

doi: 10.12068/j.issn.1005-3026.2019.12.008

# 高渗透轧制对 SA738 Gr.B 厚板变形渗透性的影响

李艳梅, 杨梦奇, 张舒展, 张 田

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:** AP1000 的钢质安全壳主要用料是 SA738 Gr.B 特厚钢板, 采用传统轧制方法, 由于坯料尺寸和轧机能力限制, 变形渗透性差, 心部韧性不足, 通过轧制-冷却一体化的高渗透轧制工艺有望改善厚板性能. 采用数值模拟和实验相结合的方法, 分析了高渗透轧制工艺对厚规格 SA738 Gr.B 轧制变形的影响规律. 结果表明: 为了获得相同的厚向轧制渗透效果, 采用厚向温差 300 °C 的高渗透轧制工艺所需单道次压下率相比常规轧制可减少 3% ~ 4%. 对比实验结果可知, 采用高渗透轧制工艺可以提高心部金属变形程度, 同时可使各层金属流动更加均匀.

**关键词:** 特厚板; SA738 Gr.B; 高渗透轧制; 低压缩比; 变形渗透度

中图分类号: TG 335.51 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2019)12-1711-05

## Effect of High Permeability Rolling Process on Deformation Permeability of SA738 Gr.B Thick Plate

LI Yan-mei, YANG Meng-qi, ZHANG Shu-zhan, ZHANG Tian

(The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LI Yan-mei, E-mail: liym@ral.neu.edu.cn)

**Abstract:** The main material of AP1000 steel containment is SA738 Gr.B ultra-heavy plates. With the traditional rolling method, the deformation depth is limited and the core toughness is insufficient, which is mainly due to the blank size and the rolling mill capacity limitation. The high-permeability rolling process integrated by rolling-cooling is expected to improve the performance of the thick plates. The influence of high-permeability rolling process on the rolling deformation of a thick steel SA738 Gr.B was analyzed by numerical modeling and experiments. The results show that in order to obtain the same thick-direction rolling penetration effect, the single-pass reduction rate required for the high-permeability rolling process with a thickness-to-temperature difference of 300 °C can be reduced by 3% ~ 4% compared with conventional rolling. Comparing with the experimental results, it can be seen that the high-permeability rolling process can improve the degree of metal deformation of the core and make the metal flow of each layer more uniform simultaneously.

**Key words:** ultra-heavy plate; SA738 Gr.B; high penetration rolling; low compression ratio; deformation permeability

核能被公认为是一种清洁、高效和安全的能源. 我国目前主要核电堆型是西屋公司设计的 AP1000<sup>[1]</sup> 核电堆型, 其钢质安全壳主要用料是 SA738 Gr.B 钢板, 厚度规格较高, 技术指标要求苛刻, 性能控制较为困难<sup>[2-4]</sup>. 国外核电钢 SA738 Gr.B 的主要生产商有 JFE, INSTEEL, JSW, SDF, ENSA 等. 国内宝钢、山钢、鞍钢等企业已能生产

SA738 Gr.B. 但安全壳用钢属于特厚板, 当前的生产工艺多采用传统轧制方法, 由于坯料尺寸和轧机能力限制, 变形渗透性差, 心部韧性不足, 容易造成同一钢板不同位置处性能差别很大.

为了解决这一问题, 近些年, 日本 JFE 公司提出一种新的轧制工艺, 笔者在此称为“高渗透轧制工艺”, 其工艺原理是在轧制过程中通过布置

在机架上的超快速冷却装置对轧件进行强制冷却<sup>[5]</sup>,实现对轧制温度和形变的精准控制,为改善厚板质量、提升厚板产品品质提供了新的思路<sup>[6]</sup>.

在工厂进行厚板轧制实验的风险高、成本高<sup>[7]</sup>.为了优化轧制工艺参数,本文运用数值模拟与实验室三道次轧制结合的实验方法,可以有效降低生产成本,探究高渗透轧制工艺对厚规格核电钢 SA738 Gr.B 变形渗透度的影响.通过分析高渗透轧制工艺条件对厚向温度变化、内部金属横向流动和等效应变的影响规律,为制定更加合理的工艺方案、优化工艺系数提供理论基础.

变形渗透度的定义采用张田<sup>[8]</sup>提出的观点,定义沿钢板某一维度(厚向、宽向及纵向均同理),存在一点的等效应变值低于原点(指钢板表面处)一定程度(根据实际所需的控制精度来确定),则该点所处位置沿该维度方向至表层的法向距离称为变形渗透深度,简称变形渗透度.

## 1 数值分析建模及实验方法

利用 DEFORM 有限元模拟分析软件,建立本实验所需的模型.轧件选用核电钢 SA738 Gr.B 作为原料,由于轧制过程中的材料具有明显的各向异性,Hill 提出的适用于计算金属材料弹塑性变形的各向异性屈服准则<sup>[9]</sup>能够更好反映材料真实的应力应变关系,经过简化的 Hill 屈服准则函数<sup>[10]</sup>为

$$f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (H + F)\sigma_{11}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1. \quad (1)$$

式中: $F, G, H, N$  为各向异性特征指数.

核电钢 SA738 Gr.B 的化学成分见表 1.

表 1 SA738 Gr.B 的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of SA738 Gr.B (mass fraction) %

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo
0.13	0.25	1.35	0.001	0.008	适量		

通过单道次压缩实验采集核电钢 SA738 Gr.B 的应力应变曲线如图 1 所示.

实验模型中轧件材料的流变应力表达式根据上面的应力应变曲线通过软件拟合得出.

$$\bar{\sigma} = 1.28\bar{\varepsilon}^{0.30}\bar{\varepsilon}^{0.21}\exp(2.372 \times 10^3/t). \quad (2)$$

式中: $\bar{\sigma}$  为等效应力,MPa; $\bar{\varepsilon}$  为等效应变; $\bar{\varepsilon}$  为等效应变速率, $s^{-1}$ ;  $t$  为变形温度, $^{\circ}C$ .

模拟采用不同的轧制策略,设定初始坯料温度为  $1\ 080\ ^{\circ}C$ ,1#~4#为常规均温轧制,压下率为  $11\% \sim 14\%$ ,轧制前仅经过  $10\ s$  的空冷.5#为高渗透轧制,先将换热系数设置为  $1\ 500\ W/(m^2 \cdot ^{\circ}C)$  模拟强水冷,而后将换热系数调整为空冷换热系数  $20\ W/(m^2 \cdot ^{\circ}C)$ ,模拟空冷返温,最终控制板坯心表温差为  $300\ ^{\circ}C$ ,具体方案如表 2 所示.

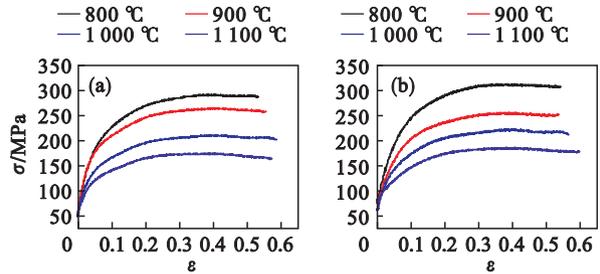


图 1 SA738 Gr.B 钢的应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of the SA738 Gr.B steel (a)— $5\ s^{-1}$ ; (b)— $10\ s^{-1}$ .

表 2 模拟采用的工艺参数

Table 2 Process parameters adopted in the simulation

ID	$t/^{\circ}C$	$H/mm$	$h/mm$	$r/\%$	$\Delta t/^{\circ}C$
1#	1 080	160.0	135	14	—
2#	1 080	155.2	135	13	—
3#	1 080	153.4	135	12	—
4#	1 080	151.7	135	11	—
5#	1 080	150.0	135	10	300

注: $t$  为开轧温度; $H$  为初始板坯厚度; $h$  为轧后板厚; $r$  为压下率; $\Delta t$  为心表温差.

实验选取两块长、宽、高分别为  $100\ mm \times 90\ mm \times 130\ mm$  的核电钢 SA 738 Gr.B 钢坯,其化学成分见表 1.在钢坯沿厚度方向  $1/8, 1/4, 1/2$  处分别钻三个  $\phi 8\ mm$ ,深度约为宽度一半的孔,在圆孔内插入 SA738 Gr.B 圆棒,同时在钢板侧面根据长高比例等距纵横刻画网格线,网格线深度约为  $1 \sim 2\ mm$ .钻孔及网格位置具体分布见图 2 和图 3.

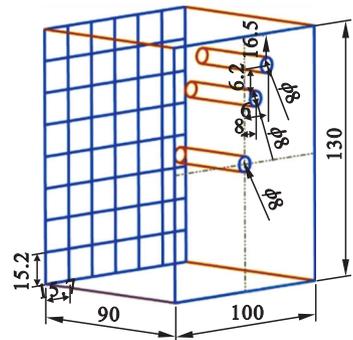


图 2 钻孔及表面刻痕示意图

Fig. 2 Schematic diagram of drilling and surface scoring

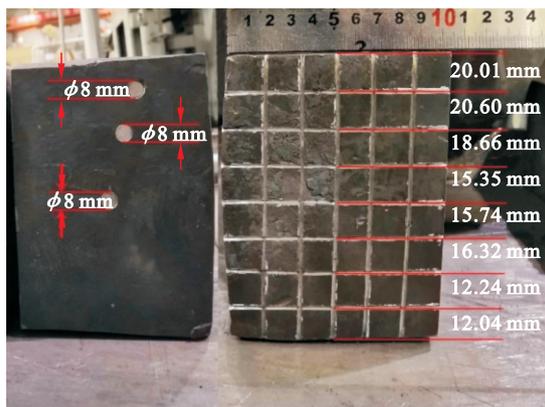


图 3 钻孔及表面刻痕处理图

Fig. 3 Processing diagram of drilling and surface scoring

采用两种工艺进行对比实验：一是常规工艺，待表面冷到 1 150 °C 开始进行 3 道次轧制，终轧厚度为 90 mm，中间不进行冷却；二是高渗透轧制工艺，从炉中出来以后放到钢网上送进超快冷装置中冷却约 30 s，出冷却区待钢板返温后进行三道次轧制。两种轧制工艺轧制规程及轧前温度实测数据如表 3 所示，常规轧制心表温度差仅由空冷引起，约 100 °C 左右，高渗透轧制工艺下心表温度控制在 300 ~ 400 °C 左右。

表 3 轧制规程及轧前温度实测值

Table 3 Rolling schedule and temperature measured before rolling

道次	轧前温度/°C		辊缝/mm
	常规轧制	高渗透轧制	
0	1 170	1 170	130
(冷却)	(否)	(超快速冷却)	
1	1 170	780	115
2	1 090	740	100
3	1 020	705	90

## 2 结果与讨论

### 2.1 模拟结果分析

在模拟结束后通过沿厚度方向等距离采集温度数据，绘制如图 4 所示冷却后轧件厚度方向的温度分布。常规轧制工艺下的特厚 SA738 Gr.B 板坯均采用轧前空冷 10 s，从图中可以看出，厚度方向温度分布的趋势相似，由于表面受空冷作用而稍有些温降，厚向心表温差均约为 40 °C 左右；高渗透轧制工艺下的特厚 SA738 Gr.B 板坯由于采用轧前强制冷却的处理，钢坯表面快速降温，导致板坯厚向形成了心表温差达到近 300 °C 大温度梯度。

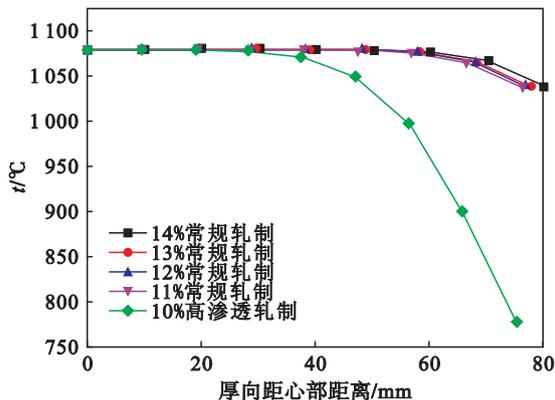


图 4 轧件厚向的温度分布

Fig. 4 Temperature distribution along the thickness direction of the rolled plate

图 5 所示为不同道次压下率工艺下，板坯横剖面上金属横向流动云图。从实验结果可以看出，在常规轧制工艺下，整体金属横向流动量随着压下率的提高而增大，横向金属流动峰值逐渐升高，而板坯宽向边部形状类似，均保持双鼓形。高渗透轧制工艺与常规工艺横向流动云图的结果差别较大，其轧件表层金属流动量几乎为零，近表层是流动峰值处，板坯宽向边部形状变成近似单鼓形，如图 5e 所示。

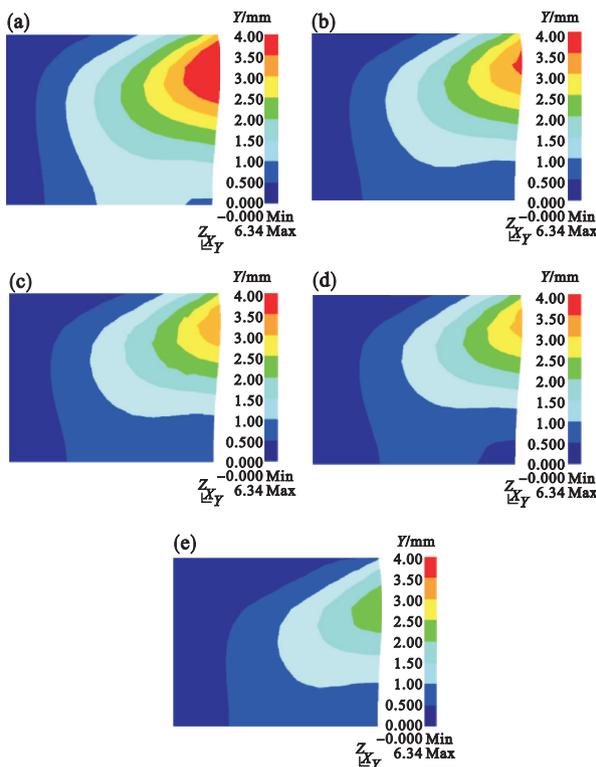


图 5 不同道次压下率金属横向流动云图

Fig. 5 Cloud map of metal lateral flow with different pass reduction rates

常规轧制压下率：(a)—14%；(b)—13%；(c)—12%；(d)—11%；高渗透轧制压下率：(e)—10%。

沿图 5 中的钢板横切面宽向中心位置厚度方向(图 5a 中黄色直线),等比例间距地采集厚向等效应变数据并绘制成图,如图 6 所示.从图中可以看出,常规轧制工艺下的钢板,整体等效应变值随着压下率的增加而增加,且增加趋势相似,从表层到心部,等效应变值先增大后减小,心部最小;而压下率 10% 的高渗透轧制工艺,厚向距表层 30 mm 的金属变形量降低,而内部金属等效应变值提高,使整个厚向的变形更均匀.对比图中各曲线可知,为了获得相同的心部等效应变效果,厚向温差 300 ℃ 的高渗透轧制压下率可比常规轧制压下率减少 3% 以上.

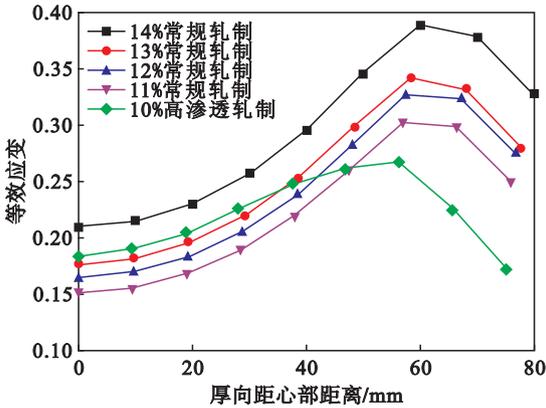


图 6 不同压下率工艺钢板宽向中心处沿厚向等效应变分布  
Fig. 6 Equivalent strain through thickness of the plates under different reduction rates

## 2.2 实验结果分析

实验结束后,沿钢坯横向剖开以便观察金属变形后圆棒及横断面的轮廓,如图 7 所示.

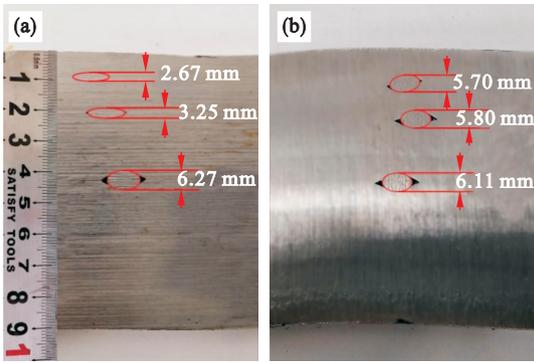


图 7 常规轧制及高渗透轧制内部圆棒变形效果  
Fig. 7 Internal round bar deformation effect of conventional rolling and high permeability rolling

(a) — 常规轧制; (b) — 高渗透轧制.

通过 Image Pro Plus 软件测量三次圆棒变形后的厚向尺寸(即高度),而后取平均值,计算并将其真应变绘制成曲线,如图 8 所示.观察插入的圆棒经过两种不同工艺轧制后的形貌可见,圆棒

都呈现厚向压缩的圆饼状.分析可知,两种工艺都是厚度方向 1/8 处金属变形最大,心部变形最小,其中常规轧制心表真应变波动值达 61.7%,心表金属变形不均匀.而心表真应变波动值仅有 16.1%,对比高渗透轧制和常规轧制心表真应变差值和曲线走势,可以看出高渗透轧制心表金属流动更加均匀.高渗透轧制心部金属的真应变为 0.19,常规轧制心部金属变形真应变值为 0.21,高渗透轧制心部金属变形程度比常规轧制增大 8%,这证明了高渗透轧制工艺可提高心部金属变形程度.

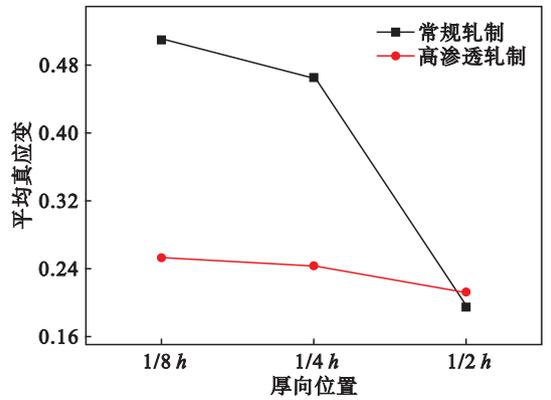


图 8 常规轧制及高渗透轧制厚向真应变分布  
Fig. 8 True strain distribution through the thickness for conventional rolling and high-permeability rolling

轧制前对各层网格实际高度进行测量,轧制后再对厚度方向上各层厚度等距在钢板侧面三个位置进行测量,如图 9 所示.经计算以后得到各层平均真应变,为了更加直观地显示各层变形率,将表 3 数据绘制成图 10.

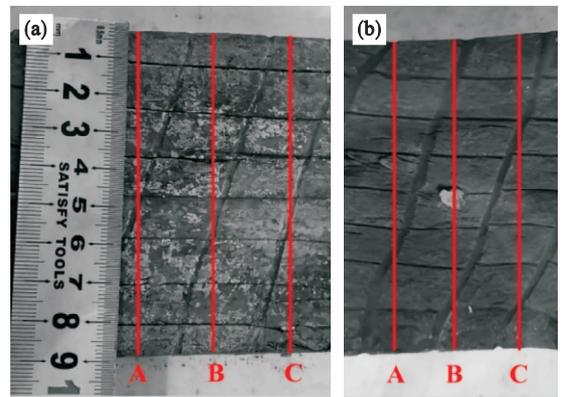


图 9 常规轧制及高渗透轧制边部网格变形效果  
Fig. 9 Deformation effects of the side mesh of conventional rolling and high permeability rolling

(a) — 常规轧制; (b) — 高渗透轧制.

从图 10 中可以看出,高渗透轧制工艺下心部平均真应变值约为 0.31,而高渗透轧制工艺下心

部平均真应变值约为 0.33,可以看出高渗透轧制工艺下相对于常规轧制可以提高金属心部的变形程度,提高了厚向的变形渗透度.为了衡量不同工艺下各层金属流动的均匀程度,引入如下公式:

$$\sigma(e_j) = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (e_i - \bar{e})^2} \quad (3)$$

式中: $\sigma(e_j)$  分别代表两种工艺下实验钢厚向平均真应变的标准差; $N$  为自由度,等于总层数 - 1; $e_i$  为第  $i$  层的平均真应变值; $\bar{e}$  为平均值,等于各层平均真应变值之和除以层数.通过式(3)计算可得常规轧制各层金属平均真应变的标准值为 0.11,高渗透轧制各层金属平均真应变的标准值为 0.08,通过计算两种工艺各层金属平均真应变的标准值可以看出,高渗透轧制工艺下各层金属的流动更加均匀.

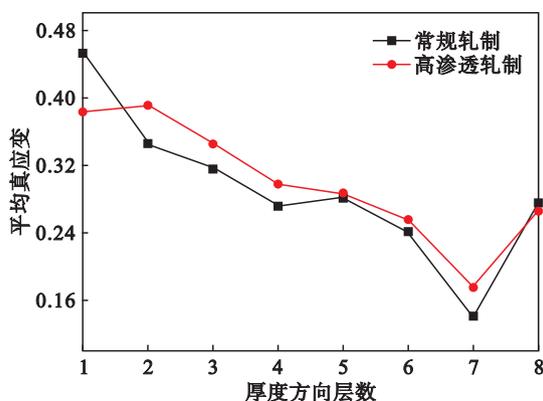


图 10 常规轧制和高渗透轧制各层平均真应变

Fig. 10 Average true strain of each layer in the conventionally rolled and high permeability rolled plates

### 3 结 论

1) 从数值模拟中可以看出,压下率 10% 的高渗透轧制的效果介于压下率 14% 的常规轧制和压下率 13% 的常规轧制之间,即为了获得相同的厚向轧制渗透效果,厚向温差 300℃ 的高渗透轧制工艺所需单道次压下率相比常规轧制可减少 3% ~ 4% .

2) 通过对比三道次轧制后内部金属圆棒变形和边部网格变形程度,高渗透轧制心部金属变形程度比常规轧制增大 8%,各层金属平均真应变值的标准差减小 27%,表明高渗透轧制工艺可以提高心部金属变形程度,同时可使各层金属流动更加均匀.

### 参考文献:

- [1] Schulz T L. Westinghouse AP1000 advanced passive plant [J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2006, 236: 1547 - 1557.
- [2] Ma Y Z, Ran G, Chen N J, et al. Investigation of mechanical properties and proton irradiation behaviors of SA - 738 Gr.B steel used as reactor containment [J]. *Nuclear Materials and Energy*, 2016, 8: 18 - 22.
- [3] Ohtsubo H, Araki K, Moriya Y. Development of SA - 738 Gr.B high strength steel plate with excellent toughness for power generating plants [J]. *JFE Technical Report*, 2013, 18: 50 - 55.
- [4] Liu H B, Zhang H Q, Li J F. Toughness of SA738 Gr.B steel used for nuclear containment vessel [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2018, 168: 200 - 209.
- [5] Yu W, Li G S, Cai Q W. Effect of a novel gradient temperature rolling process on deformation, microstructure and mechanical properties of ultra-heavy plate [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 217: 317 - 326.
- [6] Zhang T, Wang B X, Wang Z D, et al. Side-surface shape optimization of heavy plate by large temperature gradient rolling [J]. *ISIJ International*, 2016, 56(1): 179 - 182.
- [7] Ding J G, Zhao Z, Jiao Z J, et al. Central infiltrated performance of deformation in ultra-heavy plate rolling with large deformation resistance gradient [J]. *Applied Thermal Engineering*, 2016, 98: 29 - 38.
- [8] 张田. 基于超快冷的中厚板温控变形耦合工艺及控冷模型的研究与工业应用 [D]. 沈阳: 东北大学, 2017. (Zhang Tian. Research and industrial application of temperature-controlled deformation coupling process and controlled cooling model of medium and heavy plate based on ultra-fast cooling [D]. Shenyang: Northeastern University, 2017.)
- [9] Hill R. The mathematical theory of plasticity [M]. Oxford: Oxford University Press, 1998.
- [10] 孙伟, 王岩松, 赵礼辉, 等. 基于响应面法的 DP600 高强度 U 型件冲压拉伸回弹变形研究 [J]. *热加工工艺*, 2018 (23): 115 - 120. (Sun Wei, Wang Yan-song, Zhao Li-hui, et al. Study on the spring back deformation of DP600 high strength steel U-shaped parts based on response surface method [J]. *Hot Working Technology*, 2018 (23): 115 - 120.)