

980 MPa 双相钢屈服强度偏高原因分析与改善

李润昌¹, 张环宇¹, 张天越¹, 邱木生², 朱 浩³

(1. 首钢京唐钢铁联合有限公司 制造部, 河北 唐山 063200; 2. 首钢技术研究院, 北京 100043;
3. 上海汽车集团股份有限公司乘用车公司, 上海 200000)

摘要: 为解决某热镀锌产线生产 980 MPa 双相钢出现的屈服强度异常偏高的问题, 采用光谱分析仪、扫描电镜、拉伸试验机等手段研究了不同加热速率对组织性能的影响。结果表明, Nb 和 Ti 的添加间接改变相变组织强化方式, 屈服强度偏高的钢卷中 Nb+Ti 含量比正常钢卷高 0.01%, 加热速率也比正常钢卷高 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$, 加热速率的提升引起钢板奥氏体化程度提升, 在冷却过程中形成更多的马氏体组织, 其基体中马氏体组织比例较正常钢卷提升约 5%, 使屈服强度提升约 100 MPa。通过控制钢卷中 Nb+Ti 的添加含量, 同时对加热速率进行限制, 加热速率由 $2.0\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 降低至 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$, 基体中马氏体组织比例由 24% 左右降低至 19%, 使得后续大量 980 MPa 双相钢卷的屈服强度均达到 700~850 MPa 期望范围。

关键词: 热镀锌; 双相钢; 屈服强度; 马氏体; 加热速率

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.11.030

中图分类号: TG142.1⁺2

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2024) 11-0226-06

Cause analysis and improvement of higher yield strength for 980 MPa dual-phase steel

Li Runchang¹, Zhang Huanyu¹, Zhang Tianyue¹, Qiu Musheng², Zhu Hao³

(1. Manufacturing Department, Shougang Jingtang Iron and Steel Co., Ltd., Tangshan 063200, China;
2. Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100043, China;
3. SAIC Motor Passenger Vehicle Co., Ltd., Shanghai 200000, China)

Abstract: To solve the problem of abnormally high yield strength in 980 MPa dual-phase steel produced by a hot-dip galvanizing production line, the influences of different heating rates on the microstructure and properties were studied by spectral analyzer, scanning electron microscope, tensile testing machine and other methods. The results show that the addition of Nb and Ti indirectly changes the strengthening mode of the phase transformation structure. Nb+Ti content in the steel coil with higher yield strength is 0.01% higher than that of normal steel coil, and the heating rate is also $0.5\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ higher than that of normal steel coil. The increasing of heating rate leads to an increase in the degree of austenitization in the steel plate, and more martensitic structure is formed during the cooling process. The proportion of martensitic structure in the matrix is increased by about 5% compared to normal steel coil, resulting in an increasing of about 100 MPa in yield strength. By controlling the content of Nb+Ti added to the steel coil and limiting the heating rate, the heating rate is reduced from $2.0\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ to $1.5\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$, and the proportion of martensitic structure in the matrix is reduced from around 24% to 19%. As a result, the yield strength for a large number of 980 MPa dual-phase steel coils reaches the expected range of 700~850 MPa.

Key words: hot-dip galvanizing; dual-phase steel; yield strength; martensite; heating rate

随着车体轻量化研究的深入, 高强钢在汽车车身中的应用越来越广。双相钢因其优异的力学性能——低屈强比、高初始加工硬化率、良好的强度塑性匹配, 是目前应用最多的先进高强度钢之一, 符合汽车材料轻量化、高性能、安全、环保、节能的发展主题。国内目前也提出了“双碳”目标, 采

用先进高强钢代替传统汽车用钢, 可以在保证强度的前提下降低车身质量, 从而达到轻量化的目的^[1-2]。近年来, 我国的汽车工业快速发展, 对汽车用先进高强钢用量和性能的要求也越来越高^[3]。双相钢是由铁素体和马氏体构成的先进高强钢, 在 980 MPa 双相钢用量中占比最大^[4-6], 其中, 980 MPa 双相钢因轻量化效果明显, 广泛应用于生产汽车保险杠、纵梁以及悬挂系统等加强件和结构件^[7-9]。

双相钢主要由铁素体加马氏体或贝氏体所组成, 其组织特征为具有良好塑性的低强度铁素体基体上分布着作为强化相的 15%~30% 马氏体或贝氏体,

收稿日期: 2024-02-21; 修订日期: 2024-05-26

作者简介: 李润昌 (1991-), 男, 硕士, 副高级工程师

E-mail: lirunchang12138@163.com

通信作者: 张环宇 (1987-), 男, 学士, 工程师

E-mail: 15832551840@163.com

屈服强度低、初始加工硬化率高，具有高应变速率敏感性、强度和塑性配合较好等力学性能特点，低的屈服强度使冲压构件易于成形，回弹小，同时冲压模具的磨损也较小。无屈服延伸，应力-应变曲线呈平滑的拱形，可避免成形零件表面起皱，因而不需要附加精整轧制或其他操作。安全、环保、节能成为当前汽车制造业发展的主题，采用先进高强度钢板不仅可以有效减轻车身质量，降低油耗，还可以提高汽车的安全性和舒适性，是同时实现汽车轻量化和提高碰撞安全性的最佳途径之一。本文针对 980 MPa 双相钢生产制造过程中屈服强度异常偏高问题，通过实验结合生产实践分析了屈服强度异常偏高的原因，提出了针对性解决措施，并结合生产实践验证了其有效性，取得了显著的生产实绩。

1 实验材料及方法

本实验选材为某热镀锌产线生产的厚度为 1.4 mm 的 HC700/980DPD+Z 热镀锌双相钢板，钢

种合金成分如表 1 所示。

表 1 HC700/980DPD+Z 热镀锌双相钢板的化学成分
(%，质量分数)

Table 1 Chemical compositions of HC700/980DPD+Z hot-dip galvanized dual-phase steel sheet (%, mass fraction)

C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Nb+Ti
0.117	0.35	2.4	0.009	0.002	0.035	0.09	0.045

此热镀锌双相钢板采用美钢联法生产，执行统一的生产工艺，退火温度和光整轧制力要求如表 2 所示。基于前期对双相钢板退火效果的研究，在此工艺下 980 MPa 双相钢板可以达到 80% 以上奥氏体化，但基本上无法达到完全奥氏体化，快冷温度可达到 M_s 点（马氏体开始转变的温度）以下。此热镀锌双相钢板的力学性能要求根据车企对 980 MPa 双相钢应用零件需求制定，如表 3 所示，试样为 GB/T 228.1—2021^[13] 中的 P6 试样（原始标距 $L_0=80$ mm，矩形横截面试样平行长度的原始宽度 $b_0=20$ mm），试样方向为纵向。

表 2 厚度为 1.4 mm 的 HC700/980DPD+Z 热镀锌双相钢板生产工艺

Table 2 Production process of HC700/980DPD+Z hot-dip galvanized dual-phase steel sheet with thickness of 1.4 mm

参数	加热温度/ ℃	均热温度/ ℃	缓冷温度/ ℃	快冷温度/ ℃	时效温度/ ℃	退火炉运行速度/ (m·min ⁻¹)	锌锅温度/ ℃	入锌锅温度/ ℃	光整轧制力/ kN
数值	810	810	710	320	330	85	450~460	470	3000

表 3 980 MPa 双相钢板的力学性能要求

Table 3 Mechanical property requirements for 980 MPa dual-phase steel sheet

参数	屈服强度 R_{eL} /MPa	抗拉强度 R_m /MPa	断后伸长率/%
数值	700~850	≥980	≥8

通过拉力试验机检测发现，对于某批次生产的厚度为 1.4 mm 的 HC700/980DPD+Z 热镀锌双相钢板，在不同钢卷的相同位置取拉伸试样，屈服强度出现明显的差异，最大差值可达近 200 MPa，超出要求的力学性能范围，典型差异如表 4 所示。

正常钢卷和异常钢卷的典型力学拉伸曲线对比如图 1 所示。异常钢卷的屈服强度和抗拉强度均明显升高，其中，屈服强度的变化幅度更大，通过行业对双相钢前期研究可知^[10-12]，以上强度变化与基体中马氏体组织比例升高的相关性较高。

为充分锁定 980 MPa 双相钢屈服强度大幅升高的原因，进一步了解双相钢组织性能变化特性，对上述提到屈服强度差异较大的钢卷，取样进行冶金

表 4 正常和异常钢卷的屈服强度对比

Table 4 Comparison of yield strength between normal and abnormal steel coils

钢卷	检验批次	屈服强度 R_{eL} /MPa		抗拉强度 R_m /MPa		断后伸长率/%	
		要求值	实际值	要求值	实际值	要求值	实际值
正常	力学检验 1	700~	756	≥980	1020	≥8	14.0
钢卷	力学检验 2	850	759		1020		12.5
异常	力学检验 1	700~	1040	≥980	1120	≥8	9.0
钢卷	力学检验 2	850	1035		1120		9.0

成分、金相组织的分析，对退火过程工艺详细排查，并利用退火模拟器对该双相钢的工艺-组织-性能特性进行进一步摸索。

2 实验结果与分析

2.1 成分-工艺-组织分析

高强度力学性能主要由冶金成分、全流程生产工艺和最终显微组织决定，全流程工艺中决定力学

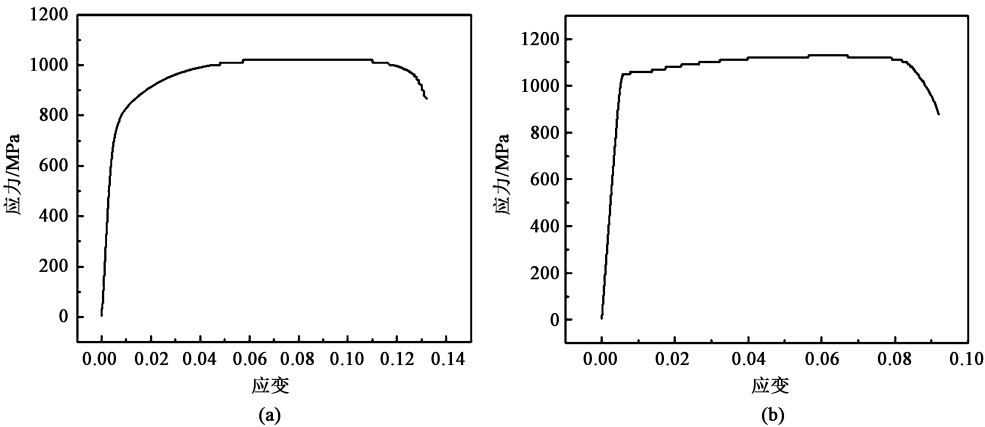


图 1 正常钢卷 (a) 和异常钢卷 (b) 的典型力学拉伸曲线

Fig. 1 Typical mechanical tensile curves for normal steel coil (a) and abnormal steel coil (b)

性能的主要工艺为退火和光整工艺^[14]。钢卷，屈服强度偏高的异常钢卷的合金成分中 Nb 和 Ti 元素的添加量高约 0.01%，但均在目标值的正常波动范围内。

通过光谱分析仪对正常和异常钢卷的试样进行成分对比分析，分析结果如表5所示。相比于正常

表 5 正常和异常钢卷的试样成分对比（%，质量分数）

Table 5 Comparison of specimen compositions between normal and abnormal steel coils（%，mass fraction）

钢卷	C	Si	Mn	P	S	Alt	Mo	Nb+Ti
正常钢卷	0.11571	0.33624	2.38760	0.00904	0.00170	0.04039	0.09192	0.038
异常钢卷	0.11645	0.36048	2.41271	0.01008	0.00065	0.05089	0.09092	0.049
要求范围	0.117	0.35	2.4	0.009	0.002	0.035	0.09	0.03~0.05

在钢中添加微量的 Nb、Ti，可保证钢在碳当量较低的情况下，通过其固溶、碳氮化物质点的弥散析出以及细化晶粒作用，显著提高钢的强度、韧性，特别是低温韧性。异常钢卷中的微合金含量高，形成的强碳氮化物更多地弥散分布在奥氏体晶界上，故能有效地阻止高温下奥氏体晶粒的长大，这是造成屈服强度升高的原因之一，Nb、Ti 元素添加对晶粒尺寸的影响如图 2^[15]所示。

另外，对正常和异常钢卷的退火和光整工艺进行排查，排查结果如表 6 所示。钢卷在退火炉内的运行速度和光整轧制力为恒定值，无明显差异。正常和异常钢卷的加热、均热、缓冷、快冷、时效、入锌锅、锌锅的温度进行对比，无明显差异。

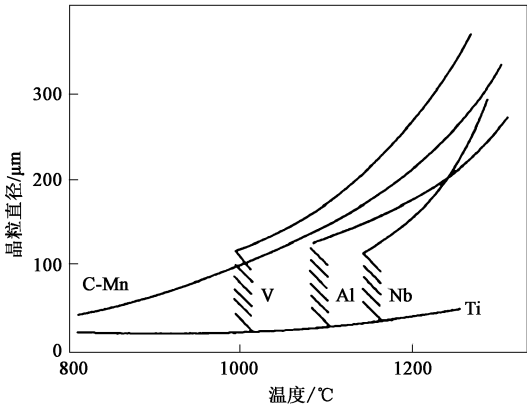


图 2 不同微合金元素对晶粒尺寸的影响

Fig. 2 Effect of different microalloying elements on grain size

表 6 980 MPa 双相钢正常和异常钢卷退火工艺对比

Table 6 Comparison of annealing processes of 980 MPa dual-phase steel between between normal and abnormal steel coils

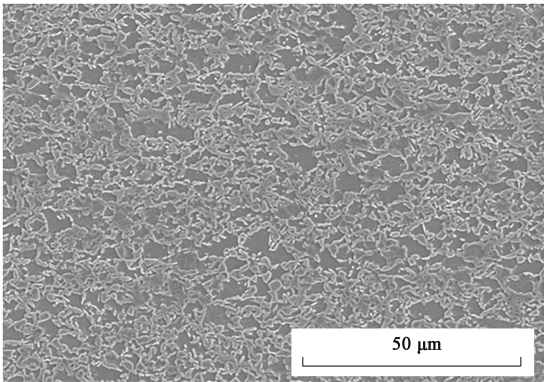
参数	加热温度/ ℃	均热温度/ ℃	缓冷温度/ ℃	快冷温度/ ℃	时效温度/ ℃	退火炉运行速度/ (m·min ⁻¹)	锌锅温度/ ℃	入锌锅温度/ ℃	光整轧制力/ kN
正常钢卷	806~811	810~812	702~706	323~325	329~335	85	455	471	3000
异常钢卷	810~813	813~815	710~712	320~325	331~333	85	455	473	3000
要求范围	810	810	710	320	330	85	450~460	470	3000

进一步对正常和异常钢卷的退火过程工艺参数进行分析，在钢卷达到最高退火温度的升温过程中，异常钢卷在进入均热段前的温度明显高于正常钢卷，其余过程的温度基本一致，升温过程差异如表 7 所示。

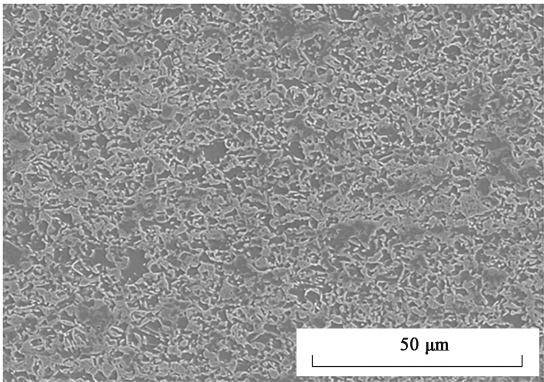
通过扫描电镜对正常和异常钢卷的试样进行显微组织的对比分析，分析结果见图 3。屈服强度偏

表 7 正常和异常钢卷的升温过程对比 (℃)
Table 7 Comparison of heating processes between normal and abnormal steel coils (℃)

钢卷	温度			
	测温点 1	测温点 2	测温点 3	测温点 4
正常钢卷	834	838	841	844
异常钢卷	909	890	853	818



(a)



(b)

图 3 正常 (a) 和异常 (b) 钢卷的试样的金相组织对比

Fig. 3 Comparison of metallographic structures of samples between normal (a) and abnormal (b) steel coils

将此钢种轧硬板制为 150 mm×300 mm 的规格，共 8 片，使用退火模拟器模拟相同退火制度、不同

高的异常钢卷的异常试样显微组织中马氏体的比例提升约 5%。

基于以上分析可以看出，屈服强度偏高的高强钢较为明显的异常为退火过程的加热速率过快，导致在升温至 810 ℃ 的退火温度过程中，达到高至 900 ℃ 的过程温度。金相组织中马氏体比例升高近 5%，此过程导致材料奥氏体化程度升高，冷却后形成更多比例的马氏体组织。

2.2 分析与讨论

为验证加热速率对980MPa双相钢组织性能的影响，制定退火模拟实验，通过此钢种工艺参数的作用研究 980 MPa 双相钢升温过程工艺-组织-性能的相关性。

升温状态对材料组织性能的影响，退火模拟工艺设定见表 8。

表 8 退火模拟工艺设定
Table 8 Setting of annealing simulation process

试样	升温 1 段		升温 2 段		加热温度/ ℃	加热时间/ s	缓冷温度/ ℃	缓冷时间/ s	退火炉内运行速度/ (m · min ⁻¹)
	速率/(℃ · s ⁻¹)	时间/s	速率/(℃ · s ⁻¹)	时间/s					
试样 1	1.5	534	—	—	810	420	710	120	60
试样 2									
试样 3	2.0	400	—	—					
试样 4									
试样 5	1.5	300	2.0	175					
试样 6									
试样 7	2.0	300	1.5	134					
试样 8									

对退火模拟后的试样进行力学性能和金相组织的分析，分析结果见表 9。以试样 1 和试样 2 为基准，试样 3 和试样 4、试样 5 和试样 6、试样 7 和试样 8 这 3 组执行统一的加热温度、加热时间、缓冷温度、缓冷时间、退火炉内运行速度，分别不同程

度地提高升温速率和升温时间。相对于试样 1 和 2，试样 3 和试样 4、试样 5 和试样 6、试样 7 和试样 8 的强度和马氏体比例均呈升高趋势。相比于加热速率为 1.5 ℃·s⁻¹，加热速率为 2.0 ℃·s⁻¹ 时试样的屈服强度提升约 100 MPa，基体中马氏体组织的

比例由 19% 左右提升至 24%。相比于加热速率为 $2.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ，加热速率为 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时试样的升温时间增加 134 s，对强度和马氏体比例提升均有正向效果，但从实验效果看，升温时间延长的效果弱于加热速率提升。将升温过程分为两段，分别将前后两段加热速率设定为 1.5 和 $2.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ，两组试样强度和马氏体组织比例均提升。典型的试样 3 的金相组织中马氏体比例达到 24% 左右，如图 4 所示。

表 9 退火工艺后试样的力学性能和金相组织

Table 9 Mechanical properties and microstructure of samples after annealing process

试样	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长率/%	马氏体组织 比例/%
试样 1	734	998	13.5	18.9
试样 2	742	1002	14.0	19.5
试样 3	843	1110	11.0	23.5
试样 4	844	1099	11.5	24.2
试样 5	787	1049	12.0	20.7
试样 6	777	1042	12.0	19.9
试样 7	810	1071	12.0	21.0
试样 8	814	1077	12.5	21.5

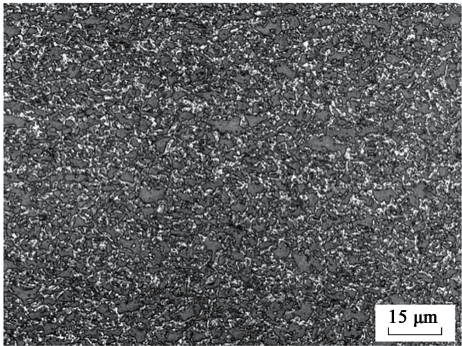


图 4 试样 3 的金相组织

Fig. 4 Metallographic structure of sample 3

通过退火模拟工艺与试样组织性能结果可知，当保持加热温度、加热时间、缓冷温度、缓冷时间和退火炉内运行速度等工艺参数不变，到达加热温度前的加热速率提高时，980 MPa 双相钢的强度和马氏体组织比例均提升。因钢板中马氏体组织比例提升，认为加热速率提升导致钢板在退火过程中的奥氏体化更加充分。加热速率低时，加热升温过程的时间要更长，加热时间延长引发的奥氏体化程度的提高效果低于加热速率提升带来的奥氏体化程度提升效果。

3 改善措施与效果

综上分析，造成 980 MPa 双相钢屈服强度异常的主要原因除了 Nb 和 Ti 元素的添加量之外，退火工艺控制的影响较为显著。退火炉中加热速率提升，导致钢卷在高温段停留时间延长，奥氏体化程度提升，冷却后，钢板中马氏体组织比例升高，导致钢板强度大幅度升高。

针对问题发生机理，重新制定工艺-组织-性能的对应策略，对 980 MPa 双相钢退火升温过程进行限制，各测温点均要求温度 $\leq 830\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。重新制定退火工艺升温策略后，生产 32 个钢卷，屈服强度全部达到 700~850 MPa 范围，且不同钢卷间屈服强度的差异明显降低，如图 5 所示。进一步验证了升温速率对 980 MPa 双相钢组织性能的影响和重要性。

4 结论

(1) 980 MPa 热镀锌双相钢的屈服强度异常的原因主要为微合金元素含量偏上限且退火炉加热阶段的加热速率过高，高的加热速率相当于钢卷在高

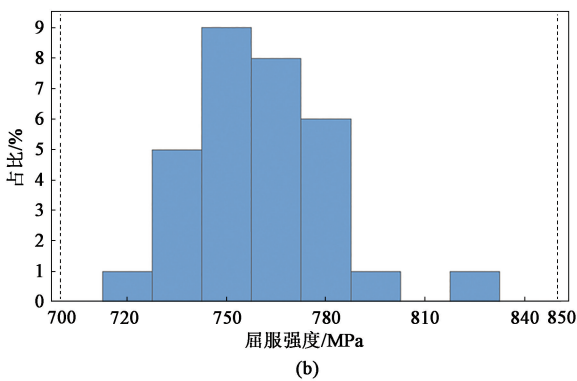
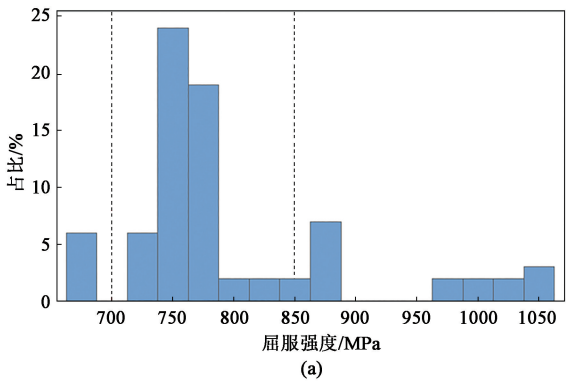


图 5 退火升温策略调整前后 980 MPa 双相钢的屈服强度分布对比

(a) 调整前 (b) 调整后

Fig. 5 Comparison of yield strength distribution for 980 MPa dual-phase steel before and after annealing heating strategy adjustment

(a) Before adjustment (b) After adjustment

温段停留时间延长, 材料奥氏体化程度提升, 在冷却过程中形成了更多的马氏体组织, 导致材料的屈服强度明显升高。

(2) 高强度双相钢是一种对退火工艺全过程较敏感的材料, 加热速率的提高可以引发材料奥氏体化程度的提升, 从而使材料马氏体组织比例得到提升; 整体加热时间的延长也能引发材料奥氏体化程度的提升, 但整体效果低于加热速率。

(3) 通过控制钢中 Nb+Ti 的添加含量, 同时对加热速率进行限制, 加热速率由 $2.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 降低至 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, 基体中马氏体组织比例由 24% 左右降低至 19%, 使得批量 980 MPa 双相钢卷的屈服强度控制在 700~850 MPa 范围内。

参考文献:

- [1] 李军, 刘鑫, 曹广祥, 等. 汽车车身高强度钢的应用发展及挑战 [J]. 汽车工艺与材料, 2021 (8): 1-6.
Li J, Liu X, Cao G X, et al. The application development and challenges of high strength steel in automobile cars [J]. Automobile Technology & Material, 2021 (8): 1-6.
- [2] 赵征志, 陈伟健, 高鹏飞, 等. 先进高强度汽车用钢研究进展及展望 [J]. 钢铁研究学报, 2020, 32 (12): 1059-1076.
Zhao Z Z, Chen W J, Gao P F, et al. Research progress and prospects of advanced high-strength automotive steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2020, 32 (12): 1059-1076.
- [3] 陈卓, 靳斌, 王诚斯, 等. 980 MPa 级冷轧双相钢的热处理工艺优化 [J]. 金属热处理, 2020, 45 (7): 86-89.
Chen Z, Jin B, Wang C S, et al. Optimization of heat treatment process for 980 MPa cold rolled dual phase steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45 (7): 86-89.
- [4] De Moor E, Gibbs P J, Speer J G, et al. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development [J]. AIST Transactions, 2010, 7 (3): 132-139.
- [5] 罗晔. 汽车用钢的研发进展 [N]. 世界金属导报, 2018-01-23.
Luo H. Research and development progress of automotive steel [N]. World Metal Report, 2018-01-23.
- [6] 杨子梦. 先进高强度助推汽车制造轻量化 [N]. 世界金属导报, 2017-01-24.
Yang Z M. Advanced high-strength steel promotes lightweighting in automobile manufacturing [N]. World Metal Report, 2017-01-24.
- [7] 刘靖宝, 王云阁, 夏明生, 等. 退火对 980 MPa 级镀锌双相钢组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2017, 42 (12): 193-198.
Liu J B, Wang Y G, Xia M S, et al. Effect of annealing on the microstructure and properties of 980 MPa galvanized dual phase steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42 (12): 193-198.
- [8] 黄浩, 徐光, 胡海江, 等. 冷却模式对 Ti-Nb 微合金高强度钢组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2018, 43 (3): 114-119.
Huang H, Xu G, Hu H J, et al. The effect of cooling mode on the microstructure and properties of Ti-Nb microalloys high strength steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43 (3): 114-119.
- [9] 孙航, 褚晓红, 唐梦霞, 等. 1500 MPa 级高伸长率双相钢的组织性能分析 [J]. 中国冶金, 2022, 32 (4): 47-53.
Sun H, Chu X H, Tang M X, et al. Analysis of microstructure and properties of 1500 MPa high elongation dual phase steel [J]. China Metallurgy, 2022, 32 (4): 47-53.
- [10] 余立, 刘静, 葛锐, 等. DP780 双相钢在不同应变状态下的断裂特性及机理 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (10): 48-55.
Yu L, Liu J, Ge R, et al. Fracture characteristics and mechanism on DP780 dual-phase steel under different strain states [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (10): 48-55.
- [11] 代奥, 阮金华, 王志刚, 等. 大型双相钢封头压鼓成形数值模拟研究 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (10): 56-62.
Dai A, Ruan J H, Wang Z G, et al. Numerical simulation research on pressure drum forming for large dual phase steel head [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (10): 56-62.
- [12] 郭建超, 何志鹏, 严伟林, 等. DP780 高强双相钢激光拼焊接头 GTN 损伤模型参数标定 [J]. 锻压技术, 2023, 48 (2): 241-249.
Guo J C, He Z P, Yan W L, et al. GTN damage model parameters calibration on laser tailor welded joint for DP780 high strength dual-phase steel [J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48 (2): 241-249.
- [13] GB/T 228.1—2021, 金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法 [S].
GB/T 228.1—2021, Metallic materials—Tensile testing—Part 1: Method of test at room temperature [S].
- [14] 余灿生, 张龙超, 郑之旺, 等. 退火温度对钒微合金化 780 MPa 级冷轧双相钢组织性能的影响 [J]. 钢铁钒钛, 2021, 42 (5): 158-163.
Yu C S, Zhang L C, Zheng Z W, et al. The effect of annealing temperature on the microstructure and properties of 780 MPa cold rolled dual phase steel with vanadium microalloying [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2021, 42 (5): 158-163.
- [15] Palmiere E J, Garcia C I, DeArdo A J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1994, 25 (2): 277-286.