

# 连续退火工艺对 780 MPa 级冷轧增强 成形性双相钢组织性能的影响

周 莉<sup>1,2</sup>, 焦明木<sup>3</sup>, 薛仁杰<sup>4\*</sup>, 赵 欣<sup>3</sup>, 王 卓<sup>4</sup>

(1. 内蒙古科技大学稀土产业学院, 内蒙古 包头 014010; 2. 重庆工业职业技术学院电气工程学院, 重庆 401120;  
3. 邯郸科技职业学院, 河北 邯郸 056046; 4. 河钢材料技术研究院, 河北 石家庄 052165)

**摘 要:** 基于产线装备特点设计开发了一种低成本 780 MPa 级冷轧增强成形性双相钢, 并开展连续退火工艺对其组织性能影响的研究。结果表明: 不同退火工艺条件下试验钢显微组织主要为铁素体与弥散分布的贝氏体、马氏体和少量马奥岛; 快冷结束温度的提高有助于残留奥氏体含量的提升, 最高残留奥氏体含量达到 3.9%; 残留奥氏体呈薄膜状或块状, 多分布于 B/F 与 F/F 或 B/M 相界面处, 残留奥氏体发挥 TRIP 效应实现塑性提升。

**关键词:** 双相钢; 退火工艺; 残留奥氏体; TRIP 效应; 力学性能

中图分类号: TF823

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)01-0192-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.01.027

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听  
语  
音  
与  
作  
者  
互  
动  
聊  
科  
研

## Effect of continuous annealing process on microstructure and properties of 780 MPa cold-rolled dual phase steel with high formability

ZHOU Li<sup>1,2</sup>, JIAO Mingmu<sup>3</sup>, XUE Renjie<sup>4\*</sup>, ZHAO Xin<sup>3</sup>, WANG Zhuo<sup>4</sup>

(1. School of Rare Earth Industry, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China; 2. School of Electrical Engineering, Chongqing Industry Polytechnic College, Chongqing 401120, China;  
3. Handan Vocational College of Science and Technology, Handan 056046, Hebei, China; 4. HBIS Materials Technology Research Institute, Shijiazhuang 052165, Hebei, China)

**Abstract:** A low-cost 780 MPa grade cold-rolled dual phase steel with high formability was designed and developed based on the equipment characteristics of the production line, and the effects of continuous annealing on the microstructure and properties of the cold rolled products were studied. The results show that under different annealing conditions, the microstructure of the experimental steel is mainly composed of ferrite, dispersed bainite, martensite, and a small amount of M/A islands. Increasing the end temperature of rapid cooling can increase the retained austenite content, with the highest content of retained austenite reaching 3.9%. The retained austenite is mostly distributed in the form of thin films or blocks at the interface between B/F and F/F or B/M phases, and the retained austenite exerts the TRIP effect to achieve plasticity improvement.

**Key words:** dual phase steel, annealing process, retained austenite, TRIP effect, mechanical property

收稿日期: 2024-04-12

基金项目: 重庆市教委科学技术研究项目 (KJQN202103211, KJQN202403225); 河北省科技研发平台建设专项 (23561006D)。

作者简介: 周莉, 1989 年出生, 女, 重庆忠县人, 博士研究生, 副教授, 主要从事高品质钢铁材料研究, E-mail: zhouli89@yeah.net; \* 通讯作者: 薛仁杰, 1987 年出生, 男, 河北石家庄人, 硕士, 高级工程师, 主要从事汽车板产品开发及应用技术研究, E-mail: jierenxue@126.com。

## 0 引言

伴随汽车工业的快速发展,安全性与轻量化、低能耗成为各大汽车厂的主要追求目标,先进高强钢的广泛应用已成为实现汽车安全性与低能耗的必然手段<sup>[1]</sup>。作为第二代先进高强钢,双相钢在汽车制造中得到了广泛应用。随着强度的提升材料的塑性往往会下降,从而造成以传统双相钢为代表的高强钢在加工成形复杂零件时常发生开裂问题<sup>[2-4]</sup>。DH 钢(增强成形性双相钢)兼具了 DP 钢高初始加工硬化率与 TRIP 钢的优异塑韧性的特点。其在铁素体与马氏体为主的组织中,引入了弥散分布的残留奥氏体,亚稳态的奥氏体在冲压变形过程发生 TRIP 效应,提高了材料协调变形的能力,实现了材料强塑性的良好匹配与增塑机制的良好发挥<sup>[5-6]</sup>。

笔者以 780 MPa 级冷轧增强成形性双相钢为研究对象,基于产线装备能力开展连续退火工艺对冷轧成品组织性能的影响规律研究,为工业试制冷轧增强成形性双相钢产品提供理论依据。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

采用 50 kg 真空感应炉进行试验钢冶炼,冶炼铸坯化学成分如表 1 所示。铸坯经表面扒皮与热锻处理后放置加热炉加热至 1 230 ℃,保温 180 min 后进行模拟热轧。粗轧开轧温度 1 140 ~ 1 160 ℃、精轧开轧温度 1 030 ~ 1 060 ℃、终轧温度 910 ~ 940 ℃,热轧板厚 2.5 mm。终轧后热轧板经层冷至 630 ~ 660 ℃ 放置卷取炉内保温 10 min,之后随炉冷却至室温,模拟热轧卷取过程。将热轧板经 45 ℃ 浓盐酸中放置 35 min 去除氧化铁皮后,采用单机架四辊可逆冷轧机进行轧制试验,获得 1.0 mm 冷硬板,冷轧压下率约 60%。同时,选取热轧中间坯 1/4 部位加工成  $\varnothing 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  热膨胀试样若干进行相变点测定。

表 1 试验钢化学成分

| Table 1 Chemical composition of experimental steel % |      |     |      |      |       |
|------------------------------------------------------|------|-----|------|------|-------|
| C                                                    | Si   | Mn  | Al   | Cr   | Ti    |
| 0.17                                                 | 0.40 | 2.0 | 0.85 | 0.25 | 0.025 |

试验钢中 Mn 元素作为扩大奥氏体区元素可以提高奥氏体稳定性与降低 Ms 点;Cr 元素可以促进中温相变发生与贝氏体的形成<sup>[7-8]</sup>;Mn 和 Cr 元素均

可提高试验钢的淬透性;Ti 元素发挥细晶强化及析出强化作用;Al 和 Si 作为强化铁素体元素均具有抑制渗碳体与奥氏体形成的作用,其中 Si 还可以改变铁素体中碳的化学势,促进 C 向奥氏体扩散,并有利于残留奥氏体稳定性的提升<sup>[9-11]</sup>。

### 1.2 连续退火工艺设计

在真空条件下借助 DIL805L 相变淬火膨胀仪将试样加热至 1 050 ℃,保温 5 min 后缓冷至室温,测定 Ac1、Ac3。由图 1 可知,Ac1 温度为 753 ℃、Ac3 温度为 909 ℃、Ms 温度为 410 ℃、Mf 温度为 319 ℃。

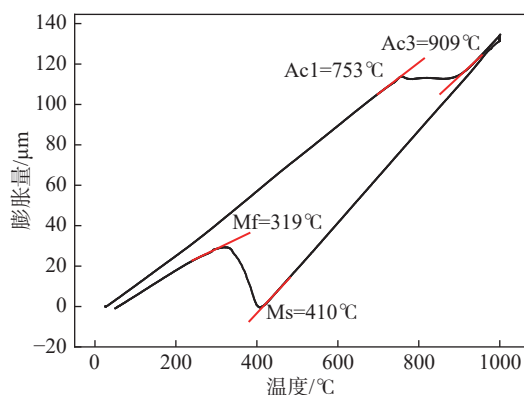


图 1 温度-膨胀量曲线

Fig. 1 Curve of temperature-expansion

为了模拟产线退火工艺,将均热温度与缓冷温度分别设定为 870 ℃ 和 780 ℃,保证二者设定在 Ac1 ~ Ac3 两相区范围内。将冷硬板加工成尺寸 300 mm × 45 mm 板料进行连续退火热模拟试验,并以 5 ℃/s 的加热速率加热至 870 ℃,其中均热两相区保温时间 120 s,缓冷结束后以  $\geq 26 \text{ }^\circ\text{C/s}$  的冷速冷却至 480 ~ 510 ℃,随后经过 250 s 时效处理降温至 300 ~ 350 ℃,最后空冷至室温。连退热模拟工艺方案如表 2 所示。

表 2 连续退火热模拟工艺方案

Table 2 Thermal simulation process of continuous annealing

| 方案 | 均热温度 | 缓冷温度 | 快冷温度 | 时效温度 |
|----|------|------|------|------|
| 1  | 870  | 780  | 480  | 300  |
| 2  | 870  | 780  | 510  | 300  |
| 3  | 870  | 780  | 480  | 350  |

### 1.3 显微组织分析及力学性能检测

在退火板与轧制方向平行方向进行  $A_{80}$  拉伸试样制备,并根据国标在 Zwick 拉伸试验机上进行拉

伸试验。残留奥氏体的测定:采用荷兰帕纳科瑞影型 X 射线衍射仪(XRD),选用  $0.02^\circ$  的步宽与  $2.5^\circ/\text{min}$  的扫描速度对试验钢进行扫描,扫描角度设为  $30^\circ \sim 120^\circ$ ,其中靶材为 Co 靶,管电压与管电流分别为 40 kV 与 200 mA。

在蔡司显微镜下进行金相观察,在 Ultra55 型场发射扫描电镜(SEM)下对显微组织特征观察与 EBSD 表征。其中 EBSD 试验采用电解抛光试样,扫描步长  $0.3 \mu\text{m}$ ,并利用 Channel5 软件进行数据处理。将退火板经磨抛至薄片并冲压制备  $\varnothing 5 \text{ mm} \times 50 \mu\text{m}$  薄片,并在 4% 高氯酸酒精溶液中进行双喷减薄制取透射试样制备,并在 JEM-2000FX 型 TEM 下进行表征观察。

## 2 结果与分析

### 2.1 连退热模拟显微组织分析

#### 2.1.1 XRD 物相分析

由图 2 可知,三种试验钢中奥氏体特征峰峰值均较显著,说明存在一定数量残留奥氏体。经计算可知,方案 1、方案 2 与方案 3 试验钢的残留奥氏体含量分别为 2.5%、3.9% 与 2.7%。方案 1、2 对比可知,随着快冷结束温度的升高,奥氏体特征峰  $(200)\gamma$ 、 $(220)\gamma$ 、 $(311)\gamma$  增强,残留奥氏体含量升高;方案 1、3 对比可知,随着时效结束温度的升高,奥氏体特征峰  $(200)\gamma$ 、 $(220)\gamma$ 、 $(311)\gamma$  基本相同,残留奥氏体含量基本相同,说明时效温度对残留奥氏体含量的影响不大。方案 2 试验钢残留的奥氏体含量最高,为发挥相变诱导塑性(TRIP 效应)的增塑机制创造了条件<sup>[12-14]</sup>。

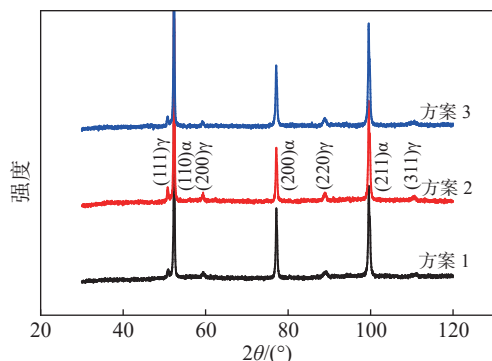


图 2 不同工艺下试验钢的 XRD 图谱

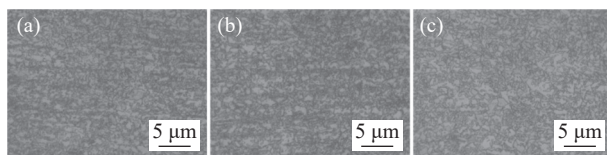
Fig. 2 XRD patterns of the experimental steel under different processes

#### 2.1.2 显微组织对比

连续退火初期,试验钢冷硬板中变形区破碎晶

粒内存在高密度位错和大量储存畸变能为冷轧纤维组织的回复、再结晶及奥氏体形核提供了大量形核位置和动力。为了增加奥氏体比例,试验钢在两相区采用接近  $\text{Ac}_3$  温度下进行退火。高温退火有利于碳原子的扩散,奥氏体中保留的碳将减少,从而造成奥氏体稳定性下降与  $\text{Ms}$  点上升,促进马氏体相变发生。在  $\text{Ar}_3$  以下缓冷阶段一部分奥氏体转变为铁素体,进而调整两相比比例,有利于双相钢塑性的提高,同时铁素体形成过程的排碳使得两相区内奥氏体碳含量增加,提升了奥氏体稳定性<sup>[15-16]</sup>。之后试验钢快冷至较高温度  $480^\circ\text{C} \sim 510^\circ\text{C}$ ,使得奥氏体发生贝氏体相变,受到化学成分微区差异影响,同时发生少量的马氏体相变。通过降温至  $300^\circ\text{C} \sim 350^\circ\text{C}$  过时效处理,使得部分残留奥氏体进一步发生马氏体相变,较长时间过时效处理可减小最终组织中 F/B/M 之间的硬度差,发挥回火软化作用,最终实现强塑性的良好匹配。

图 3 为光镜下不同退火工艺的组织形貌。由图 3 可知,试验钢在三种工艺方案下组织均以铁素体及弥散分布的贝氏体与马氏体为主,同时还包含少量马奥岛。由图 3(a)可知,当快冷结束温度为  $480^\circ\text{C}$ 、时效结束温度为  $300^\circ\text{C}$  时组织主要为呈带状分布的贝氏体/马氏体与长条状铁素体;由图 3(b)可知,随着快冷结束温度由  $480^\circ\text{C}$  提高至  $510^\circ\text{C}$ ,长条状铁素体明显减少,仍然存在贝氏体/马氏体带状组织。由图 3(c)可知,随着时效结束温度升高至  $350^\circ\text{C}$ ,试验钢显微组织多以等轴状铁素体、呈岛状与块状弥散分布的贝氏体/马氏体和少量 M/A 岛组成。



(a) 方案 1; (b) 方案 2; (c) 方案 3

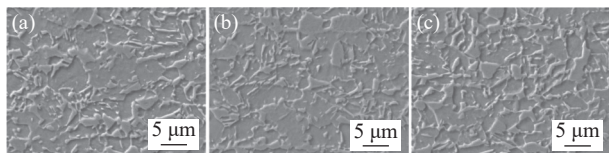
图 3 不同退火工艺下试验钢显微组织形貌(OM)

Fig. 3 OM morphology of experimental steel under different annealing processes

图 4 为不同退火工艺下试验钢 SEM 显微组织形貌。方案 1 工艺下存在明显的贝氏体、块状马氏体及少量马奥岛组织,铁素体基体分布不均匀,局部铁素体基体上出现碳化物析出;随着快冷结束温度的提高,方案 2 中贝氏体组织比例增加,仍存在块状马氏体,并且在块状马氏体上出现细小碳化物;方



案 3 中提高过时效温度,发现其带状组织几乎消失、铁素体分布更加弥散、马氏体明显增多,组织更均匀且细小。



(a) 方案 1; (b) 方案 2; (c) 方案 3

图 4 不同退火工艺下试验钢显微组织形貌(SEM)

Fig. 4 SEM morphology of experimental steel under different annealing processes

在  $Ac1 \sim Ac3$  两相区高温退火更有利于碳化物的分解与碳原子的扩散,从而为奥氏体化提供了更多的形核位点。缓冷过程先共析铁素体的形成与其排碳过程促进了相邻奥氏体部位的富碳化与稳定性的升高。经过快冷阶段后发生贝氏体与马氏体相变,残留下的奥氏体多位于铁素体与贝氏体或马氏体与铁素体两相界位置,铁素体以多边形为主。当过时效温度为  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  时,铁素体形态多为条带状,低温时效不利于相变铁素体晶粒的长大;过时效温度提高至  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,促进相变贝氏体组织及残留奥氏体相变产物马氏体组织析出细小碳化物、硬相组织发生软化,最终使得试验钢强度降低、延伸率升高。

## 2.2 力学性能检测

表 3 为不同连退热模拟试验方案的力学性能测试结果。随着快冷结束温度的增高,屈服强度  $R_{p0.2}$  降低了  $30\text{ MPa}$ ,抗拉强度  $R_m$  降低了  $44\text{ MPa}$ ,断后延伸率  $A$  提高了  $7\%$ ,强塑积由  $11.10\text{ GPa}\cdot\%$  提升至  $16.20\text{ GPa}\cdot\%$ ;随着时效结束温度的升高,由于细小碳化物析出使得贝氏体相、马氏体相强度降低导致双相钢整体屈服强度与抗拉强度也随之下降,方案 3 较方案 1 屈服强度  $R_{p0.2}$  和抗拉强度  $R_m$  分别降低  $56\text{ MPa}$ 、 $83\text{ MPa}$ ,断后延伸率  $A$  提高  $5\%$ ,强塑积提高了  $2.78\text{ GPa}\cdot\%$ 。

表 3 不同方案下的力学性能

Table 3 Experimental scheme and mechanical properties

| 方案 | $R_{p0.2}/\text{MPa}$ | $R_m/\text{MPa}$ | $A/\%$ | $R_m \times A/(\text{GPa}\cdot\%)$ |
|----|-----------------------|------------------|--------|------------------------------------|
| 1  | 459                   | 854              | 13     | 11.10                              |
| 2  | 429                   | 810              | 20     | 16.20                              |
| 3  | 403                   | 771              | 18     | 13.88                              |

在冲压变形过程中残留奥氏体在应力作用下发生马氏体相变,减缓了各相间局部应力集中并提高

了其协同变形能力,从而延迟材料断裂失效的发生,使其强塑性得到明显提升,即亚稳态残留奥氏体的 TRIP 效应得到发挥<sup>[17]</sup>。XRD 检测结果显示,在相同均热温度及缓冷条件下快冷温度越高获得的残留奥氏体越多,高比例残留奥氏体的 TRIP 效应更显著,塑性得到显著提升。方案 1 与方案 2 试验钢塑性指标的差异主要受残留奥氏体含量影响。方案 1 与方案 3 试验钢残留奥氏体含量接近,其塑性指标的差异主要在于过时效温度提升使得过饱和碳发生脱溶形成析出碳化物,降低贝氏体与马氏体板条位错密度(即发生回火软化)等实现基体软化与塑性提升。

为了探究试验钢残留奥氏体与增塑机制的相关性,选取方案 2 试验钢进行了残留奥氏体的形态与分布观察,如图 5、6 所示,分别为在 EBSD 及 TEM 下的残留奥氏体分布状态及形貌,其中图 5 中相解析率为  $95\%$ ,相分布误差在  $5\%$  以内。由图 5 可知,残留奥氏体于钢基体局部出现带状偏聚,分析认为与元素偏析导致局部淬透性、奥氏体稳定性差异有关。由图 6 可知,残留奥氏体呈薄膜状或块状分布于 B/F 与 B/B 或 B/M 相界面处,边界较为平直,其中薄膜状残留奥氏体 RA 片层厚度约为  $40 \sim 170\text{ nm}$ 。文献 [18–19] 研究表明,残留奥氏体形态与稳定性均存在相关性,形态方面多以块状与薄膜状两种形态为主,其中块状残留奥氏体多位于铁素体相界或晶内,膜状残留奥氏体多位于 M/F 或 B/F 界面。在应力作用下材料变形初期块状残留奥氏体更易发生 TRIP 效应,随着应力的不断提升薄膜状残留奥氏体才发生马氏体转变。两种残留奥氏体在应力下协同作用,从而使材料的增塑机制得以充分发挥<sup>[20]</sup>。

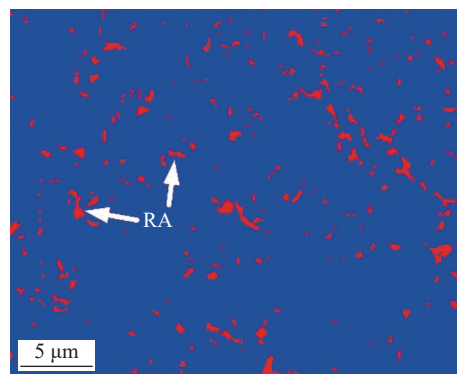


图 5 残留奥氏体分布

Fig. 5 The distribution of retained austenite

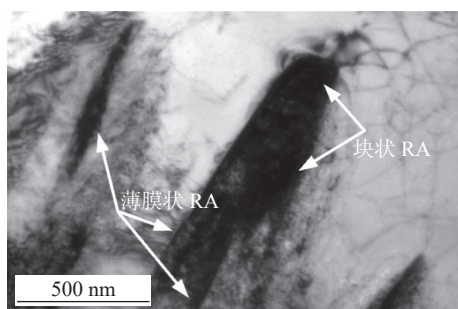


图 6 残留奥氏体 TEM 显微形貌  
Fig. 6 TEM microstructure of retained austenite

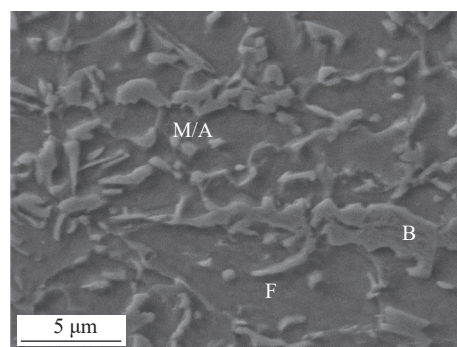


图 7 工业试制产品典型显微组织  
Fig. 7 Typical microstructure of industrial trial products

### 3 连退产线工业试制

采用“转炉→LF+RH 双精炼→连铸→热连轧→酸轧→连续退火”工艺流程生产冷轧 780 MPa 级冷轧增强成形性双相钢,其中冷轧压下率为 60%。基于实验室热模拟数据,为了实现在两相区的调控,尤其是奥氏体含量的控制,工业化过程设定均热温度在 865~875 ℃,同时降低先共析铁素体的形成量,缓冷结束温度在 775~785 ℃,同时结合实验室数据,发现快冷结束温度 510 ℃+过时效温度 300 ℃时,试验钢的综合力学性能最优,故工业化退火工艺参数设定如表 4 所示。

表 4 退火工艺参数  
Table 4 Annealing process parameters ℃

| 均热温度      | 缓冷结束温度    | 快冷结束温度    | 过时效温度     |
|-----------|-----------|-----------|-----------|
| 865 ~ 875 | 775 ~ 785 | 505 ~ 515 | 290 ~ 310 |

同时得到如图 7 典型显微组织,主要由铁素体及弥散分布的贝氏体、马氏体及少量马奥岛组成,组织与实验室试制材料组织基本一致。工业试制过程控制更加稳定,材料的显微组织均匀性相对更高。同时工业试制性能如表 5 所示,工业试制产品性能均在标准要求范围内,材料具有良好的强塑性,断后伸长率可达到 20% 及以上,强塑积在 16 GPa·% 及以上。性能也明显优于实验室退火模拟。

### 参考文献

- [1] KANG Y L. Light weight vehicle, advanced high strength steel and energy-saving and emission reduction[J]. Iron and Steel, 2008(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(6): 1-7.)
- [2] KANG Y L, ZHU G M. Development trend of China's automobile industry and the opportunities and challenges of steels for automobiles[J]. Iron and Steel, 2014, 49(12): 1-7.  
(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.)
- [3] TANG D, ZHAO Z Z, MI Z L, 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.)
- [4] YU X F, LIU P, XUE R J, et al. Analysis and improvement of stamping cracking reason for cold-rolled dual-phase steel

表 5 工业试制产品性能

Table 5 Performance of industrial trial products

| 项目     | $R_{p0.2}/$<br>MPa | $R_m/$<br>MPa | $A_{80}/\%$ | $n_0$         | $BH/$<br>MPa | $R_m \times A/$<br>(GPa·%) |
|--------|--------------------|---------------|-------------|---------------|--------------|----------------------------|
| 标准要求   | 440 ~ 550          | ≥780          | ≥18         | ≥0.13         | ≥30          |                            |
| 工业试制产品 | 470 ~ 500          | 800 ~ 830     | 20.0 ~ 24.5 | 0.140 ~ 0.155 | 50 ~ 66      | 16.00 ~ 20.34              |

### 4 结论

1) 三种工艺方案下试验钢显微组织主要为铁素体与弥散分布的贝氏体、马氏体和少量马奥岛。提高快冷结束温度使得残留奥氏体含量增加,最高残留奥氏体含量达到 3.9%。

2) 残留奥氏体呈薄膜状或块状分布于 B/F 与 B/B 或 B/M 相界面处,残留奥氏体含量影响 TRIP 效应;残留奥氏体含量接近时,其塑性指标差异主要在于过时效温度提升促进过饱和碳脱溶析出碳化物,降低贝氏体与马氏体板条位错密度的机制实现塑性提升。

3) 基于实验室热模拟数据,制定连退产线工业试制参数,获得由铁素体、贝氏体及弥散分布的 M/A 组成,具有良好性能的 780 MPa 级冷轧增强成形性双相钢。

- HC420/780DP[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2021, 28(4): 98-104.  
(于晓飞, 刘鹏, 薛仁杰, 等. 冷轧双相钢 HC420/780DP 冲压开裂原因分析及改进[J]. *塑性工程学报*, 2021, 28(4): 98-104.)
- [5] ZHOU L, XUE R J, CAO X E, *et al.* Study on microstructure and properties of high aluminum dual phase steel 980DH with high formability[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(2): 186-191.  
(周莉, 薛仁杰, 曹晓恩, 等. 高铝增强成形性双相钢 980DH 组织性能研究[J]. *钢铁钒钛*, 2022, 43(2): 186-191.)
- [6] WU B Y, WANG J F, CUI Z X. Effect of a minute amount of niobium on microstructure and mechanical properties of hot galvanized DH780 Steel[J]. *Shanghai Metals*, 2022, 44(2): 47-50.  
(吴炳元, 王俊峰, 崔振祥. 微量 Nb 对热镀锌 DH780 钢显微组织和力学性能的影响[J]. *上海金属*, 2022, 44(2): 47-50.)
- [7] CHEN L S, ZHANG J Y, TIAN Y Q, *et al.* Mn partitioning behavior and its effect on structure and mechanical property of C-Si-Mn dual-phase steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2014, 26(5): 72-76.  
(陈连生, 张健杨, 田亚强, 等. C-Si-Mn 系双相钢锰配分行为及其对组织性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2014, 26(5): 72-76.)
- [8] TANG X C, ZHANG W J, WANG X F, *et al.* Structure and thermoplastic properties on 1200 MPa cold – rolled dual phase steel[J]. *Materials Reports*, 2018, 32(16): 2870-2875.  
(唐兴昌, 张文娟, 王向飞, 等. 1200MPa 级冷轧双相钢组织性能及其热塑性[J]. *材料导报*, 2018, 32(16): 2870-2875.)
- [9] HOU X Y, LIU W C, WANG J, *et al.* Microstructure control and enhancement mechanism of strength-plasticity for ultra-high strength complex phase steel[J]. *China Metallurgy*, 2024, 34(1): 61-71.  
(侯晓英, 刘万春, 王军, 等. 超高强复相钢组织调控及强塑性提升机理[J]. *中国冶金*, 2024, 34(1): 61-71.)
- [10] YE J Y, ZHAO Z Z, ZHANG Y H, *et al.* Effects of Si and Cr on microstructure and mechanical properties of ultra high strength dual-phase steel[J]. *Iron and Steel*, 2015, 50(3): 78-83.  
(叶洁云, 赵征志, 张迎晖, 等. 硅和铬对超高强双相钢组织和性能的影响[J]. *钢铁*, 2015, 50(3): 78-83.)
- [11] YANG Y H, CHU X H, LU H Z, *et al.* Effect of continuous annealing process parameters on microstructure and properties of 1180MPa grade Nb – microalloyed dual phase steel with high formability[J]. *China Metallurgy*, 2024, 34(1): 72-80.  
(杨玉环, 褚晓红, 路洪洲, 等. 连续退火工艺参数对 1180 MPa 级含 Nb 增强成形性双相钢组织性能的影响[J]. *中国冶金*, 2024, 34(1): 72-80.)
- [12] ZHANG B, DU L X, DONG Y, *et al.* Structure-property relationship in novel low carbon hot-rolled TRIP steels via thermo-mechanical controlled processing and coiling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 771: 138643.
- [13] ZHANG H G, HAN C H, LI M. Influence of bainite isothermal temperature on microstructure and mechanical properties of TRIP980 high strength steel[J]. *Hot Working Technology*, 2022(16): 140-142.  
(张海刚, 韩翠红, 李民. 贝氏体等温温度对 TRIP980 高强钢微观组织及力学性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2022(16): 140-142.)
- [14] HOU X Y, BI Y J, HAO L. Analysis on microstructure and strengthening mechanisms of hot-rolled TRIP980 steel[J]. *Iron and Steel*, 2019, 54(4): 63-67.  
(侯晓英, 毕永杰, 郝亮. 热轧 TRIP980 钢微观组织及强化机制分析[J]. *钢铁*, 2019, 54(4): 63-67.)
- [15] ZHANG S. Microstructure and mechanical properties study on ferrite/bainite dual phase steel[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.  
(张松. 铁素体贝氏体双相钢组织性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.)
- [16] CHENG X, GUI X L, GAO G H. Retained austenite in advanced high strength steels: a review[J]. *Materials Reports*, 2023, 37(7): 120-131.  
(程瑄, 桂晓露, 高古辉. 先进高强钢中的残留奥氏体: 综述[J]. *材料导报*, 2023, 37(7): 120-131.)
- [17] ZHANG W, LI C G, LIN X M, *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.)
- [18] YU X F, CAO X E, XUE R J, *et al.* Microstructure and properties of 1.0 GPa grade coldrolled dual phase steel with high formability[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2022, 43(12): 116-124.  
(于晓飞, 曹晓恩, 薛仁杰, 等. 1.0 GPa 级冷轧增强成形性双相钢的组织性能[J]. *材料热处理学报*, 2022, 43(12): 116-124.)
- [19] LIANG J T, ZHAO Z Z, LIU K, *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.)
- [20] LI C Y, ZHANG S S, KANG R M, *et al.* Effect of quenching-partitioning process on decomposition of retained austenite in steel during secondary quenching[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(10): 11-16.  
(历长云, 张珊珊, 康人木, 等. 淬火-配分处理对二次淬火时钢中残留奥氏体分解转变的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(10): 11-16.)