

汽车用高强度双相钢的化学成分和退火温度研究

李春诚^{1, 2}, 陈宇^{1, 2}, 杨波^{1, 2}, 李科龙^{1, 2}, 姜乐朋^{1, 2}

1. 本钢集团有限公司技术中心 辽宁本溪 117000

2. 先进汽车用钢开发与应用技术国家地方联合工程实验室 辽宁本溪 117000

摘要: 实验室条件下设计了两种不同成分的汽车用高强度双相钢, 通过微观组织和力学性能对比分析, 确定适合现有退火生产线的成分, 并采用奥钢联VAI退火热模拟试验机研究了退火温度对组织和性能的影响。试验结果表明: 两种化学成分的试验钢均满足汽车用高强度双相钢的微观组织和力学性能要求, 只添加Cr的试验钢可以代替复合添加Cr、Mo的试验钢; 随着连续退火温度的升高, 只加Cr试验钢的铁素体含量逐渐降低, 马氏体含量呈先增加后降低的趋势, 屈服强度逐渐上升, 抗拉强度和断后伸长率先上升后降低; 退火温度为820℃时, 试验钢具有优良的综合力学性能, 强塑积达到20.04GPa·%。

关键词: 高强度; 双相钢; 汽车钢; 退火温度

Research on chemical composition and annealing temperature of high strength dual phase steel for automobile

LI Chuncheng^{1,2}, CHEN Yu^{1,2}, YANG Bo^{1,2}, LI Kelong^{1,2}, JIANG Lepeng^{1,2}

1. Technical Center of Ben Gang Group Corporation, Benxi 117000, Liaoning, China

2. National and Local Joint Engineering Laboratory of Advanced Automotive Steel Development and Application Technology, Benxi 117000, Liaoning, China

Abstract: High strength dual phase steel for automobile with two kinds of chemical compositions was designed. The microstructure and mechanical properties of the steel were compared and analyzed to determine the composition design suitable for the hot-dip galvanized continuous annealing production line. The influence of the annealing temperature on the microstructure and mechanical properties was studied by using the VAI thermal simulation tester. The test results show that the test steels designed by two kinds of chemical components meet the microstructure and mechanical performance requirements of high strength dual phase steel. The test steel with Cr added alone can replace the test steel with Cr and Mo added. With the increase of annealing temperature in the dual phase zone, the volume fraction of ferrite decreased gradually, the volume fraction of martensite increased gradually and then decreased gradually, and the yield strength gradually increased, the tensile strength and the elongation rate gradually increased and then gradually decreased. The test steel had good comprehensive mechanical properties at annealing temperature of 820℃, the product of strength and ductility was 20.04 GPa·%.

Keywords: high strength; dual phase steel; automotive steel; annealing temperature

基金项目: NSFC-辽宁联合基金 (U1908224); 辽宁省“百千万人才工程”项目 (辽人社函 [2021] 79号A类项目21号); 辽宁省“兴辽英才计划” (XLYC2007066)。

第一作者: 李春诚, 副研究员, 硕士, 主要从事汽车用冷轧和热镀锌高强度产品的研发工作, E-mail: lichuncheng1987@sina.com。

1 序言

随着能源的日益枯竭以及环境的不断变化,对汽车油耗、安全、环保等问题的要求越来越高,应用高强度钢或超高强钢是实现车身轻量化的重要手段^[1-3]。近年来,越来越多的钢厂十分重视新产品研发,针对需求量越来越大的高附加值产品不断进行升级和调整优化,努力解决汽车板合金元素成本高、工艺生产难度大,以及产品稳定性低等诸多问题。汽车先进高强钢包括DP钢、TRIP钢、CP钢及QP钢等,而双相钢是应用最广泛的钢种之一,其具有低屈服强度、高抗拉强度、优良成形性能^[4-6],近年来销售量迅猛增长,特别是冷轧双相钢。目前,冷轧双相钢的化学成分设计研发经历了多年的发展,但由于各个钢厂生产线设备不同,因此设计理念也不尽相同,尤其是合金元素的选择和含量差别较大。本文通过对复合添加Mo、Cr与只添加Cr的两种汽车用双相钢进行试验研究,结合连续退火机组特点,优化设计出符合生产要求的低成本汽车用双相钢,实现强度和塑性同时提高,合金成本大大降低,工艺稳定性良好,对于降低原料成本、降低能源消耗、节能减排具有重要意义。对成分和工艺优化后,提高了产品质量和稳定性,同时大大提高了企业的经济效益和社会效益。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料

试验钢在传统低碳、高锰的基础成分体系下进行设计,适量添加提高淬透性的合金元素,其中1[#]试验钢为复合添加Cr、Mo元素,2[#]试验钢为只添加Cr元素,2种试验钢的化学成分见表1。

表1 试验钢的化学成分(质量分数) (%)

编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1 [#]	0.06~0.15	≤0.05	1.40~2.20	0.005	0.002	0.16	0.18
2 [#]	0.06~0.15	≤0.05	1.40~2.20	0.004	0.003	0.40	—

2.2 试验方法

试验钢采用50kg真空感应电炉冶炼,冶炼后钢锭切掉冒口,去除表面氧化铁皮,在1230℃温度下均质4h,再将钢锭在1180℃下进行锻造加工,制成70mm×60mm×35mm的长方体坯料。将坯料在实验室四辊热轧机上进行9道次轧制,获得厚度为

3.5mm的热轧板料,其中热轧加热温度为1220℃,保温100min,开轧温度为1080℃,终轧温度为880℃,将热轧板水冷至580℃进入保温炉保温1h后随炉冷却,模拟热轧生产过程中的层流冷却和卷取过程。热轧板经酸洗后冷轧至1.4mm厚。将冷轧板加工成450mm×150mm×1.4mm试验料片,采用奥钢联VAI热模拟试验机进行热处理。为制定合适的连续退火工艺,借助DIL 805热膨胀仪实测了2种试验钢的相变温度,测量结果见表2。按照GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定方法》,测定的基本方法有比较法、面积法和截点法。考虑到截点法和面积法有效的计数可达到优于±0.25级的精确度,测量结果无偏差且重现性和再现性小于±0.5级,均明显高于采用评级图的比较法。对同一精度水平,截点法不需要标记就能准确地计数,比面积法测量快得多。另外,截点法对于拉长的晶粒组成试样更为有效,存在争议时也以此为仲裁方法。因此,本试验采用截点法计数已知长度的试验线段(或网格)与晶粒截线或者与晶界截点的个数,计算单位长度截线数 N_L ,利用下式来确定晶粒度,即

$$G = 6.643856 \lg N_L - 3.288$$

表2 试验钢的相变点 (℃)

编号	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
1 [#]	705	836	682	809
2 [#]	690	849	667	820

3 试验结果与讨论

3.1 成分设计与小炉冶炼

汽车用双相钢的组织主要为铁素体和马氏体,如何设计关键成分获得合适的马氏体比例、尺寸和分布,对最终产品的力学性能影响较大。

C是固溶强化元素,是双相钢高强度的保证。若碳含量太高,则有利于提高淬透性,但大大增加钢的碳当量,增加冷轧工序酸轧断带的风险,影响后续客户使用材料的焊接性能;若C含量太低,则两相区退火时奥氏体量不足,最终成品的强度不够。

Mn是奥氏体稳定性元素,在双相钢的成分体系中可以提高铁素体强度,增加奥氏体的淬透性,有利于获得更多的马氏体。通过C、Mn的合理配比达到了双相钢的基础成分要求,但考虑到正常热镀锌连续退火生产线快冷后需要进行锌锅处理,又不能

回火过于严重，要实现高于50℃/s的快冷冷速，特别的厚规格产品几乎难以实现批量化生产。

为解决奥氏体淬透性问题，适当降低快冷速度，合理添加一部分提高淬透性合金元素就变得极为重要。高强度双相钢的强度级别越高，对于淬透性的要求也越高，化学成分设计时常选择Mo、Cr等合金元素来提高淬透性。Mo元素会提高 A_{c1} 温度，缩窄两相区退火工艺窗口，缩小贝氏体转变区，并能够抑制贝氏体转变，从而提高淬透性。因此，传统双相钢在添加Mo元素的基础上添加Cr，能够增大退火和快冷工艺窗口，有利于工业生产。但Mo在铁素体内的固溶度明显大于在奥氏体内的固溶度，两相区连续退火时Mo在铁素体内的固溶量会更多，并且随后的快速冷却过程中Mo来不及析出，仍固溶在铁素体中，提高铁素体基体强度，屈服强度得到增加。

韩启航等^[7]对Cr-Mo和Cr系两种双相钢的力学性能研究发现，两种钢的抗拉强度和断后伸长率相差不多，Cr-Mo系双相钢的屈服强度增加约200MPa，少量添加的Mo会造成屈服强度提高，对冲压成形性能不利。因此，本试验结合企业连续退火生产线的实际生产经验，以及产品研发特点，在C-Mn系汽车用双相钢的基础成分下设计了2种双相钢。其中，一种复合添加Cr、Mo，另一种只添加Cr。

采用奥钢联VAI热模拟试验机模拟退火工艺制度，根据相变点选取810℃作为退火温度进行模拟试验，试验钢的扫描电镜组织如图1、图2所示，力学性能检测结果见表3。从表3可知，两种试验钢均满足汽车用双相钢的力学性能要求，塑性几乎没有差别，组织均是以铁素体+马氏体为主。由表2可知，2#钢的 A_{c1} 温度低、 A_{c3} 温度高，即两相区窗口较大，这样对于现有连续退火生产线参数调控十分有利，可以避免因铁素体含量的波动而造成钢的力学性能剧烈变化。因此，可以选择在退火生产线设计单独添加Cr元素的汽车用双相钢。通过模拟连续退火试验，2#试验钢具备汽车用双相钢的生产能力，可以替换复合添加Mo、Cr的双相钢。增加一定量Cr元素替换贵金属Mo，不仅可以降低合金成本，而且可以避免因Mo含量高而造成抗拉强度过高、退火工艺窗口窄等问题，适合目前冷却能力较强的热镀锌退火生产线。



图1 1#试验钢的的电镜组织

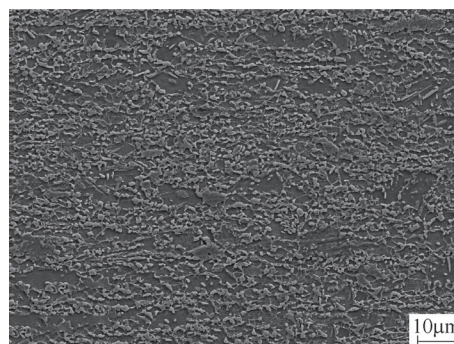


图2 2#试验钢的的电镜组织

表3 试验钢的力学性能

编号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率 (%)
1#	479	864	21.0
2#	462	845	21.5

3.2 热模拟试验

关于两相区退火温度对汽车用双相钢微观组织和力学性能的影响，很多学者进行了研究和分析^[8-12]。本试验针对只添加Cr元素的2#试验钢进行了退火试验研究。基于热镀锌退火机组的设备能力，保证双相钢的淬透性，为保证冷却速度足够大，缓冷段较短受限于退火温度和带速的变化而做出相应调整。同时，依据不同规格热镀锌产品的实际生产情况，带速变动范围不影响热镀锌双相钢的临界冷却速度和淬透性的要求。因此，该成分在现有热镀锌退火生产线影响力学性能最显著的参数是退火温度，退火温度的高低会直接和间接影响后续其他工艺参数的调整空间。试验将1.4mm厚冷硬板模拟90m/min带速下连续退火生产，依据相变温度点的测定结果，分别设定两相区退火温度为800℃、820℃和840℃进行试验，根据机组带速确定保温时间为70s，考虑缓冷段设备冷却能力以及后续快速冷却速度要求，设

计缓冷温度为740℃，之后快速冷却到460℃，经过锌锅镀锌和终冷处理最终获得成品。

3.3 组织和性能分析

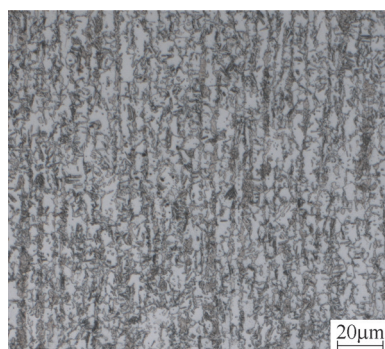
图3所示为2[#]试验钢在不同两相区退火温度下的金相组织。从图3可看出，退火后钢的显微组织主要为铁素体和马氏体，晶粒度逐渐降低，即随两相区退火温度的升高，钢的晶粒尺寸逐渐增大。试验钢不同退火温度的显微组织见表4。从表4可看出，随着两相区退火温度的提高，铁素体的体积分数逐渐降低，马氏体的体积分数先上升后下降，这是因为退火温度从800℃升高到820℃的过程中，奥氏体的体积分数增加，后续快速冷却过程中因淬透性较高

而获得更多的马氏体组织，即马氏体的体积分数也逐渐增加；当退火温度继续升高到840℃时，接近试验钢的完全奥氏体化温度，奥氏体体积分数虽然增加明显，奥氏体晶粒尺寸增大，奥氏体中的C含量显著降低，大大降低奥氏体的稳定性，在快速冷却过程中，部分不稳定的奥氏体会转变成贝氏体，使得马氏体体积分数降低，改变了双相钢的组织 and 比例。

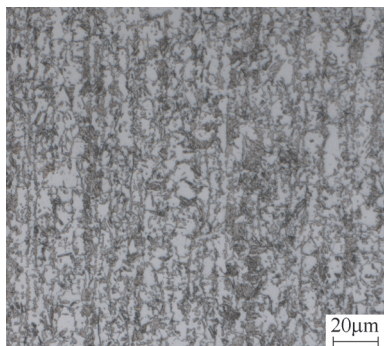
表4 试验钢不同退火温度的显微组织

退火温度/℃	晶粒度/级	相比比例（体积分数，%）
800	11.5	74 (F) + 26 (M)
820	11	65 (F) + 35 (M)
840	10.5	60 (F) + 15 (M) + 25 (B)

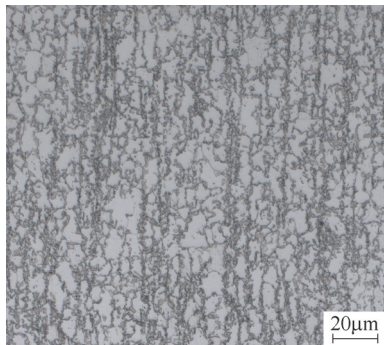
3种不同退火温度下试验钢板的力学性能变化情况如图4所示。从图4可看出，随着退火温度的升高，试验钢的屈服强度逐渐增大，抗拉强度先升高后降低，抗拉强度与马氏体的体积分数有关，抗拉强度随着马氏体体积分数的增加而增加。840℃高温退火时，双相钢组织中引入了贝氏体，钢的抗拉强度不到800MPa，并且断后伸长率也明显降低。结合双相钢的组织以及力学性能分析，退火温度从800℃升高到820℃时，钢中的固溶碳原子溶解和扩散能力提高，促进了奥氏体晶粒的长大，快速冷却后获得更多比例的马氏体组织，使得双相钢的强度明显提高。同时，铁素体中的碳化物得到充分溶解，并扩散至奥氏体晶粒中，缓冷后获得较为细小且纯净的铁素体，故双相钢的断后伸长率仍能保持较高的水平，强塑积达到20.04GPa·%。当退火温度继续升高至840℃时，双相钢接近完全奥氏体化，造成原始奥氏体的体积分数较多且晶粒尺寸粗化明显，又因奥氏体碳含量和合金含量的显著降低，造成后续快速冷却过程中部分奥氏体不稳定，需要更高的快速冷却速度和更低的快冷温度才能转变成马氏体，部分不稳定的奥氏体并未转变成马氏体，而是生成了贝氏体、渗碳体组织，钢的抗拉强度显著降低，粗大的晶粒也不利于获得较高的伸长率。综合上述分析，工业生产冷轧连续退火机组的退火温



a) 800℃（晶粒度11.5级）



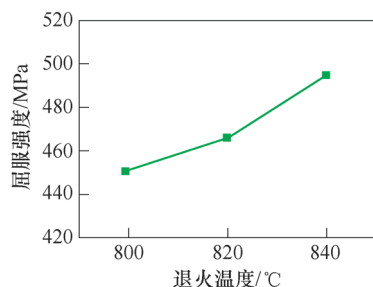
b) 820℃（晶粒度11级）



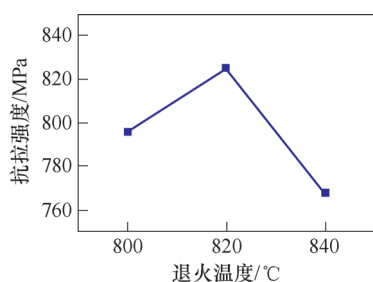
c) 840℃（晶粒度10.5级）

图3 不同退火温度的金相组织

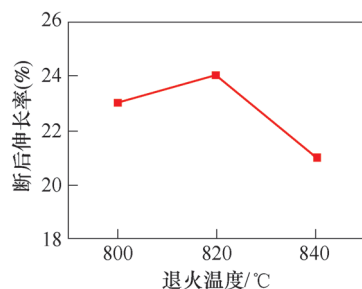
度可设定在820℃，不同规格产品可以根据实际生产后的力学性能和微观组织进行适当调整，最终确定最优的工艺参数。



a) 屈服强度



b) 抗拉强度



c) 断后伸长率

图4 不同退火温度的力学性能

4 结束语

1) 对于汽车用高强度双相钢，单独添加Cr元素可以替代复合添加Mo、Cr的成分设计。

2) 随着两相区退火温度的升高，单独添加Cr元素双相钢的晶粒尺寸逐渐粗大，铁素体体积分数逐渐降低，马氏体体积分数先增加后降低，屈服强度逐渐上升，抗拉强度和断后伸长率先上升后降低。

3) 退火温度为820℃时，单独添加Cr元素的汽车用双相钢具有优良的综合力学性能，强塑积达到20.04GPa·%。

参考文献:

- [1] 储双杰, 毛博, 胡广魁. 汽车用先进高强度冷轧双相钢的显微组织调控和强韧化机理[J]. 金属学报, 2022, 58 (4) : 551-566.
- [2] 侯晓英, 王军, 丁明凯, 等. 基体组织对800MPa级双相钢强塑性机制的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47 (12) : 222-227.
- [3] 康永林, 朱国明. 中国汽车发展趋势及汽车用钢面临的机遇与挑战[J]. 钢铁, 2014, 49 (12) : 1-7.
- [4] 韩世绪, 刘靖宝, 刘国龙, 等. 退火温度及光整工艺对780MPa级双相钢组织和力学性能的影响研究[J]. 山西冶金, 2021 (6) : 1-4.
- [5] 刘靖宝, 田秀刚, 张杰, 等. 低成本800MPa级镀锌超高强度双相钢的微观组织与性能[J]. 金属热处理, 2021, 46 (8) : 73-76.
- [6] 熊自柳, 齐建军, 孙力, 等. 高强度双相钢的成形性能[J]. 金属热处理, 2021, 46 (5) : 66-70.
- [7] 韩启航, 康永林, 赵显蒙, 等. C-Si-Mn-Cr(Mo)系980MPa级冷轧双相钢的组织性能研究: “2009年全国冷轧板带生产技术交流大会”论文集[C]. 北京: 中国金属学会, 2009.
- [8] 高永旭, 汪水泽, 褚晓红, 等. 退火工艺对Nb-V微合金化双相钢组织性能的影响[J]. 中国冶金, 2022, 32 (10) : 52-60.
- [9] 单梅, 肖洋洋, 景宏亮. 退火温度对800MPa级C-Si-Mn-Cr系冷轧双相钢组织及力学性能的影响研究[J]. 安徽冶金科技职业学院学报, 2021, 31 (3) : 1-3.
- [10] 徐星星, 魏立群, 付斌, 等. 冷轧变形量和热处理工艺对780MPa级双相钢显微组织和力学性能的影响[J]. 上海金属, 2021, 439 (4) : 1-6.
- [11] 韩会全, 刘彦春, 崔席勇. 退火和缓冷工艺对双相钢组织性能的影响[J]. 轧钢, 2009, 26 (1) : 18-21.
- [12] 余灿生, 张龙超, 郑之旺, 等. 退火温度对钒微合金化780MPa级冷轧双相钢组织性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2021, 42 (5) : 158-163.

MW 20240311