

## 38MnB5 热成形钢高温变形行为及本构方程

林利<sup>1,2)</sup>, 李宝顺<sup>1)</sup>, 朱国明<sup>1)</sup>✉, 康永林<sup>1)</sup>, 刘仁东<sup>2)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 鞍钢股份有限公司技术中心, 鞍山 114009  
✉通信作者, E-mail: zhuguoming@ustb.edu.cn

**摘要** 利用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 38MnB5 热成形钢的高温变形行为进行研究, 分别在 650~950 °C 温度区间内, 以 0.01、0.1、1 和 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率对其进行等温单向拉伸测试, 并得到相应条件下的真应力-应变曲线。结果表明: 38MnB5 热成形钢流变应力随着变形温度的升高而减小, 随着应变速率的增大而增大。当应变速率逐渐增加时, 热变形时发生的动态回复和动态再结晶效果并不显著, 而当温度逐渐升高时, 二者作用逐渐加强。考虑了温度、应变速率和应变的综合复杂影响, 建立 38MnB5 热成形钢高温下的本构方程。此本构方程通过对流变应力、应变、应变速率等实验数据的回归分析, 得到与变形温度、应变速率和应变相关的材料参数多项式。计算结果与实验结果对比发现, 通过本构方程所获得的计算值与试验值吻合良好。

**关键词** 热成形钢; 流变行为; 本构方程; Arrhenius 模型; 拉伸测试  
**分类号** TG142.1

## High-temperature deformation behavior and constitutive relationship of press-hardening steel 38MnB5

LIN Li<sup>1,2)</sup>, LI Bao-shun<sup>1)</sup>, ZHU Guo-ming<sup>1)</sup>✉, KANG Yong-lin<sup>1)</sup>, LIU Ren-dong<sup>2)</sup>

1) School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China  
2) Ansteel Technology Center, Anshan 114009, China  
✉Corresponding author, E-mail: zhuguoming@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** With the rapid development of global economy, problems in energy production and environmental protection are becoming severe, and the automotive industry is under increasing pressure to reduce the weight of vehicles and improve crash performance. Due to the demand for reduced vehicle weight as well as improved safety and crashworthiness, hot-stamped components from ultra-high strength steels have been utilized for automobile manufacturing. Currently, the most widely used hot-stamped steel plate is 22MnB5. Its tensile strength is 1500 MPa and yield strength is 1200 MPa. In contrast, as the demands for steel strength have increased, the demand for high strength grades of steel has been quickly put on the production agenda. In recent years, a novel hot-stamped steel, 38MnB5 has been developed, with a tensile strength exceeding 2000 MPa. The high temperature deformation behavior of 38MnB5 steel was investigated by the Gleeble-3500 thermal-mechanical simulator. The isothermal uniaxial tensile tests of the steel were performed within deformation temperature range of 650–950 °C under strain rates of 0.01, 0.1, 1, and 10 s<sup>-1</sup>, and the typical true stress-strain curves of 38MnB5 at relative conditions were analyzed. The experimental results show that the flow stress rises with decreasing deformation temperature under the same strain rate, and with an increasing strain rate. When the strain rate gradually increased, dynamic recovery and dynamical recrystallization exhibited an apparent effect on the hot deformation process, while the inconspicuous impact receded with rising temperature. In consideration of the multiple influences on deformation temperature, strain rate and strain, a phenomenological, constitutive relationship was developed to depict the hot deformation process of 38MnB5. In the established equation, the material

constants dependent on the deformation temperature, strain rate, and strain were obtained using regression analysis of the experimental data for flow stress, strain, strain rate, etc. The comparison between the calculated data and the experimental data show that the calculated data derived from the constitutive models are found to be in satisfactory agreement with the experimental results.

**KEY WORDS** hot stamped steel; flow behavior; constitutive relationship; Arrhenius model; tensile testing

世界能源保护与环境协会的研究报告指出: 汽车每减重 10% 燃油效率可增加 6% ~ 8%。为了解决日益严重的环境污染、矿产资源逐渐枯竭、新能源汽车电池续航能力不足等问题, 汽车减重是未来汽车发展的一个至关重要的方向。相比较一些轻质材料, 如铝合金、钛合金、镁合金、非金属碳纤维复合材料等, 热成形钢在满足汽车车身的减重和安全性能的改善方面, 是最佳的备选材料之一<sup>[1-2]</sup>。热冲压成形技术在超高强钢成形过程中具有创新的优势<sup>[3]</sup>。热成形钢在成形过程中是一个温度场、应力场和微观组织转变的复杂过程, 为了更好地研究热成形过程中的参数, 需研究其高温下的变形过程<sup>[4]</sup>。热成形钢的本构方程在体现热冲压过程中的热力学参数具有极为重要的作用。

Murty 等<sup>[5]</sup>通过等温单向压缩测试, 研究了 AA219 铝合金的流变行为及相应条件下的微观组织演变, 并将应变速率和温度与流动应力联系起来, 建立其热变形过程中新型本构方程。Chu 等<sup>[6]</sup>采用热单向压缩方法, 研究高 Nb 含量的 TiAl 合金的热变形和动态再结晶 (DRX) 行为。研究指出, 由于高 Nb 含量的添加, 此合金具有更宽范围的热加工窗口, 同时建立关于双相或近  $\gamma$  相微观结构的  $\gamma$ -TiAl 基金属中位错蠕变的统一速率本构模型, 模型提供的流变行为与实验结果相一致。Shi 等<sup>[7]</sup>从热力学角度描述 AZ31 镁合金的各向异性行为, 并预测其非比例加载路径下屈服面方向的畸变演化。根据 Li 等<sup>[8]</sup>的研究, 采用改进的 Arrhenius 方程来表述具有奥氏体组织的热成形硼钢 B1500HS 的高温流动过程, 并采用改进的 Johnson-Cook 方程来表示具有铁素体 + 珠光体、贝氏体和马氏体组织。关于这些方程都是基于温度、应变速率和应变, 以及热冲压后淬火过程中相变引起新相的影响建立的。

由于超高强钢在车身组件的需求日益增加, 一种新型热成形钢 38MnB5 已被应用。38MnB5 钢热成形后的最终抗拉强度可超过 2000 MPa, 总伸长率达 6.0% 的机械性能<sup>[9-10]</sup>。不过目前研究中, 还未见其高温流变行为本构方程的报道, 因此为了补充热成形钢的材料数据库和扩展数值模拟在工业中的应用, 本文研究了热成形钢 38MnB5 的高温流变行为, 以及通过考虑温度、应变速率和应变的综合复杂影

响, 建立其高温下的本构方程。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料

试验钢采用 50 kg 真空感应熔炼炉冶炼, 经过 1200 °C 保温 2 h 后经过八道次热轧至 5 mm, 炉冷后再冷轧至 2 mm, 然后切割成 280 mm × 70 mm 的板坯, 同时保证长度方向平行于轧制方向。热冲压试验在带有水冷模具的冲压试验机上进行。钢板经加热温度 950 °C 保温 5 min 后被转移到试验机上, 热冲压成形的同时进行淬火。板坯在模具上保持 10 s, 以获得具有高强度和几何准确性的 U 型件。图 1 所示为热冲压试验机模具。

表 1 为试验钢化学成分。另外, 碳当量 (carbon equivalent, CE) 也通过公式 (1) 求出并列于表 1 中。

$$CE = \omega_C + A(C) \times [\omega_{Si}/24 + \omega_{Mn}/6 + \omega_{Cu}/15 + \omega_{Ni}/60 + (\omega_{Cr} + \omega_{Mo} + \omega_V)/5 + 5 \times \omega_B] \quad (1)$$

式中,  $A(C)$  表示碳的适用系数,  $A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh [20 \times (C - 0.12)]$ <sup>[11]</sup>。

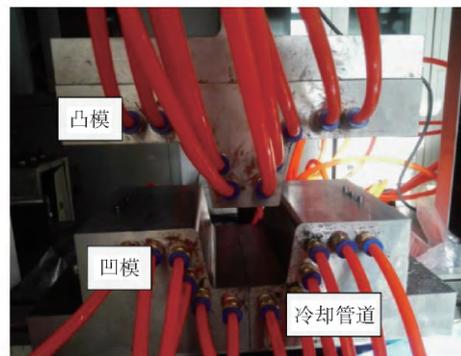


图 1 热冲压试验机模具

Fig. 1 Mold for hot stamping

表 1 试验钢化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of the investigated steel %

钢种	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	P	CE
38MnB5	0.36	0.25	1.21	0.27	0.16	0.005	0.008	0.68

### 1.2 试验过程

采用 Gleeble-3500 热模拟试验机, 分别在 650 ~ 950 °C 温度区间内, 以 0.01、0.1、1 和 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率 ( $\dot{\epsilon}$ ) 对 38MnB5 热成形钢进行等温单向拉伸测试。等温单向拉伸测试的试样为板状, 形状和尺寸

如图 2 所示,试样厚度为 2 mm. 图 3 是试验方案,将试样以  $15\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的速率升温到  $950\text{ }^\circ\text{C}$  保温 5 min,使其温度均匀化,然后以  $40\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的冷却速率冷却到不同的变形温度,保温 10 s 后,分别以不同的变形速率等温拉伸至断裂. 试样拉断后,继续以  $40\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的冷却速率冷却至室温. 试样的微观组织通过 Quanta FEG450 扫描电子显微镜观察. 另外,试验钢热冲压前后的室温拉伸性能采用 MTS-810 拉伸试验机测试.

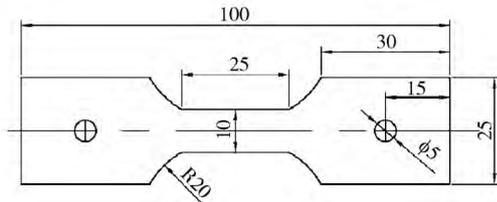


图 2 等温单向拉伸测试的试样形状和尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Shape and dimension of the isothermal uniaxial tensile testing (unit: mm)

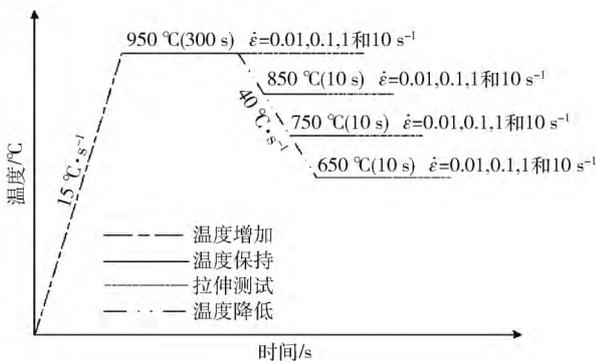


图 3 试验方案

Fig. 3 Testing procedure

## 2 结果与分析

### 2.1 室温拉伸性能

表 2 为试验钢不同状态下的室温拉伸性能. 图 4 为试验钢热冲压前后应力-应变曲线. 从中可以看出,38MnB5 热成形钢热冲压前后的抗拉强度分别为 857 MPa 和 2011 MPa,伸长率分别为 10.5% 和 6.0%. 这说明经过热冲压处理后,38MnB5 热成形钢在损失些许塑性的条件下,抗拉强度得到显著提高.

表 2 试验钢室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties of investigated steel at room temperature

钢种	试样状态	屈服强度 / MPa	抗拉强度 / MPa	伸长率 / %
38MnB5	热轧态	612	857	10.5
	热冲压	1316	2011	6.0

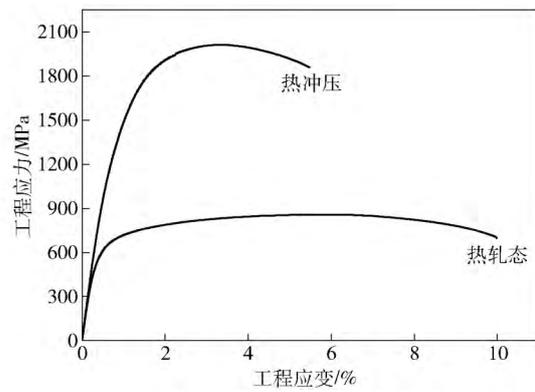


图 4 试验钢热冲压前后应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of investigated steel before and after hot-stamping

### 2.2 真应力-应变曲线

实验研究了热成形钢在不同温度、不同应变率下的流变抗力曲线,实验结果得出的真应力-应变曲线如图 5 所示. 从图可以看出,在相同的应变速率下,变形温度越高,则流变抗力越小. 随着变形量的增加,流变抗力增大. 从中可清晰看出,38MnB5 热成形钢的高温流动应力主要受两方面因素的影响:(1) 应变速率;(2) 温度. 由于应变速率的增加,相同应变下的真应力明显增加,同样的条件下,流动应力随着温度的增加而减少. 另外,当应变速率相同时,真应力-应变曲线随着变形温度的增加而整体向下移动. 这表明试样高温变形时,变形抗力降低,并更倾向于动态再结晶过程. 这同样间接地表明当应变速率逐渐增加时,热成形钢 38MnB5 热变形过程中发生的动态回复和动态再结晶作用并不明显,当温度升高时,二者作用显著加强. 金属材料的塑性变形过程是一个热激活过程,温度越高,金属原子的动能越大,这为动态回复或动态再结晶提供了热激活条件,材料的变形抗力逐渐减小. 通过刃型位错的滑移、螺型位错的交滑移和位错节点钉扎的消失,材料开始出现动态回复. 如果材料内部存在多余的自由能,动态再结晶在持续变形过程中发生. 当应变速率增加时,应变强化就开始占据主导作用. 例如当温度为  $650\text{ }^\circ\text{C}$  时,应变速率为  $10\text{ s}^{-1}$  的真应力-应变曲线比其他应变速率下的曲线都更为陡峭. 总体来说,当应变速率相同时,流动应力随着变形温度的升高而减小,随着应变速率的增加而增加<sup>[12-14]</sup>.

图 6 为当变形温度为  $850\text{ }^\circ\text{C}$  时,不同应变速率下的微观组织. 从图中可以发现,经过不同应变速率后淬火得到的微观组织均为马氏体和铁素体的微观组织. 但是,不同的应变速率会导致试样的铁素

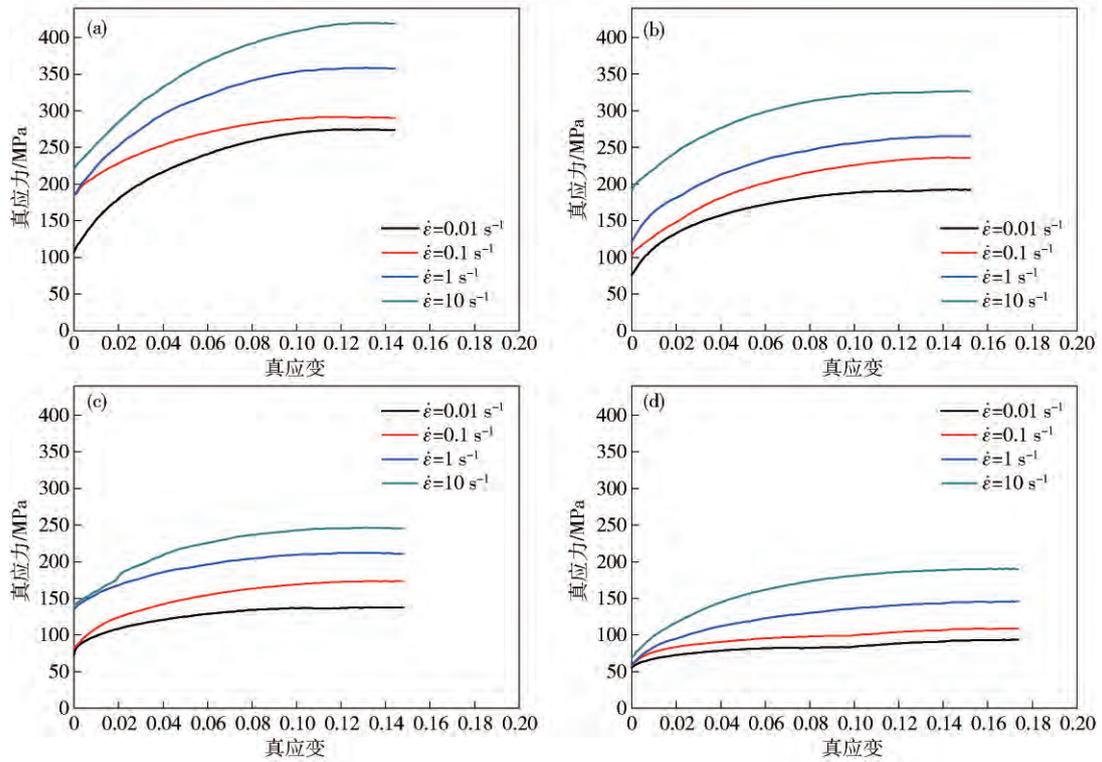


图 5 不同温度下试样的真应力-应变曲线 . ( a ) 650 °C ; ( b ) 750 °C ; ( c ) 850 °C ; ( d ) 950 °C

Fig. 5 True stress-strain curves of specimens at different temperatures: ( a ) 650 °C ; ( b ) 750 °C ; ( c ) 850 °C ; ( d ) 950 °C

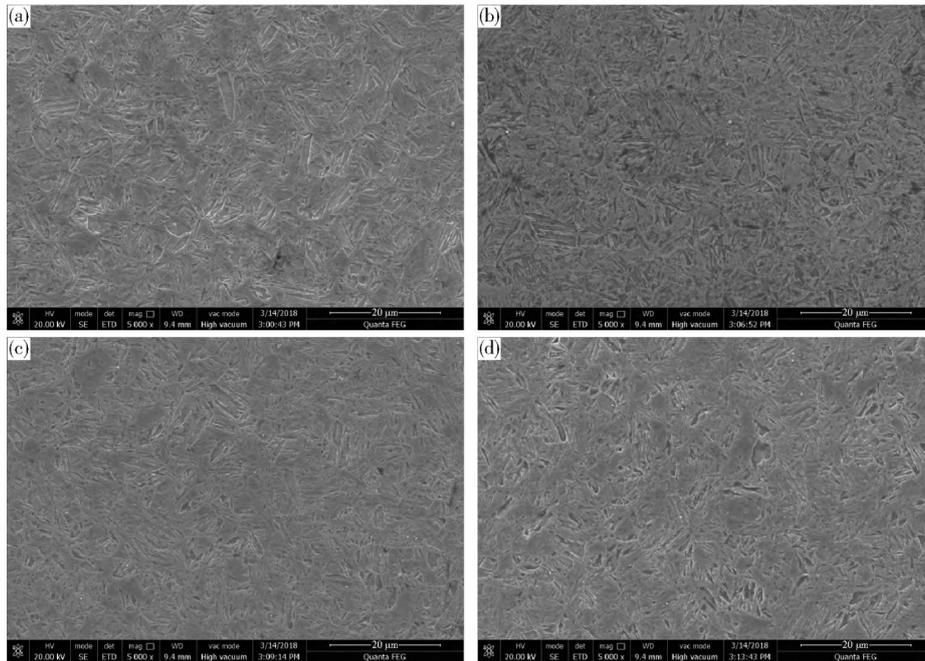


图 6 变形温度为 850 °C 时不同应变速率下的微观组织 . ( a ) 0.01 s<sup>-1</sup> ; ( b ) 0.1 s<sup>-1</sup> ; ( c ) 1 s<sup>-1</sup> ; ( d ) 10 s<sup>-1</sup>

Fig. 6 Microstructures at different strain rates with deformation temperature of 850 °C : ( a ) 0.01 s<sup>-1</sup> ; ( b ) 0.1 s<sup>-1</sup> ; ( c ) 1 s<sup>-1</sup> ; ( d ) 10 s<sup>-1</sup>

体含量不同. 当应变速率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  时, 试样的微观组织为板条马氏体和铁素体, 铁素体主要分布于原始奥氏体晶界上, 尺寸细小, 但是分布不均匀. 随着应变速率增加至  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时, 试样的微观组织仍为板条马氏体和铁素体双相组织, 但是铁素体含量明显

增大. 当应变速率增加至  $1 \text{ s}^{-1}$  和  $10 \text{ s}^{-1}$  时, 铁素体含量随着应变速率的提高而逐步增加. 图 7 为当应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  时, 不同变形温度下的微观组织. 从图中可以看出, 不同变形温度对试样的微观组织有很明显的影响. 当变形温度为  $650 \text{ °C}$  时, 试样的微

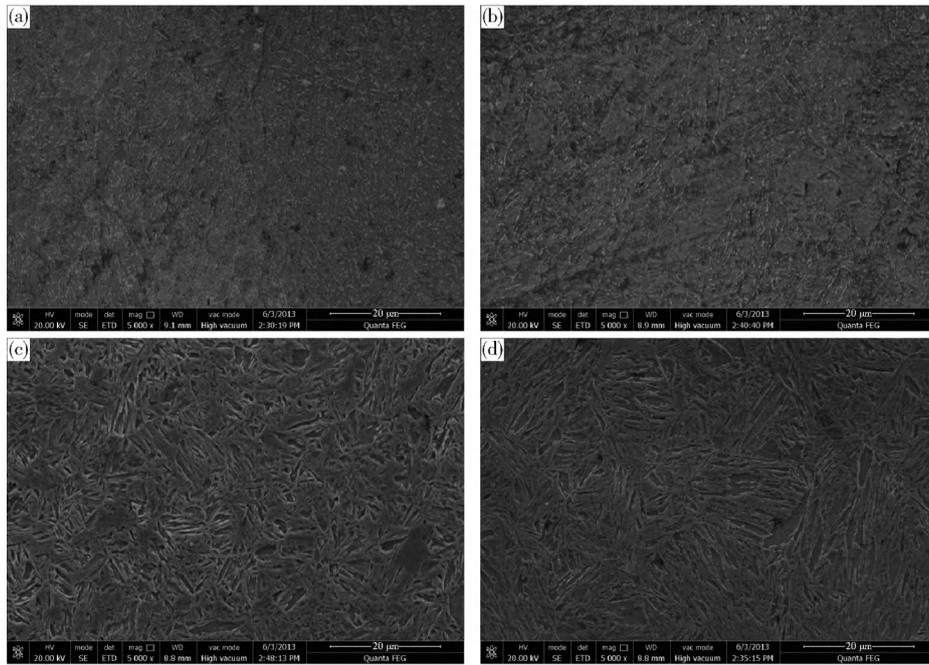


图 7 应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  时不同变形温度下的微观组织. (a)  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (b)  $750 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (c)  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (d)  $950 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 7 Microstructures at different deformation temperatures with strain rate of  $1 \text{ s}^{-1}$ : (a)  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (b)  $750 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (c)  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ; (d)  $950 \text{ }^\circ\text{C}$

观组织为铁素体、珠光体和粒状贝氏体的混合组织. 随着变形温度增加至  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 试样的微观组织仍为铁素体、珠光体和粒状贝氏体的混合组织, 但是铁素体含量减少. 当变形温度增加至  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  和  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 试样微观组织从马氏体和铁素体的双相组织向几乎全马氏体组织过渡. 总体来说, 随着变形温度的增加, 铁素体含量逐渐降低, 马氏体含量明显增加.

### 3 本构方程的建立

一般而言, 金属材料高温下的流动应力本构方程可用下列几种模型来描述:

(1) Johnson-Cook 模型<sup>[15-16]</sup>.

$$\begin{cases} \sigma = (A + B\varepsilon^n) (1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 + T^*{}^m) \\ T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r) \\ \dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0 \end{cases}$$

式中:  $\sigma$  为流变应力, MPa;  $A$  为参考温度和参考应变速率的屈服力, MPa;  $B$  为材料发生应变时的应变强化系数;  $\varepsilon$  为塑性应变;  $n$  为材料变形时的应变强化指数;  $C$  为应变速率强化常数;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $m$  为材料软化常数;  $T$  为绝对温度, K;  $T_m$  为熔化温度, K;  $T^*$  为同系温度;  $T_r$  为参考温度, K.

(2) Zerilli-Armstrong 模型<sup>[17-18]</sup>.

$$\sigma = \begin{cases} C_0 + C_1 \varepsilon^n [\exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}^*)] + C_5 \varepsilon^n (\text{bcc}) \\ C_0 + C_2 \varepsilon^n [\exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}^*)] (\text{fcc}) \\ \dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0 \end{cases}$$

式中:  $\sigma$  为流变应力, MPa;  $\varepsilon$  为塑性应变;  $T$  为绝对温度, K;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $n$  为材料变形时的应变强化指数;  $C_0$ 、 $C_1$ 、 $C_2$ 、 $C_3$  和  $C_4$  为材料常数; 另外当  $T = 0 \text{ K}$  时,  $C_0 = 0$ ; bcc 指体心立方结构; fcc 指面心立方结构.

(3) Arrhenius 模型<sup>[8, 19-20]</sup>.

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

其中, 方程  $F(\sigma)$  的表达式可根据下列应力等级分为三种不同的形式:

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1}, & (\alpha\sigma < 0.8) \quad (3) \\ \exp(\beta\sigma), & (\alpha\sigma > 1.2) \quad (4) \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n, & \quad (5) \end{cases}$$

式中:  $\sigma$  为流变应力, MPa;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $Q$  为材料的变形激活能,  $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ;  $T$  为绝对温度, K;  $R$  为摩尔气体常数  $8.3145 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ;  $A$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n_1$  和  $n$  为材料常数;  $\alpha = \beta/n_1$ . 其中式(5)是指所有应力等级下的  $F(\sigma)$  表达式.

(4) Norton-Hoff 模型<sup>[21]</sup>.

$$\sigma = K\varepsilon^m \dot{\varepsilon}^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$$

式中:  $\sigma$  为流变应力, MPa;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率  $\text{s}^{-1}$ ;  $\varepsilon$  为塑性应变;  $T$  为绝对温度, K;  $K$ 、 $m$ 、 $n$  和  $\beta$  为材料常数.

Johnson-Cook 模型主要描述关于应变速率、应变和温度的高温变形过程时的流变行为, 可表示各

种晶体结构在高温、高应变速率和大变形时的流变应力行为。Zerilli-Armstrong 模型可基于不同的材料而采用不同的模型,包括体心立方结构模型和面心立方结构模型。Arrhenius 模型和 Norton-Hoff 模型是关于应变速率、变形温度和变形激活能的关系的本构方程。

由于上述模型各具优缺点以及材料在不同条件下各种因素对流动应力的影响程度不同,本文通过连续拟合多项式系数方法,考虑温度、应变速率和应变的综合复杂影响,采用 Arrhenius 模型建立 38MnB5 热成形钢高温下的本构方程。

### 3.1 系数的确定

在高应力和低应力水平下,将式(3)和式(4)代入式(2),可得:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (7)$$

式中:  $A_1$  和  $A_2$  是材料常数。

取式(6)和式(7)的对数,可得:

$$\ln\sigma = \frac{\ln\dot{\varepsilon}}{n_1} - \frac{\ln A_1}{n_1} + \frac{Q}{n_1 RT} \quad (8)$$

$$\sigma = \frac{\ln\dot{\varepsilon}}{\beta} - \frac{\ln A_2}{\beta} + \frac{Q}{\beta RT} \quad (9)$$

从式(8)和式(9)可知,  $n_1$  和  $\beta$  可从  $\ln\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  和  $\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  的关系曲线求出。在应变  $\varepsilon$  范围内,将不同条件下的等温单向拉伸测试所获得的真应力  $\sigma$  代入式(8)和式(9)中,可绘制出  $\ln\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  和  $\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  的关系曲线,然后采用最小二乘法回归分析计算出系数  $n_1$  和  $\beta$ 。

取  $\varepsilon = 0.08$ , 可绘制出变形温度为 650、750、850 和 950 °C 的相关曲线。如图 8 和图 9 所示,  $\ln\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  和  $\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$  的曲线都呈现出线性关系。分别计算其斜率并取平均值,最后取其倒数,可求得  $n_1 = 12.0457$ ,  $\beta = 0.0598$ 。根据  $\alpha = \beta/n_1$ , 求得  $\alpha = 8.9495$ 。

在所有应力水平下,将式(5)代入式(2)中,可得:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (10)$$

取式(10)的对数,可得:

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (11)$$

式(11)也可表述为:

$$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \left[ \frac{Q}{RT} + \ln\dot{\varepsilon} - \ln A \right] \quad (12)$$

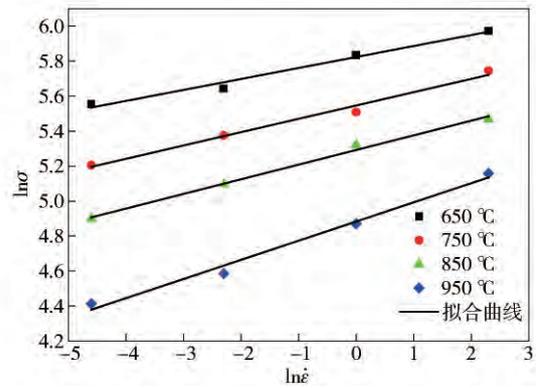


图 8  $\ln\sigma$  与  $\ln\dot{\varepsilon}$  的关系曲线

Fig. 8  $\ln\sigma$  versus  $\ln\dot{\varepsilon}$  curves

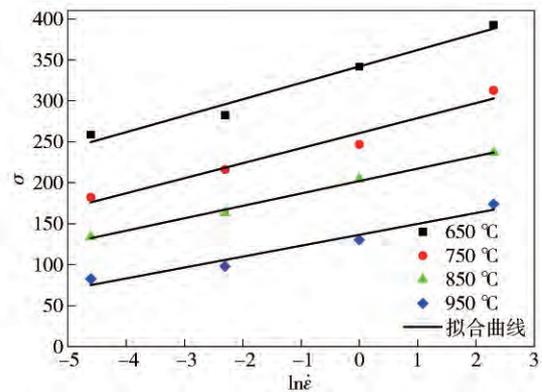


图 9  $\sigma$  与  $\ln\dot{\varepsilon}$  的关系曲线

Fig. 9  $\sigma$  versus  $\ln\dot{\varepsilon}$  curves

在应变  $\varepsilon$  范围内,将不同条件下的等温单向拉伸测试所获得的真应力  $\sigma$  代入式(11)和式(12)中,可绘制出  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\varepsilon}$  和  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  的关系曲线,然后采用最小二乘法回归分析计算出系数  $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$ 。其中,系数  $Q$  和  $A$  可从下列方程求出:

$$Q = knR \quad (13)$$

$$\ln A = \ln\dot{\varepsilon} - hn \quad (14)$$

式中:  $k$  和  $h$  分别是曲线  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  的斜率和截距。

取  $\varepsilon = 0.08$ , 可绘制出变形温度为 650、750、850 和 950 °C 的相关曲线。如图 10 和图 11 所示,  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\varepsilon}$  和  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  曲线都呈现出线性关系。对于  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\varepsilon}$  曲线,计算其斜率并取平均值,最后取其倒数,可求得  $n = 8.9495$ 。对于  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  曲线,计算其斜率  $k$  和截距  $h$ ,并代入式(13)和(14)中,可求得系数  $Q$  和  $\ln A$ , 即  $Q = 360970$ ,  $\ln A = 38.0160$ 。

### 3.2 材料系数的回归方程

传统计算方法仅考虑了应变所对应的峰值应

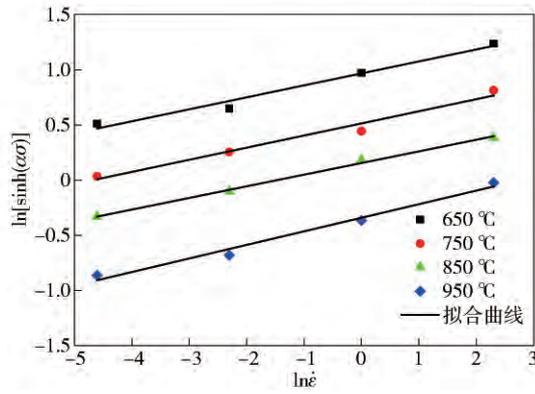


图 10  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  与  $\ln\dot{\varepsilon}$  的关系曲线

Fig. 10  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  versus  $\ln\dot{\varepsilon}$  curves

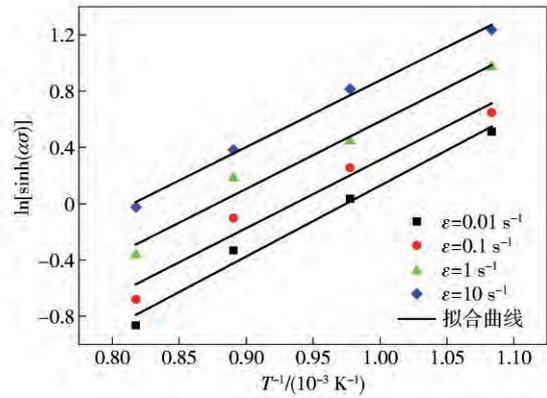


图 11  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  与  $1/T$  的关系曲线

Fig. 11  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  versus  $1/T$  curves

力,但是未将其他应变纳入计算范围之内,这限制了其应用范围. 本文分别计算了应变为 0.02、0.05、0.08、0.10、0.12 和 0.14 所对应的材料系数  $n_1$ 、 $\beta$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$ , 并列于表 3 中. 该计算过程与上述应变  $\varepsilon = 0.08$

完全相同. 如式 (15) ~ (19) 所示, 材料系数的多项式方程被求出. 图 12 为系数  $n_1$ 、 $\beta$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$  与应变的关系曲线, 且其所对应的调整确定系数  $R^2(\text{Adj})$  分别为 0.99696、1.0、0.99813、0.95874 和 0.98811.

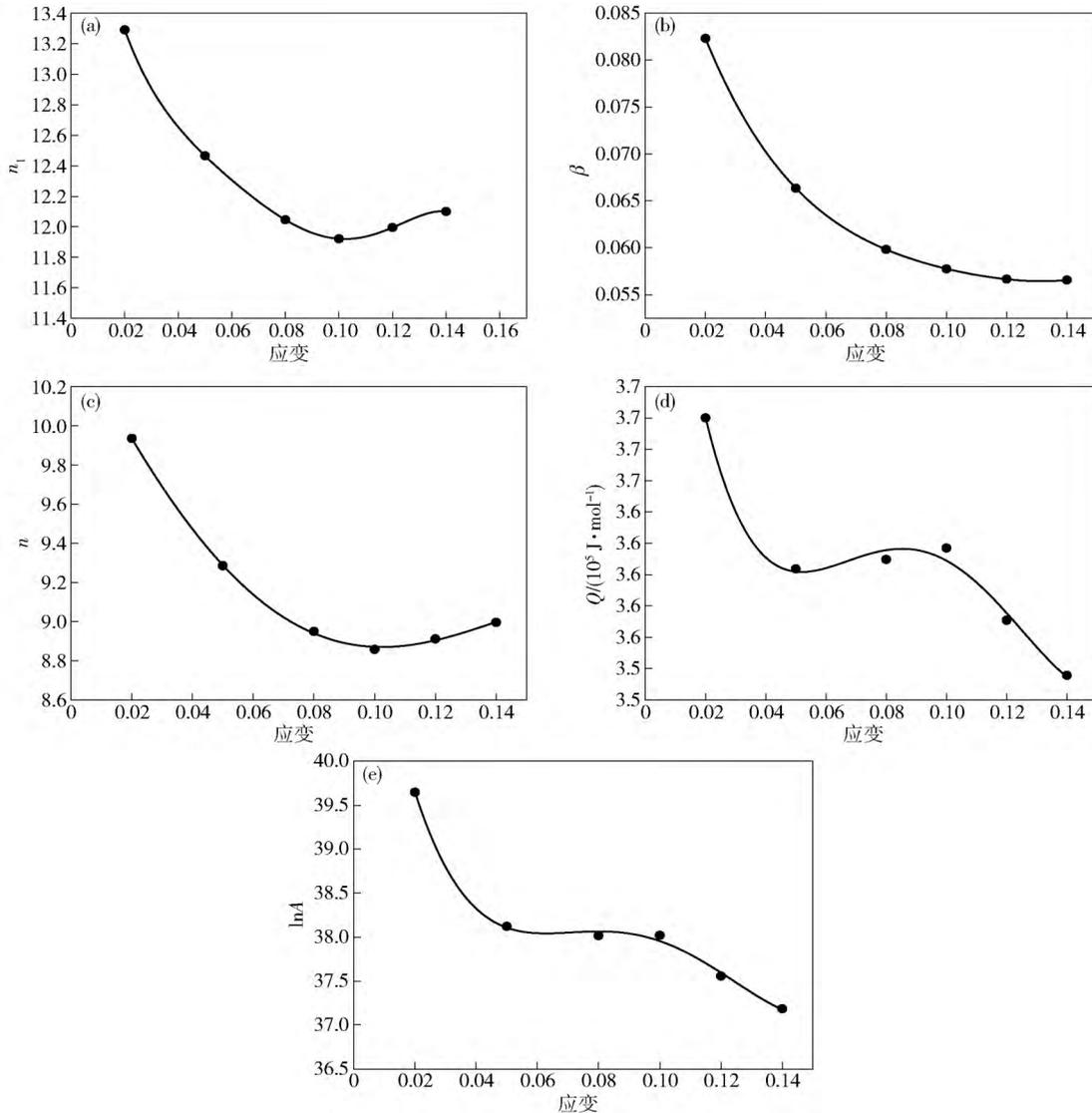


图 12 系数与应变之间的关系. (a)  $n_1$ ; (b)  $\beta$ ; (c)  $n$ ; (d)  $Q$ ; (e)  $\ln A$

Fig. 12 Relationships between coefficients and strain: (a)  $n_1$ ; (b)  $\beta$ ; (c)  $n$ ; (d)  $Q$ ; (e)  $\ln A$

$$n_1 = 14.01483 - 38.92698\varepsilon + 113.40358\varepsilon^2 + 1201.87581\varepsilon^3 - 5160.59537\varepsilon^4 \quad (15)$$

$$\beta = 0.10274 - 1.29017\varepsilon + 15.10549\varepsilon^2 - 87.29278\varepsilon^3 + 202.82074\varepsilon^4 \quad (16)$$

$$n = 10.50076 - 30.20855\varepsilon + 77.02144\varepsilon^2 + 1063.47066\varepsilon^3 - 4428.69912\varepsilon^4 \quad (17)$$

$$Q = 3.96477 \times 10^5 - 1.94855 \times 10^6 \varepsilon + 3.66222 \times 10^7 \varepsilon^2 - 2.79718 \times 10^8 \varepsilon^3 + 7.27665 \times 10^8 \varepsilon^4 \quad (18)$$

$$\ln A = 43.07722 - 245.38016\varepsilon + 4304.39221\varepsilon^2 - 31757.93948\varepsilon^3 + 81296.3127\varepsilon^4 \quad (19)$$

其中 根据  $\alpha = \beta/n_1$  因此有:

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} = \frac{0.10274 - 1.29017\varepsilon + 15.10549\varepsilon^2 - 87.29278\varepsilon^3 + 202.82074\varepsilon^4}{14.01483 - 38.92698\varepsilon + 113.40358\varepsilon^2 + 1201.87581\varepsilon^3 - 5160.59537\varepsilon^4} \quad (20)$$

表 3 不同应变所对应的材料系数  $n_1, \beta, n, Q$  和  $\ln A$

Table 3 Coefficients  $n_1, \beta, n, Q$ , and  $\ln A$  at different strain

$\varepsilon$	$n_1$	$\beta$	$n$	$Q$	$\ln A$
0.02	13.2912	0.0823	9.9357	370003.88	39.6479
0.05	12.4653	0.0664	9.2853	360369.29	38.1224
0.08	12.0457	0.0598	8.9495	360970.10	38.0160
0.10	11.9214	0.0578	8.8580	361694.89	38.0206
0.12	11.9951	0.0567	8.9115	357087.89	37.5571
0.14	12.1007	0.0566	8.9964	253567.64	37.1852

### 3.3 本构方程的精确性分析

将各个材料系数  $n_1, \beta, n, Q, \ln A$  和  $\alpha$  的多项式方程代入式(10)中,可求得计算结果,如图13所示,计算结果与实验结果对比发现,通过本构方程所获得的计算值与试验值吻合良好。

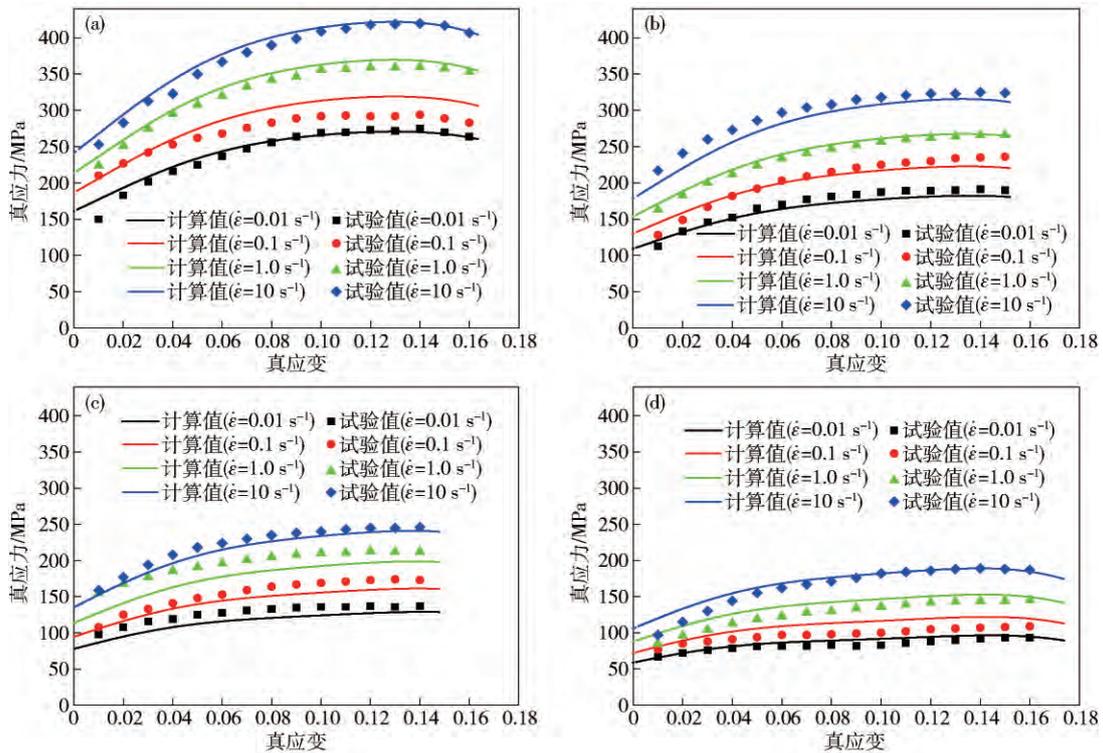


图 13 不同温度时真应力-应变曲线的计算值和试验值。(a) 650 °C; (b) 750 °C; (c) 850 °C; (d) 950 °C

Fig. 13 True stress-strain curves of computational results and experimental results at different temperatures: (a) 650 °C; (b) 750 °C; (c) 850 °C; (d) 950 °C

## 4 结论

(1) 当应变速率相同时,38MnB5 热成形钢的流变应力随着变形温度的增加而减小;当变形温度相同时,其随着应变速率的增加而增大.这表明当应变速率逐渐增加时,热变形时发生的动态回复和动态再结晶效果并不显著,而当温度逐渐升高时,二

者作用逐渐加强。

(2) 考虑了温度、应变速率和应变的综合复杂影响,建立 38MnB5 热成形钢高温下的本构方程.计算结果与实验结果对比发现,通过本构方程所获得的计算值与试验值吻合良好。

### 参考文献

[1] Ma N, Hu P, Yan K K, et al. Research on boron steel for hot

- forming and its application. *J Mech Eng*, 2010, 46(14): 68  
(马宁, 胡平, 闫康康, 等. 高强度硼钢热成形技术研究及其应用. *机械工程学报*, 2010, 46(14): 68)
- [2] Merklein M, Lechler J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *J Mater Process Technol*, 2006, 177(1-3): 452
- [3] Naderi M, Durrenberger L, Molinari A, et al. Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. *Mater Sci Eng A*, 2008, 478(1-2): 130
- [4] Ma N, Hu P, Wu W H, et al. Constitutive theory and experiment analysis of hot forming for high strength steel. *Chin J Theor Appl Mech*, 2011, 43(2): 346  
(马宁, 胡平, 武文华, 等. 高强度钢板热成形本构理论与实验分析. *力学学报*, 2011, 43(2): 346)
- [5] Murty S V S N, Sarkar A, Narayanan P R, et al. Development of processing maps and constitutive relationship for thermomechanical processing of aluminum alloy AA2219. *J Mater Eng Perform*, 2017, 26(5): 2190
- [6] Chu Y D, Li J S, Zhao F T, et al. Flow behavior and constitutive relationship for elevated temperature compressive deformation of a high Nb containing TiAl alloy with ( $\alpha_2 + \gamma$ ) microstructure. *Master Lett*, 2018, 210: 58
- [7] Shi B D, Peng Y, Yang C, et al. Loading path dependent distortional hardening of Mg alloys: experimental investigation and constitutive modeling. *Int J Plast*, 2017, 90: 76
- [8] Li H P, He L F, Zhao G Q, et al. Constitutive relationships of hot stamping boron steel B1500HS based on the modified Arrhenius and Johnson-Cook model. *Mater Sci Eng A*, 2013, 580: 330
- [9] Taylor T, Fournalis G, Evans P, et al. New generation ultrahigh strength boron steel for automotive hot stamping technologies. *Master Sci Technol*, 2014, 30(7): 818
- [10] Taylor T, Danks S, Fournalis G. Dynamic tensile testing of ultrahigh strength hot stamped martensitic steels. *Steel Res Int*, 2017, 88(3): 1600144
- [11] Gladman T. Grain refinement in multiple micro-alloyed steels. *HSLA Steels*. Warrendale, 1992: 3
- [12] Zhang S Q, Feng D, Zhang Y, et al. Hot deformation behavior and constitutive model of advanced ultra-high strength hot stamping steel. *J Mater Eng*, 2016, 44(5): 15  
(张施琦, 冯定, 张跃, 等. 新型超高强度热冲压用钢的热变形行为及本构关系. *材料工程*, 2016, 44(5): 15)
- [13] Qi M J, Zhang X B, Song K X, et al. Deformation behavior and constitutive equation of 35MnB steel at high temperature. *J Plast Eng*, 2017, 24(2): 168  
(齐敏杰, 张学宾, 宋克兴, 等. 35MnB 钢高温变形行为及本构方程. *塑性工程学报*, 2017, 24(2): 168)
- [14] Li G C, Deng T, Lu R Z. Experimental research on hot deformation behavior of ultra strength steel and simulation analysis of the constitutive relationship. *Forg Stamp Technol*, 2016, 41(3): 110  
(李国城, 邓涛, 卢任之. 超高强度钢板热流变行为试验研究及本构模型仿真分析. *锻压技术*, 2016, 41(3): 110)
- [15] Johnson G R, Holmquist T J. Evaluation of cylinder-impact test data for constitutive model constants. *J Appl Phys*, 1988, 64(8): 3901
- [16] Zhao Y H, Sun J, Li J F, et al. A comparative study on Johnson-Cook and modified Johnson-Cook constitutive material model to predict the dynamic behavior laser additive manufacturing FeCr alloy. *J Alloys Compd*, 2017, 723: 179
- [17] Lin Y C, Chen X M. A combined Johnson-Cook and Zerilli-Armstrong model for hot compressed typical high-strength alloy steel. *Comput Mater Sci*, 2010, 49(3): 628
- [18] Li Z Z, Wang B F, Zhao S T, et al. Dynamic deformation and failure of ultrafine-grained titanium. *Acta Mater*, 2017, 125: 210
- [19] He S, Li C S, Huang Z Y, et al. A modified constitutive model based on Arrhenius-type equation to predict the flow behavior of Fe-36% Ni Invar alloy. *J Mater Res*, 2017, 32(20): 3831
- [20] Cai J, Wang K S, Han Y Y. A comparative study on Johnson Cook, modified Zerilli-Armstrong and Arrhenius-Type constitutive models to predict high-temperature flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in  $\alpha + \beta$  phase. *High Temp Mater Processes*, 2016, 35(3): 297
- [21] Wang Q L, Tang B T, Zheng W. A modified Norton-Hoff constitutive model and experimental verification. *China Mech Eng*, 2015, 26(14): 1978  
(王巧玲, 唐炳涛, 郑伟. 一种修正的 Norton-Hoff 本构模型及实验验证. *中国机械工程*, 2015, 26(14): 1978)