

800 MPa 级冷轧双相钢的动态变形行为及本构模型

蔡恒君^{1,2)}, 胡婧帆¹⁾, 宋仁伯^{1)✉}, 代启锋¹⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 鞍山钢铁集团公司, 鞍山 114021

✉ 通信作者, E-mail: songrb@mater.ustb.edu.cn

摘要 采用 Hopkinson 拉杆试验系统对 800 MPa 级冷轧双相钢(DP800)进行动态拉伸试验, 动态拉伸选择应变速率为 500、1000 和 2250 s⁻¹。通过比较试验结果得出: 双相钢的塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系呈指数形式增加; DP800 在高应变速率塑性变形会产生绝热温升效应, 计算可得 DP800 在应变速率为 2250 s⁻¹ 时拉伸变形产生的绝热温升为 89 °C。基于 J-C (Johnson-Cook) 模型和 Z-A (Zerilli-Armstrong) 模型, 对 DP800 的本构模型进行了研究, 并对 J-C 模型应变速率效应多项式进行二次化修正, 修正后的 J-C 模型相较于 J-C 模型对 DP800 在不同应变速率下的平均可决系数从 0.9228 提高到 0.9886。

关键词 双相钢; 动态试验; 拉伸试验; 变形特性; 本构模型; 力学性能

分类号 TG142.2; TG142.12

Constitutive model and dynamic deformation behavior of 800 MPa grade cold-rolled dual phase steel

CAI Heng-jun^{1,2)}, HU Jing-fan¹⁾, SONG Ren-bo^{1)✉}, DAI Qi-feng¹⁾

1) School of Materials Science and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Ansteel Group corporation, Anshan 114021, China

✉ Corresponding author, E-mail: songrb@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT The Hopkinson experiment system was used to do the dynamic tensile experiment of 800 MPa grade cold rolled dual phase steel (DP800). The strain rate was determined as 500, 1000 and 2250 s⁻¹. By comparing the experimental results, both the yield strength ($R_{p0.2}$) and the tensile strength (R_m) of the dual phase steel increase with strain rate in the exponential form. The plastic deformation at high strain rate leads to adiabatic temperature rise effect. The adiabatic temperature rise is 89 °C at the 2250 s⁻¹ strain rate. Based on the J-C (Johnson-Cook) model and Z-A (Zerilli-Armstrong) model, the constitutive model of the dual phase steel was researched. The quadratic polynomial of strain rate effect of the J-C model was modified. The average coefficient of determination increases from 0.9228 to 0.9886 by modifying the J-C model.

KEY WORDS dual phase steel; dynamic testing; tensile testing; deformation characteristics; constitutive models; mechanical properties

随着全球能源危机的日益加剧及环境保护的迫切需要, 新型高强度汽车钢板的研制显得尤为重要。双相钢是一种新型高强钢, 它兼具高强度和良好的成形性, 是汽车用钢的理想材料^[1-4]。汽车用钢在满足高强度

的同时还应当具有较好的抗冲击性能, 由于汽车碰撞属于高应变速率的情形, 为了汽车用双相钢能够在汽车中更好利用, 需要对超高强双相钢在高应变速率下的动态变形行为进行研究。国内外在冷轧双相钢的材

科学基础和成形应用方面做了大量工作,但针对汽车的使用条件并考虑碰撞等高应变速率条件下的应用特性以及相关的组织性能变化机制和影响机制的研究不够深入。特别是对抗拉强度 800 MPa 及以上的冷轧双相钢在高应变速率条件下动态变形行为的研究很少。因此,本文基于汽车轻量化和提高安全性的考虑,对 DP800 的动态变形行为以及本构模型进行研究,为后续冷轧双相钢的生产和使用提供依据;建立 DP800 在高应变速率条件下动态变形特性的理论模型,形成汽车用冷轧双相钢的动态变形行为理论及应用技术基础。

1 试验材料及方法

选择 800 MPa 级别的 C-Mn-Si 系冷轧双相钢,冶炼成分如表 1 所示。对在 30 kg 真空感应炉中冶炼浇注成的 25 kg 钢锭进行锻造,锻造的长方体坯料在实验

表 1 DP800 钢的冶炼成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of DP800 steel %

C	Si	Mn	P	S	Nb
0.19	0.75	1.95	0.005	0.004	0.044

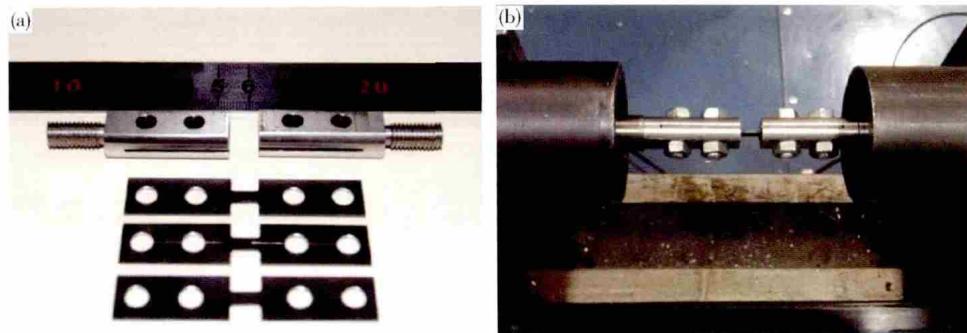


图 1 试样及夹具的实物图。(a) 试样;(b) 夹具及其与拉杆之间的连接

Fig. 1 Physical pictures of the samples and clamps: (a) samples; (b) clamps and connections between the clamps and the draw bars

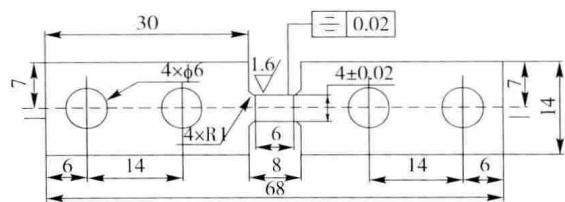


图 2 动态拉伸试验试样尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Dimensions of the dynamic stretching sample (unit: mm)

图 3 为 DP800 在应变速率分别为 500、1000 和 2250 s^{-1} 的动态拉伸曲线平滑后的结果,每个应变速率下重复 3 次试验。从图 3 中可以看出,曲线重合度比较好,说明试验结果准确度比较高。

为了方便比较,表 2 中常规拉伸计算其拉伸过程中的平均应变速率为 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。从表 2 的拉伸试验数据可知,DP800 在动态拉伸条件下(应变速率范围

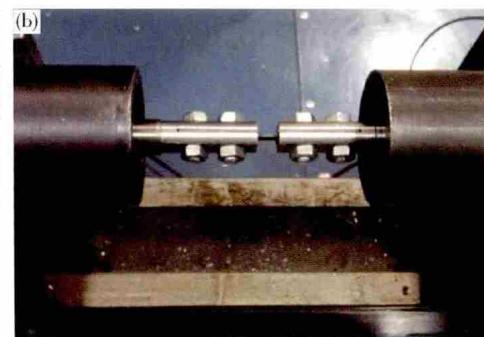
室二辊热轧机上经 8 道次轧制,轧成 3.5 mm 厚,热轧后的钢板经盐酸酸洗后配合机械打磨消除了氧化铁皮和表面红锈,进行冷轧试验,冷轧总的压下率大于 70%,冷轧后钢板厚度为 1 mm 左右。

2 动态塑性变形行为

2.1 动态拉伸试验

动态拉伸试验在套管式 Hopkinson 拉杆试验系统上完成,动态拉伸应变速率选择为 500、1000 和 2250 s^{-1} 。

Hopkinson 拉杆为圆杆状,而双相钢板为 1 mm 厚的薄板,所以需要设计一个连接件将薄板状试样与拉杆进行连接。连接件的设计需要考虑连接的紧密性,同时还应保证应变波在传播的过程中不受到连接件的影响^[5]。基于这些考虑所设计的连接件如图 1 所示。其中图 1(a) 为拉伸夹具及试样,试样被安装在夹具的中间缝隙中,然后靠四个螺栓进行紧固连接;图 1(b) 为试样、连接件与拉杆连接好的实物图,其中连接件与拉杆之间采用的是螺纹连接,为了保证应变波的传播不受影响,连接件选用与拉杆相同的材料。试样实际尺寸如图 2 所示。



$500 \sim 2250 \text{ s}^{-1}$) 随应变速率的增大,规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 增加,抗拉强度 R_m 增加,断后伸长率下降,屈强比上升。

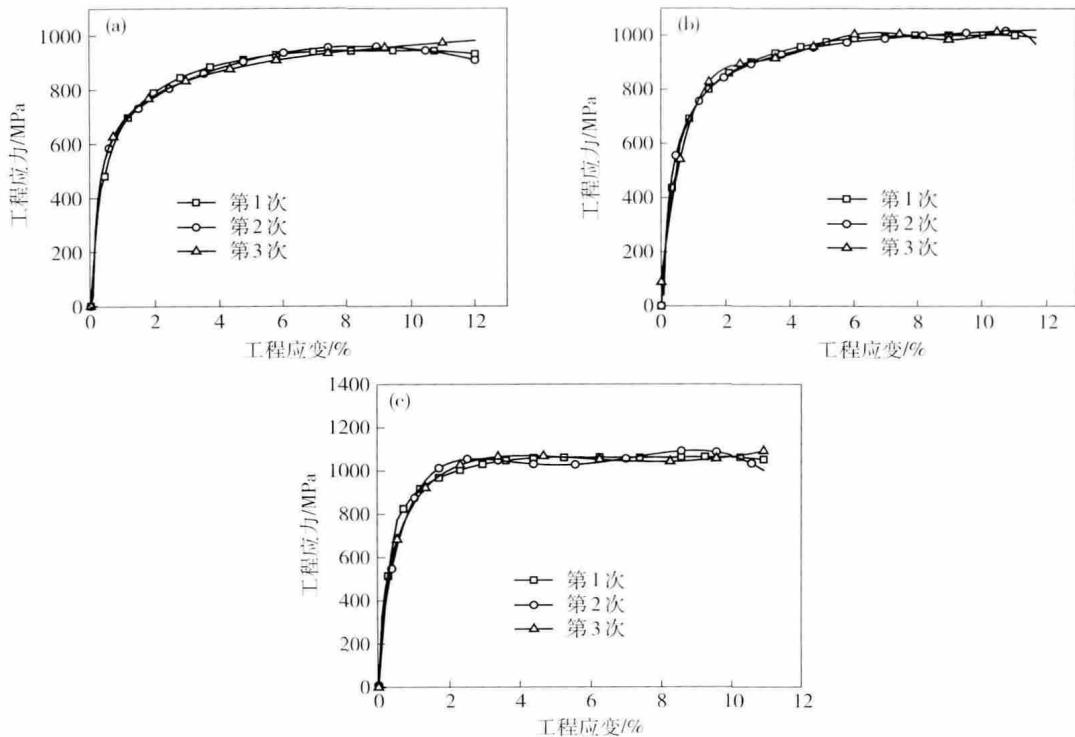
表 2 DP800 的动态拉伸力学性能

Table 2 Mechanical properties of DP800 in dynamic tensile experiment

应变速率, $\dot{\varepsilon} / \text{s}^{-1}$	规定塑性延伸强度 $R_{p0.2} / \text{MPa}$	抗拉强度, R_m / MPa	断后伸长率, %	屈强比, $R_{p0.2} / R_m$
常规拉伸	405	808	15.1	0.50
500	510	944	12.0	0.54
1000	551	1002	11.6	0.55
2250	598	1067	11.0	0.56

2.2 应变速率敏感性

表征材料的应变速率敏感性一般有两个指标,一

图 3 DP800 在高应变速率下重复 3 次的动态拉伸曲线. (a) 500 s^{-1} ; (b) 1000 s^{-1} ; (c) 2250 s^{-1} Fig. 3 Dynamic tensile curves of DP800 at high strain rate (repeat 3 times) : (a) 500 s^{-1} ; (b) 1000 s^{-1} ; (c) 2250 s^{-1}

是应变速率敏感指数, 另一个是动态因子. 下面主要从应变速率敏感指数对 DP800 的应变速率敏感性方面进行研究. 补充三组低应变速率下 (1×10^{-4} 、 1×10^{-3} 和 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 的准静态拉伸试验, 与动态拉伸条件下 (500 、 1000 和 2250 s^{-1}) 的试验数据组成一组, 得出 DP800 的规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系, 如图 4 所示. 从图 4 中可看出 DP800 的强度 (规定塑性延伸强度和抗拉强度) 随应变速率变化而明显增加, 呈现指数增加形式.

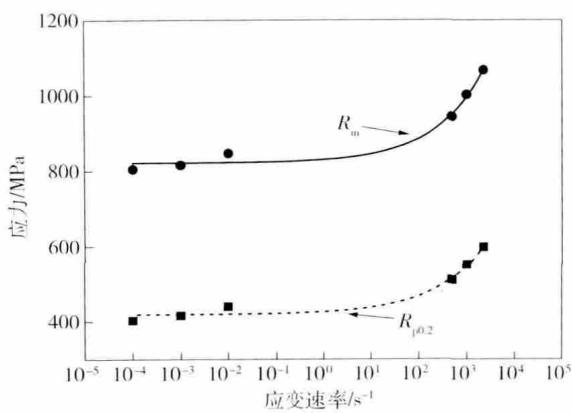


图 4 DP800 应力-应变速率指数拟合曲线

Fig. 4 Fitting stress-strain curves of DP800

所以双相钢在不同应变速率下强度与应变速率的关系如下式所示:

$$f(\dot{\varepsilon}) = A + B\dot{\varepsilon}^m. \quad (1)$$

式中 A 和 B 为材料常数, m 为应变速率敏感指数.

利用式(1)拟合 DP800 的规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系, 如图 4 所示. 从图中可以看出, DP800 的规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系基本上满足式(1)的指数形式.

应变速率敏感指数的表达式为

$$m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}}. \quad (2)$$

DP800 规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系按照式(1)拟合结果如表 3 所示. 从拟合结果可以看出, DP800 的规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 的应变速率敏感指数都大于抗拉强度 R_m 的应变速率敏感指数, 说明 DP800 的规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 的应变速率敏感性大于抗拉强度 R_m 的应变速率敏感性.

表 3 DP800 规定塑性延伸强度和抗拉强度与应变速率指数关系拟合参数

Table 3 Parameters of the fitting curves of plastic elongation strength and tensile strength to strain rate

强度指标	A/MPa	B/MPa	m
$R_{p0.2}$	418.84	6.99	0.023
R_m	821.71	8.66	0.017

2.3 绝热温升

相比抗拉强度而言, DP800 的规定塑性延伸强度应变速率敏感性更大, 这可以利用绝热温升理论来解

释。Sahu 等^[6]研究汽车用孪晶诱导塑性钢(TWIP)在高应变速率下绝热温升对材料的力学性能和奥氏体稳定性的影响; Beynon 和 Jones^[7]研究了C-Mn 钢和双相钢(DP)在高应变速率下绝热温升对屈服强度和抗拉强度影响。材料在高应变速率下发生塑性变形是一个加工硬化、应变速率强化与绝热温升引起的软化这三者之间相互竞争的过程:一方面在高应变速率下,材料瞬间塑性变形很大,导致位错密度增大,使得位错的滑移越来越困难,宏观上则表现为材料的强度增加;另一方面,绝热温升使材料软化,位错易于滑移,材料强度降低。

在大气中对DP800 进行高应变速率的动态拉伸试验,其动态加载可认为是一个绝热或准绝热过程。由于在动态高速拉伸过程中的局部性和不等温性,应变能产生的热能在很短的时间内不能全部扩散到大气中,从而导致局部温度升高。绝热温升 ΔT 可由以下公式计算^[8]:

$$\Delta T = \frac{\Delta G}{\rho c_v} = \frac{\eta}{\rho} \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \frac{\sigma}{c_v} d\varepsilon. \quad (3)$$

式中: ΔG 为机械能向热能转变量; ρ 为材料密度,取 $7.8 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$; c_v 为定容比热,取 $0.48 \text{ J} \cdot (\text{g} \cdot \text{K})^{-1}$; η 为塑性功转成热的因数,取 0.95; ε_1 为最小真应变,取 0; ε_2 为最大真应变; ε 为真应变; σ 为真应力。

计算可得DP800 在应变速率为 2250 s^{-1} 时拉伸变形产生的绝热温升为 $89 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。绝热温升效应通过减小原子间结合力、分解位错胞状结构、降低晶界和粒子扩散所需要的能量来软化材料^[9]。

因此,在低应变速率下,加工硬化起主导作用,应变速率强化和绝热温升可以忽略不计;在高应变速率下,应变速率强化和绝热温升效应必须同时考虑。对于DP800 而言,不论是规定塑性延伸强度还是抗拉强度,应变速率效应和绝热温升效应叠加后还是起到强化的作用;但是不论是应变速率为 500 s^{-1} 和 1000 s^{-1} 还是 2250 s^{-1} ,相比抗拉强度而言,DP800 规定塑性延伸强度的应变速率敏感性更大,这是因为高应变速率下塑性变形产生绝热温升现象,弱化材料强度,降低了部分应变速率强化效应。

2.4 能量吸收特性

表征材料在拉伸变形过程中的能量吸收特性一般有三种方式,断裂能量吸收(energy absorption before fracture)、颈缩能量吸收(energy absorption before necking)和应变为 10% 能量吸收^[10]。计算公式分别如下:

$$E_{\text{fracture}} = \sum_{i=1}^{N_F} \sigma(k) [\varepsilon(k) - \varepsilon(k-1)], \quad (4)$$

$$E_{\text{necking}} = \frac{R_{p0.2} + R_m}{2} \times \delta_u, \quad (5)$$

$$E_{10\%} = \sum_{i=1}^{N_{10\%}} \sigma(k) [\varepsilon(k) - \varepsilon(k-1)]. \quad (6)$$

式中: k 为微积分编号,无实际意义; $R_{p0.2}$ 为规定塑性延伸强度和抗拉强度; R_m 为抗拉强度; δ_u 为均匀延伸; N_F 为断裂应变; $N_{10\%}$ 为变形为 10% 的应变。

下面计算 DP800 在应变速率为 500 s^{-1} 的断裂能量吸收、颈缩能量吸收以及应变为 10% 能量吸收。图 5 为断裂能量吸收计算示意图,图 6 为颈缩能量吸收计算示意图,图 7 为应变为 10% 能量吸收计算示意图。

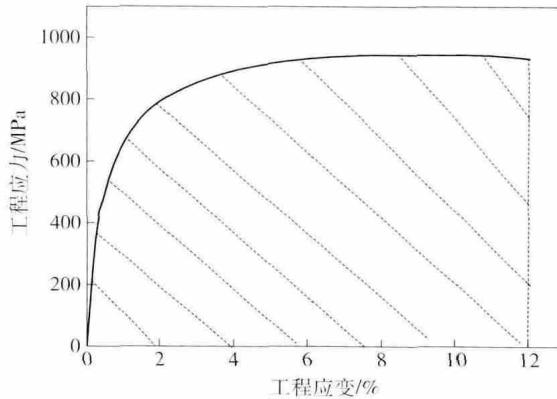


图 5 DP800 在 500 s^{-1} 应变速率下断裂能量吸收计算示意图

Fig. 5 Calculating diagram of the fracture energy absorption of DP800 steel at the 500 s^{-1} strain rate

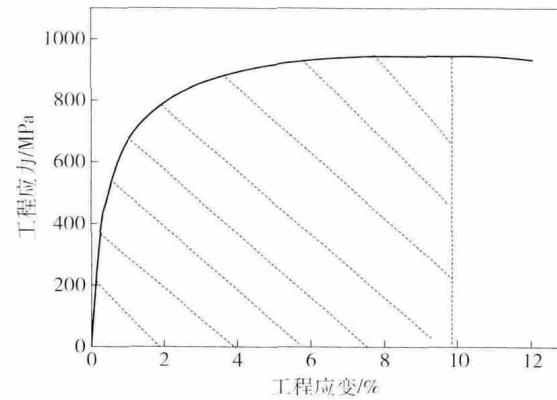


图 6 DP800 在 500 s^{-1} 应变速率下颈缩能量吸收计算示意图

Fig. 6 Calculating diagram of the necking energy absorption of DP800 steel at the 500 s^{-1} strain rate

按照上面的方法分别计算 DP800 在不同应变速率下的断裂能量吸收、颈缩能量吸收和应变为 10% 能量吸收,如表 4 所示。

表 4 DP800 在不同应变速率下能量吸收

Table 4 Energy absorption of DP800 at different strain rates

应变速率, $\dot{\varepsilon} / \text{s}^{-1}$	断裂能量 吸收 $E_{\text{fracture}} /$ ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$)	颈缩能量 吸收 $E_{\text{necking}} /$ ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$)	应变为 10% 能量 吸收 $E_{10\%} /$ ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$)
500	0.106	0.076	0.084
1000	0.107	0.077	0.090
2250	0.110	0.078	0.099

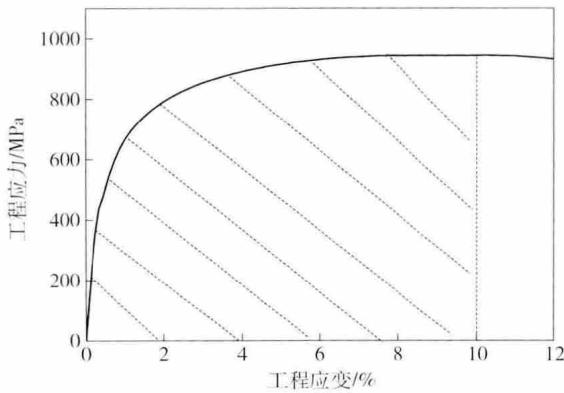


图 7 DP800 在 500 s^{-1} 应变速率下应变为 10% 能量吸收计算示意图

Fig. 7 Calculating diagram of the 10% strain energy absorption of DP800 steel at the 500 s^{-1} strain rate

根据表 4 的结果可以得出: 对 DP800 来说, 断裂能量吸收在动态下随应变速率的增加而增加, 而汽车碰撞都是在高应变速率下, 所以 DP800 作为汽车用钢的安全件和结构件在碰撞过程中能够吸收更多的能量。颈缩能量吸收是材料在高应变速率变形条件下的一个重要指标, 因为材料在颈缩前的均匀变形才是更可靠和更安全的; 同样, 从试验数据得出, DP800 颈缩能量吸收在动态下随应变速率的增加而增加, 与前面的断裂能量分析结果是一致的。对于应变为 10% 能量吸收, 从表中可以看出, DP800 应变为 10% 能量吸收也随应变速率的增加而增加。

3 动态本构模型

材料在动态加载条件下, 往往具有一系列不同于准静态加载条件下的力学特征, 这些动力特性主要反映在本构关系中, 为了较为方便地描述不同应变速率下材料的力学特性, 选用参数较少的唯像本构模型来对高强度双相钢的率敏感特性进行描述, 常用的本构模型主要有 Johnson-Cook (J-C) 模型和 Zerilli-Armstrong (Z-A) 模型^[11-13]。本文选取 J-C 模型和 Z-A 模型对 DP800 的动态变形本构模型进行分析, 研究应变速率对冷轧双相钢本构模型的影响规律, 并对 Johnson-Cook 模型进行修正。

3.1 J-C 模型

Johnson-Cook (J-C) 本构模型是 1983 年 Johnson 和 Cook^[11] 提出来的, 能够反映材料大应变、高应变速率和高温的变形特性, 表达式如下:

$$\sigma_1 = (A + B\varepsilon_e^n) (1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^m) \quad (7)$$

式中: A 、 B 和 C 为材料常数, 有试验数据确定; n 为应变硬化指数; σ_1 为流变应力; ε_e 为有效塑性应变; $\dot{\varepsilon}^*$ 为

量纲一的相对有效塑性应变速率, $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变速率, 取 $\dot{\varepsilon}_0 = 1.0 \text{ s}^{-1}$; T^* 为量纲一的温度项, $T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r}$, T_r 为参考温度(常温, 取为 20°C), T_m 为材料的熔点。

由于在本文针对汽车用 DP800 在室温才使用, 温度影响相对较小, 在模型推导过程不考虑温度影响, 所以简化模型如下:

$$\sigma_1 = (A + B\varepsilon_e^n) (1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (8)$$

用 Origin 数据分析软件拟合 DP800 的 J-C 模型结果为 $A = 487.24 \text{ MPa}$, $B = 1078.02 \text{ MPa}$, $n = 0.4389$, $C = 0.0175$, 所以 DP800 基于 J-C 模型的本构方程为

$$\sigma_1 = (487.24 + 1078.02\varepsilon_e^{0.4389}) (1 + 0.0175 \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (9)$$

图 8 给出在不同应变速率下 DP800 的试验结果和 J-C 模型预测结果的比较。从图 8 中可以看出, 模型的预测结果和试验结果基本吻合, 说明 J-C 模型能够在一定程度上对 DP800 在高应变速率下动态变形行为进行表征。但是, 随着应变速率的增加, J-C 模型的预测结果和试验结果吻合程度越来越差, 后续将讨论应变速率对动态变形本构模型的影响。

前面得到 DP800 基于试验数据的 J-C 本构模型, 并分析不同应变速率下模型的预测值和试验值。为了表征不同应变速率下模型与试验结果的拟合优度, 引入可决系数 D^2 (coefficient of determination), 又称决定系数或判定系数, 也有的书上翻译为拟合优度, 其统计学含义表示为相关系数 D 的平方, 是综合度量模型对试验值拟合优度的指标, 数值越大说明模型拟合优度越好^[9]。可决系数的计算式:

$$D^2 = \left[\frac{\sum (x - \bar{x})(y - \bar{y})}{\sqrt{\sum (x - \bar{x})^2 \sum (y - \bar{y})^2}} \right]^2 = 1 - \frac{\sum (y - \hat{y})^2}{\sum (y - \bar{y})^2} \quad (10)$$

式中 x 和 y 为横、纵坐标。

表 5 为 DP800 双相钢 J-C 模型不同应变速率下可决系数和平均可决系数比较。从图 8 以及表 5 的结果中可以得出: DP800 的 J-C 模型预测值和试验值之间的平均可决系数都在 0.90 以上, 说明 J-C 模型能够描述 800 MPa 级冷轧双相钢在高应变速率下的变形特性, 但 DP800 不同应变速率下 J-C 模型预测值和试验值之间的可决系数都随着应变速率的增加而降低, 说明 J-C 模型在表征 DP800 时, 高应变速率下模型的拟合能力相比在低应变速率下更弱一些。J-C 模型如何反应 DP800 不同应变速率下表征有待进一步提高。

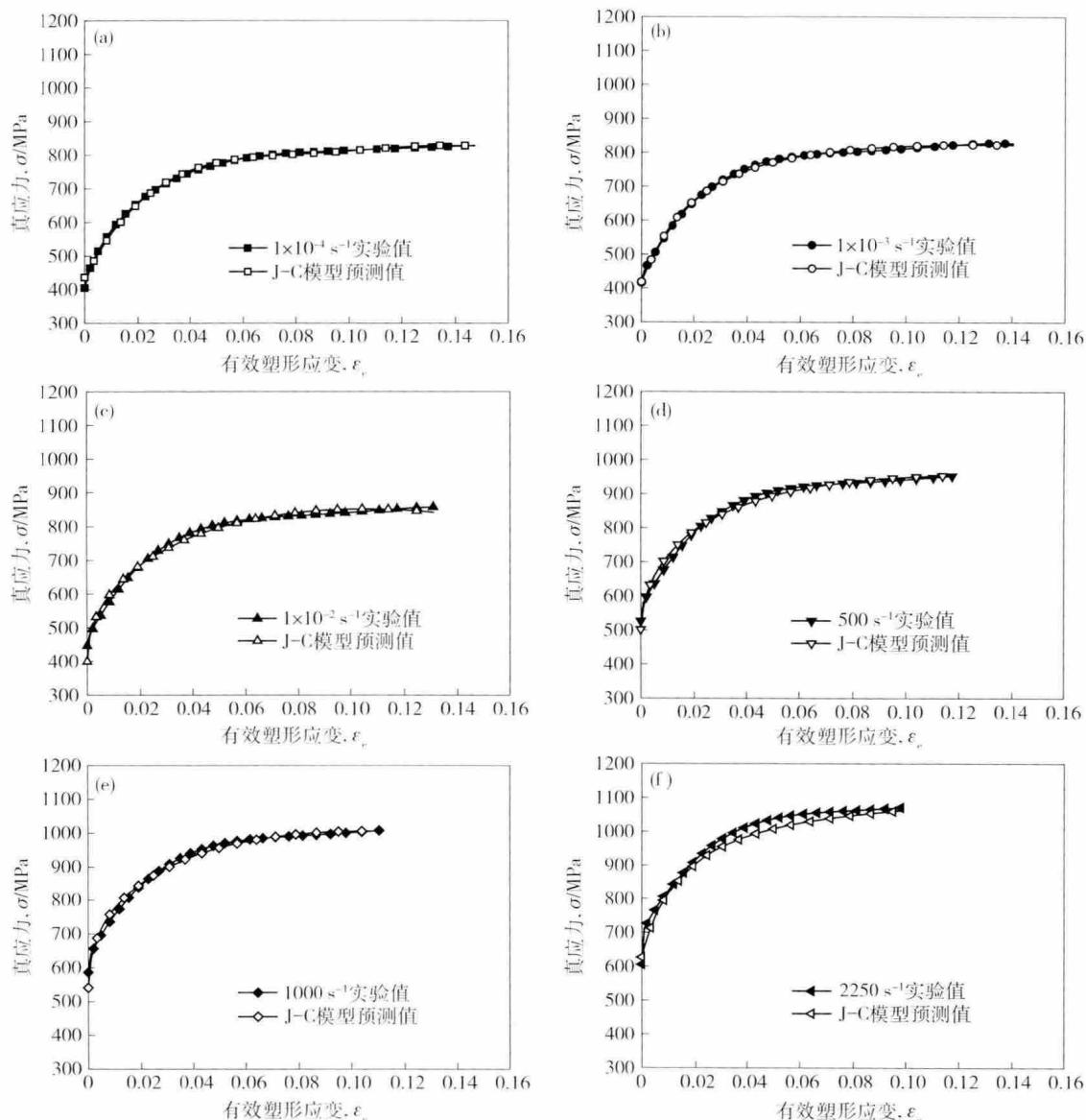


图8 不同应变速率下DP800的试验结果与J-C模型计算结果的比较. (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

Fig.8 Comparison between the experimental values and the calculated values of DP800 steel by the J-C model at different strain rates: (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

表5 J-C模型不同应变速率下拟合优度

Table 5 Goodness of fit of the J-C model at different strain rates

应变速率 $\dot{\varepsilon} / \text{s}^{-1}$	可决系数 D^2	平均可决系数
1×10^{-4}	0.9516	
1×10^{-3}	0.9406	
1×10^{-2}	0.9276	
500	0.9137	0.9228
1000	0.9058	
2250	0.8973	

3.2 Z-A模型

Zerilli 和 Armstrong^[13]在1987年提出了基于位错

机制理论的材料本构模型,这个模型主要用来描述材料的动态变形行为,能更好地反应应变速率和温度对金属材料的影响. 金属材料的Zerilli-Armstrong模型最终方程如下:

$$\sigma_1 = \sigma_0 + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5 \varepsilon_e^n. \quad (11)$$

式中 σ_0 为初始应力, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, ε_e 为有效塑性应变, C_1, C_3, C_4 和 C_5 为材料常数.

不考虑温度效应 Z-A 模型可以简化为

$$\sigma_1 = \sigma_0 + c_1 \varepsilon_e^n + c_2 \dot{\varepsilon}^m. \quad (12)$$

式中 σ_0 为初始应力, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, ε 为有效塑性应变, c_1 为应变硬化系数, c_2 为应变速率敏感系数, n 为应变硬化指数, m 为应变速率敏感指数.

用 Origin 数据分析软件拟合 DP800 的 Z-A 模型结果为 $\sigma_0 = 417.15 \text{ MPa}$ $\rho_1 = 1072.38 \text{ MPa}$ $\rho_2 = 65.47$, $n = 0.4270$ $m = 0.0213$, 所以 DP800 双相钢基于 Z-A 模型的本构方程为

$$\sigma_1 = 417.15 + 1072.38 \varepsilon_e^{0.4270} + 65.47 \varepsilon_e^{0.0213}. \quad (13)$$

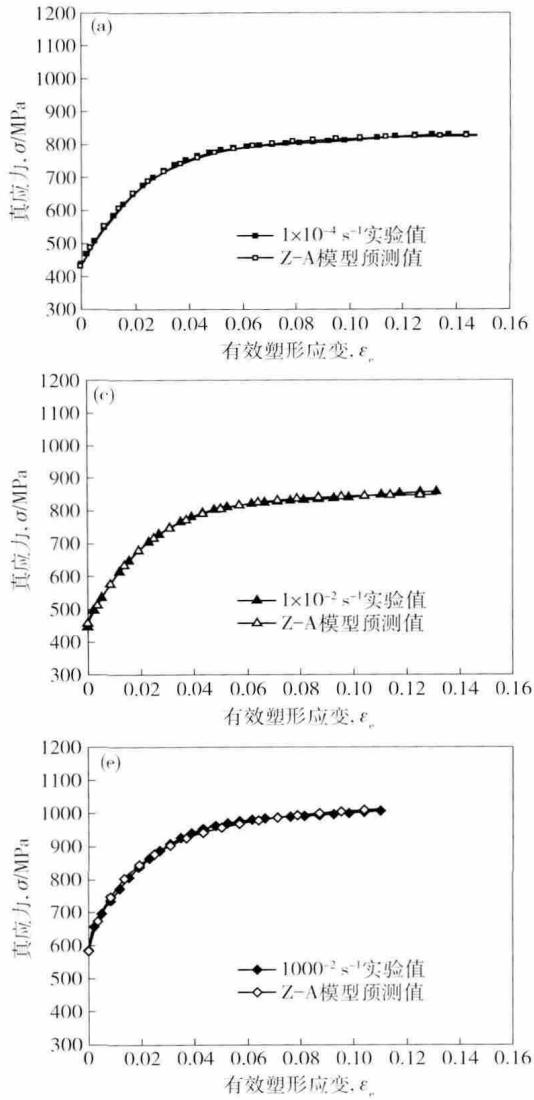


图 9 给出在不同应变速率下 DP800 的试验结果和 Z-A 模型预测结果的比较。可以看出, 模型的预测结果和试验结果基本吻合, 说明 Z-A 模型能够在一定程度上对 DP800 在高应变速率下动态变形行为进行表征。

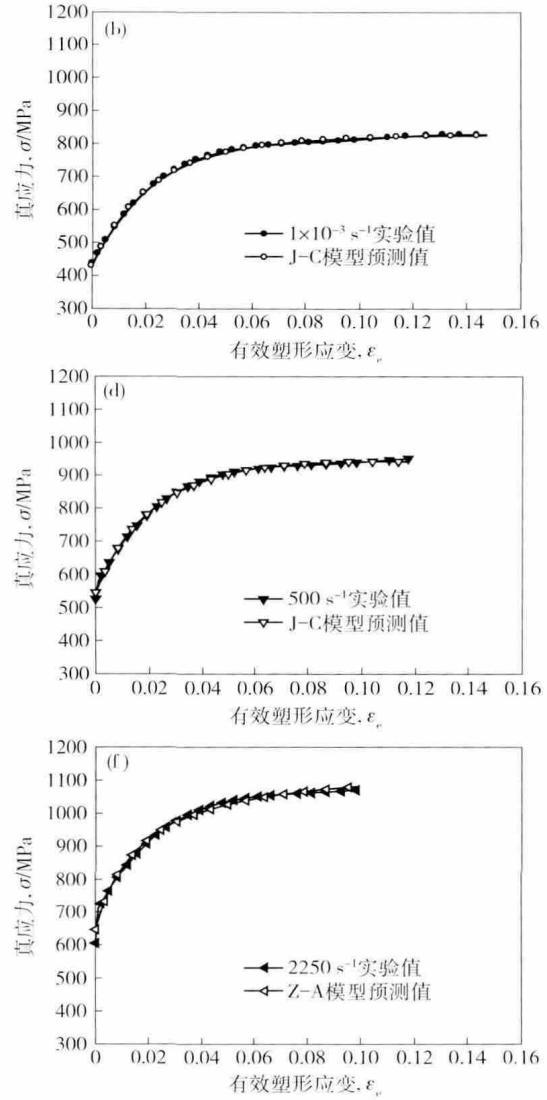


图 9 不同应变速率下 DP800 的试验结果与 Z-A 模型计算结果的比较. (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

Fig.9 Comparison between the experimental values and the calculated values of DP800 by the Z-A model at different strain rates: (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

表 6 为 DP800 的 Z-A 模型在不同应变速率下可决系数与平均可决系数的比较。从图 9 以及表 6 的结果中可以得出: DP800 的 Z-A 模型平均可决系数都大于 J-C 模型。相比 J-C 模型, Z-A 模型在每个应变速率下可决系数随着应变速率的增加变化不明显, 所以 Z-A 模型在表征 DP800 在不同应变速率下的塑性变形拟合吻合程度不依赖应变速率的变化。

表 6 Z-A 模型不同应变速率下拟合优度

Table 6 Goodness of fit of the Z-A model at different strain rates

应变速率 $\dot{\varepsilon} / \text{s}^{-1}$	可决系数 D^2	平均可决系数
1×10^{-4}	0.9474	
1×10^{-3}	0.9372	
1×10^{-2}	0.9389	
500	0.9298	0.9386
1000	0.9396	
2250	0.9387	

3.3 修正的 J-C 模型

Yu 等^[14]研究 DP600 高应变速率下塑性变形本构模型,发现 DP600 材料具有很强的应变速率相关性; Winkler 等^[15]研究应变速率效应和温度效应对 DP600 和 DP780 的成形性和损伤的影响,表明双相钢在高应变速率变形条件下具有绝热温升特点,即双相钢在高应变速率下的塑性变形是一个应变速率强化和温度软化的综合过程。结合前面讨论结果,正因为应变速率对 J-C 模型有较大的影响,所以需要对应变速率效应多项式进行二次化修正,结果如下:

$$\sigma_1 = (A + B\dot{\varepsilon}_e^n) [1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^* + C_2 (\ln \dot{\varepsilon}^*)^2]. \quad (14)$$

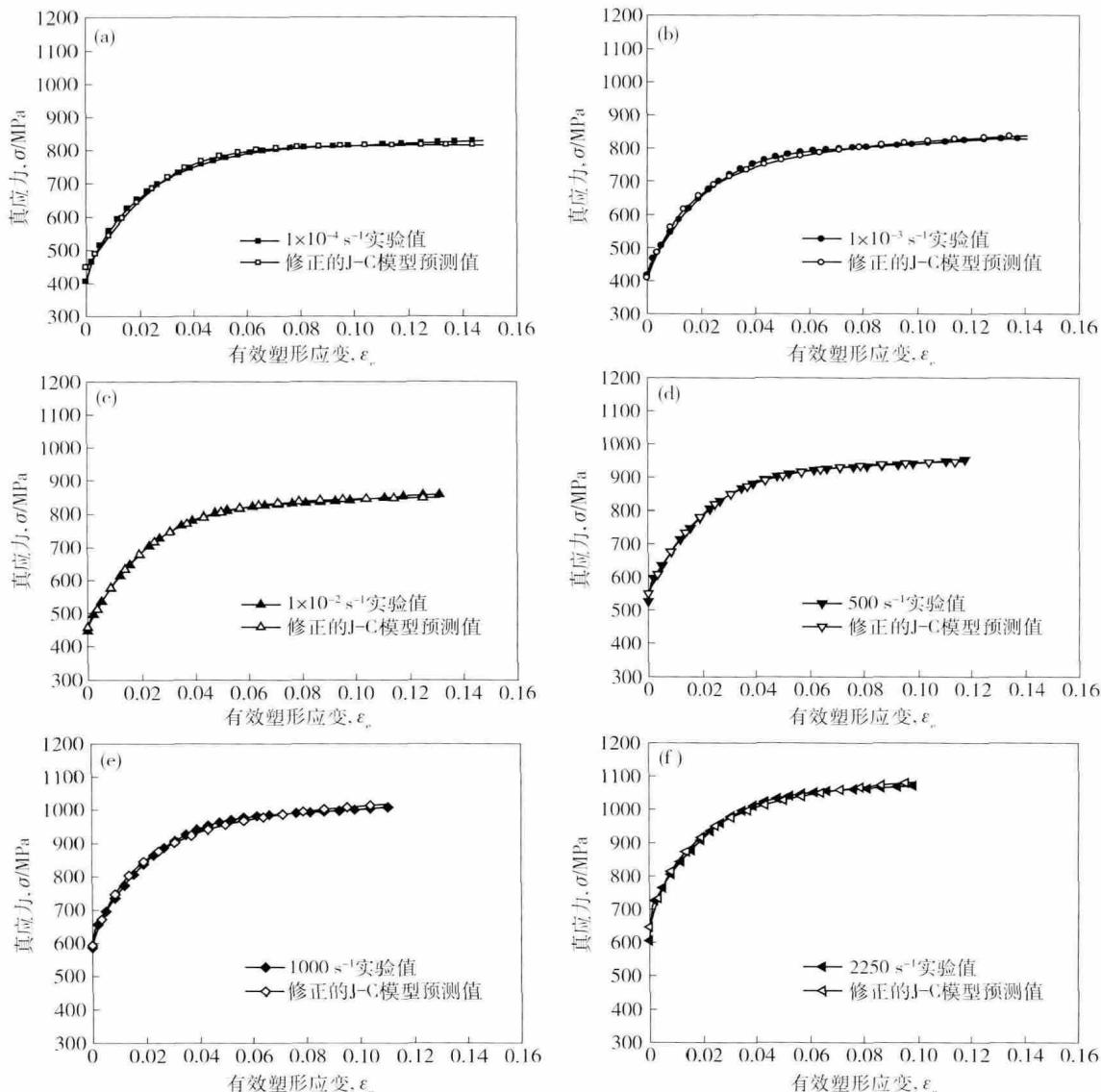


图 10 不同应变速率下 DP800 的试验结果与修正的 J-C 模型计算结果的比较。(a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

Fig. 10 Comparison between the experimental values and the calculated values of DP800 steel by the modified J-C model at different strain rates: (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 500 s^{-1} ; (e) 1000 s^{-1} ; (f) 2250 s^{-1}

与 J-C 模型数据处理一样,DP800 修正的 J-C 模型拟合结果为 $A = 485.49 \text{ MPa}$, $B = 1079.52 \text{ MPa}$, $n = 0.4394$, $C_1 = 0.0157$, $C_2 = 0.0045$, 所以 DP800 基于修正的 J-C 模型的本构方程为

$$\sigma_1 = (485.49 + 1079.52 \dot{\varepsilon}_e^{0.4394}) \cdot [1 + 0.0157 \ln \dot{\varepsilon}^* + 0.0045 (\ln \dot{\varepsilon}^*)^2]. \quad (15)$$

图 10 给出在不同应变速率下 DP800 的试验结果和修正的 J-C 模型预测结果的比较。从图 10 中可以看出,模型的预测结果和试验结果吻合程度很高,说明相对于 J-C 模型,修正的 J-C 模型能够很好地对 DP800 在高应变速率下动态变形行为进行表征。

前面讨论结果, 正因为应变速率对 J-C 模型有较大的影响, 所以需要对应变速率效应多项式进行二次化修正。从模型的预测值和试验值的对比可以看出, 修正的 J-C 模型对 DP800 在高应变速率下的拟合能力明显高于原 J-C 模型。现将统计的修正 J-C 模型 DP800 不同应变速率下的可决系数以及平均可决系数列于表 7。

表 7 修正 J-C 模型不同应变速率下的拟合优度

Table 7 Goodness of fit of the modified J-C model at different strain rates

应变速率 $\dot{\epsilon} / \text{s}^{-1}$	可决系数, D^2	平均可决系数
1×10^{-4}	0.9934	
1×10^{-3}	0.9876	
1×10^{-2}	0.9882	
500	0.9898	0.9886
1000	0.9896	
2250	0.9827	

从表 7 可以看出: 修正的 J-C 模型对 DP800 在不同应变速率下的平均可决系数为 0.9886, 明显高于 J-C 模型的 0.9228 和 Z-A 模型的 0.9386。DP800 在不同应变速率下修正的 J-C 模型的可决系数最大为 0.9934, 最小为 0.9827, 变化的相对值为 1.07%; J-C 模型的可决系数最大为 0.9516, 最小为 0.8973, 变化的相对值为 5.71%; Z-A 模型的可决系数最大为 0.9474, 最小为 0.9298, 变化的相对值为 1.86%。这说明对 J-C 模型应变速率效应多项式进行二次化修正有利于提高模型拟合能力。

4 结论

(1) DP800 的塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 与应变速率的关系呈指数形式增加, 并且与拟合的指数公式模型吻合度较高。

(2) 引入应变速率敏感指数 m , DP800 规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 的应变速率指数 m 分别为 0.023 和 0.017; DP800 规定塑性延伸强度 $R_{p0.2}$ 的应变速率敏感性大于抗拉强度 R_m 的应变速率敏感性; DP800 在高应变速率塑性变形产生绝热温升效应, 计算 DP800 在应变速率为 2250 s^{-1} 动态拉伸变形产生绝热温升为 89°C 。

(3) 利用断裂能量吸收、颈缩能量吸收和应变为 10% 能量吸收三个指标系统研究 DP800 的能量吸收特性, 表明断裂能量吸收和颈缩能量吸收以及应变为 10% 能量吸收在动态下随应变速率的增加而增加, 而汽车碰撞都是在高应变速率下, 所以超高强冷轧双相钢作为汽车用钢的安全件和结构件在碰撞过程中能够

吸收更多的能量。

(4) DP800 在不同应变速率下 J-C 模型预测值和试验值之间的可决系数都随着应变速率的增加而降低, 说明 J-C 模型在表征 DP800 时, 高应变速率下模型的拟合能力相比在低应变速率下更弱一些。J-C 模型如何反映不同应变速率下的表征有待进一步提高; Z-A 模型的预测结果和试验结果基本吻合, 说明 Z-A 模型能够在一定程度上对 DP800 在高应变速率下动态变形行为进行表征, 同时 Z-A 模型表征 DP800 在不同应变速率下的塑性变形拟合吻合程度不依赖应变速率的变化。

(5) 修正的 J-C 模型对双相钢在不同应变速率下的平均可决系数可达 0.9886, 明显高于 J-C 模型和 Z-A 模型的可决系数, 说明在表征 DP800 在不同应变速率的塑性变形特性时, 修正的 J-C 模型要优于 J-C 模型和 Z-A 模型。DP800 不同应变速率下修正的 J-C 模型的可决系数变化的相对值为 1.07%, 而 J-C 模型的可决系数变化的相对值为 5.71%, 说明对 J-C 模型应变速率效应多项式进行二次化修正有利于提高模型拟合能力。

参 考 文 献

- [1] Bello K A, Hassan S B, Abdulwahab M. Effect of ferrite-martensite microstructural evolution on hardness and impact toughness behaviour of high martensite dual phase steel. *Aust J Basic Appl Sci*, 2007, 1(4): 407
- [2] Ma M T, Yi H L, Li H Z, et al. On the automobile lightweight. *Eng Sci*, 2012, 10(2): 71
- [3] Wang L, Zhu X D, Zhang P J, et al. Lightweighting of Automobiles and Advanced High Strength Steel. *Baosteel Technol*, 2003(5): 53
(王利, 朱晓东, 张丕军, 等. 汽车轻量化与先进的高强度钢板. *宝钢技术*, 2003(5): 53)
- [4] Ma M T, Shi M F. Advanced high strength steel and its applications in automobile industry. *Iron Steel*, 2004, 39(7): 68
(马鸣图, M. F. Shi. 先进的高强度钢及其在汽车工业中的应用. *钢铁*, 2004, 39(7): 68)
- [5] Huh H, Kang W J, Han S S. A tension split Hopkinson bar for investigating the dynamic behavior of sheet metals. *Exp Mech*, 2002, 42(1): 8
- [6] Sahu P, Curtze S, Das A, et al. Stability of austenite and quasi-adiabatic heating during high-strain-rate deformation of twinning-induced plasticity steel. *Scripta Mater*, 2010, 62(1): 5
- [7] Beynon N D, Jones T B, Fourlaris G. Effect of high strain rate deformation on microstructure of strip steels tested under dynamic tensile conditions. *Mater Sci Technol*, 2005, 21(1): 103
- [8] Song R B, Dai Q F, Guo Z F. Modeling of deformation behavior for dual phase ferrite-martensitic steel // *Proceedings of the 10th International Conference on Steel Rolling*. Beijing, 2010: 35

- [9] Sung J H , Kim J H , Wagoner R H. A plastic constitutive equation incorporating strain , strain-rate and temperature. *Int J Plast* , 2010 , 26(12) : 1746
- [10] Zhou Y X , Xia Y M , Yang B C. Study of Mechanical Behavior of Dual Phase Steels under Tensile Impact. *Mater Sci Technol* , 1997 , 5(1) : 72
(周元鑫 夏源明 杨报昌. 双相钢冲击拉伸变形行为本构方程的建立. 材料科学与工艺, 1997 , 5(1) : 72)
- [11] Johnson G R , Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strain , high strain rates and high temperature // *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics* , 1983: 541
- [12] Winther G , Jensen D J , Hansen N. Dense dislocation walls and microbands aligned with slip planes: theoretical considerations. *Acta Mater* , 1997 , 45(12) : 5059
- [13] Zerilli F J , Armstrong R W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *J Appl Phys* , 1987 , 61(5) : 1816
- [14] Yu H D , Guo Y J , Lai X M. Rate-dependent behavior and constitutive model of DP600 steel at strain rate from 10^{-4} to 10^3 s^{-1} . *Mater Des* , 2009 , 30(7) : 2501
- [15] Winkler S , Thompson A , Salisbury C , et al. Strain rate and temperature effects on formability and damage of advanced high-strength steel. *Metall Mater Trans A* , 2008 , 39(6) : 1350