

DOI: 10.3901/JME.2022.16.043

超高强度钢的短流程热成形工艺 及其微观组织演化*

侯泽然¹ 王建锋² 卢琦² 闵峻英¹ 何志康¹ 张显¹
汪锦成¹ 林建平¹

(1. 同济大学机械与能源工程学院 上海 201804;
2. 通用汽车中国科学研究院 上海 201206)

摘要: 在降碳和安全的大背景下, 汽车用超高强度钢的发展面临新的挑战。通过改变冷轧板的退火工艺, 将退火组织转化为马氏体, 可大幅提高热成形过程中材料完全奥氏体化的效率, 从而缩短热成形所需的总加热时间。基于此, 将新材料和新工艺相结合, 提出了短流程热成形工艺。以无镀层热成形钢为例, 研究了短流程热成形工艺下钢的微观组织演化及力学性能。结果表明, 初始组织为马氏体和碳化物的免镀层钢, 以 100 °C/s 加热至 930 °C, 保温 30 s 以内可实现完全奥氏体化, 并获得马氏体和 3%~5% 残余奥氏体的混合组织, 且最终材料具备较高的强韧性, 其抗拉强度可达 1 578 MPa, 伸长率为 7.8%。由此, 热成形所需的总加热时间可缩短至 1 min 以内, 相比传统硼钢板热成形工艺所需的 5 min 加热时间, 短流程热成形新工艺在保证零件强韧性的同时将总加热时间缩短了 80% 以上, 可有效助力节能降碳。

关键词: 热成形钢; 短流程; 马氏体; 快速加热

中图分类号: TG156

Short Process Hot Forming Technology and Microstructure Evolution of Ultra-high Strength Steels

HOU Zeran¹ WANG Jianfeng² LU Qi² MIN Junying¹ HE Zhikang¹ ZHANG Xian¹
WANG Jincheng¹ LIN Jianping¹

(1. School of Mechanical Engineering, Tongji University, Shanghai 201804;
2. China Science Lab, General Motors Global Research & Development, Shanghai 201206)

Abstract: Under the background of carbon reduction and safety, the development of ultra-high strength steels for automobiles are facing new challenges. By changing the annealing process of the cold-rolled sheet, the annealed microstructure could be transformed into martensite. The efficiency of complete austenitization of the material in the hot forming process can be greatly improved, thereby shortening the total heating time required for hot forming. A short-flow hot forming process was proposed by combining new materials and new processes. Taking coating-free hot forming steel as an example, the microstructure evolution and mechanical properties of steel under short-flow hot forming process are studied. Results shown that the non-plating steel with the initial structure of martensite and carbide can be fully austenitized by heating at 100 °C/s to 930 °C and holding for 30 s, and martensite and 3%-5% retained austenite can be obtained. The final material owns high strength and toughness: with tensile strength of 1 578 MPa, and elongation of 7.8%. Therefore, the heating time required for hot forming can be shortened to less than 1 min. Compared with the 5 min heating time required for traditional hot forming process of boron steel plate, the short process hot forming technology reduces the total heating time by more than 80% while ensuring the strength and toughness of the parts, which can effectively help energy saving and carbon reduction.

* 国家自然科学基金资助项目(52105395)。20211129 收到初稿, 20220403 收到修改稿

Key words: hot forming steel; short process; martensite; rapid heating

0 前言

2021 年 10 月 24 日,国务院印发的《2030 年前碳达峰行动方案》中,明确提出要有力有序有效做好碳达峰工作。其中,实施重点行业节能降碳工程,推动钢铁等行业开展节能降碳改造,被列为节能降碳增效行动之一^[1]。与此同时,美国公路安全保险协会(Insurance Institute for Highway Safety, IIHS)表示,新的、更严格的侧面碰撞测试将于 2023 年正式推出^[2]。在汽车轻量化的大背景下,碰撞法规的升级无疑给保险杠、防撞梁、B 柱等汽车结构安全件的设计与使用提出了更高的要求。可见,在“降碳”与“安全”的双重驱动下,作为汽车结构安全件中用量最大、强度最高的材料,汽车用(尤其是抗拉强度 1 500 MPa 以上)超高强度钢的发展迎来了新挑战。

热成形技术借助高温状态下材料良好的热加工性能,采用先成形后硬化的思路,解决了强度和成形性之间的矛盾。目前,以 22MnB5 为代表的热成形钢^[3-4]应用最为广泛,其抗拉强度在 1 500 MPa 以上,伸长率 5%~7%。随着国家降碳任务的逐渐加重,以及碰撞法规的日趋严格,近年来国内外的科研工作者在热成形钢的新材料和新工艺等方面做了大量的研究与探索。

在新材料方面的研究主要集中于以下三个方面:一是在原有热成形钢的基础上,通过提高碳含量,复合添加 Nb、V 等微合金元素,以获得更高强韧性的热成形钢^[5]。其中,东北大学易红亮等^[5]利用 V 微合金化与热成形工艺耦合来提升热成形钢的强韧性,研发了 2 000 MPa 热成形钢;中国汽车工程研究院联合中信金属股份有限公司^[6],研发了 NbV 复合微合金化热成形钢。二是利用淬火配分(Quenching and partitioning, Q&P)与热成形相结合的思想^[7-10],基于马氏体和奥氏体双相组织设计,来获得高伸长率的热成形钢。上海交通大学金学军等^[7]提出了塑性成形及材料热处理一体化工艺,并获得了伸长率达 14%以及强塑积高达 22 GPa%的低碳热成形硼钢板,东北大学易红亮等^[8-9]提出淬火-闪配分(Quenching and flash-partitioning, Q&FP)及淬火-回火&配分(Quenching-tempering & partitioning, Q-T&P)的概念,并成功设计出抗拉强度 1 800 MPa 以上,且伸长率大于 10%的热成形钢。三是对热成

形钢的表面保护,为避免热成形钢在高温下的氧化脱碳,通常对热成形钢预涂覆镀层,以 Al-Si 镀层技术^[11]最为常用,其中,安赛洛米塔尔公司最先实现热成形钢 Al-Si 镀层技术的产业化。2019 年,育材堂(苏州)材料科技有限公司^[12]研发了高韧性 Al-Si 镀层新技术,较目前镀层技术,将 22MnB5 钢的弯曲断裂应变提高 20% 以上。为克服 Al-Si 镀层成本昂贵以及环境不友好等方面的劣势,近年来科研人员尝试通过设计新材料及采用新工艺,以提高裸板的表面抗氧化性。其中,通用汽车中国科学研究院 WEI 等^[13]通过在合金中 Cr 和 Si 的复合添加以提高抗氧化性,研发了免镀层热成形钢,在具备高抗氧化性的同时,具有优异的力学性能,目前,该钢种已实现工业板全球生产,并成功在工业生产线上试制出表面光亮、无需抛丸的热成形零件。北京科技大学 LI 等^[14]采用同样的思路,在中锰成分的基础上添加 Cr,研发了相对 22MnB5 钢具有更优异力学性能和抗氧化性能的新型中锰热成形钢。

在新工艺方面的研究主要集中于以下三个方面:一是基于薄板坯连铸连轧(Compact strip production, CSP)工艺生产热成形钢^[15],目前国内主流钢厂已开发出 CSP 热成形钢。其中,武钢集团有限公司将短流程制造技术与车身轻量化技术相结合,实现了强度级别覆盖 1 300~2 000 MPa 热成形钢的 CSP 短流程工艺^[15]。二是基于性能梯度分布的热成形技术^[16],从加工工艺出发,通过控制板料加热温度、模具冷却速率、成形件接触面积等关键参数,制造具有力学性能梯度的热成形零件,从而让车身构件具备更好的碰撞吸能效果。三是采用感应加热、导电加热等先进加热手段,大幅度提升板料的升温速率,从而缩短板料在炉内加热的总时间。值得注意的是,Al-Si 镀层热成形钢若采用较快的加热速率会发生 Al 的液化从而导致粘辊及表面质量差等现象,目前快速加热技术仅能应用于裸板。同济大学 HOU 等^[17]将感应加热技术应用于免镀层热成形钢,在不降低材料强韧性的前提下,将热成形钢在传统辊道炉中所需 5 min 的加热时间缩短至大约 2 min,该方法的应用能大幅度提高生产效率,并缩减零部件企业在加热炉和厂房占地方面的投入。

在前期工作中,本课题组探索了快速加热应用于免镀层热成形钢的可行性^[17]。经研究发现,对于初始组织为铁素体+碳化物的 2.0 mm 厚免镀层热成形钢而言,经过 100 °C/s 的升温速率加热至 930 °C,

需要保温 120 s 才能保证完全奥氏体化。由于铁素体向奥氏体的相变为扩散型相变, 需要在高温下置换元素的充分扩散来实现完全奥氏体化, 因此即便快速升温至奥氏体化温度, 也无法缩短完全奥氏体化所必需的保温时间。由此可见, 要实现热成形的目标, 需要采取新的工艺路线。

用于热成形的钢板, 通常是由冷轧板在罩式退火炉中经 650 °C 保温 5~10 h 获得的^[13], 退火后, 硬脆的冷轧组织转化为再结晶后的铁素体+碳化物。连续退火设备的出现可以实现板材快速、均匀的加热。本文从改变初始组织入手, 采用高温短时热处理的工艺(图 1a)将冷轧板的初始组织转化成马氏体+碳化物。一方面缩短钢板冷轧后所需的退火时间, 另一方面利用马氏体在升温及保温过程中能更快转变为奥氏体的特点, 缩短完全奥氏体化时间, 以进一步缩短热成形工艺的时间。

目前, 鲜有研究从新材料和新工艺结合的角度出发, 以进一步实现减碳目标。本文基于对新型免镀层钢冷轧板退火工艺的设计, 定制钢板在热成形前的初始组织, 结合先进快速加热手段, 提出了一种短流程热成形工艺(图 1), 并研究免镀层钢在新工艺下的微观组织演变及力学性能。

1 试验

1.1 免镀层热成形钢

本文以通用汽车中国科学研究院研发的高强度免镀层热成形钢为例, 探索了短流程热成形工艺在超高强度钢中应用的可能性。其中, 材料的合金成分如表 1 所示, 材料厚度为 2.0 mm。

表 1 免镀层热成形钢的合金成分 %

元素	C	Mn	Cr	Si	Nb	Fe
质量分数	0.22	1.1	<2.5	<2.0	0.025	余量

1.2 短流程热成形工艺试验

将冷轧板经过 650 °C 保温 10 h(模拟罩式退火, 试样编号为工艺 A), 或 930 °C 保温 340 s(模拟高温短时热处理, 试样编号为工艺 B), 以获得铁素体+碳化物或马氏体+碳化物的初始组织。用线切割制备 10 mm×4 mm×2 mm 的试样, 并在 Bähr D805L 相变仪设备上热成形过程模拟。具体工艺为: 将试样以 100 °C/s 的升温速率加热至 930 °C, 保温 0 s 或 30 s, 然后在样品腔内通入氮气进行冷却, 确保试样以 60 °C/s 的冷却速率(模拟热成形后在模具内冷却)冷却至室温。

本课题组设计了基于导电加热的平板模淬火试验平台(图 2), 关于装置设计详见专利^[18], 可实现平板试样的快速加热以及在线淬火, 模拟热冲压的热处理过程。其中, 本次平板试样所采用的尺寸为 150 mm×30 mm。将试样水平固定在电极上, 两端电极各夹持 15 mm 长的试样, 并调整试样与下模的垂直距离为 2 mm。在试样中部焊接热电偶, 用于在线测量试样温度, 通过调整导电加热装置的电压来实现试样的快速加热及保温。利用该试验平台, 将工艺 A 和工艺 B 初始组织的试样经 30 s 快速升温至 930 °C(恒定电压, 升温速率先快后慢), 然后经 10 s 或 30 s 保温后, 再利用机械手控制上模快速下压, 实现合模。经 15 s 保压后将上模抬起, 此时试样温度降至 150 °C 以下(低于马氏体相变结束温度), 将经 10 s 或 30 s 保温的试样分别编号为 A-10s, A-30s, B-10s 和 B-30s。

待试样降至室温后, 将所有试样放置在 170 °C 的保温箱中, 保温 20 min(用于模拟汽车生产过程中烘烤涂装工艺的热过程), 随后取出试样并空冷至室温。

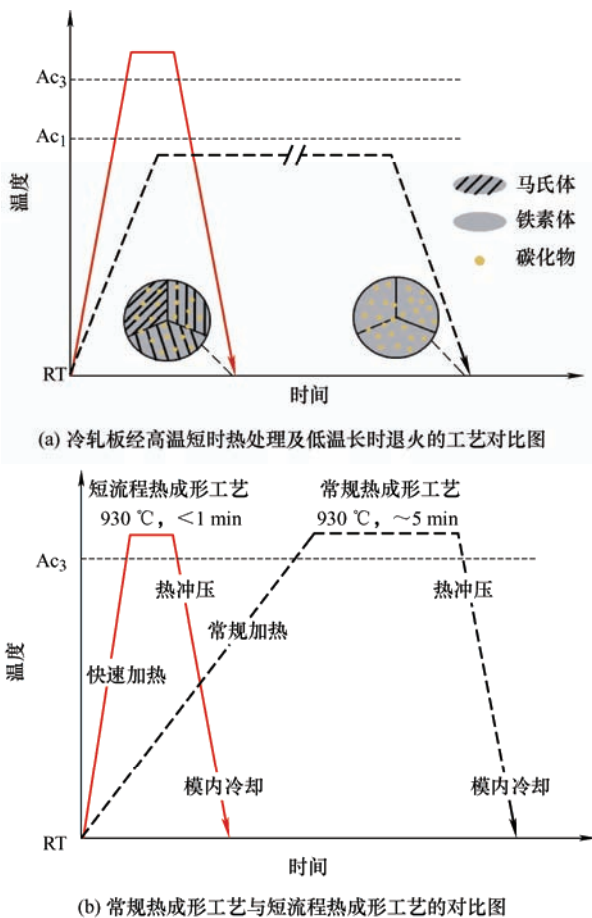


图 1 短流程热成形工艺示意图

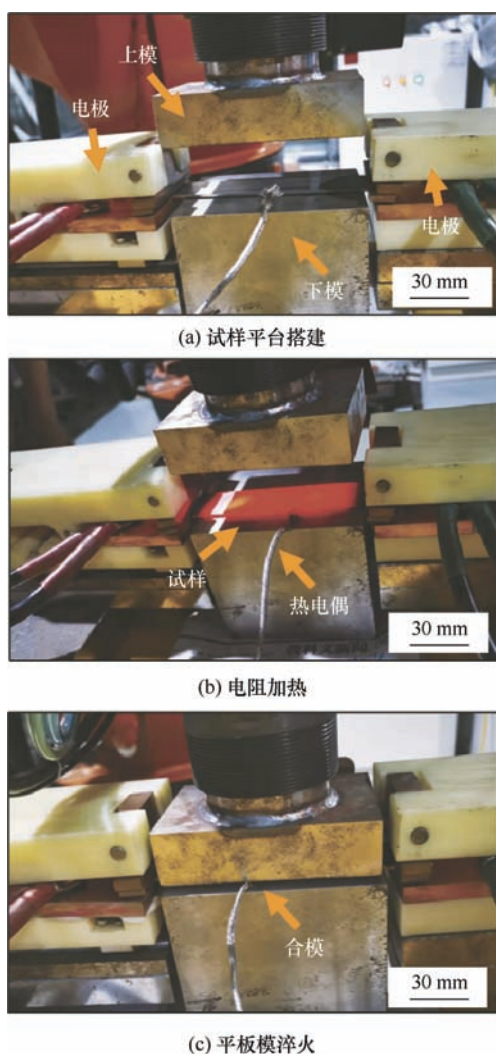


图 2 基于导电加热的平板模淬火试验平台

1.3 力学性能测试

根据 GB/T 228:2002 国家标准进行单向拉伸试验。单向拉伸试样采用 A25 试样标准(图 3), 平行段宽 6 mm, 长 32 mm, 标距为 25 mm。采用线切割沿板料轧制方向切割试样外轮廓, 并按照文献中描述的方式制作散斑^[19], 然后在 MTSE45.105 试验机上结合基于数字图像相关技术(Digital image correlation, DIC)进行室温拉伸试验。横梁速度设定为 2 mm/min, 直至拉断, 每个工艺重复 3 个试样。通过 DIC 后处理软件进行数据处理, 获得相应工艺的工程应力-工程应变曲线及基本力学性能参数。

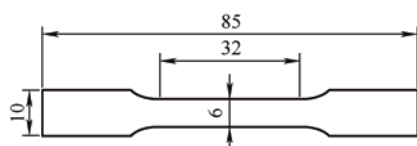


图 3 单向拉伸试样示意图(mm)

1.4 微观组织观察

对经工艺 A 和工艺 B 处理后的试样、工艺 A

和工艺 B 经相变仪工艺模拟后的试样、以及工艺 A 和工艺 B 经导电加热后模拟平板模淬火的试样, 进行微观组织分析。具体方法如下: 首先, 沿着轧制方向(Rolling direction, RD)在试样上用线切割加工尺寸为 6 mm×8 mm 的样品; 然后, 用酒精将样品清洗干净, 再用导电镶料进行试样镶嵌。将镶嵌后的试样经过 180 μm 、38 μm 、18 μm 和 8 μm 的砂纸打磨以及机械抛光后, 用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 6~8 s, 再用酒精将腐蚀液冲洗干净。腐蚀好的试样用场发射扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)进行微观组织观察。利用配备 X 射线衍射试验(X-ray diffraction, XRD)来确定经平板模淬火后试样的残余奥氏体的体积分数。通过积分 (200) γ 、(220) γ 、(311) γ 、(200) α 和(211) α 峰, 计算残余奥氏体的体积分数, 具体试样制备方法及残余奥氏体含量的计算方法在文献[20]中有详细说明。

2 短流程热成形工艺过程中的微观组织演变

对经过工艺 A 和工艺 B 退火后的试样进行 SEM 观测。其中, 图 4a 为经工艺 A 退火后的初始

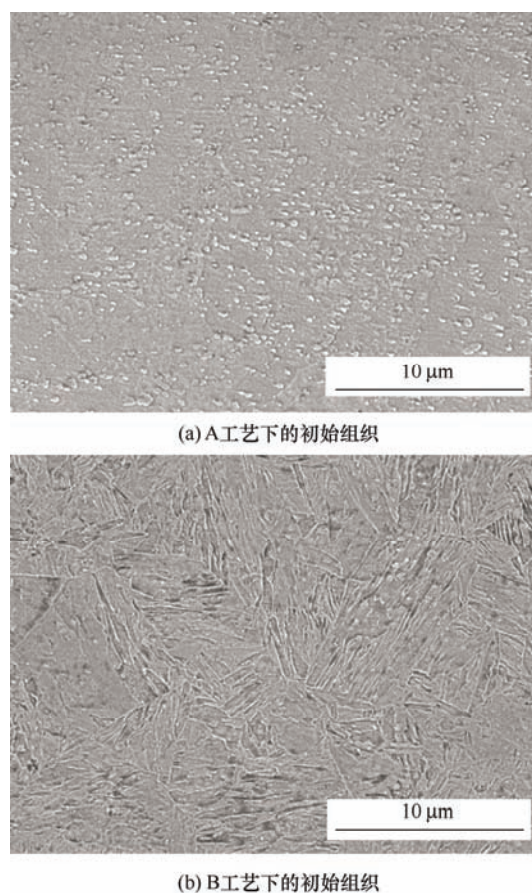
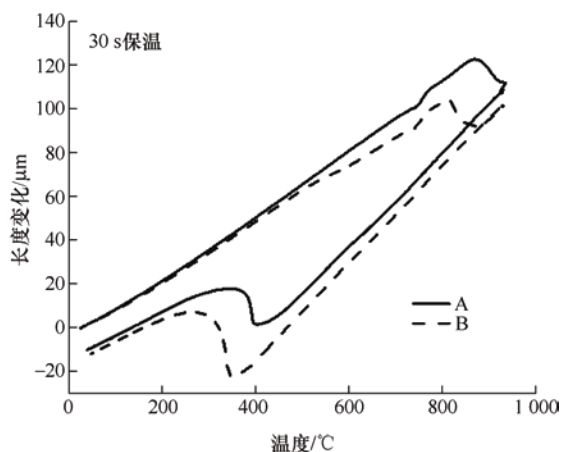


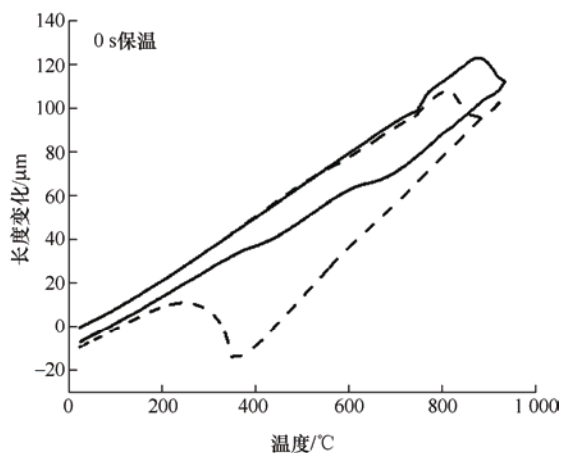
图 4 经不同退火工艺处理后初始组织的 SEM 图片

金相组织图片,从图中可以看出,试样组织以铁素体为主,在铁素体基体上有大量的碳化物。与前期工作相同^[17],由于合金中添加了一定量的 Cr,经 650 °C 退火 10 h 后,组织中会有大量 Cr 的碳化物存在。图 4b 为经工艺 B 热处理后的初始组织图片,在板条马氏体的基体上,同样有大量的碳化物存在,这是由于虽然经 930 °C 热处理,但 340 s 的保温时间不足以让 Cr 的碳化物充分溶解。因此,虽然 930 °C 保温 340 s 可以实现完全奥氏体化,并获得马氏体的基体组织,但依然有大量碳化物的存在,特别是 Cr 的碳化物,进而加大了组织的不均匀性^[13]。初始组织的不同会造成后续热成形过程中钢板性能的差异,后文中会详细说明。

图 5 为工艺 A 和工艺 B 试样经不同保温时间的相变仪曲线。进一步对比了经相变仪处理后工艺 A 和工艺 B 试样组织的 SEM 图片。其中,图 6a 和图 6b 分别为工艺 A 和工艺 B 试样经 30 s 保温后的金相组织图片。从图 6a 中可以看出,经 30 s 保温后,工艺 A 试样的组织中依然有少量的铁素体存在(如



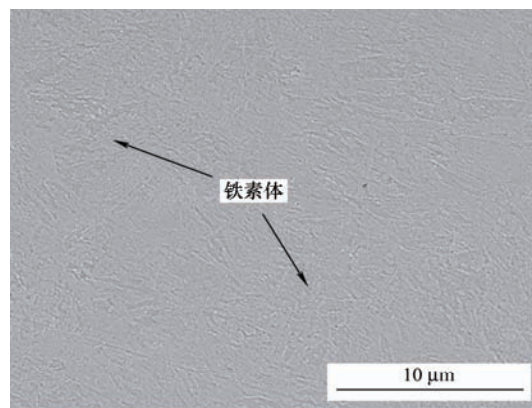
(a) A 和 B 经 30 s 保温后的相变仪曲线



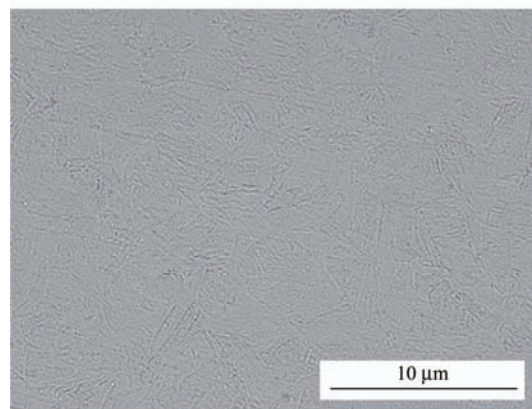
(b) A 和 B 经 0 s 保温后的相变仪曲线

图 5 工艺 A 和工艺 B 试样经不同保温时间的相变仪曲线

图 6a 中黑色箭头所示),经统计,铁素体的体积分数大约占 7%。图 6a 为工艺 B 试样经 30 s 保温后的 SEM 照片,组织以马氏体为主,并未发现铁素体。经过与图 5a 中相变仪曲线的对比可见,工艺 A 在经过 30 s 保温后尚无法实现完全奥氏体化,即图 6a 中的铁素体为 930 °C 保温时未溶解的铁素体。



(a) A 经 30 s 保温后的组织照片



(b) B 经 30 s 保温后的组织照片

图 6 经 30 s 保温后工艺 A 和工艺 B 试样的组织照片

图 7 分别为工艺 A 和工艺 B 试样经 0 s 保温后的金相组织图片。从图 5a 中工艺 A 经 0 s 保温后的 SEM 照片中可见,基体为铁素体+马氏体+碳化物的多相组织,且铁素体含量占 50% 以上。铁素体一方面来源于高温时未溶解的铁素体,另一方面来源于材料在冷却过程中发生的铁素体相变。前期研究发现^[17],初始组织为铁素体+碳化物的免镀层钢,以 100 °C/s 加热至 930 °C 后,需要约 120 s 的保温才能使铁素体充分溶解,从而实现完全奥氏体化。通过对比图 7b 和图 6b 可以看出,即使不经过保温,工艺 B 试样依然能保证在冷却过程中不发生铁素体相变,且不经保温直接冷却的试样仅有部分(小于 5%)高温未溶解的铁素体(如图 7b 中黑色箭头所示)存在。可见,采用工艺 B 退火后形成的马氏体+碳化物的初始组织,可以采用更短时的保温实现完全

奥氏体化。基于相变仪和 SEM 的试验结果, 下一步展开了材料经快速加热+短时保温的模拟热冲压试验并测试材料最终力学性能, 验证短流程热成形工艺的可行性。

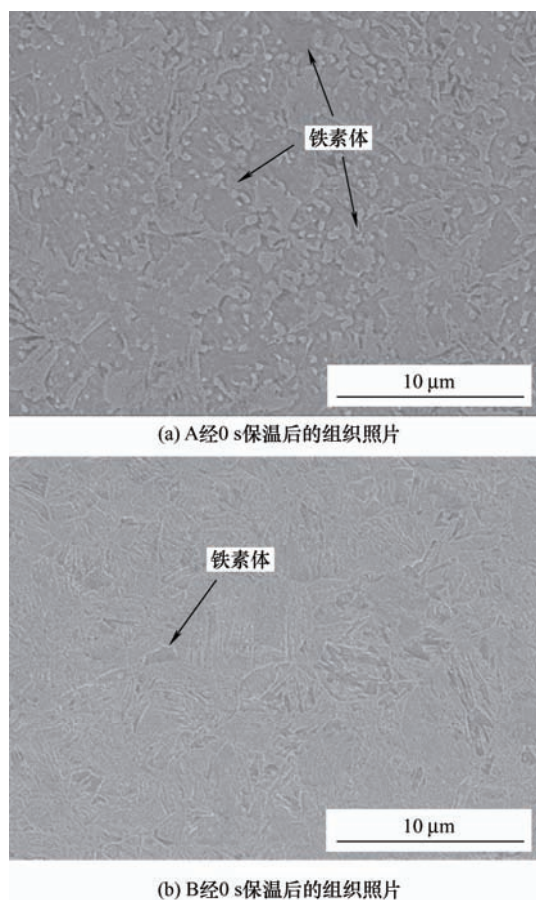


图7 经0 s保温后工艺A和工艺B试样的组织照片

3 短流程热成形后的力学性能分析

基于导电加热的平板模淬火试验平台, 本课题组进行短流程热成形工艺的探索。图8为工艺A和工艺B试样经快速加热及短时保温后的拉伸曲线, 通过对比可以发现, 在相同热成形工艺下, 经工艺B退火的试样均表现出更优异的力学性能。特别地, 当试样仅经过10 s保温然后冲压时, 工艺A试样的最终性能大幅度下降, 而工艺B试样仍保持了较高的强韧性。表2展示了不同初始组织经快速加热后的力学性能, 当保温时间由30 s缩短为10 s时, 工艺A试样的抗拉强度由1 511 MPa降至1 283 MPa, 降幅达230 MPa, 均匀伸长率和总伸长率分别由4.5%和6.7%下降至2.7%和5.1%。在30 s保温和10 s保温的工艺条件下, 工艺B试样的抗拉强度几乎不变, 均匀伸

长率和总伸长率均略有降低。

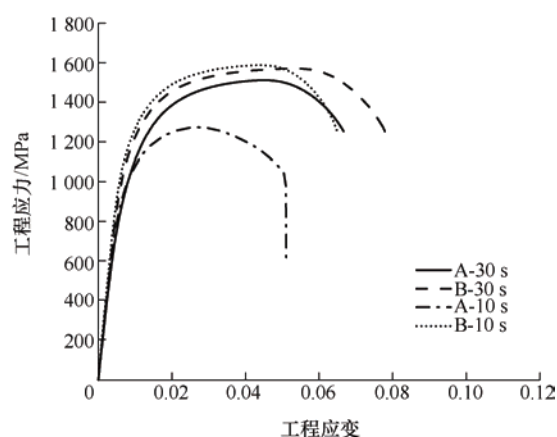


图8 经快速加热及短时保温后免镀层钢的工程应力-工程应变曲线

表2 不同初始组织经快速加热后的力学性能参数

试样编号	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	均匀伸长率 (%)	总伸长率 (%)
A-30s	1 204±9	1 511±12	4.5±0.3	6.7±0.4
B-30s	1 270±11	1 578±13	5.4±0.2	7.8±0.3
A-10s	1 072±8	1 283±15	2.7±0.5	5.1±0.4
B-10s	1 289±12	1 580±15	4.6±0.3	6.5±0.3

图9为不同短流程热成形工艺下A和B的XRD谱线, 经计算, 工艺A-30s, B-30s, A-10s和B-10s的残余奥氏体含量分别为3.9%, 4.5%, 4.9%和4.7%。考虑到材料本身性能的波动以及测量误差, 不同工艺下的残余奥氏体含量并未表现出明显差异。残余奥氏体在变形过程中通过相变诱发塑性(Transformation induced plasticity, TRIP)效应, 让变形难以在局部集中, 从而使得材料获得更好的均匀伸长率; 同时, 相变诱发马氏体相变能持续提供加工硬化, 并进一步提高材料强度。对于工艺A试样而言, 保温10 s后免镀层热成形钢的力学性能大幅度降低, 是由于组织中仍有大量的软相铁素体存在, 从而大幅度降低了材料的强度^[21]。工艺A-10s所获得的铁素体+马氏体+奥氏体的非平衡组织, 由于铁素体分布极不均匀, 在拉伸过程中材料由于组织不均匀而易发生局部失稳, 因此具有较差的强韧性。经30 s保温后, 铁素体已经基本溶解(图6a), 组织以马氏体为主, A-30s工艺获得了1 511 MPa的抗拉强度和6.7%的总伸长率。工艺B试样10 s保温和30 s保温时材料中铁素体已经基本溶解, 仅存在碳化物体积分数的差异, 因此在两种保温情况下均保

持了较高的强韧性。

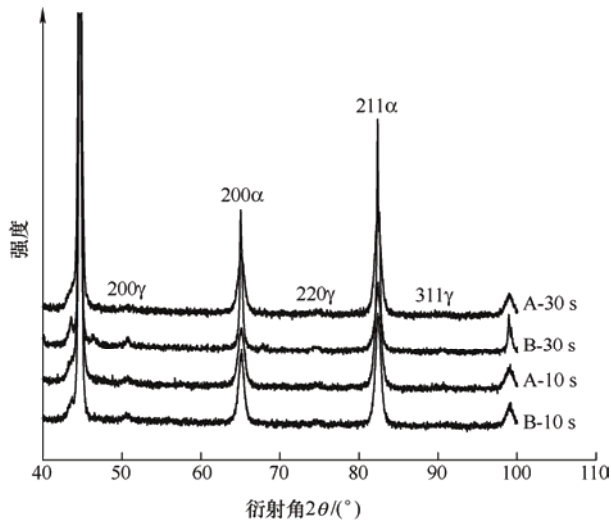


图9 不同短流程热成形工艺下材料的 XRD 谱线

经过对短流程热成形工艺的探索发现, 通过将初始组织转变为马氏体, 可以在更短时间内实现完全奥氏体化。短流程热成形工艺将钢板热成形所需的总加热时间缩短到 1 min 以内, 可以大幅度缩减总加热时间, 有助于推动钢铁行业的节能降碳改造。此外, 经短流程热成形工艺后免镀层热成形钢依然保持了较高的强韧性, 为汽车安全结构件的设计提供了保障。后续研究工作将考虑短流程热成形工艺在其它超高强度钢上的适用性, 以及短流程热成形工艺工业化的可行性。

4 结论

本文将新材料与新工艺相结合, 提出了短流程热成形工艺。并以免镀层钢为例, 研究了短流程热成形工艺对超高强度钢力学性能及微观组织的影响, 主要结论如下。

(1) 采用高温短时热处理工艺, 将冷轧板的初始组织转化为马氏体, 利用马氏体在 Ac_3 温度以上能更快转变为奥氏体的特性, 大幅度缩短热成形过程中完全奥氏体化所需的总加热时间。

(2) 将经过高温热处理(即工艺 B)获得的基体组织为马氏体和碳化物的免镀层钢, 以 $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的升温速率快速加热至 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$, 然后经 0 s 或 30 s 保温, 再冷却至室温, 0 s 保温的试样最终组织中仅有小于 5% 的铁素体, 而经过 30 s 保温的试样为马氏体+3%~5%残余奥氏体的基体组织。

(3) 利用基于导电加热的平板模淬火试验平台, 获得了具备 1 578 MPa 抗拉强度和 7.8% 总伸长率的材料, 验证了短流程热成形工艺的工业可行

性。后续将在此基础上进一步探索短流程热成形工艺所涉及微观组织演变的基础科学问题, 相信短流程将是未来超高强度钢发展的重要方向之一。

参 考 文 献

- [1] 国务院. 国务院关于印发 2030 年前碳达峰行动方案的通知[EB/OL]. [2021-10-24]. http://www.gov.cn/zhengce/content/2021-10/26/content_5644984.htm.
State Council. Notice of the State Council on printing and distributing the action plan for carbon peaking before 2030[EB/OL]. [2021-10-24]. http://www.gov.cn/zhengce/content/2021-10/26/content_5644984.htm.
- [2] Cludcar. IIHS 通过更严格的侧面碰撞测试提升了顶部安全撬杆[EB/OL]. [2021-10-27]. <https://zh.cludcar.com/bar/IIHS-raises-Top-Safety-Pick-bar-with-tougher-side-crash-test>.
Cludcar. IIHS elevates top safety skids with tougher side-impact tests [EB/OL]. [2021-10-27]. <https://zh.cludcar.com/bar/IIHS-raises-Top-Safety-Pick-bar-with-tougher-side-crash-test>.
- [3] 李辉平, 贺连芳, 杨肖丹, 等. 形变和冷却对 B1500HS 硼钢马氏体相变的影响[J]. 机械工程学报, 2016, 52(10): 67-74.
LI Huiping, HE Lianfang, YANG Xiaodan, et al. Effect of deformation and cooling on the phase transformation of martensite for B1500HS boron steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(10): 67-74.
- [4] 马宁, 胡平, 闫康康, 等. 高强度硼钢热成形技术研究及其应用[J]. 机械工程学报, 2010, 46(14): 68-72.
MA Ning, HU Ping, YAN Kangkang, et al. Research on boron steel for hot forming and its application[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2010, 46(14): 68-72.
- [5] 易红亮, 常智渊, 才贺龙, 等. 热冲压成形钢的强度与塑性及断裂应变[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 429-443.
YI Hongliang, CHANG Zhiyuan, CAI Helong, et al. Strength, ductility and fracture strain of press-hardening steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 429-443.
- [6] 刘安民, 冯毅, 赵岩, 等. 铌钒微合金化对 22MnB5 热成形钢显微组织与性能的影响[J]. 机械工程材料, 2019, 43(5): 34-37, 53.
LIU Anmin, FENG Yi, ZHAO Yan, et al. Effect of niobium and vanadium micro-alloying on microstructure and property of 22MnB5 hot press forming steel[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2019, 43(5): 34-37, 53.
- [7] 金学军, 龚煜, 韩先洪, 等. 先进热成形汽车钢制造与

- 使用的研究现状与展望[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 411-428.
- JIN Xuejun, GONG Yu, HAN Xianhong, et al. A review of current state and prospect of the manufacturing and application of advanced hot stamping automobile steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 411-428.
- [8] CAI H L, CHEN P, OH J K, et al. Quenching and flash-partitioning enables austenite stabilization during press-hardening processing[J]. Scripta Materialia, 2020, 178: 77-81.
- [9] HOU Z R, OPITZ T, XIONG X C, et al. Bake-partitioning in a press-hardening steel[J]. Scripta Materialia, 2019, 162: 492-496.
- [10] 林利, 梁文, 朱国明, 等. 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[J]. 机械工程学报, 2019, 55(10): 77-85.
- LIN Li, LIANG Wen, ZHU Guoming, et al. Influence of quenching and partitioning process on microstructure and mechanical properties of a novel 1 800 MPa hot stamping steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(10): 77-85.
- [11] 陈夏明, 王晓南, 孙茜, 等. Al-Si 镀层对 22MnB5 钢激光焊接接头组织和性能的影响[J]. 机械工程学报, 2018, 54(6): 162-167.
- CHEN Xiaming, WANG Xiaonan, SUN Qian, et al. Effect of Al-Si coating on microstructure and properties of 22MnB5 steel laser welded joint[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(6): 162-167.
- [12] 世界金属导报. 从 0 到 1, 从纸上到车上的技术突破 [EB/OL]. [2019-10-10]. <http://www.worldmetals.com.cn/viscms/qiyedongtai0275/20191010/249118.html>.
- Worldmetals. Technological breakthroughs from 0 to 1, from paper to car [EB/OL]. [2019-10-10]. <http://www.worldmetals.com.cn/viscms/qiyedongtai0275/20191010/249118.html>.
- [13] WEI X, CHAI Z, LU Q, et al. Cr-alloyed novel press-hardening steel with superior combination of strength and ductility[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 819: 141461.
- [14] LI S, WEN P, LI S, et al. A novel medium-Mn steel with superior mechanical properties and marginal oxidization after press hardening[J]. Acta Materialia, 2021, 205: 116567.
- [15] 彭艳, 刘才溢, 郝露菡, 等. 性能梯度分布热成形技术研究进展[J]. 机械工程学报, 2016, 52(8): 67-75.
- PENG Yan, LIU Caiyi, HAO Luhan, et al. Review of performance gradient distribution hot forming technology[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(8): 67-75.
- [16] 洪磊, 贺文, 刘红生. 高强度钢-普通钢拼焊板热冲压成形机理研究[J]. 精密成形工程, 2021, 13(5): 109-119.
- HONG Lei, HE Wen, LIU Hongsheng. Hot stamping mechanism of high strength steel-common steel tailor welded blanks[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(5): 109-119.
- [17] HOU Z R, MIN J Y, WANG J F, et al. Effect of rapid heating on microstructure and tensile properties of a novel coating-free oxidation-resistant press-hardening steel[J]. JOM, 2021, 73: 3195-3203.
- [18] 闵峻英, 明平文, 侯泽然, 等. 消除超薄金属板导电加热变形的导电加热装置: 中国, 202111440908.0[P]. 2021-12-01.
- MIN Junying, MING Pingwen, HOU Zeran, et al. Conductive heating device for eliminating conductive heating deformation of ultra-thin metal plate: China 202111440908.0[P]. 2021-12-01.
- [19] HOU Y, MIN J Y, GUO N, et al. Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 287: 116314.
- [20] HOU Z R, ZHAO X M, ZHANG W, et al. A medium manganese steel designed for water quenching and partitioning[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34(10): 1168-1175.
- [21] MIN J Y, LIN J P, MIN Y A. Effect of thermo-mechanical process on the microstructure and secondary-deformation behavior of 22MnB5 steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213(6): 818-825.

作者简介: 侯泽然, 男, 1989 年出生, 博士后。主要研究方向为高强韧汽车钢。

E-mail: zeranhou@tongji.edu.cn

闵峻英(通信作者), 男, 1986 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为汽车轻量化与先进成形制造技术。

E-mail: junying.min@tongji.edu.cn