

层流冷却工艺对热轧 DP600 组织和性能的影响

熊雪刚^{1,2}, 曹建春², 曾 瀚³, 吕 兵³, 陈 述¹, 刘一博¹, 张开华¹

(1. 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650031; 3. 攀钢集团西昌钢铁有限公司, 四川 西昌 615000)

摘 要:测定了 DP600 钢的 CCT 曲线, 在不同层流冷却工艺下对该钢进行工业试生产, 研究了冷却速率、空冷温度和卷取温度对其组织性能的影响。结果表明: 当冷却速率 $< 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, DP600 钢发生珠光体相变; 当冷却速率为 $\geq 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, DP600 钢发生贝氏体相变; 当冷却速率 $> 20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, DP600 钢发生马氏体相变。随着空冷温度由 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 降低到 $620\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 试验钢的显微组织分别为铁素体加马氏体、珠光体、贝氏体, 抗拉强度先降低后升高。随着卷取温度由 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 降低到 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下, 试验钢的组织由铁素体加珠光体变为铁素体加马氏体, 且卷取温度低于 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下时, 马氏体呈条带状偏聚分布, 进而导致延伸率和冷弯性能不合格。空冷温度 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、卷取温度 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, DP600 钢的力学性能满足要求, 此时组织为 75% 的铁素体加 25% 的马氏体, 平均晶粒尺寸 $(8.5 \pm 0.3)\mu\text{m}$, 屈服强度 $(397 \pm 9)\text{MPa}$, 抗拉强度 $(659 \pm 13)\text{MPa}$, 延伸率 $27\% \pm 1.1\%$ 。

关键词:DP600 双相钢; 层流冷却速率; 空冷温度; 卷取温度; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG141

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)02-0182-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.025

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 laminar flow cooling process on microstructure and mechanical properties of hot rolled DP600 steel

XIONG Xuegang^{1,2}, CAO Jianchun², ZENG Han³, LÜ Bing³, CHEN Shu¹, LIU Yibo¹, ZHANG Kaihua¹

(1. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resource Comprehensive Utilization, Pangang Group Panzhihua Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650031, Yunnan, China; 3. Pangang Group Xichang Steel & Vanadium Co., Ltd., Xichang 615000, Sichuan, China)

Abstract: The CCT curve of DP600 steel was measured and the steel was industrially produced under different laminar flow cooling processes. The effects of cooling rate, air cooling temperature, and coiling temperature on the microstructures and mechanical properties of the steel were studied. The results show that when the cooling rate is less than $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, pearlite transformation occurs in DP600 steel. Bainite transformation occurs in DP600 steel when the cooling rate is $\geq 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. And martensite transformation occurs in DP600 steel when the cooling rate is higher than $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. As the air cooling temperature decreased from $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $620\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, the microstructures of the tested steel were ferrite/martensite, pearlite and bainite respectively, and the tensile strength decreased first and then increased. When

收稿日期: 2024-07-30

基金项目: 攀西试验区第五批项目: 钛微合金化耐候钢板开发及应用。

作者简介: 熊雪刚, 1988 年出生, 男, 江西金溪人, 高级工程师, 硕士, 研究方向为热轧高强度钢产品研发, E-mail: xuegangxiong@163.com。

the coiling temperature reduced from 500 °C to below 200 °C, the microstructures changed from ferrite/pearlite to ferrite/martensite. When the coiling temperature was below 100 °C, the morphology of martensite changed from diffusing distribution to banded segregation distribution, which in turn leads to the unqualified elongation and cold bending properties. When the air cooling temperature was 700 °C and coiling temperature was 200 °C, the mechanical properties of DP600 steel met the requirements, with the microstructure of 75% ferrite and 25% martensite in volume fraction, the average grain size of $(8.5\pm0.3)\mu\text{m}$, the yield strength of $(397\pm9)\text{MPa}$, the tensile strength of $(659\pm13)\text{MPa}$, and the elongation rate of $27\%\pm1.1\%$.

Key words: DP600 dual phase steel, cooling rate of laminar cooling, air cooling temperature, coiling temperature, microstructure, mechanical properties

0 引言

近年来,汽车制造行业飞速发展,对汽车用钢的轻量化、安全性提出了更高的要求,推动了高强钢(HSS)和先进高强钢(AHSS)在汽车行业中的应用^[1]。其中双相钢(DP钢)、复相钢(CP钢)以其较低的屈强比,良好的成形、扩孔、加工硬化性能,广泛应用于制造车轮轮辐和轮辋、横梁、支架、防撞加强构件等零件。双相钢的组织由铁素体和马氏体构成,其中马氏体比例一般低于30%,呈岛状弥散分布在连续的铁素体相中。马氏体起到强化基体的作用,铁素体可以提高材料的塑性变形能力^[2-3]。

目前热轧双相钢的工艺类型分为中温卷取型和低温卷取型。中温卷取型卷取温度一般为500~600 °C,成分体系以C-Si-Mn-Cr-Mo、C-Si-Mn-Cr为主,冷却模式为常规前段冷却。中温卷取型双相钢的原理是适当加入Cr、Mo等合金元素,提高奥氏体在常规卷取温度范围内的稳定性,使得其在连续冷却过程中,在铁素体转变区和贝氏体转变区内形成一个亚稳奥氏体区。同时,Cr、Mo能够显著提高钢的淬透性,使双相钢在较低的冷却速率(空冷)、较高的卷取温度(500~600 °C)下能够形成铁素体和马氏体双相组织^[4-5]。中温卷取型双相钢的冷却路径是,终轧后的钢板在连续冷却过程中完成大部分铁素体相变(约80%),并在上述亚稳奥氏体温度区间(“卷取窗口”温度)进行无相变卷取,在卷取完后空冷到室温的过程中残余奥氏体转变为马氏体,最终获得铁素体加马氏体双相组织。

低温卷取型双相钢卷取温度一般在 M_s 以下,一般低于300 °C,甚至低至~100 °C。成分体系以C-Mn、C-Mn-Si、C-Mn-Cr为主,在日本和我国应用较多,其合金成本更低,但工艺控制更难^[6-8]。低温卷取型双相钢中铁素体与马氏体相变分别发生在不

同温度区间,一般采用分段冷却工艺,在轧后的第一段水冷和随后的空冷发生大部分的铁素体转变,之后在第二段水冷发生马氏体转变^[9]。双相钢的力学性能受马氏体的比例影响较大,为减小双相钢的性能波动,应稳定控制热轧关键工艺参数,包括终轧温度、空冷温度、空冷时间、卷取温度以及冷却速率等^[10]。

由上可知,相较于中温卷取型双相钢,低温卷取型双相钢卷取温度较低、层流冷却水量较大,导致卷取温度较难稳定控制,进而影响双相组织比例及力学性能;其次,卷取温度低易造成表面氧化铁皮脆化,造成氧化铁皮剥落、凹坑、麻坑等表面缺陷。另外,低温卷取型双相钢一般不采用Mo等贵重金属元素,在工业上有广泛的应用前景,因此,研究低温卷取型双相钢的工艺-组织-性能影响规律,能够为热轧双相钢的稳定生产和推广应用提供理论支撑。

国内外针对双相钢的工艺原理、产品制备、微合金方式等进行了大量研究。美国纽柯钢铁公司在传统热轧线上采用Si-Cr-Mo-V、Si-Cr-Ni等成分体系成功开发出热轧双相钢薄板,通过Cr、Ni、Mo等元素提高奥氏体的稳定性,促进马氏体的形成^[11-12]。孙超等^[13]采用C-Mn-Mo-Nb成分体系开发出扩孔率高达90%以上的DP600双相钢。其通过添加少量的Nb替代较昂贵的Mo,同时通过Nb起到细化奥氏体,提高奥氏体稳定性的作用。

同时,国内外学者对于双相钢的工艺控制、显微组织和力学性能的调控也进行了大量研究。张丹等^[14]研究了热轧贝氏体双相钢的铁素体转变规律,发现随着两段冷却间的保温温度增加或保温时间增加,铁素体晶粒尺寸和体积分数增加。熊维亮等^[15]通过热轧+超快冷技术研究了控冷工艺对DP600组织与性能的影响,发现随着弛豫时间的减少和卷取温度的降低,钢中铁素体体积分数减少,铁素体晶粒

尺寸减小,抗拉强度增加。徐峰等^[4]采用两段式(层流冷却+快速冷却)和连续式(快速冷却)两种冷却路径试制 DP600 钢,对比结果表明,两段式冷却能够促进多边形铁素体的生成,铁素体基体纯净度高,岛状马氏体细小弥散分布;而连续式冷却时,马氏体束呈细小狭长的片状混乱分布。王志刚等^[16]研究了马氏体体积分数对 780 MPa 级双相钢力学性能和 n 值的影响。发现在高马氏体含量下($>28.2\%$),随着马氏体含量的增加,马氏体形态由弥散分布的片状转变为连续的板条状,马氏体尺寸增加,同时多边形铁素体尺寸逐渐减小,钢的强度和屈强比提高,伸长率和 n 值降低。

另外,部分学者针对双相钢的组织特性对双相钢疲劳、扩孔等使用性能的影响也开展了研究。日本成功开发出纳米 TiC 析出型的双相钢,通过强化铁素体相,提高了材料的延伸凸缘性能^[17]。MAJUMDAR 等^[18]对比了铁素体-马氏体(FM)和铁素体-贝氏体(FB)两种双相钢的疲劳性能。FB 钢表现出较好的高周疲劳性能,这是由于贝氏体中的位错延迟了微裂纹萌生。FM 钢的低周疲劳性能优于 FB 钢,这是由于 FM 钢经初始循环硬化后表现出循环稳定行为,而 FB 钢经历连续的循环软化。

综上可知,国内外学者针对双相钢的微合金化

方式、显微组织调控、力学性能和使用性能调控进行了大量研究,但大多数是研究双相钢的组织及性能变化规律,然而低温卷取型热轧双相钢在工业生产时工艺窗口极窄,因此有必要细致分析具体的层流冷却工艺参数,如两阶段层流冷却速率、空冷温度、卷取温度等工艺对组织性能的影响,探索热轧双相钢的冷却工艺窗口,以指导 DP600 钢的工业稳定生产。笔者是通过工业试生产,采用分段式冷却、低温卷取工艺开展上述研究的。

1 试样制备与试验方法

笔者采用低 C、低 Si、Mn-Cr-P 微合金化路线,未添加贵金属 Mo,结合低温卷取工艺试制 DP600 热轧双相钢。利用 P 促进 C 的扩散,推迟渗碳体析出,加速 C 向奥氏体的富集,从而增强奥氏体的稳定性,促进后续马氏体转变^[9]。同时 P 使铁素体得到净化,减轻间隙元素 C 的固溶强化,提高铁素体的延展性。此外,基于热轧双相钢成形性能和表面质量问题,为避免马氏体含量过高以及形成难以酸洗去除的红色氧化铁皮,试验钢采用了低 C、低 Si 成分设计。试制的 DP600 钢的成分和性能需满足 GB/T 20887.3-2022 标准要求,具体如表 1 所示。

表 1 DP600 钢的化学成分及力学性能要求

Table 1 Chemical composition and mechanical properties requirements of the DP600 steel

化学成分/%							力学性能			
C	Si	Mn	P	S	Cr	Als	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	180°冷弯
≤ 0.12	≤ 0.20	≤ 1.70	≤ 0.10	≤ 0.01	≤ 1.20	≥ 0.015	330 ~ 470	580 ~ 700	≥ 24.0	$d=0.5a$

在开展工业生产试验前,测定试验钢的 CCT 曲线,研究冷却速率对 DP600 钢显微组织的影响。在粗轧后的中间坯中部位置锯取,机加工出直径 8 mm、长度 12 mm 的圆柱状热压缩试样,采用 Formastor-FZ 相变仪进行静态 CCT 曲线测定,将热压缩试样以 5 °C/s 的速率从室温加热到 950 °C,保温 600 s 后,以 0.05 ~ 50 °C/s 的冷却速率冷却至室温。在测试后的热压缩试样长度中间位置线切割取样,经镶嵌、磨制、抛光至镜面后,在体积分数 3% ~ 4% 的硝酸酒精中腐蚀 5 ~ 10 s,用 Axio Observer A1m 型光学显微镜观察显微组织,用 HV-1000 显微硬度计测定维氏硬度 HV5。结合显微组织、硬度检测结果,采用 Origin 软件绘制 DP600 钢的 CCT 曲线。

设计了图 1 和表 2 所示的工艺参数,通过工业

试生产,研究空冷温度、卷取温度对 DP600 钢组织性能的影响。试样材料为工业生产的 DP600 钢板,高炉冶炼的铁水经预脱硫→转炉冶炼→钢包精炼→连铸工序获得尺寸为 230 mm × 1 550 mm × 11 000 mm 的铸坯,再对铸坯进行加热、粗轧、精轧获得 4.2 mm 厚度的钢板,精轧后的钢板经层流冷却、卷取、酸洗获得成品钢卷。其中,热轧阶段时的铸坯再加热温度为 (1 200±15) °C,粗轧后的中间坯厚度为 (40±2) mm,精轧采用恒速轧制,轧制速度 5.5 ~ 6.0 m/s,精轧终轧温度为 (820±20) °C,空冷时间为 8 ~ 10 s。层流冷却采用快速水冷→空冷→快速水冷三段式冷却工艺,其中的主要冷却工艺参数包括:第一段冷却的开冷温度、终冷温度,即精轧终轧温度和空冷温度;第二段冷却的开冷温度、终冷温度,即空冷温度和卷取温度;以及两段冷却的冷却

速率等。工业上冷却速率无法实测,而是通过式(1)和式(2)进行平均冷却速率计算而获得。

$$\delta_1 = \frac{(T_1 - T_2)v}{L_1} \quad (1)$$

$$\delta_2 = \frac{(T_2 - T_3)v}{L_2} \quad (2)$$

式中, δ_1 、 δ_2 分别为第一段、第二段水冷的冷却速率($^{\circ}\text{C}/\text{s}$), T_1 、 T_2 、 T_3 分别为精轧终轧温度($^{\circ}\text{C}$)、空冷温度($^{\circ}\text{C}$)、卷取温度($^{\circ}\text{C}$), v 为钢板的轧制速度(m/s), L_1 、 L_2 分别为精轧终轧温度和空冷温度测温点之间的距离(m)、空冷温度和卷取温度测温点之间的距离(m)。由此可见,冷却速率 δ_1 、 δ_2 分别与温度差值 $T_1 - T_2$ 、 $T_2 - T_3$ 线性相关,当 $T_1 - T_2$ 、 $T_2 - T_3$ 增加或降低时, δ_1 、 δ_2 会相应增加或降低,两者不独立,无法做到将温度和冷却速率分开来独立研究其对组织性能的影响。因此,在工业试生产时不单独分析冷却速率的影响,只分析温度对组织性能的影响。

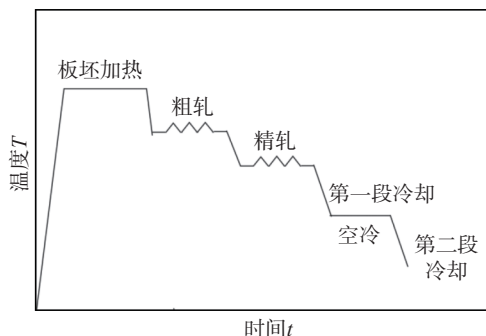


图1 DP600 钢的热轧工艺示意

Fig. 1 Hot rolling process diagram of the DP600 steel

表2 DP600 钢的层流冷却工艺参数

Table 2 Laminar flow cooling process parameters of the DP600 steel

工艺	温度/ $^{\circ}\text{C}$			冷却速率/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$	
	终轧	空冷	卷取	第一段	第二段
1	820	700	200	15.9	49.7
2	820	500	200	42.4	29.8
3	820	700	500	15.9	19.9
4	820	700	100	15.9	59.6
5	820	620	200	26.5	41.7

在工业生产的 DP600 钢卷尾部剪切 $4.2\text{ mm}\times 500\text{ mm}\times 1\,550\text{ mm}$ 尺寸的钢板,在钢板宽度 $1/4$ 处剪切纵向拉伸试样、横向冷弯试样、金相试样,尺寸分别为 $4.2\text{ mm}\times 30\text{ mm}\times 370\text{ mm}$, $4.2\text{ mm}\times 35\text{ mm}\times 300\text{ mm}$, $4.2\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$,其中拉伸试样标距长度为 51.8 mm 。按照上述热压缩试样相同的磨制、抛光、腐蚀、检测方法,观测成品 DP600 钢的显微组织,同时按照 GB/T 6394-2017 测定金相试样的

平均晶粒尺寸,采用 prolmaging 软件测定组织中各相的体积分数。按照 GB/T 228.1-2010,在 WEW-600 型液压万能试验机上进行室温拉伸试验,应变速率为 0.002 s^{-1} 。按照 GB/T 232-2010,在 WEW-600 型液压万能试验机上进行室温 180° 冷弯试验。平均晶粒尺寸的误差值 Δ 采用 95% 置信区间,具体计算公式为 $\Delta = t \cdot \frac{s}{\sqrt{n}}$ (95%CI) 其中 n 为测试视场数,取 5,对应的 t 值取 2.776, s 为晶粒尺寸的标准差。力学性能检测结果的不确定度参照标准 GB/T 228.1-2010 中附录 M 进行计算。

2 试验结果与讨论

2.1 CCT 曲线

在相变仪上将 DP600 试验钢的热模拟试样以不同的冷却速率 (0.05 、 0.1 、 0.3 、 0.5 、 1 、 2 、 5 、 10 、 20 、 30 、 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 冷却至室温,绘制 DP600 钢的 CCT 曲线(见图 2),并观测不同冷却速率下 DP600 钢的显微组织(见图 3)。从图 2 可以看出,当冷却速率 $< 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,DP600 钢发生珠光体相变;当冷却速率为 $\geq 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,DP600 钢发生贝氏体相变;当冷却速率 $> 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,DP600 钢发生马氏体相变。同时,随着冷却速率从 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 逐步增加到 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,试验钢的维氏硬度 HV5 从 114 单调升高到 225,主要是由于随着冷却速率增加,试验钢组织中的贝氏体、马氏体体积分数逐渐升高,这些硬相组织提高了试验钢的硬度。从图 3 中可以看出,当冷却速率为 $0.05 \sim 3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢显微组织为等轴状铁素体加珠光体,且随着冷却速率由 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 增加到 $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,平均晶粒尺寸由 $20.0\text{ }\mu\text{m}\pm 0.5\text{ }\mu\text{m}$ 降低到 $16.70\text{ }\mu\text{m}\pm 0.3\text{ }\mu\text{m}$ 。当冷却速率为 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢组织中开始出现贝氏体,其组织为铁素体加珠光体加少量贝氏体。当冷却速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢组织为铁素体加贝氏体加少量珠光体。当冷却速率 $\geq 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢组织中开始出现马氏体,且已无珠光体组织,其显微组织为铁素体加马氏体加贝氏体。且随着冷却速率由 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 增加到 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,试验钢组织中铁素体、贝氏体体积分数降低,马氏体体积分数增加。

同时,结合上述 CCT 曲线及显微组织结果,设计 DP600 钢的冷却路径(见图 2 中红色虚线),包括第一段快速冷却、空冷、第二段快速冷却。同时,DP600 钢第一段冷却速率应该不低于 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,以避

免珠光体的形成;第二段冷却速率应该不低于 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 以保证马氏体的形成。表 2 中所设计的冷却工艺参数中, 第一段冷却速率、第二段冷却速率分别满足不低于 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的要求。

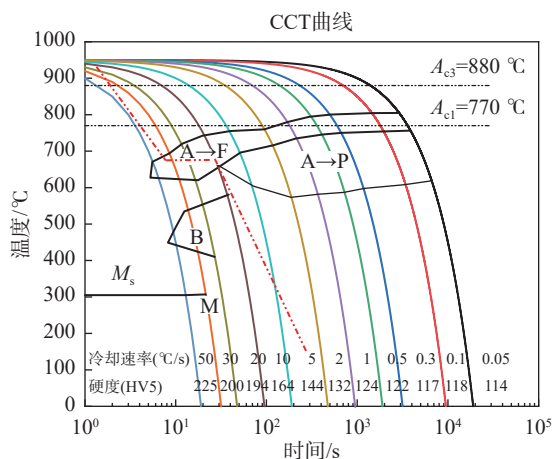
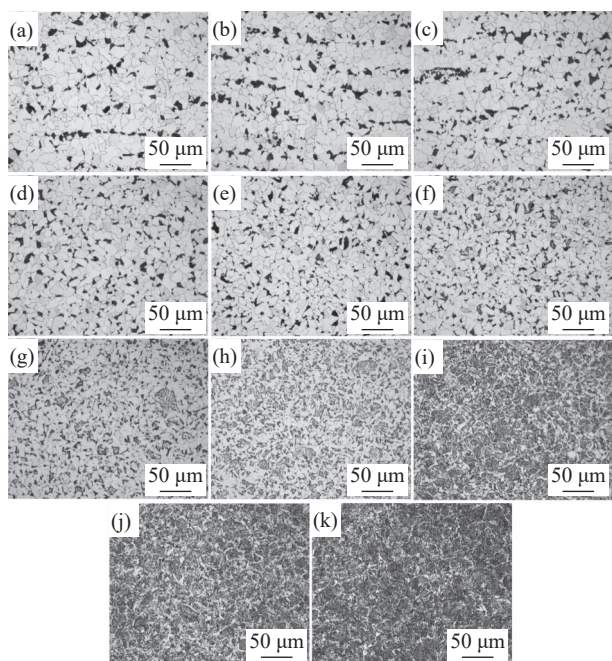


图 2 DP600 钢的 CCT 曲线
Fig. 2 The CCT curve of the DP600 steel



(a) 0.05 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (b) 0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (c) 0.3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (d) 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (e) 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$;
(f) 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (g) 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (h) 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (i) 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (j) 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (k) 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$

图 3 DP600 钢在不同冷却速率下的显微组织

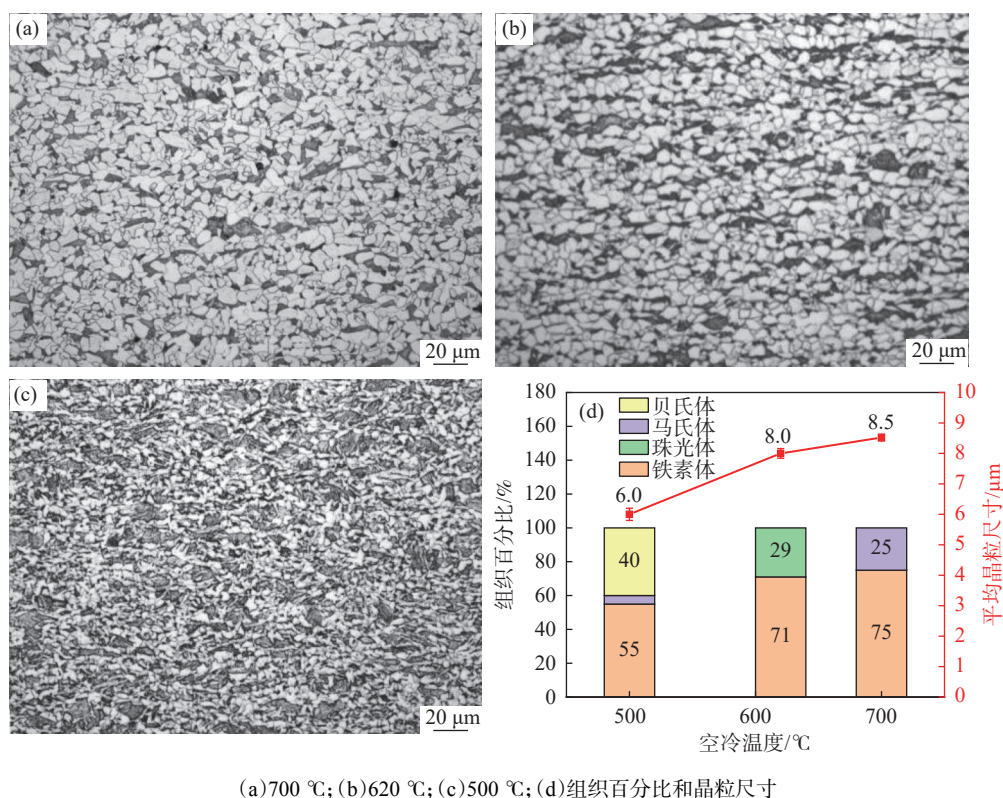
Fig. 3 Microstructures of the DP600 steel cooling at different cooling rates

2.2 显微组织

采用表 2 所示的冷却工艺进行工业生产, 获得 DP600 双相钢的显微组织检测结果如图 4、图 5 所示。从图 4 中可以看出, 在卷取温度为 200 $^{\circ}\text{C}$ 的前

提下, 当空冷温度为 700 $^{\circ}\text{C}$ 时, 试验钢组织为 75% 铁素体加 25% 马氏体, 这是由于试验钢经第一段水冷, 带钢温度由 820 $^{\circ}\text{C}$ 降低到 700 $^{\circ}\text{C}$ 后进入铁素体转变区间, 再经 8~10 s 的空冷后形成铁素体加残余奥氏体组织, 再以 49.7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率进行第二段冷却, 残余奥氏体转变为马氏体。当空冷温度为 620 $^{\circ}\text{C}$ 时, 试验钢组织为 71% 铁素体加 29% 珠光体, 此时, 由于经第一段冷却后带钢温度较低 (620 $^{\circ}\text{C}$), 进入珠光体转变区间, 故第一段冷却结束后, 奥氏体组织已完全转变为铁素体加珠光体, 即使经第二段冷却也无法再发生马氏体转变。当空冷温度为 500 $^{\circ}\text{C}$ 时, 带钢经冷却速率 42.4 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一段水冷后, 温度迅速降低至 500 $^{\circ}\text{C}$, 进入贝氏体转变区, 形成铁素体、贝氏体和少量的残余奥氏体组织, 再经冷却速率 29.8 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第二段冷却后, 少量的残余奥氏体转变为马氏体, 故此时试验钢组织为 55% 铁素体、40% 贝氏体加 5% 马氏体。同时, 随着空冷温度由 700 $^{\circ}\text{C}$ 降低到 500 $^{\circ}\text{C}$, 试验钢的平均晶粒尺寸由 $(8.5 \pm 0.1) \mu\text{m}$ 减小到 $(6.0 \pm 0.2) \mu\text{m}$, 铁素体体积分数由 75% 降低到 55%, 这是由于铁素体转变是扩散型转变, 随着空冷阶段的温度降低, 铁素体的转变和长大受到抑制, 故晶粒尺寸减小, 铁素体体积分数降低。

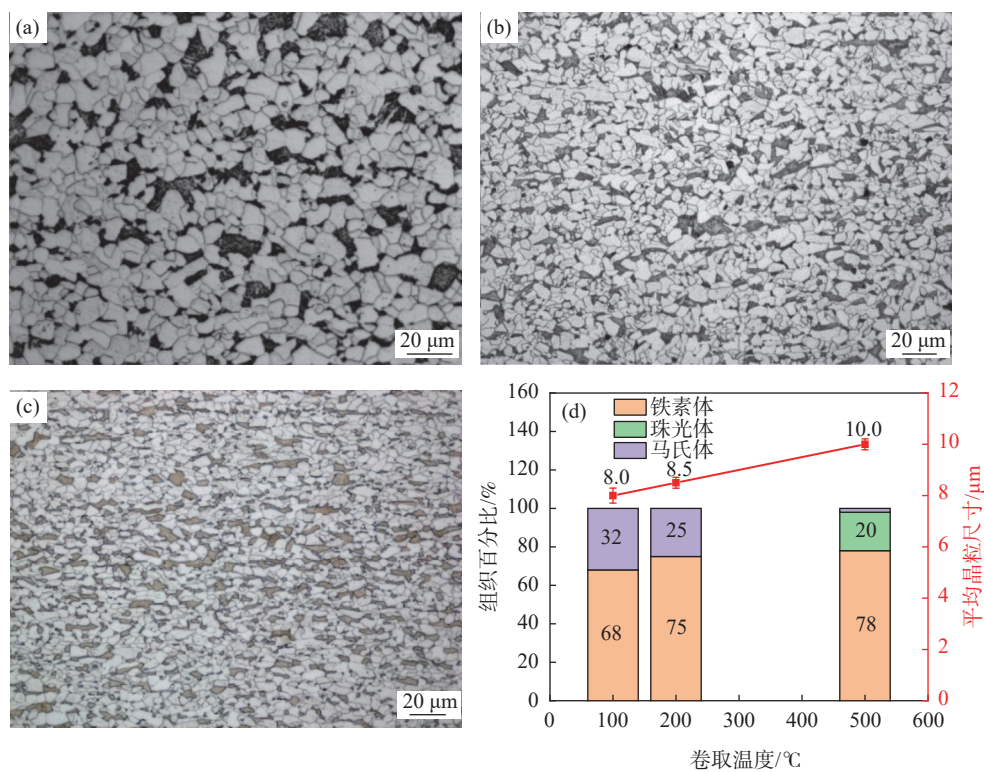
从图 5 可以看出, 在空冷温度为 700 $^{\circ}\text{C}$ 的前提下, 此时带钢经第一段水冷和 8~10 s 空冷后, 组织为铁素体加残余奥氏体。当卷取温度为 500 $^{\circ}\text{C}$, 即带钢经第二段水冷冷却至 500 $^{\circ}\text{C}$ 时发生珠光体转变, 故最终组织主要为铁素体加珠光体。当卷取温度为 200 $^{\circ}\text{C}$, 即带钢经冷却速率 49.7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第二段水冷冷却至 200 $^{\circ}\text{C}$ 时, 残余奥氏体转变为马氏体, 故最终组织为 75% 铁素体加 25% 马氏体。当卷取温度为 100 $^{\circ}\text{C}$ 时, 最终组织也为铁素体加马氏体, 由于奥氏体剪切转变为马氏体组织不依赖于时间, 而只取决于低于 M_s 温度的过冷度^[18], 故随着卷取温度由 200 $^{\circ}\text{C}$ 降低到 100 $^{\circ}\text{C}$, 试验钢低于 M_s 温度的过冷度增加, 马氏体体积分数由 25% 升高到 35%, 且马氏体形态由弥散分布转变为条带状偏聚分布。同时, 随着卷取温度由 500 $^{\circ}\text{C}$ 降低到 100 $^{\circ}\text{C}$, 试验钢的平均晶粒尺寸由 $(10.0 \pm 0.3) \mu\text{m}$ 减小到 $(8.0 \pm 0.4) \mu\text{m}$, 这是由于随着过冷度升高, 相变时发生晶界迁移的能量更高, 从而促进更多的晶界形成, 最终细化晶粒。



(a)700 °C; (b)620 °C; (c)500 °C; (d)组织百分比和晶粒尺寸

图 4 DP600 钢在不同空冷温度和 200 °C 卷取温度条件下的组织形貌、组织百分比和晶粒尺寸

Fig. 4 Microstructures, phase volume fractions and grain sizes of the DP600 steel produced at 200 °C coiling temperature and different air cooling temperatures



(a)500 °C; (b)200 °C; (c)100 °C; (d)组织百分比和晶粒尺寸

图 5 DP600 钢在 700 °C 空冷温度和不同卷取温度条件下的组织形貌、组织百分比和晶粒尺寸

Fig. 5 Microstructures, phase volume fractions and grain sizes of the DP600 steel produced at 700 °C air cooling temperature and different coiling temperatures

2.3 力学性能

从表3中可以看出,在卷取温度为200℃的前提下,随着空冷温度由700℃降低到500℃,屈服强度升高,抗拉强度先降低后升高,延伸率变化不大。其中,空冷温度为700℃时,组织为铁素体加马氏体,由于马氏体转变时产生体积膨胀,使铁素体组织中引入大量可动位错,从而使双相钢拉伸时产生连续屈服,使得屈服强度较低^[19],同时,由于马氏体中位错密度较大,对抗拉强度的提升最为明显,故此时抗拉强度最高。空冷温度为620℃时,组织为铁素体加珠光体,相比于贝氏体和马氏体组织,珠光体组织中位错密度较小,故此时抗拉强度最低。空冷温度为500℃时,由于平均晶粒尺寸最小,且贝氏体中位错密度较高,故此时屈服强度最高。

表3 不同空冷温度、卷取温度条件下DP600试验钢的力学性能

Table 3 Mechanical properties of the DP600 tested steel produced at different air cooling temperatures and coiling temperatures

空冷温度 /℃	卷取温度 /℃	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	180°冷弯
700	200	397±9	659±13	27.0±1.1	合格
620	200	411±9	597±11	26.5±1.1	合格
500	200	541±12	623±12	25.0±1.0	合格
700	500	384±8	588±11	24.5±1.0	合格
700	200	397±9	659±13	27.0±1.1	合格
700	100	426±9	709±13	21.5±0.9	不合格
要求值		330~470	580~700	≥24.0	d=0.5a合格

在空冷温度为700℃的前提下,随着卷取温度由500℃降低到100℃,屈服强度和抗拉强度升高,但卷取温度100℃时延伸率低于≥24%的要求值。其中,卷取温度为500℃时,组织为铁素体加珠光体,由于卷取温度较高、过冷度较低,晶粒尺寸较粗大,且组织中位错密度较低,故此时试验钢屈服强度和抗拉强度均最低。卷取温度为200℃时,组织为铁素体加马氏体,在晶粒尺寸降低和位错密度升高的共同作用下,此时试验钢的屈服强度和抗拉强度较卷取温度为500℃时均有提升。卷取温度为100℃时,组织为铁素体加马氏体,相比于卷取温度200℃时,此时晶粒尺寸最低、马氏体体积分数最高,故屈服强度和抗拉强度最高。相关研究表明,双相钢中两相体积分、晶粒尺寸及马氏体形貌和分布对钢材的力学性能起决定作用^[20-21]。卷取温度由200℃

降低到100℃时,由于马氏体形态由弥散分布转变为条带状的偏聚分布,使得试验钢在受拉伸应力时,易沿着条带状分布的马氏体形成微裂纹,降低了材料的韧性,故此时试验钢的延伸率明显降低,低于24%的要求值,且180°室温冷弯检验不合格。

综上所述,工艺2(500℃空冷、200℃卷取)、工艺3(700℃空冷、500℃卷取),以及工艺5(620℃空冷、200℃卷取)条件下,无法获得铁素体加马氏体双相组织。工艺4(700℃空冷、100℃卷取)条件下,虽然能获得铁素体加马氏体双相钢组织,但马氏体体积分数较高(>30%),且马氏体形态呈条带状的偏聚分布,导致抗拉强度偏高、延伸率偏低,180°冷弯检验不合格。工艺1(700℃空冷、200℃卷取)为DP600钢适宜的工艺条件,此时试验钢组织和力学性能均能满足要求,组织为体积分数75%铁素体加25%马氏体,平均晶粒尺寸 $8.5\mu\text{m}\pm 0.3\mu\text{m}$,屈服强度 $397\text{MPa}\pm 9\text{MPa}$,抗拉强度 $659\text{MPa}\pm 13\text{MPa}$,延伸率 $27\%\pm 1.1\%$,180°冷弯检验 $d=0.5a$ 合格。

3 结论

1)DP600连续冷却时,随着冷却速率升高,逐步发生珠光体转变、贝氏体转变、马氏体转变,其中冷却速率10℃/s时珠光体终止转变,冷却速率5、20℃/s时贝氏体、马氏体开始转变。

2)对比工艺1、工艺5、工艺2,可知空冷温度为700、620、500℃时,试验钢的组织分别为铁素体加马氏体、珠光体、贝氏体。且随着空冷温度降低,平均晶粒尺寸减小,铁素体体积分数降低,屈服强度升高,抗拉强度先降低后升高。对比工艺3、工艺1、工艺4,可知卷取温度为500℃时,试验钢的组织为铁素体加珠光体,卷取温度为200、100℃时,试验钢的组织均为铁素体加马氏体,但马氏体形态存在差异,分别为弥散分布和条带状偏聚分布。且随着卷取温度降低,试验钢的平均晶粒尺寸减小,铁素体体积分数降低,屈服强度和抗拉强度升高。

3)当空冷温度为700℃、卷取温度为200℃时,试验钢组织和性能满足要求,此时组织为体积分数75%铁素体加25%马氏体,平均晶粒尺寸 $8.5\mu\text{m}\pm 0.3\mu\text{m}$,屈服强度 $397\text{MPa}\pm 9\text{MPa}$,抗拉强度 $659\text{MPa}\pm 13\text{MPa}$,延伸率 $27\%\pm 1.1\%$,180°冷弯检验 $d=0.5a$ 合格。

参考文献

- [1] KANG Y L. Lightweight 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.)
- [2] JIA G F, ZHANG Z Q, ZHOU X G, *et al.* Development of high quality hot rolled dual phase steel[J]. Steel rolling, 2020, 37(3): 22-25.
(贾改凤, 张志强, 周晓光, 等. 高品质热轧双相钢的开发[J]. 轧钢, 2020, 37(3): 22-25.)
- [3] CHEN W J, YIN S, PEI X H. Mechanical property and formability of 580DP and 700DP hot rolled dual phase steel[J]. Materials for mechanical engineering, 2020, 44(7): 92-97.
(陈维晋, 殷胜, 裴新华. 580DP 与 700DP 热轧双相钢的力学性能与成形性能[J]. 机械工程材料, 2020, 44(7): 92-97.)
- [4] XU F. Research on TMCP process of 600MPa grade hot rolled dual phase wheel steel[D]. Shenyang: Northeastern university, 2011: 5-7.
(徐锋. 600MPa 级热轧双相车轮钢控轧控冷工艺研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2011: 5-7.)
- [5] LIU Z C, REN H P. Bainite and bainite transformation[M]. Beijing: Metallurgical industry press, 2009: 99-100.
(刘宗昌, 任慧平. 贝氏体与贝氏体相变[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 99-100.)
- [6] YUAN G, LI C N, SUN D D, *et al.* Development status of hot rolled dual-phase steel and development of high strength hot rolled dual-phase steel[J]. Engineering sciences, 2014, 16(2): 39-45.
(袁国, 利成宁, 孙丹丹, 等. 热轧双相钢的发展现状及高强热轧双相钢的开发[J]. 中国工程科学, 2014, 16(2): 39-45.)
- [7] ZHANG J C. Study on the control of microstructure and properties of hot rolled dual phase steel and the micro deformation mechanism[D]. Shenyang: Northeastern university, 2017: 2-4.
(张洁岑. 热轧双相钢组织性能调控及其微观变形机制研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2017: 2-4.)
- [8] SUN M J, ZHAO N, XIA X M. Study on stage cooling precision control and microstructure and properties of 600 MPa grade hot rolled dual phase steel[J]. Hot working technology, 2017, 46(13): 169-172.
(孙明军, 赵楠, 夏小明. 600 MPa 级热轧双相钢分段冷却精确控制及组织性能研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(13): 169-172.)
- [9] ZHOU L Y, ZHANG D, JIANG B, *et al.* Transformation behavior and properties of high strength hot rolled dual phase steel[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2014, 35(4): 116-120.
(周乐育, 张丹, 蒋波, 等. 高强度热轧双相钢分段相变行为及性能[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(4): 116-120.)
- [10] CAI Z, WANG S Z, XU J Q, *et al.* Present situation and development trend of dual phase steel produced in TSCR line[J]. Steel rolling, 2018, 35(2): 59-64.
(蔡珍, 汪水泽, 徐进桥, 等. 短流程热轧双相钢的生产现状及发展趋势[J]. 轧钢, 2018, 35(2): 59-64.)
- [11] COLDREN P, TITHER G, DOANE D V. Dual phase hot rolled steel trip: US, 4072543[P]. 1978-02-07.
- [12] SUN W P. Hot rolled dual phase steel sheet: US8337643 B2 [P]. 2012-12-25.
- [13] SUN C, QI J J, ZHANG Z X, *et al.* TMCP process and properties of 600 MPa grade hot rolled dual phase wheel steel in medium temperature coiling[J]. Hot working technology, 2022, 51(13): 24-27.
(孙超, 齐建军, 张志新, 等. 600 MPa 级中温卷取型热轧双相车轮钢 TMCP 工艺及性能[J]. 热加工工艺, 2022, 51(13): 24-27.)
- [14] ZHANG D, LIANG G L, YE X Y. Study on ferrite control process in bainite dual phase steel[J]. Hot working technology, 2019, 48(11): 62-65.
(张丹, 梁国俐, 叶校璇. 贝氏体双相钢中铁素体控制工艺研究[J]. 热加工工艺, 2019, 48(11): 62-65.)
- [15] XIONG W L, LIANG W, WU T, *et al.* Effect of controlled cooling process on microstructure and mechanical properties of hot rolled dual phase steel[J]. Heat treatment of metals, 2022, 47(9): 130-133.
(熊维亮, 梁文, 吴腾, 等. 控冷工艺对热轧双相钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(9): 130-133.)
- [16] WANG Z G, LIU B, WU R, *et al.* Effect of martensite volume fraction on mechanical properties and n value of hot rolled dual phase steel[J]. Hot working technology, 2018, 47(14): 64-67.
(王志刚, 刘斌, 吴润, 等. 马氏体体积分数对热轧双相钢力学性能和 n 值的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(14): 64-67.)
- [17] SETO K, FUNAKAWA Y, KANEKO S. Hot rolled high strength steels for suspension and chassis parts “NANOHTEN” and “BHT Steel” [J]. JFE technical report, 2007, 10: 19-25.
- [18] MAJUMDAR S, ROY S, RAY K K. Fatigue performance of dual phase steels for automobile wheel application[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures, 2017, 40: 315-322.
- [19] PICKERING F B. Materials science and technology (Vol. 7): Constitution and properties of steels[M]. Liu J H, Translate. Beijing: Science press, 1999: 15-70.
(F Brian Pickering. 材料科学与技术丛书(第7卷): 钢的组织与性能[M]. 刘嘉禾, 译. 北京: 科学出版社, 1999: 15-70.)
- [20] ZHANG X H, LI Y Q, PANG H L, *et al.* Effect of Nb and Cr on microstructure and properties of low C and low Si cold rolled high strength dual phase steels[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2009, 30(1): 96-99.
(张学辉, 李永强, 庞海轮, 等. Nb 和 Cr 对冷轧低碳低硅双相钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(1): 96-99.)
- [21] DONG Y, XU Y B, WU D, *et al.* Effect of deformation temperature on the microstructure of Nb microalloyed dual phase steel[J]. Acta metallurgica sinica, 2009, 45(11): 1314-1319.
(董毅, 许云波, 吴迪, 等. 变形温度对含 Nb 双相钢显微组织的影响[J]. 金属学报, 2009, 45(11): 1314-1319.)