成方工艺, 即平面没有发生塑性形变, 且热辊压成形工艺采用局部感应加热, 对平面部位影响较小; 但随着温度升高, 热影响区域逐渐变大, 使得平面部位强度降低, 如成形温度为 700 °C 时, 平面试样的屈服强度和断后延伸率与母材的比值分别为 0.95 和 1.39。

结合图 7 分析, 其变化趋势与表 3 一致。25 °C 成形时, 方管角部试样的应力应变曲线没有明显的屈服平台, 强度明显提高。随着温度的升高, 强度逐渐降低, 延伸率得到改善, 有明显的屈服平台。

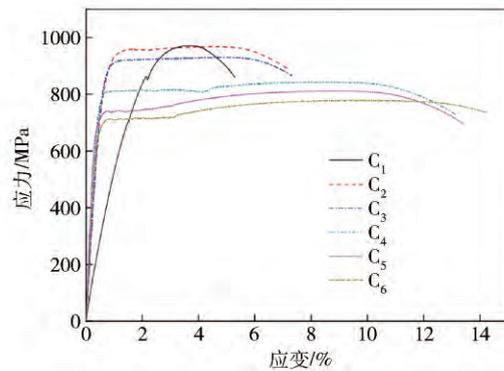


图7 不同热成形温度下角部试样的应力-应变曲线

Fig.7 Stress-strain curves of corner specimens at different temperatures

2.2 断口形貌

图 8 所示为不同热辊压成形温度下方管角部拉伸断口形貌。从图中可以看出, 在 25 °C 和 500 °C 热成形时, 断口形貌差别不大, 如图 8(a) 和 8(b), 均为解理断裂, 断口清晰可见解理台阶、解理刻面和撕裂棱, 解理刻面上有明显的“河流花样”, “河流花样”是解理台阶的标志, 当裂纹扩展时, 小的解理台阶汇合成大的台阶, 便形成了“河流花样”^[15]; 在 550 °C 热成形时, 出现少量的等轴韧窝, 但仍有清晰的解理台阶, 如图 8(c) 所示, 可以认为是解理断裂和韧性断裂并存的形貌特征, 说明该试样为准解理断裂; 在 600 °C 热成形时, 图 8(d) 中断口形貌为等轴韧窝, 等轴韧窝标志着正应力下的断裂, 但韧窝相对较小、较浅, 说明该试样弯角部位的塑性有一定的改善; 在 650 °C 和 700 °C 热成形时, 可见大量的抛物线韧窝, 属于韧性断裂。抛物线韧窝是韧性断裂的特征, 当材料在微小区域内塑性形变产生显微空洞, 通过形核、长大和聚集, 经相互连接导致断裂后在断口表面留下的特征。这说明 QSTE700TM 高强钢在断裂前发生明显的塑性变形。综上所述, QSTE700TM 高强钢断口扫描电镜实验结果与弯角试样拉伸试验结果相互印证。

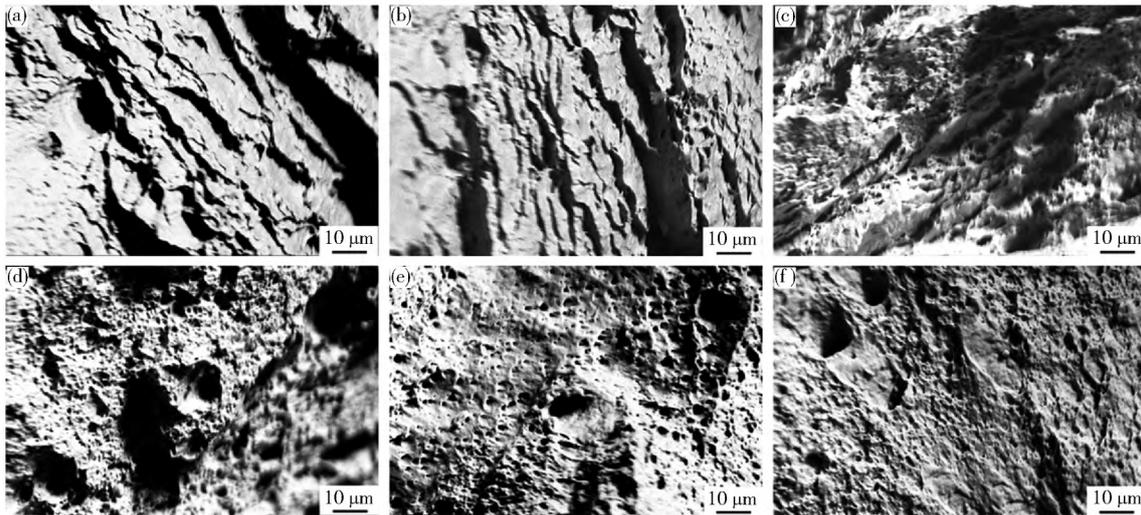


图 8 不同温度下角部试样的拉伸断口形貌. (a) 25 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 650 °C; (f) 700 °C

Fig. 8 Fracture morphologies of corner specimens at different temperatures: (a) 25 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 650 °C; (f) 700 °C

2.3 微观组织

图 9 给出不同热辊压成形温度下方管弯角部位的微观组织形貌图. 从图中可以看到不同的辊压成形温度对高强钢的显微组织有显著的影响. 在室温辊压成形时, 分布在铁素体基板上板条状贝氏体被拉长, 具有明显的冷轧态滑移带组织; 在 500 °C 和 550 °C 热辊压成形时, 组织形貌与室温成形下时相似, 冷轧态的组织没有明显的消除, 沿着轧制方向仍具有显著的方向性, 如图 9 (b) 和 (c);

当热辊压成形温度达到 600 °C 时, 带状组织已经基本消除, 只有少量沿轧制方向上被拉长的铁素体晶粒, 基体铁素体发生再结晶; 当温度升高到 650 °C 时, 铁素体发生完全再结晶, 板条状贝氏体被粒状贝氏体取代, 此时高强钢的强度和延伸率达到了一个最佳的匹配^[16]; 继续升高成形温度至 700 °C 时, 如图 9 (f) 所示, 多边形铁素体晶粒长大, 粒状贝氏体含量减小, 所反应出的力学性能延伸率有大幅度的提高, 但是强度急剧下降.

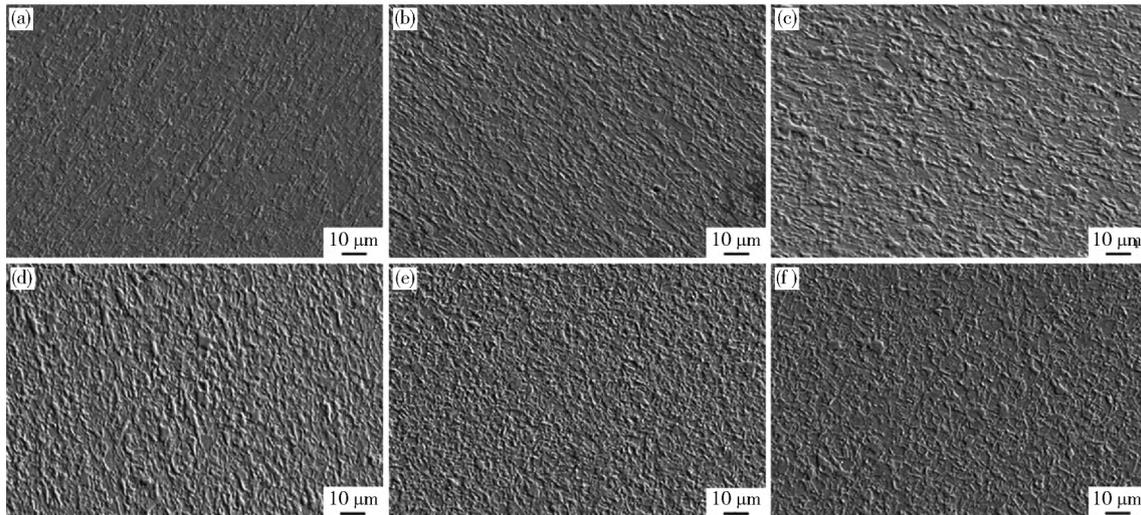


图 9 不同成形温度下方管弯角处的微观组织. (a) 25 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 650 °C; (f) 700 °C

Fig. 9 Microstructures of the corner of the hot-roll-formed square tube at different temperatures: (a) 25 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 650 °C; (f) 700 °C

2.4 残余应力

图 10 给出不同热辊压成形温度下方管外表面周向残余应力和纵向残余应力的大小和分布. 测量结果表明: 在 25 °C 辊压成形时 (图 10 (a)), 外表面纵

向残余应力均为拉应力, 2 点是最小拉应力点, 为 100.3 MPa, 17 点是最大拉应力点, 为 378.2 MPa; 试样外表面周向残余应力的分布波动较大, 圆角过渡区为拉应力, 且拉应力较大, 而圆角和平面部位均为

压应力,最大点的位置在焊缝对边平面部位的中点1,为 -278.6 MPa 。这是因为方管在成形过程中,受到轧辊四向挤压力,使得角部发生塑性形变。当外力撤掉后,方管发生回弹,然而发生形变的角部限制相

邻部位的形变回复,出现圆角过渡区为拉应力而圆角为压应力的结果。在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热辊压成形时,周向残余应力和纵向残余应力相比于 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 辊压成形时并没有太大的变化。

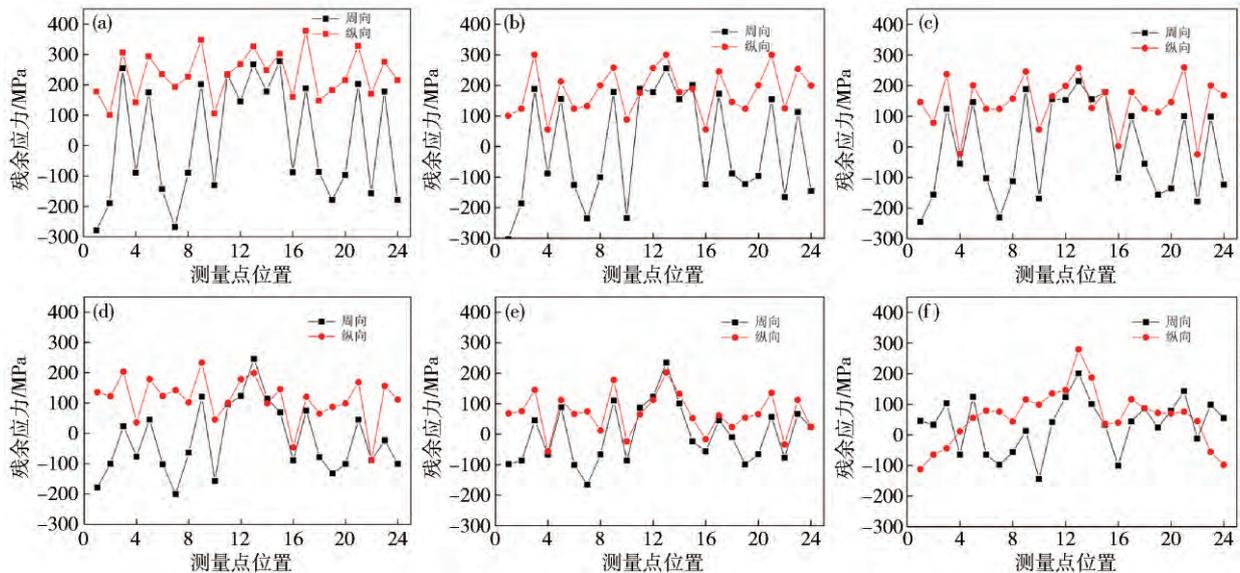


图10 不同成形温度下方管外表面残余应力分布。(a) $25\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $550\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $600\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$; (f) $700\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 10 Residual stress distributions on the outside surface of the hot-roll-formed square tube at different temperatures: (a) $25\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $550\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $600\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$; (f) $700\text{ }^{\circ}\text{C}$

随着温度的进一步提高,纵向残余应力和周向残余应力都得到明显的改善。如在 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热辊压成形时,纵向残余应力的平均值相比于 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 辊压成形时,下降 70.6% ;而周向残余应力圆角过渡区的最大拉应力值减小为 110.3 MPa ,同时焊缝对边平面部位的中点1位置下降为 -98.5 MPa 。这是由于加热温度改善QSTE700TM高强度钢的成形性能,减小回弹。然而,当热辊压成形温度为 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,纵向残余应力的变化趋势不同于之前,整体分布特点为方管下半部分为压应力,上半部分为拉应力。分析其原因是由于在辊压成形过程中加热温度偏差使得成形力不一致造成的拱形弯曲。

由图10中可见,无论是周向残余应力还是纵向残余应力,在焊缝处的残余应力均为拉应力且数值较大,在热辊压成形工艺过程中,焊缝处残余应力只是轻微的下降。这是因为本文中所设计的感应线圈只对弯角处加热,对焊缝的影响较小,所以此处的残余应力变化较小。

3 结论

(1) 随着热辊压成形温度的升高,弯角部位成形性能得到明显的改善。当成形温度为 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$,方管角部力学性能与母材力学性能相近,这是冷作硬化效应与加热软化效应共同作用的结果。所设计线性感应加

热线圈对方管平面部位的影响可忽略不计。

(2) 当成形温度为 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,拉伸断口形貌出现大量的抛物线韧窝,属于韧性断裂。其弯角处的微观组织变化规律为由板条状贝氏体向粒状贝氏体发展,角部显微组织特征与其力学性能相互印证。

(3) 随着热成形温度的升高,由于回弹和成形性能的改善,纵向和周向残余应力都明显减小且分布更加合理。综上所述,热辊压成形工艺的最佳温度选择为 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

参考文献

- [1] Kleiner M, Geiger M, Klaus A. Manufacturing of lightweight components by metal forming. *CIRP Ann Manuf Technol*, 2003, 52(2): 521
- [2] Li Y X, Lin Z Q, Jiang A Q, et al. Use of high strength steel sheet for lightweight and crashworthy car body. *Mater Des*, 2003, 24(3): 177
- [3] Jambor A, Beyer M. New cars: new materials. *Mater Des*, 1997, 18(4): 203
- [4] Lindgren M. Experimental investigations of the roll load and roll torque when high strength steel is roll formed. *J Mater Process Technol*, 2007, 191(1-3): 44
- [5] Lim H, Lee M G, Sung J H, et al. Time-dependent springback of advanced high strength steels. *Int J Plast*, 2012, 29: 42
- [6] Huang S, Zhao Y X, He C F. Shear fracture of advanced high strength steels. *J Iron Steel Res Int*, 2014, 21: 938
- [7] Lee J, Kim J H, Lee M G, et al. Properties controlling the bend-

- assisted fracture of AHSS. *Int J Plast*, 2015, 75: 100
- [8] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(15): 2103
- [9] Bong H J, Barlat F, Ahn D C, et al. Formability of austenitic and ferritic stainless steels at warm forming temperature. *Int J Mech Sci*, 2013, 75: 94
- [10] Mori K, Maeno T, Maruo Y. Punching of small hole of die-quenched steel sheets using local resistance heating. *CIRP Ann Manuf Technol*, 2012, 61(1): 255
- [11] Mori K, Maeno T, Fuzisaka S. Punching of ultra-high strength steel sheets using local resistance heating of shearing zone. *J Mater Process Technol*, 2012, 212(2): 534
- [12] Naderi M, Ketabchi M, Abbasi M, et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *J Mater Process Technol*, 2011, 211(6): 1117
- [13] Eom J G, Son Y H, Jeong S W, et al. Effect of strain hardening capability on plastic deformation behaviors of material during metal forming. *Mater Des*, 2014, 54: 1010
- [14] Weng C C, Pekoz T. Residual stresses in cold-formed steel members. *J Struct Eng*, 1990, 118(5): 1427
- [15] Cui Z Q, Tan Y C. *Metal Materials and Heat-treatment*. 2nd Ed. Beijing: China Machine Press, 2007
(崔忠圻, 谭耀春. 金属学与热处理. 2 版. 北京: 机械工业出版社, 2007)
- [16] Mi Z L, Pan D J, Jiang H T. Typical continuous annealing technology of cold-rolled 700 MPa ultra-high strength low-alloy steel. *Chin J Eng*, 2015, 37(2): 185
(米振莉, 潘殿军, 江海涛. 700 MPa 冷轧低合金超高强钢的典型连续退火工艺. 工程科学学报, 2015, 37(2): 185)