DOI: 10.3901/JME.2019.10.077

Q&P 工艺对 1 800 MPa 新型热成形钢微观组织和力学性能的影响*

林利^{1,2} 梁文¹ 朱国明¹ 李宝顺¹ 康永林¹ 刘仁东²

(1. 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083;

2. 鞍钢集团钢铁研究院 鞍山 114009)

摘要: 现阶段热冲压成形钢一直存在塑性差、冲击韧性低、弯曲吸能有限等潜在问题, 需要采用一些新兴的技术来提高其塑性, 使其更好地服役于车身轻量化。采用盐浴的方式对 1 800 MPa 新型热冲压成形钢进行一步 Q&P 热处理, 研究淬火温度、配分时间和配分温度对热冲压成形钢微观组织和力学性能的影响, 并通过 XRD, EBSD 研究残余奥氏体的含量与分布以及残余奥氏体的含碳量, 得到最佳热处理工艺参数。研究表明: 当配分温度一定时, 随着配分时间的延长, 试样的抗拉强度和屈服强度呈现下降趋势, 而伸长率呈现增加的趋势。在 230 °C 配分 30 s 时, 试验钢的综合力学性能达到最佳, 其抗拉强度、伸长率和强塑积分别达到 2 034 MPa、10.2 % 和 20 747 MPa·%; 相比直接淬火分别提高 9.5%、73.5% 和 90.0%。在保持超高强度的同时, 塑性得到显著提高, 满足汽车用钢要求, 能够更好地服役于汽车轻量化制造。

关键词: Q&P 工艺; 热成形钢; 残余奥氏体; 力学性能

中图分类号: TG156

Influence of Quenching and Partitioning Process on Microstructure and Mechanical Properties of a Novel 1 800 MPa Hot Stamping Steel

LIN Li^{1,2} LIANG Wen¹ ZHU Guoming¹ LI Baoshun¹ KANG Yonglin¹ LIU Rendong²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083;

2. Iron and Steel Research Institute, Ansteel Group, Anshan 114009)

Abstract: At present, hot stamping forming steel has some potential problems, such as poor plasticity, low impact toughness, limited bending energy absorption, which need to be solved by some new technologies to make it serve the automobile lightweight better. So microstructure and mechanical properties of a novel 1 800 MPa hot stamping steel carried out one step method quenching and partitioning process are investigated. Quenching temperature, partitioning temperature and partitioning time are controlled by salt bath. What's more, the content and distribution of retained austenite are observed via XRD and EBSD and carbon content in retained austenite is calculated. It is found that when the partitioning temperature is constant, the tensile strength and yield strength of the specimens decrease with the increase of the partitioning time, while the elongation increases, and when the partitioning temperature and the partitioning time are 230 °C and 30 s respectively, the comprehensive mechanical properties of the experimental steel are best, the tensile strength is up to 2 034 MPa, while the elongation is up to 10.2%, and the production of tensile strength and plasticity is 20 747 MPa·%. Compared to the direct quenching, the tensile strength, elongation and production of them are increased by 9.5%, 73.5%, and 90%, respectively. This is that the plasticity and toughness have been significantly improved to meet the requirements of automotive steel, while maintaining ultrahigh strength, and this steel can better serve in automotive lightweight manufacturing.

Key words: Q&P process; hot stamping steel; retained austenite; mechanical properties

* 国家自然科学基金(U1460101)和高等学校博士学科点专项科研基金(20120006120002)资助项目。20180725 收到初稿, 20181225 收到修改稿

0 前言

2017年我国汽车产销量分别达到2 901.54万辆和2 887.89万辆,连续九年蝉联全球第一^[1];汽车保有量的迅猛增加为我国环境治理带来了严峻的挑战。研究表明,约75%的油耗与整车质量有关,汽车质量每下降10%,油耗下降8%,排放下降4%^[2],即可以通过降低汽车重量的方式有效地减少汽车尾气对环境的污染,改善环境质量。近年来,为达到减重、降耗、减排的目标,在汽车轻量化和高强度结构的广泛实施过程中,热冲压成形钢作为车身防撞材料广泛应用于车身制造中,并在乘员舱安全使用中起核心作用;热冲压成形钢及其他材料在车身上的应用情况如图1所示,其使用比例已达到38%,并且其应用情况还在不断的增加^[3-5];然而,传统的抗拉强度超过1 500 MPa的全马氏体热冲压成形件,其伸长率往往仅为5%~8%,一直存在塑性差、冲击韧性低、弯曲吸能有限、氢致延迟断裂等潜在的抗碰撞性能问题^[6],这些问题的存在,严重阻碍了热冲压成形钢在汽车工业中的进一步使用和发展,因此需要在现有的基础条件上,采用一些新兴的技术手段,对热冲压成形钢的塑韧性进行研究,增加其塑韧性能,使其更好地服役于车身轻量化。

图1 热成形件在车身上的应用^[5]

Q&P工艺是由美国SPEER^[7]教授在2003年提出的,其主要思想为残余奥氏体增强塑性。通过相应的热处理,使更多的碳进行配分并固溶于奥氏体中,降低奥氏体向马氏体转变的 M_s 温度点,最终在室温时获得较多的残余奥氏体,其工艺流程及相应的碳分配过程如图2所示,首先将在 A_{c3} 温度以上合适温度保温一定时间,使钢件完全奥氏体化,随即淬火至 M_s 和 M_f 间某一温度QT(Quenching temperature),形成马氏体和残余奥氏体的混合组织;然后在等于或高于QT的配分温度PT(Partitioning

temperature)下保温一定时间,使碳元素从过饱和马氏体中扩散到残余奥氏体中,最后淬火至室温。Q&P热处理后得到马氏体和残余奥氏体的混合组织,在受力过程中残余奥氏体向马氏体转变,发生TRIP效应^[8-10],使其具有良好的塑性和能量吸收性能;而马氏体保证了钢的强度,因此Q&P热处理工艺的提出使钢材在保证超高强度的同时具有较好的韧性。在Q&P热处理中,QT与PT相同时称为一步法,QT与PT不同时(一般 $PT > QT$)称为两步法。

图2 淬火配分工艺和组织演变示意图

由于两步法的配分温度PT相对较高(需进行二次加热),配分完成后,相比一步法,试验钢中残余奥氏体含量将会增多,马氏体含量相应较少,致使试样伸长率较好,而试样的强度较低,不一定能使钢材综合性能达到最优状态,而且考虑热冲压成形过程中的实际生产和操作非常迅速,很难再次对工件进行二次加热;因此,文章主要在优化合金成分和热处理工艺的基础上,对1 800 MPa新型热冲压成形钢进行一步Q&P热处理,研究Q&P工艺对热冲压成形钢微观组织和力学性能的影响,得到最佳的热处理工艺参数,为热冲压成形钢Q&P处理后续的实际生产化使用提供相关试验参考和理论依据。

1 材料与方法

1.1 材料

试验钢是基于传统热成形钢38MnB5成分自主优化设计的新型热冲压成形钢,其化学成分及对比如表1所示。其优化思路主要为去硼加铌、镍,适量Nb元素的添加有助于细化晶粒,在提高强度的同时,增加塑性,而且钢中将产生大量含Nb纳米级析出物,使试验钢产生析出强化;同时Ni的添加将有助于提高试验钢的淬透性,降低马氏体转变所需的临界冷却速度。

试验钢在实验室采用 50 kg 真空冶炼炉冶炼, 将铸造后的试验钢锭开坯并锻成 180 mm×150 mm×30 mm 的 3 块矩形坯料; 锻造后所得坯料将在 1 200 °C 下保温 2 h, 完全均热化后, 在两辊轧机下经多道热轧至 3 mm; 热轧后随炉冷却至室温, 其热轧态原始组织见图 3, 主要为铁素体、珠光体和少量马氏体组织。

表 1 试验钢及 38MnB5 化学成分(质量分数) %

	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ni	Nb
试验钢	0.30	1.52	1.46	0.32	0.16	—	0.48	0.053
38MnB5	0.38	0.22	1.21	0.28	0.15	0.005	—	—

图 3 试验钢热轧板组织

1.2 方法

利用 DIL805A 热膨胀仪对试验钢进行静态 CCT 曲线测定, 在锻坯上切取 $\phi 4$ mm×10 mm 的标准热膨胀试样, 在真空状态下以 10 °C/s 的升温速度加热到 1 000 °C 并保温 300 s, 使其完全奥氏体化, 再以 50 °C/s 的冷却速度冷却到 950 °C 保温 10 s, 使温度场均匀, 然后分别以 0.5、1、2、5、10、15、20、30、40 和 50 °C/s 的冷速将试样冷却至室温状态。

采用全面试验方法设定 Q&P 热处理工艺参数, 具体试验方案为: 利用控温精度为 ± 1 °C 的高温马弗炉将试验钢加热到 950 °C, 并保温 300 s, 随即利用控温精度在 ± 3 °C 的盐浴炉进行盐浴淬火, 淬火温度分别为 230 °C、250 °C、280 °C、和 310 °C, 每一温度的淬火保温时间为 30 s、60 s 和 120 s, 最后直接水淬至室温, 其具体工艺路线如图 4 所示, 同

图 4 Q&P 试验工艺图

时对试验钢选取 950 °C 保温 300 s 后的试样, 直接水淬, 并与上述 Q&P 热处理工艺进行对比。

经过上述热处理后, 从试样上切取相应的金相和拉伸试样。金相试样在淬火试样四分之一处切取, 其大小为 10 mm×10 mm, 拉伸试样在淬火试样四分之一处且垂直于轧制方向进行取样, 其尺寸如图 5 所示。切好的金相试样经过机械研磨、抛光后, 采用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀, 利用 LEO-1450 扫描电镜观察其组织形貌; 拉伸试样在 MTS810 电子万能试验机上按照标准 GB/T228.1-2010 进行拉伸, 拉伸速率为 2 mm/min。

图 5 拉伸试样尺寸(mm)

采用具有铜靶发射的 DMAX-RB 旋转阳极 X 射线衍射仪测试分析钢中的残余奥氏体的含量, 试验过程中, 其相应的参数为: 电压 40 kV、电流 150 mA、步宽为 0.02°。为了精确测定试样中残余奥氏体含量, 选择奥氏体(200)、(220)、(311)等 3 条衍射线和马氏体(200)、(211)两条衍射线, 进行步进扫描, 精确测定对应的衍射角 2θ 和积分强度 I ; 并利用绝热法计算残余奥氏体的含量。

2 结果与分析

2.1 静态 CCT 曲线

利用 Origin 作图软件对 DIL805A 热膨胀仪测得的试验数据进行处理, 作出每种不同冷却速度下热膨胀量和温度的关系曲线, 并利用切线法确定每种冷却速度下马氏体开始转变温度 M_s 和终止转变温度 M_f , 最终绘制成静态 CCT 曲线图, 如图 6, 从静态 CCT 曲线图中可以看出, 试验钢的临界温度 Ac_1 、 Ac_3 、马氏体转变温度 M_s 和 M_f 分别为 742 °C、

图 6 试验钢静态 CCT 曲线

855 ℃、315 ℃和 192 ℃；当试验钢以不同冷却速度冷却至室温时，存在着奥氏体向珠光体和铁素体、以及马氏体的转变区间，当冷却速度小于 2 ℃/s 时，室温下组织主要为铁素体、珠光体的混合物，当冷却速度在大于 5 ℃/s 时，室温下组织为马氏体。

静态 CCT 曲线的测定对 Q&P 热处理具有指导意义，便于奥氏体化温度，淬火温度、配分温度、以及淬火介质的选取。

2.2 Q&P 工艺对力学性能的影响

图 7 为不同 Q&P 热处理后试验钢的应力应变曲线，从图中可以看出，与直接水淬试样相比，Q&P 热处理后试样的塑性均得到明显的改善；为了进一步分析配分温度及时间对试样力学性能的影响，用

图 7 各 Q&P 工艺下的应力应变曲线

Origin 绘制出各试样的相关力学性能指标与不同 Q&P 工艺的关系曲线，见图 8，从图 8a 可以看出，除 230 ℃外，随着配分时间的延长，试样的伸长率呈现增加的趋势；首先迅速增加，到配分时间 60 s 后，增加幅度减缓；而抗拉强度和屈服强度变化规律与伸长率相反，呈现出下降的趋势，先迅速下降，到配分时间为 60 s 后，下降趋势减缓，如图 8b 和图 8c 所示。发生以上现象的主要原因在于钢中存在一定量的残余奥氏体，试样在拉伸过程中，残余奥氏体发生相变，使得试样的变形最大部位所产生的集中应力得到减缓，推迟了试样缩颈和裂纹的形成，最终使得总伸长率增加。当 QT 升高，钢中先形成马氏体的量将减少，致使碳向未转变奥氏体中扩散的量减少，因此残余奥氏体中固溶碳的含量减少，使得残余奥氏体更容易产生滑移^[11-12]，从而使得试验钢更容易屈服，因此，随 QT 的升高，Q&P 工艺处理的钢的屈服强度逐渐降低。

从图 8a、8b 中还可以看出在 230 ℃时，随着配分时间的延长，伸长率呈现先减少后增大的趋势，并且在 60 s 配分后其总伸长率低于其他配分温度。配分时间为 30 s 时，通过 EBSD 试验测得，残余奥氏体含量仅为 3%；力学拉伸试验表明其抗拉强度最高，达到了 2 034 MPa，伸长率和强塑积分别达到了 10.2%和 20 747 MPa·%，与其他 Q&P 热处理工艺对比，其综合力学性能最佳。分析认为，在 230 ℃配分 30 s 时，配分温度 QT 较低，在 Q&P 处理过程中，先形成马氏体含量较多，保证了试验钢较高强度，同时在配分过程中，先形成马氏体中的碳元素扩散至未转变的残余奥氏体中，奥氏体的稳定性增加，并且先形成马氏体在配分时发生自回火，其塑性得到改善，淬火至室温时，虽产生较多的次生马氏体，但其碳含量较低，硬度较小，在拉伸过程中，残余奥氏体的 TRIP 效应，能够使试样不至于塑性损伤，最终使试样具有良好的综合力学性能。随着配分时间延长至 60 s 时，总伸长率的下降主要与次生马氏体的高硬度、极差的塑韧性以及残余奥氏体的含量有关。在配分过程中，碳从马氏体向未转变的奥氏体扩散，但由于配分温度低，大部分未转变奥氏体中碳含量小于冷却到室温时不发生转变的所需最小碳含量，随着配分时间延长至 60 s 后，冷却到室温时，次生孪晶马氏体稍有减少，但其碳含量较 30 s 时增多，其硬而脆，塑性、韧性极差，残余奥氏体含量虽有少量增多，二者综合作用致使伸长率下降。随着配分时间进一步延长至 120 s，导致大部分未转变奥氏体中碳含量高于冷却到室温时所需的碳含量，残余奥氏体含量相对增

多, 次生的孪晶马氏体量显著减少。此时残余奥氏体的增塑性占主导地位, 二者综合作用下, 试样的塑韧性提高。

试验钢在 950 ℃, 保温 300 s 后直接进行水淬处理, 测得其抗拉强度为 1 857 MPa, 伸长率为 5.8%, 强塑积为 10 919 MPa·%。与直接淬火试样相

比, Q&P 热处理后试验钢在保证强度的同时, 塑性有了较大的提升, 对比图 8d 发现, Q&P 热处理后, 试验钢的强塑积要显著高于直接淬火试样。在 230 ℃下, 配分 30 s, 其伸长率较直接淬火提高了 73.5%, 强度变化较小, 相比提高了 9.5%, 而强塑积提高了近一倍, 为 90%。

图 8 各试样的力学性能与不同 Q&P 工艺关系曲线

2.3 显微组织成分及形貌分析

几种典型的淬火配分温度和配分时间所得到的显微组织如图 9 所示, Q&P 热处理过程中, 马氏体与奥氏体的含量比例与淬火温度 QT 及配分时间相关。当淬火致 QT 温度时, 先形成的马氏体的含量与配分温度 QT 存在式(1)所示的关系^[13]

$$f_m = \exp(-0.01(M_s - QT)) \quad (1)$$

其中, f_m 为淬火至 QT 时先形成马氏体的分数; M_s 为马氏体转变起始温度。可知, 淬火温度 QT 的高低, 决定了先形成马氏体的分数, 即相应的决定了该温度下初始奥氏体的含量, 淬火温度越低, 先形成的马氏体的含量就越多, 奥氏体被先形成马氏体包围, 先形成马氏体中的碳原子将向残存的少量奥氏体中扩散, 致使奥氏体中的碳含量增加, 以至于

其能够稳定至室温状态而不发生相变, 但室温下可获得的残余奥氏体量很低。

从显微组织图中可以看出, 与直接淬火所得的全马氏体形貌相比, 试验钢种马氏体板条界发生明显的变化, 板条变得更加细长, 出现明显的易腐蚀区域, 并且存在非马氏体部分, 在 230 ℃下, 配分 30 s 后, 组织为马氏体和少量的残余奥氏体, 马氏体板条轮廓清晰, 易于腐蚀; 当配分温度和时间分别提高至 250 ℃和 60 s 时, 马氏体板条更容易被腐蚀, 板条界限变得更加清晰可见, 当进一步提高配分温度和时间至 280 ℃和 120 s 时, 板条界限开始变得虚化模糊, 难以识别, 非马氏体成分增加。进一步提高配分温度至 310 ℃时, 组织情况与 280 ℃、120 s 时相似, 马氏体板条轮廓虚化, 板条束被非马氏体部分阻隔, 易腐蚀区域增加。

图 9 不同 Q&P 工艺对试验钢显微组织的影响

2.4 拉伸断口分析

通过扫描电镜分别对 Q&P 热处理工艺为 230℃ 配分 30 s 试样和直接淬火试样的拉伸断口进行观察, 其微观断口图如图 10 所示, 从图 10a 中可以看出, 断口的形貌主要为不同大小的韧窝和少量断裂岭, 韧窝较深且呈现明显的不均匀分布。分析认为, 这是由于在 Q&P 工艺下, 淬火至配分温度时, 其过冷度较小, 马氏体内淬火应力较小, 并且在 230~310 °C 配分一定时间, 马氏体发生自

回火, 缓解了内应力, 淬火至室温后有少量残余奥氏体形成; 在拉伸过程中, 残余奥氏体吸收能量并向马氏体转变, 相对减缓了晶内应力, 延迟了裂纹的产生, 相对减少了穿晶断裂岭的数量, 随着位错的进一步产生和运动, 在 Nb 的纳米级析出物(如图 11 所示)处, 将产生位错堆积, 位错需绕过析出粒子进行滑移, 从而产生位错环, 最终随着位错的进一步堆积, 析出位置将产生微小孔洞, 最终形成不同大小的韧窝。

图 10 拉伸断口

图 11 Nb 的纳米级析出物形貌和能谱

通过图 10b 可以发现, 断口形貌为小韧窝和穿晶准解离断裂岭, 断裂岭几乎占据了断口的一半, 试样虽然保持了部分韧性断裂特征, 但其韧窝的数量和深度明显小于图 10a, 并且断裂岭较多。分析认为, 产生大量断裂岭是由于直接淬火过冷度较大, 导致产生较大的淬火应力, 在马氏体基体中存在大量位错, 使少量晶粒点阵发生扭曲, 裂纹在点阵扭曲的晶粒内萌生和扩展时, 将进一步发生较大的塑性变形, 裂纹沿着薄弱部位以撕裂的方式扩展, 从而产生部分准解离断裂岭, 发生穿晶断裂。

由此可以判断 Q&P 热处理后试样的塑性要比的直接淬火试样好, 并且将此观察结果与拉伸试验结果进行对比, 可进一步证实伸长率的高低可明显反映试样塑性的好坏, 在 Q&P 热处理后, 试验钢的塑性得到了一定的提升。

2.5 残余奥氏体含量及其分布

图 11 为不同 Q&P 工艺试样的 XRD 图谱, 将测得的 XRD 数据, 根据绝热法公式, 如式(2)所示计算试样中残余奥氏体含量

$$w_{\gamma} = 1 / \left(1 + G \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}} \right) \quad (2)$$

式中, w_{γ} 为残余奥氏体含量; I_{γ} 、 I_{α} 分别为 γ 、 α 相的衍射峰积分强度; G 为 γ 、 α 相的特定晶面相关参数, 本文采用多个组合进行计算求平均, 最终得到残余奥氏体的含量。并利用碳含量与奥氏体点阵参数经验公式计算奥氏体中碳元素的含量, 如式(3)、(4)所示^[14]

$$C_{\gamma} = (a_{\gamma} - 3.5467) / 0.0467 \quad (3)$$

$$a_{\gamma} = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} / (2 \sin \theta_{hkl}) \quad (4)$$

式(3)、(4)中, a_{γ} 为奥氏体的点阵参数, C_{γ} 为奥氏体中的碳含量, λ 为 XRD 试验中 X 射线波长, (hkl) 为晶面常数, θ_{hkl} 为布拉格角。

从图 12 中可以明显看出, Q&P 热处理后试样

中存在明显的残余奥氏体衍射峰, 根据绝热法计算出残余奥氏体的含量并绘制其与 Q&P 工艺的关系曲线, 见图 13a; 可以看出, 残余奥氏体的含量与伸长率的变化趋势相同, 随着配分时间的延长, 残余奥氏体的含量呈现增加的趋势, 进一步分析可知, 经过一步法 Q&P 热处理后试验钢主要有两个特点: ① Q&P 热处理后, 试验钢中存在残余奥氏体, 并且随着配分温度的提高及配分时间的延长, 残余奥氏体含量相对增多, 其最大可达到 7.03%, 其主要原因是, 在配分过程中, 从马氏体向奥氏体转移的碳含量增加, 使得室温下奥氏体的稳定性增加; ② 一步法 Q&P 热处理后, 残余奥氏体的含碳量随配分时间延长呈现增加的趋势, 但变化量较少, 并没有随着 Q&P 工艺参数的不同而产生较大数值的波动, 其最终碳含量在 1.25%~1.29%之间, 明显高于试验钢的平均碳含量 0.3%, 如图 13b 所示, 这与文献[15]所得的结果相一致, 只有残余奥氏体中碳含量高于某一临界值后, 其可以使奥氏体稳定至室温状态而不发生马氏体相变, 并且随着时间的延长, 奥氏体中含碳量在某一区间内发生较小波动, 最终趋于稳定。

图 12 不同 Q&P 工艺试样的 XRD 图谱

为了进一步观察一步法 Q&P 热处理后残余奥氏体在基体中的分布情况, 选取配分温度和配分时间分

别为 230 °C 和 30 s 工艺下的试样进行 EBSD 试验, 其试验结果如图 14 所示, 图 14a 为试验钢在此 Q&P 热处理参数下的衍射花样质量成像图, 图中白色箭头所指的部分以及椭圆圈出部分均为残余奥氏体, 通过软件处理并计算, 残余奥氏体的含量仅为 3%, 明显低于其他热处理工艺所得残余奥氏体含量, 分析认为

这可能是由于 EBSD 试验取图观察范围很小, 使得测量值可能偏小; 图 14b 为图 14a 完全相对应的组织分布图, 其可以明显的观测残余奥氏体在基体中的分布状态, 其中红色点块状组织为残余奥氏体, 基体组织为马氏体, 结合图 14a 和图 14b 可以明显的看出, 残余奥氏体均匀分布于马氏体板条界处。

图 13 残余奥氏体及其碳含量与 Q&P 工艺关系曲线

图 14 残余奥氏体分布

3 结论

通过对不同配分温度, 配分时间下, 试验钢的微观组织观察和力学性能测试; 对残余奥氏体的形态、分布、含量以及碳含量进行观察和测定, 开展了 Q&P 工艺对 1 800 MPa 级新型热成形钢微观组织和力学性能的影响规律研究, 得出以下结论。

(1) 静态 CCT 曲线的测定对 Q&P 热处理具有指导意义, 便于奥氏体化温度, 淬火温度、配分温度、以及淬火介质的选取。本试验钢的 A_{c1} 和 A_{c3} 分别为 742 °C 和 855 °C; 马氏体转变温度 M_s 和 M_f 分别为 315 °C 和 192 °C。

(2) Q&P 工艺处理过程中, 随着配分温度的增加及配分时间的延长, 试验钢的伸长率呈现增加趋势, 而抗拉强度与屈服强度逐渐降低, 这主要与试验钢中残余奥氏体增强塑性机制有关。

(3) Q&P 工艺有助于试验钢塑性的提升, 在 230 °C, 配分 30 s 时, 试验钢综合力学性能最好, 抗拉强度、伸长率及强塑积达到 2 034 MPa、10.2%, 和 20 747 MPa·%; 相比直接淬火试样, 其分别提高了 9.53%、73.5%和 90%, 可更好地服役于汽车轻量化。

(4) 试验钢中残余奥氏体含量与 Q&P 工艺参数有关, 其随着配分温度的提高及时间的延长而增多, 且均匀分布于马氏体板条间; 而残余奥氏体的含碳量保持在 1.25 %~1.29 %, 整体趋于稳定。

参 考 文 献

- [1] 中华人民共和国工业和信息化部. 2017 年汽车工业经济运行情况[EB/OL]. [2018-01-12]. <http://www.miit.gov.cn/n1146312/n1146904/n1648362/n1648363/c6011922/content.html>. Ministry of Industry and Information Technology of

- People's Republic of China. Economic Operation of Automobile Industry in 2017[EB/OL].[2018-01-12]. <http://www.miit.gov.cn/n1146312/n1146904/n1648362/n1648363/c6011922/content.html>.
- [2] 唐见茂. 新能源汽车轻量化材料[J]. 新型工业化, 2016, 6(1): 1-14.
- TANG Jianmao. Lightweight materials for new energy vehicles[J]. The Journal of New Industrialization, 2016, 6(1): 1-14.
- [3] LIN Li, LI Baoshun, ZHU Guoming, et al. Effect of niobium precipitation behavior on microstructure and hydrogen induced cracking of press hardening steel 22MnB5[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 721(4): 38-46.
- [4] 郝亮, 朱国明, 闻玉辉, 等. 超高强度硼钢 38MnB5 的热冲压工艺研究[J]. 中南大学学报, 2018, 49(4): 817-823.
- HAO Liang, ZHU Guoming, WEN Yuhui, et al. Study on hot stamping process of 38MnB5 ultra high strength boron steel[J]. Journal of Central South University, 2018, 49(4): 817-823.
- [5] TAYLOR T, CLOUGH A. Critical review of automotive hot-stamped sheet steel from an industrial perspective[J]. Materials Science & Technology, 2018, 37(7): 809-861.
- [6] WEN Yuhui, ZHU Guoming, DAI Siyu, et al. Effect of Ti on microstructure and strengthening behavior in press hardening steels[J]. Journal of Central South University, 2017, 24(10): 2215-2221.
- [7] SPEER J, MATLOCK D K, COOMAN B C D, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2611-2622.
- [8] 李小琳, 王昭东. 一步 Q&P 工艺对双马氏体钢微观组织与力学性能的影响[J]. 金属学报, 2015, 51(5): 537-544.
- LI Xiaolin, WANG Zhaodong. Effect of one step Q&P process on microstructure and mechanical properties of a dualmartensite steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(5): 537-544.
- [9] LARS O W, FLORIAN N, DMYTRO R, et al. 1-step quenching and partitioning of the press-hardening steel 22MnB5[J]. Steel Research International, 2016, 87: 1-14.
- [10] LIU Li, HE Binbin, CHENG Guanju, et al. Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained austenite[J]. Scripta Materialia, 2018, 150(6): 1-6.
- [11] PIERCE D T, COUGHLIN D R, CLARKE K D, et al. Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions[J]. Acta Materialia, 2018, 151(6): 454-469.
- [12] 徐祖耀. 淬火-碳分配-回火(Q-P-T)工艺浅介[J]. 金属热处理, 2009, 34(6): 1-8.
- XU Zuyao. A brief introduction to quenching partitioning tempering(Q-P-T) process[J]. Heat Treatment of Metals, 2009, 34(6): 1-8.
- [13] 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体 [M]. 2 版. 北京: 科学出版社, 1999.
- XU Zuyao. Martensitic transformation and martensite. [M]. 2nd ed. Beijing: Science Press, 1999.
- [14] NISHIYAMA Z. Martensite transformation[M]. Tokyo: Maruzen, 1979.
- [15] PENG Fei, XU Yunbo, GU Xingli, et al. The relationships of microstructure-mechanical properties in quenching and partitioning (Q&P) steel accompanied with microalloyed carbide precipitation [J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 723(18): 247-258.

作者简介: 林利, 男, 1981 年出生, 博士研究生。主要从事汽车用钢产品开发和应用技术研究。

E-mail: ag_linli@126.com

朱国明(通信作者), 男, 1974 年出生, 博士, 副教授。主要从事于材料加工过程数值模拟及应用; 先进汽车用金属材料的开发、制备及应用。

E-mail: zhuguoming@ustb.edu.cn