

高铝增强成形性双相钢 980DH 组织性能研究

周 莉¹, 薛仁杰², 曹晓恩^{3*}, 董梦瑶¹

(1. 重庆工业职业技术学院机械工程与自动化学院, 重庆 401120; 2. 河钢集团钢研总院, 河北 石家庄 050000; 3. 河钢集团邯钢公司技术中心, 河北 邯郸 056015)

摘 要:采用相变淬火膨胀仪、连退热模拟试验机地开展高铝增强成形性双相钢 980DH 静态连续冷却转变、连续退火工艺对冷轧板组织、性能的影响规律研究。结果显示:冷却速率在 5 ~ 10 °C/s, 只发生贝氏体相变;当冷速 > 15 °C/s 后, 随着冷速的提高, 贝氏体占比减少, 马氏体含量增加; 980DH 钢基体组织主要为铁素体、马氏体和残余奥氏体; 均热温度 (780 ~ 800 °C) × 160 s、缓冷温度 650 ~ 700 °C、冷却速率 50 °C/s 快冷至 300 °C, 保温 5 min 时效处理后空冷至室温, 可获得性能优异的 CR550/980DH。研究结果对工业开发高级别 DH 钢具有指导意义。

关键词:双相钢; 980DH; 静态 CCT; 显微组织; 性能; 残余奥氏体

中图分类号: TF76, TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)02-0186-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.02.028

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
聊科研
与作者互动

Study on microstructure and properties of high aluminum dual phase steel 980DH with high formability

Zhou Li¹, Xue Renjie², Cao Xiao'en^{3*}, Dong Mengyao¹

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Chongqing Industry Polytechnic College, Chongqing 401120, China; 2. Technology Research Institute, HBIS Group, Shijiazhuang 050000, Hebei, China; 3. Technology Center, Handan Company, HBIS Group, Handan 056015, Hebei, China)

Abstract: The influence of static continuous cooling transformation and continuous annealing process on the structure and properties of cold-rolled plates for high aluminum dual phase steel 980DH with high formability were studied by phase transformation quenching dilatometer, continuous annealing simulation tester. The results show that when the cooling rate is between 5 °C/s and 10 °C/s, only bainite transformation occurs. When the cooling rate is greater than 15 °C/s, the proportion of bainite decreases and the fraction of martensite increases as the cooling rate increases. The microstructure of 980DH steel contain mainly ferrite, martensite and retained austenite. Under the processing conditions of soaking temperature at (780 ~ 800 °C) × 160 s, slow cooling temperature at 650 ~ 700 °C, cooling rate at 50 °C/s to 300 °C aging treatment for 5 minutes, and then air-cooled to room temperature, CR550/980DH steel plates can achieve excellent performance. It is hoped that this research can be beneficial to the industrial development of high-grade DH steel.

Key words: dual phase steel, 980DH, static CCT curve, microstructure, property, retained austenite

收稿日期: 2021-05-23

基金项目: 重庆市教委科学技术研究项目 (编号: KJ1730416)。

作者简介: 周莉 (1989—), 女, 讲师, 硕士, 主要从事金属材料研究, E-mail: zhouli89@yeah.net; * 通讯作者: 曹晓恩 (1986—), 男, 高级工程师, 博士, 主要从事汽车板产品研发及材料成型工艺研究, E-mail: caoxiaoen1986@163.com。

0 引言

伴随汽车工业的高速发展, 节能减排、轻量化设计是汽车行业追求的目标和必要手段。高强钢的应用成为各大车企的发展方向, 其中冷轧高强双相钢(DP 钢)是目前应用最广泛的钢种^[1-3]。随着汽车结构设计的日益复杂, 对材料的延伸性能要求越来越高, 面对复杂拉伸成形零件, 传统 DP 钢应用受到限制。2019 年首钢在传统 DP 钢基础上首发增强成形性双相钢(DH 钢), 作为传统 DP 钢的升级版, 在铁素体、马氏体双相基础上引入少量残余奥氏体, 利用残余奥氏体相变诱导塑性的 TRIP 效应, 引入相变强化及塑性增长机制提高材料的强度及韧性。

继首钢首发 DH 钢后, 国内各大汽车板企业及研究院所争先开展 DH 钢的开发及相关研究。梁江涛等^[4]设计了 1 300 MPa 级 Nb 微合金化 DH 钢, 对比了不同相构成对超高强 DH 钢力学性能和加工硬化行为的影响, 深入研究了残余奥氏体的作用机制。张伟等^[5]通过压溃试验对比 DH 钢与 DP 钢的吸能特性, 指出残余奥氏体提高了 780 DH 钢的吸能比和载荷比, 更有利于设计复杂安全件。首钢 DH 钢

采用高 Al 成分设计, 以 Al 代 Si 可提高镀锌浸润性, 避免漏镀等缺陷^[6]。高铝钢的研究主要集中在 Fe-Mn-Al-C 系、Fe-Mn-Si-Al 系低密度钢开发、连铸可浇性及铸坯质量^[7]、热轧高温氧化特性规律^[8]、连续退火时效温度对高铝传统双相钢组织及性能影响^[9]等方面, 对于高铝增强成形性双相钢连续冷却转变及连续退火工艺参数对组织性能影响的研究鲜有报道。

笔者以实验室冶炼高铝增强成形性双相钢 980DH 为研究对象, 开展静态连续冷却转变研究, 绘制静态 CCT 曲线, 并分析连续退火工艺对冷轧成品组织性能的影响规律, 为工业试制 980DH 提供理论依据。

1 试验材料制备

采用 ZGX-0.2-250-1 型真空感应炉冶炼试验钢 980DH, 主要化学成分控制范围如表 1 所示。冶炼铸锭约 60 kg, 扒皮处理后进行热锻, 热锻方坯尺寸 150 mm×150 mm×L。加热温度 $T_A=1\ 200\sim 1\ 220\text{ }^\circ\text{C}$ 、开锻温度 $T_S=1\ 130\sim 1\ 150\text{ }^\circ\text{C}$ 、终锻温度 $T_F=950\sim 1\ 000\text{ }^\circ\text{C}$, 锻后空冷至室温。

表 1 试验钢 980DH 主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of experimental steel 980DH

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti	Cr	Mo	%
0.12	0.40	2.0	0.012	0.008	0.55	0.025	0.015	0.25	0.20	

试验钢 980DH 采用 C-Si-Mn-Al-Nb-Ti-Cr-Mo 成分体系, 其中 Al 与 Si 作用相近, 不溶于渗碳体, 能够抑制渗碳体的形成, 促进 C 原子向残余奥氏体中扩散、富集, 提高残余奥氏体的稳定性。Al 可以加速贝氏体相变。由于 Al 几乎不具有固溶强化作用, 需要添加少量的 Nb 和 Ti 发挥弥散强化作用, 同时 Nb 对奥氏体晶粒具有拖曳作用, 显著细化奥氏体晶粒, 进而细化相变组织。另外, Nb 与 Si、Al 相似, 亦能抑制含碳贝氏体的形成, 提高残余奥氏体的比例。Mn 提高奥氏体稳定性, 降低 M_s 点; Cr 和 Mo 促进中温转变, 形成贝氏体组织。

采用 550 mm 往复式轧机模拟热轧过程, 将热锻方坯加热至 $1\ 240\text{ }^\circ\text{C}\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$, 保温 60 min, 粗轧开轧温度 $1\ 180\text{ }^\circ\text{C}\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$ 、精轧开轧温度 $1\ 050\text{ }^\circ\text{C}\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$ 、终轧温度 $900\text{ }^\circ\text{C}\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$, 轧制目标厚度 3.0 mm 后空冷至 $650\text{ }^\circ\text{C}\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$ 放置马弗炉内保温 10 min, 之后

随炉冷却至室温, 模拟热轧卷取过程。将热轧板经酸洗去除氧化铁皮后, 采用四棍冷轧机进行轧制试验, 冷轧至 1.0 mm, 冷轧压下率约 66.7%, 将冷轧板加工成 230 mm×70 mm 的冷硬板进行连续退火热模拟试验。同时, 使用钼丝切割机将热板(中间坯)加工成 $\text{O}4\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的静态 CCT 热模拟试样。

2 试验方案

借助 DIL805L 相变淬火膨胀仪、蔡司金相显微镜, 采用热膨胀法和金相结合, 测定增强成形性双相钢 980DH 静态 CCT 曲线。具体方案如下: 将试样在真空条件下以 $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 的升温速率加热至 $1\ 000\text{ }^\circ\text{C}$, 保温 60 s 消除试样内部温度梯度, 分别以不同设定速度冷却至室温, 热模拟工艺如图 1 所示。以 $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 的升温速率加热至 $400\text{ }^\circ\text{C}$, 之后以 $0.05\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$

的升温速率加热至 1 000 ℃, 保温 5 min 后以 20 ℃/s 的冷却速率冷至室温, 测定 A_{c1} 、 A_{c3} 。

试样冷却后沿轴向中心切开, 采用 4% 硝酸酒精腐蚀后进行显微组织观察。根据冷却过程中温度-膨胀量曲线(图 2)并结合显微组织确定不同冷速下各种相变起始点温度和终止点温度。采用 Origin 8.0 在时间-温度坐标中绘制 980DH 静态连续冷却转变曲线(即静态 CCT 曲线), 结合静态 CCT 曲线和金相组织分析不同冷却速度下的相变规律。

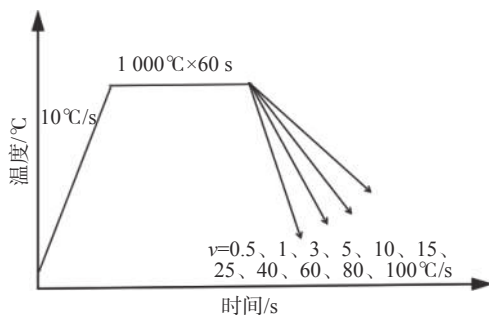


图 1 静态连续冷却工艺示意

Fig. 1 Schematic diagram of static continuous cooling process

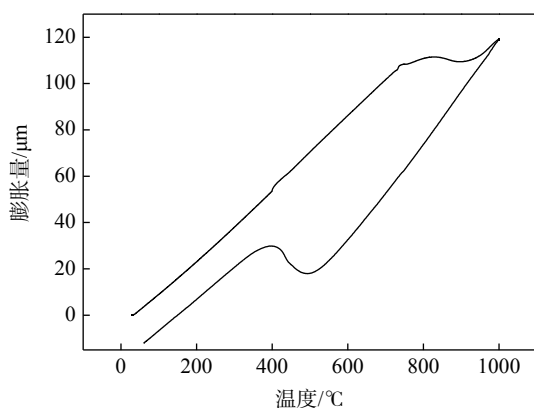


图 2 温度-膨胀量曲线

Fig. 2 Curve of temperature-expansion of tested steel

采用热模拟试验机进行连退模拟, 试验参数参照产线装备、工艺设定, 将冷硬板以 5℃/s 的加热速率分别加热至 780、800、820 ℃ 保温 160 s, 通过 65 s 分别缓冷至 650、680、700、720 ℃, 之后经过 13 s 快冷至 300 ℃ 保温 300 s, 最后空气冷却至室温。退火试验钢板加工成国标 GB/T 228.1-2010 中的 P6 试样($L_0=80$ mm, $b_0=20$ mm), 试样方向为纵向, 在德国 Zwick 试验机上进行拉伸试验, 采用 ZEISS ΣIGMA/HD 型扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织, 同时利用电子背散射衍射(EBSD)进行残余奥氏体分析。上述试验方案研究均热温度及缓冷温度对

产品组织、性能的影响, 确定最优退火工艺参数。

3 试验结果与分析

3.1 静态 CCT 曲线的绘制

图 3 为高铝增强成形性双相钢 980DH 的静态 CCT 曲线, 其中临界温度 A_{c1} 为 740 ℃、 A_{c3} 为 947 ℃, 不同冷却速度下各相的转变区域如图 3 标注。经过 1 000 ℃、60 s 保温后不同冷却速率下奥氏体主要发生铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体相变。当冷却速率 ≤ 3 ℃/s 时, 主要发生铁素体和贝氏体相变; 只有冷却速率 ≤ 1 ℃/s 时, 有少量珠光体形成; 冷却速率在 5 ~ 10 ℃/s, 只发生贝氏体相变; 当冷速达到 15 ℃/s 时, 发生贝氏体相变的同时开始发生马氏体相变; 冷却速率在 15 ~ 100 ℃/s, 发生贝氏体和马氏体混合相变, 随着冷速的提高贝氏体占比减少、马氏体占比增加。

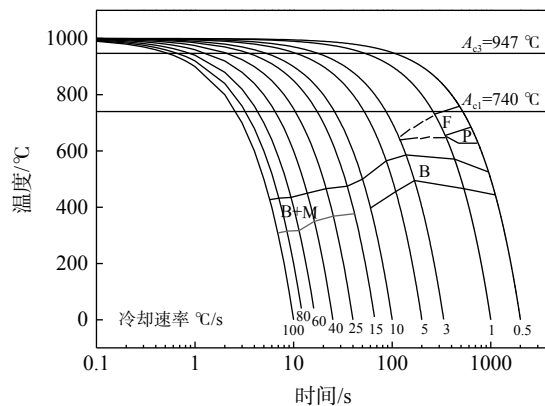


图 3 静态 CCT 曲线

Fig. 3 Static CCT curve of tested steel

3.2 连续冷却过程中冷速对显微组织的影响

图 4 为不同冷速条件下显微组织形貌。冷速为 0.5 ℃/s 时, 铁素体基体中出现黑色块状共析转变产物细珠光体组织, 局部出现粒状贝氏体与马氏体的混合组织, 该混合组织为原奥氏体在 A_{c1} 线未发生共析转变而在低温发生的混合相变组织。冷速为 1℃/s 时, 共析转变产物细珠光体组织基本消失, 主要为铁素体、粒状贝氏体与上贝氏体混合组织。冷速为 3 ℃/s 时, 显微组织由先共析铁素体及粒状贝氏体组成。冷速达到 5 ℃/s 时, 由不同位向的贝氏体组成, 可见原奥氏体晶界, 局部粒状贝氏体向上贝氏体转变。冷速达到 10 ℃/s 时, 原奥氏体晶界明显, 大部分上贝氏体与局部粒状贝氏体组成。冷速为 15 ℃/s 时, 由板条马氏体与贝氏体组成, 局部开始出现少量残余奥氏体。冷速为 25 ℃/s 时, 主要为

贝氏体与马氏体混合组织, 贝氏体处可见明显原奥氏体晶界处的形核长大, 马氏体处可见明显共格切变现象, 同时出现少量小块状或片层状残余奥氏体。当冷速在 40 ~ 80 °C/s 时, 显微组织由贝氏体、马氏

体和残余奥氏体组成, 随着冷却速率增加, 马氏体占比逐步增加、贝氏体占比下降、残余奥氏体含量增加。当冷速达到 100 °C/s 时, 主要由板条马氏体、少量贝氏体和残余奥氏体组成。

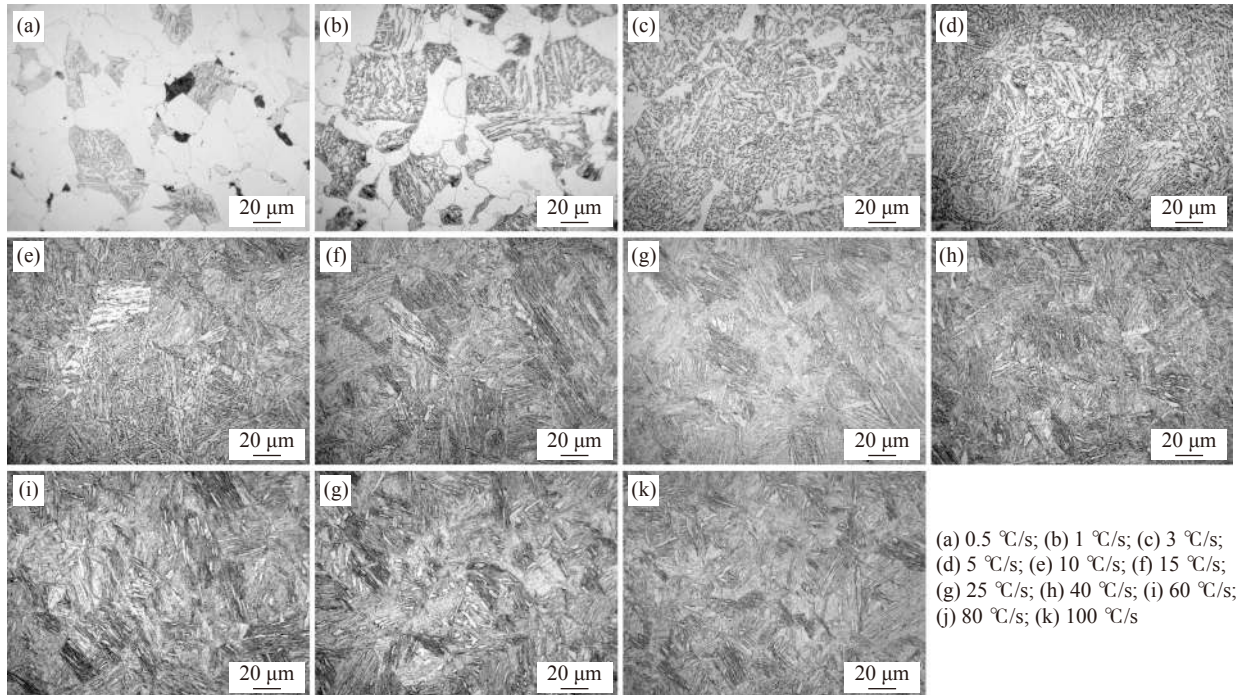


图 4 不同冷速条件下显微组织

Fig. 4 Microstructure of steel cooled down at different cooling rates

3.3 连退热模拟试验钢力学性能及显微组织

3.3.1 连退热模拟试验钢力学性能

表 2 为连退热模拟试验方案及力学性能测试结果。可见, 随着均热温度的升高, 屈服强度及抗拉强度呈现先降低再升高的趋势, 延伸率前期稳定在 16%, 820 °C 均热时延伸率低于标准 15%。均热温度设定在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ (740 ~ 947 °C) 之间的两相区范围内, 冷硬卷在连续退火加热及均热过程中发生奥氏体化, 均热温度越高, 奥氏体比例越大, 经过相同缓冷及快冷后的马氏体或者 M/A 岛比例越高, 导致强

度升高, 有文献指出^[6,10] 受马氏体相变发生比容变化、体积膨胀, 导致相变马氏体周边的铁素体内产生大量位错, 而且随着退火温度的升高, 马氏体比例增加对应的铁素体位错密度增加, 马氏体比例增加与铁素体中高密度位错共同作用导致宏观力学性能上屈服强度、抗拉强度升高。但均热温度在 780 °C 条件下, 由于均热温度靠近 A_{c1} , 热板显微组织经过冷轧纤维化的硬相组织未得到充分的溶解与元素扩散, 未完全分解的硬相组织及不均匀元素限制变形增殖位错的滑移, 导致强度升高。

表 2 试验方案及力学性能

Table 2 Experimental scheme and mechanical properties

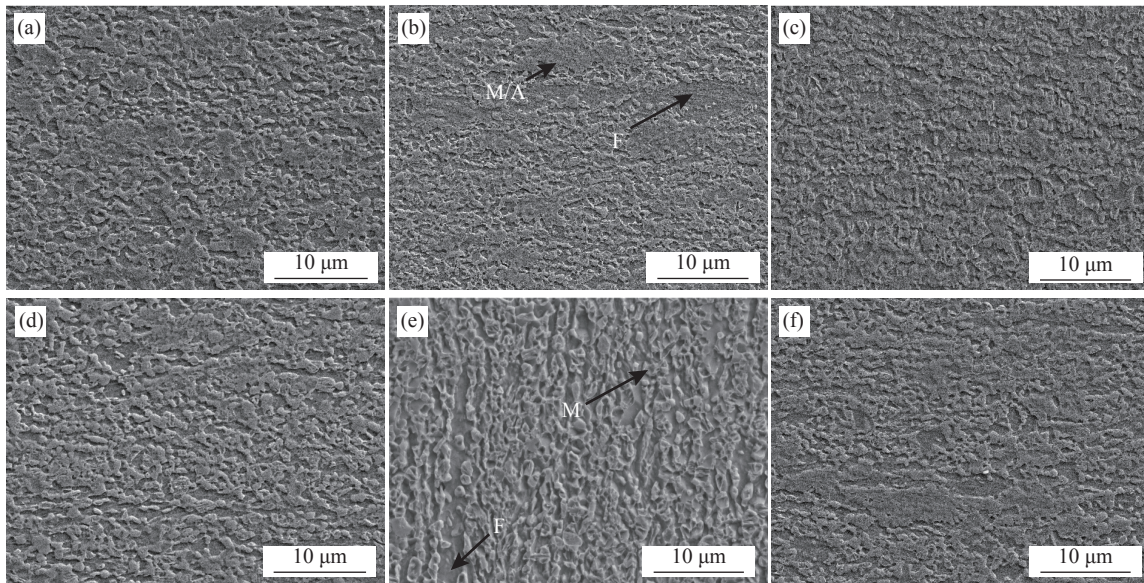
方案	均热温度/°C	缓冷温度/°C	快冷温度/°C	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	$A/\%$
1	820	700	300	606	1 062	14.51
2	800	700	300	561	1 034	16.41
3	780	700	300	638	1 075	16.45
4	800	680	300	581.7	1 027.5	16.03
5	800	650	300	579.7	1 038.8	16.41
6	800	720	300	604	1 046.5	14.96

对比均热温度 800 ℃、快冷温度 300 ℃ 条件下缓冷温度对力学性能的影响,可知,经过 800 ℃ 高温均热,冷轧板硬相组织得到充分奥氏体化。随着缓冷温度的升高,均热及缓冷阶段两相区热处理使得 A/F 组织两相比比例趋于平衡态且服从杠杆定律,缓冷温度越高,奥氏体 A 比例越大,在快冷段转变为马氏体及 M/A 岛,材料屈服强度整体呈上升趋势,测试数据显示缓冷温度对抗拉强度影响很小,材料断后延伸率随缓冷温度升高整体呈现下降趋势,主

要受两相区加热铁素体含量、碳分配、残余奥氏体含量影响。

3.3.2 连退热模拟试验钢显微组织

图 5 为不同连退热模拟试验方案下的显微组织。以方案 5 为例对试验钢进行 EBSD 分析,具体结果如图 6 所示,其中红色区域为残余奥氏体(Retained austenite, 图中 RA 所示)。试验钢基体组织主要包括铁素体 F、马氏体 M 和残余奥氏体 RA,残余奥氏体分布于 F/F 晶界与 F/M 相界面处。



(a) 方案 1; (b) 方案 2; (c) 方案 3; (d) 方案 4; (e) 方案 5; (f) 方案 6

图 5 连退热模拟试验钢显微组织

Fig. 5 Microstructure of steel after continuous annealing simulation experiment

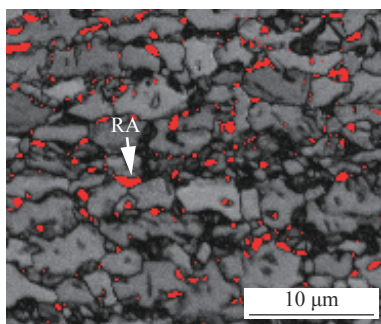


图 6 方案 5 试验钢的 EBSD 形貌

Fig. 6 EBSD morphology of experimental steel in scheme 5

随着均热温度的降低(方案 1 至方案 3),淬火态马氏体组织比例增大。均热温度越高,马氏体分解、碳化物析出形成的回火马氏体比例越大。由于两相区均热温度越高,形成的奥氏体比例越大,此时奥氏体中 C、Mn 元素含量相对低均热温度形成的少量奥氏体偏低,导致 M_s 点升高,快冷阶段即产生

大量淬火马氏体和少量残余奥氏体,在 300 ℃ 保温过程中,淬火马氏体发生回火分解形成回火马氏体,少量残余奥氏体保温后的冷却过程部分发生马氏体相变,残余奥氏体进一步减少,导致 TRIP 效应降低、延伸率偏低为 14.51%。反之,均热温度越低,铁素体比例越大,铁素体排碳作用下的少量奥氏体中 C 含量增加,奥氏体稳定性提高, M_s 点降低,相同快冷条件下少量奥氏体转变为马氏体,在 300 ℃ 保温过程中形成回火马氏体比例较少,保温后的空冷过程中更多的残余奥氏体保留下来,使得 TRIP 效应增强,延伸率达到 16% 以上。均热温度 800 ℃ 条件下,缓冷温度对基体组织、力学性能的影响规律与上述均热温度影响机理基本一致。

3.4 最优工艺方案确定

基于实验室连退热模拟结果,按照均热温度 (780 ~ 800 ℃) × 160 s、缓冷温度 650 ~ 700 ℃、以 50 ℃/s

的冷却速率快冷至 300 ℃ 保温 5 min 过时效处理后空冷至室温的退火工艺,可获得满足 GB/T 20564.12—2019《汽车用高强度冷连轧钢板及钢带 第 12 部分:增强成形性双相钢》的 CR550/980DH 产品。该方案对工业开发高级别 DH 钢具有指导意义。

4 结论

1)980DH 静态 CCT 曲线显示,添加 Al 后促进中温转变(即贝氏体相变)发生,冷却速率在 5~10 ℃/s,

只发生贝氏体相变;当冷速 > 15 ℃/s 后,随着冷速的提高,贝氏体占比减少、马氏体含量增加。

2)980DH 试验钢基体组织主要为铁素体、马氏体和残余奥氏体,残余奥氏体分布于 F/F 晶界与 F/M 相界面处。

3)均热温度(780~800 ℃)×160 s、缓冷温度 650~700 ℃、冷却速率 50 ℃/s 快冷至 300 ℃ 保温 5 min 过时效处理后空冷至室温,可获得性能优异的 CR550/980DH。

参考文献

- [1] Tang Di, Zhao Zhengzhi, Mi Zhenli, *et al.* Advanced high strength strip steel for automobile[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2016.
(唐荻, 赵征志, 米振莉, 等. 汽车用先进高强板带钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2016.)
- [2] Kang Yonglin. Light weight vehicle, advanced high strength steel and energy-saving and emission reduction[J]. *Iron and Steel*, 2008, 43(6): 1-7.
(康永林. 汽车轻量化先进高强钢与节能减排[J]. *钢铁*, 2008, 43(6): 1-7.)
- [3] Kang Yonglin. Theory and technolog of processing and forming for advanced automobile steel sheets[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.
(康永林. 现代汽车板工艺及成形理论与技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.)
- [4] Liang Jiangtao, Zhao Zhengzhi, Liu Kun, *et al.* Microstructure and properties of 1300 MPa grade Nb microalloying DH steel[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2021, 43(3): 392-399.
(梁江涛, 赵征志, 刘锟, 等. 1300 MPa级Nb微合金化DH钢的组织性能[J]. *工程科学学报*, 2021, 43(3): 392-399.)
- [5] Zhang Wei, Li Chunguang, Lin Xingming, *et al.* Analysis of energy absorption characteristics of dual phase steel with high formability based on drop test[C]// Proceedings of the 12th China Iron and Steel Annual Conference - 5: Deep Processing of Metal Materials. Chinese Society of Metals, 2019: 7.
(张伟, 李春光, 林兴明, 等. 基于压溃试验增强成形性双相钢吸能特性分析[C]//第十二届中国钢铁年会论文集—5. 金属材料深加工. 中国金属学会, 2019: 7.)
- [6] Lu Lin, Tang Di, Jiang Haitao. Microstructure and properties of high aluminum 1000 MPa cold rolling hot dip galvanized dual phase steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(4): 116-120.
(卢淋, 唐荻, 江海涛. 高铝1000 MPa级热镀锌双相钢的组织 and 性能[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(4): 116-120.)
- [7] Wang Xiaojie. Study on surface longitudinal crack of W780QX slab[J]. *Hebei Metallurgy*, 2020, (4): 49-52.
(王肖杰. 高铝双相钢W780QX板坯表面纵裂研究[J]. *河北冶金*, 2020, (4): 49-52.)
- [8] Wang Chang, Yu Yang, Gao Xiaoli, *et al.* Oxidation characteristic of high aluminum bearing double phase steel[J]. *China Metallurgy*, 2016, 26(9): 23-27.
(王畅, 于洋, 高小丽, 等. 高铝双相钢氧化特性规律[J]. *中国冶金*, 2016, 26(9): 23-27.)
- [9] Wang Hui, Deng Zhaojun, Lin Chengjiang, *et al.* Effect of temper-aging temperature on the microstructures and properties of the annealed high aluminum dual phase steel[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(S2): 184-187.
(王辉, 邓照军, 林承江, 等. 连退时效温度对高铝双相钢组织及性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(S2): 184-187.)
- [10] Deng Zhaojun, Liu Jing, Wang Hui, *et al.* Influence of annealing temperature on microstructure of a high aluminum dual phase steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2011, 32(3): 111-114.
(邓照军, 刘静, 王辉, 等. 退火温度对高铝双相钢微观组织的影响[J]. *材料热处理学报*, 2011, 32(3): 111-114.)