

文章编号: 1001-1455(2013)04-0438-06

DH36 钢拉伸塑性流动特性及本构关系*

孟卫华, 郭伟国, 王建军, 孔德栓
(西北工业大学航空学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 对 DH36 钢在温度从 293~800 K、应变率为 0.001 和 0.1 s⁻¹ 的拉伸塑性流动特性进行实验研究, 通过端口形貌图对变形前后的试样进行了微观分析, 结果表明: (1) 在实验温度范围内, 0.001 和 0.1 s⁻¹ 的应变率下, 第三型应变时效现象出现, 随应变率的增加, 时效发生的温度区域移向更高温度; (2) 第三型应变时效的发生与合金原子在晶界和晶粒中大量的第二相析出强化有关联; (3) 建立包含第三型应变时效现象的统一本构模型, 通过比较该模型能够较好的预测 DH36 的塑性拉伸流动应力。

关键词: 爆炸力学; 本构模型; 动态应变时效; 塑性流动; DH36 钢; 拉伸实验

中图分类号: O383

国标学科代码: 1303530

文献标志码: A

在某个温度范围中金属塑性流动应力随温度增加而增大, 峰值在温度轴上呈现似钟形, 被称为第三型应变时效现象^[1], 其机理可归于溶质原子气团与位错相互作用的结果^[2-4], 在形式上与静态应变时效和 Portevin-Lechatelier 型动态应变时效有区别。N. S. Nemat 等^[5]对压缩加载下 DH36 钢塑性流动行为进行研究表明第三型应变时效现象导致塑性流动本构关系建立困难, 本构模型中也不包含“第三型应变时效现象”部分的应力预测。为了更深入理解 DH36 钢的塑性流动行为, 本文中拉伸加载下 DH36 钢的拉伸塑性流动特性进行实验研究, 验证在拉伸加载下第三型应变时效现象的存在, 并通过端口形貌图对变形前后试样的微观结构进行观测, 探讨时效产生的原因, 最后基于文献[5]中模型框架, 发展包含第三型应变时效的物理概念统一本构模型, 并与实验结果进行比较, 验证该模型能够较好的预测 DH36 钢的塑性拉伸流动应力。

1 实验过程及结果

在应变率为 0.001 和 0.1 s⁻¹ 下, 采用 CSS4410 型万能材料试验机进行拉伸加载实验。在 293~800 K 温度下, 高温实验由自主设计的加热炉和温度反馈仪控制得到, 每个温度下保温 5 min 后再对试样加载, 使试样温度误差控制在 ±5 K。

图 1 所示为不同应变率下 DH36 钢流动应力与温度关系。由图 1 可知在应变率 0.001 s⁻¹ 加载条件下, 当温度从 293 K 升高到 450 K 时, 流动应力迅速下降; 但当温度从 450 K 到 660 K (图 1 中所示的 $\Delta T_{0.001}$ 时效区), 流动应力先逐渐增加到峰值, 对应温度 T_{SA} 约 550 K, 然后逐渐下降。

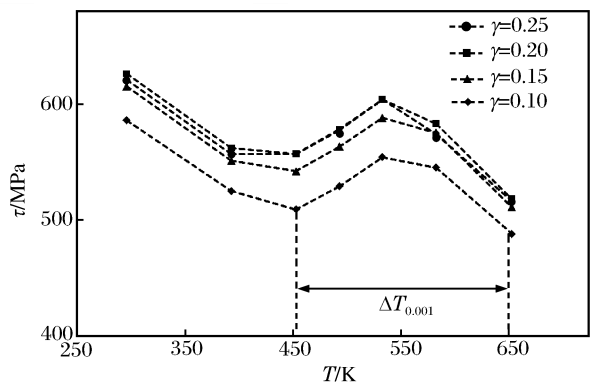


图 1 0.001 s⁻¹ 应变率下流动应力与温度的关系

Fig. 1 Flow stress varied with temperature at the strain rate of 0.001 s⁻¹

* 收稿日期: 2012-02-22; 修回日期: 2012-05-02

基金项目: 国家自然科学基金项目(10872169); 爆炸科学与技术国家重点实验室基金项目(KFJJ11-11Y)

作者简介: 孟卫华(1987—), 男, 硕士研究生。

当应变率提高到 0.1 s^{-1} 时,与应变率 0.001 s^{-1} 加载下类似,流动应力随应变率增加而增加,如图 2 所示。应力峰值 τ_{SA} 所对应温度 T_{SA} 移至更高温度约 620 K , 时效温度区移到更高温度范围 $480 \sim 730 \text{ K}$ (图 2 中所示的 $\Delta T_{0.1}$ 时效区)。这种流动应力在温度轴上所出现的钟形现象,被称为第三型应变时效现象^[1]。

2 微观断口分析

将变形试样沿加载轴方向剖开,经研磨抛光,并用 3 mL 硝酸和 97 mL 的酒精溶液作为腐蚀液对试样腐蚀,采用 IEISS SUPRA™55 电子扫描显微镜对拉伸变形试样以及断口进行微观分析。

图 3 中给出了 DH36 钢在应变率为 0.1 s^{-1} 、不同温度下的拉伸断口形貌照片。由图 3 可看出,在温度为 293 K 时,试样断面比较平齐,基本是细小的韧窝区,断口为准解理断裂特征;在温度为 523 K 时,断面出现大小不同且较为明显韧窝,韧窝周围有小的解理面,即以韧性断裂为主,以准解理和韧窝混合断裂为特征;在温度为 653 K 时,出现典型的韧窝形貌,大韧窝包含着若干小韧窝,个别韧窝区存在微小的孔洞。综上可以发现,随着温度升高,断面韧窝数量增多,韧窝变大。

图 4 所示为变形试样金相照片,在 293 、 453 和 523 K 温度下,微观照片上仅有很少孔洞在晶界或晶内出现。在 653 K 时,晶界处和晶体内出现了大量的孔洞,孔洞的形成和扩展是微孔聚集断裂的典型标志,图中大量微小孔洞在晶界或晶内分布,意味着裂纹可在晶界或在晶体内部形成,而孔洞扩展聚合可最终导致断裂。从 523 K 时的金相图(图 4(c))发现:晶界和晶粒中有大量第二相析出,第二相的析出可提高合金的中温强度^[6]。均匀细小的第二相颗粒在产生强化作用的同时并不损害钢材的塑性。因此,第三型应变时效的发生可能与合金晶界和晶粒中大量的第二相析出强化作用有关。

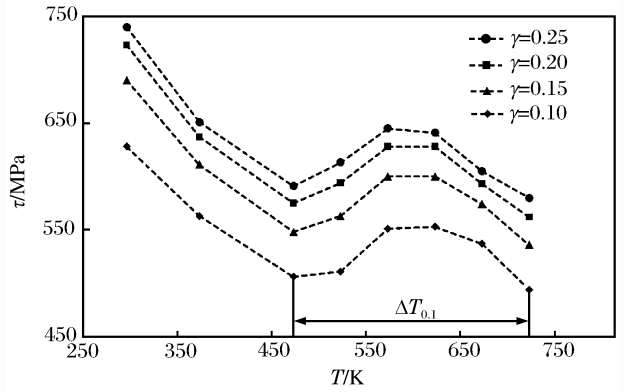
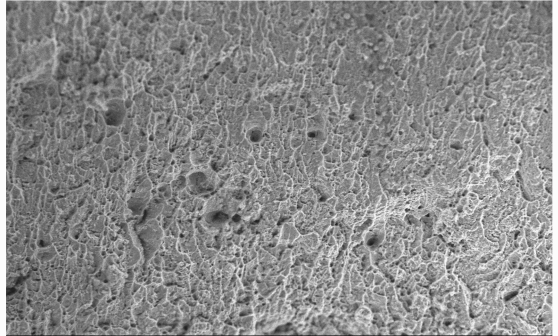


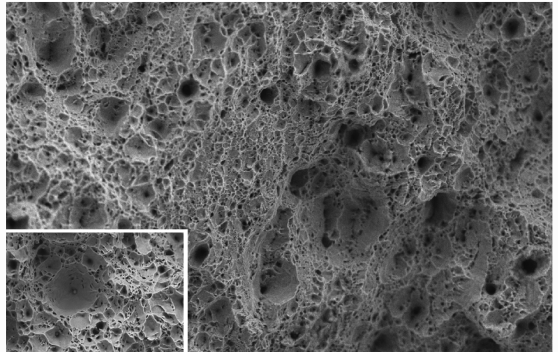
图 2 0.1 s^{-1} 应变率下流动应力与温度的关系

Fig. 2 Flow stress varied with temperature at the strain rate of 0.1 s^{-1}

(a) 293 K



(b) 523 K



(c) 653 K

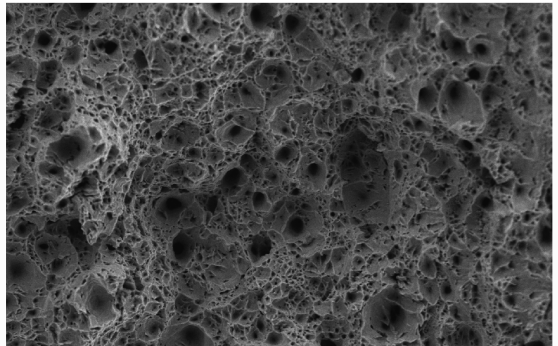


图 3 不同温度下 DH36 钢断口形貌图

Fig. 3 SEM fractography of DH36 steel at different temperatures

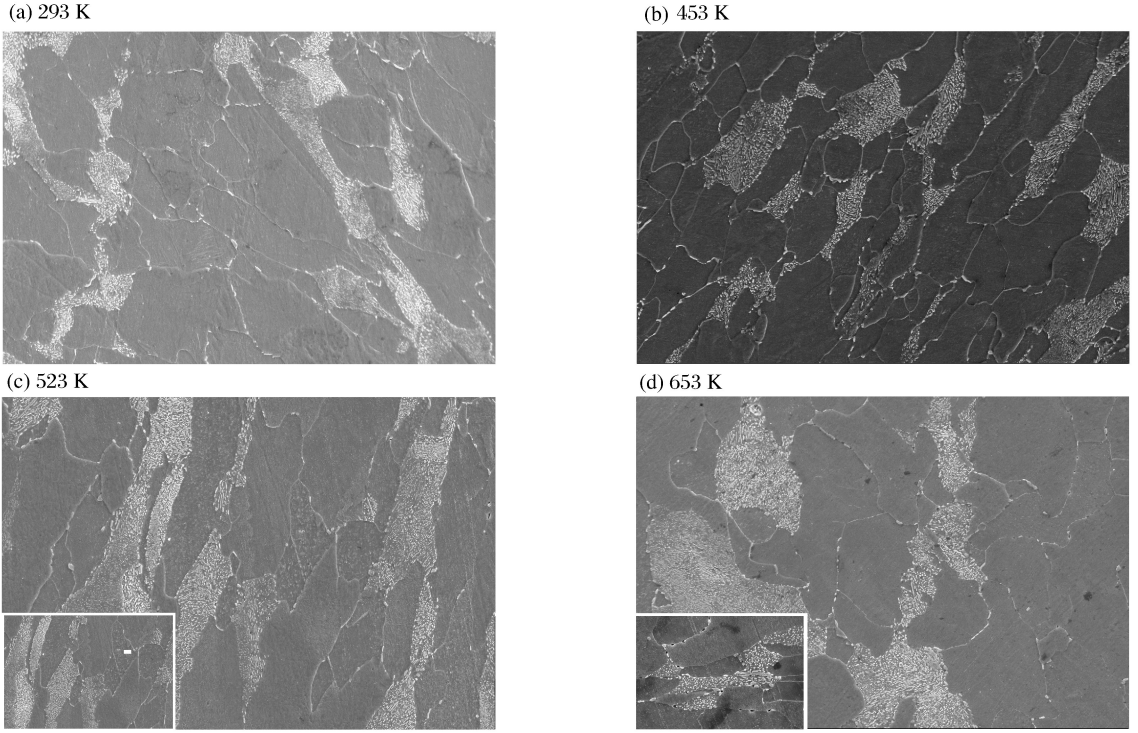


图4 不同温度下 DH36 钢变形试样金相照片

Fig. 4 The Metallograph of DH36 steel at different temperatures

3 统一本构关系

N. S. Nemat 等^[5]已对金属塑性流动的热激活应力 $\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 与温度 T 和应变率 $\dot{\gamma}$ 之间建立了完善的物理概念本构关系,但此本构关系不能描述第三型应变时效。若考虑动态应变时效现象^[5,7],可认为流动应力由3个部分叠加而成,分别为:热激活部分 $\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 、非热部分 $\tau^{(a)}(\gamma)$ 和第三型应变时效部分 $\tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T)$,即:

$$\tau = \tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T) + \tau^{(a)}(\gamma) + \tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T)$$

图5(a)所示为由非热部分 $\tau^{(a)}(\gamma)$ 的实验散点拟合出的本构关系曲线,图5(b)所示为由热激活部分 $\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 的实验散点拟合出的本构关系曲线,图5(c)所示为第三型应变时效部分 $\tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 的实验散点拟合出的本构关系曲线,图5(d)为3个部分累加得到的 DH36 钢在 0.1 s^{-1} 应变率下的流动应力。

根据图1~2和图5(c)可知 DH36 钢在拉伸条件下的第三型应变时效部分流动应力与温度、应变率的变化规律以及在时效区表现出来的力学行为具有以 T_{SA} 温度为中心的近似对称性,因此可寻找具有对称性(近似对称性)的方程来描述此第三型应变时效部分流动应力

$$\tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T) = |\tau_{SA}| \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{T - T_{SA}}{\Delta T_{\dot{\gamma}}}\right)^2\right] \quad (1)$$

式中: $|\tau_{SA}|$ 为时效区流动应力峰值的幅值大小, T_{SA} 为第三型应变时效部分发生的温度区域, $\Delta T_{\dot{\gamma}}$ 为第三型应变时效部分发生的温度区间的大小。从图5(c)中的虚线部分可知式(1)具有很好的预测性。

综合热激活部分 $\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 、非热部分 $\tau^{(a)}(\gamma)$ 以及第三型应变时效部分流动应力 τ_{SA} 得到如下塑性流动本构方程

$$\tau = \tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T) + \tau^{(a)}(\gamma) + \tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T) = |\tau| \left[1 - \left(-\frac{kT}{G} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} \right)^{1/q} \right]^{1/p} + a_1 \gamma^n + |\tau_{SA}| \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{T - T_{SA}}{\Delta T_{\dot{\gamma}}}\right)^2\right] \quad T \leq T_c \quad (2)$$

$$\tau = \tau^{(a)}(\gamma) + \tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T) = a_1 \gamma^n + |\tau_{SA}| \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{T - T_{SA}}{\Delta T_{\dot{\gamma}}}\right)^2\right] \quad T > T_c \quad (3)$$

式中： $T = T_0 + T^{(\eta)}$ ， T_0 为参考温度，一般取室温， $T^{(\eta)}$ 为塑性变形导致的温升，准静态： $T^{(\eta)} \approx 0$ ，高应变率： $T^{(\eta)} \approx \int_0^\gamma \frac{0.95}{\rho c_V} \tau d\gamma$ ； $|\tau|$ 为阈值剪切应力，表示超过此应力，溶质原子气团不需要热激活错位就可以越过障碍运动； k 为 Boltzmann 常数， G 为吉布斯自由能； $0 < p \leq 1$ 和 $1 < q \leq 2$ 是对短程障碍构型的描述；系数 a_1 、指数 n 描述非热流动应力特性；DH36 钢密度 $\rho = 7.8 \text{ g/cm}^3$ ，质量定容热容 $c_V \approx 0.5 \text{ J/(g} \cdot \text{K)}$ 。

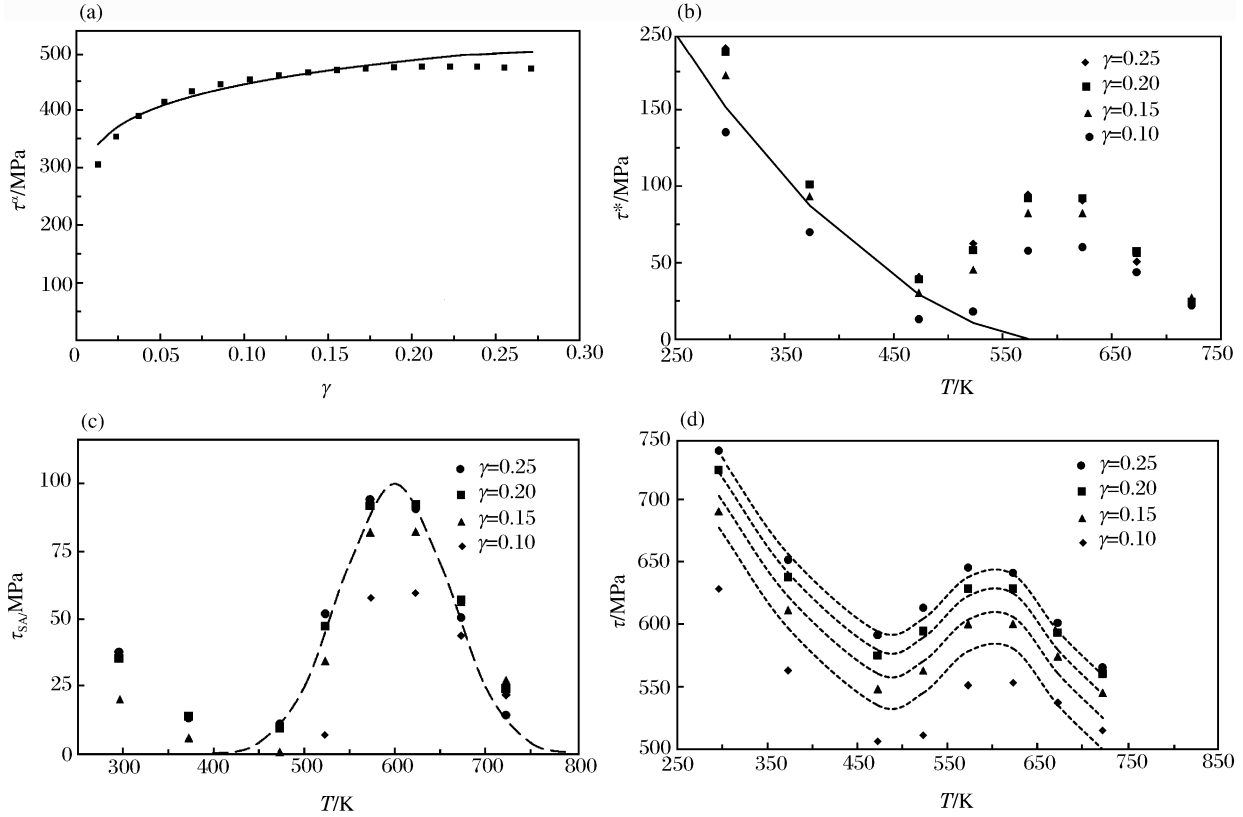


图 5 DH36 钢在应变率 0.1 s^{-1} 下的流动应力实验结果

Fig. 5 Experimental results of flow stress for DH36 steel at the strain rate of 0.1 s^{-1}

依据式(2)~(3)对 DH36 钢在 0.1 s^{-1} 应变率下进行塑性流动应力预测，本构模型与实验结果在 0.1 s^{-1} 应变率下吻合较好，如图 5(d) 所示。

为获得 DH36 钢在 0.001 和 0.1 s^{-1} 应变率下的统一本构方程，根据 DH36 钢在此应变率范围内动态应变时效与温度、应变率和应变的变化规律，并结合式(1)，通过计算分析，最终确定式(1)中 $|\tau_{SA}|$ 、 T_{SA} 和 ΔT_γ 的具体关系分别为：

$$|\tau_{SA}| = \tau_1 \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0}$$

$$T_{SA} = \Delta T_1 \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} + \Delta T_2$$

$$\Delta T_\gamma = \Delta T_3 \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} + \Delta T_4$$

式中： τ_1 描述的是第三型应变时效流动应力特性， ΔT_1 、 ΔT_2 、 ΔT_3 和 ΔT_4 分别描述的是不同应变率下第三型应变时效的峰值应力对应的温度和时效温度区域的宽度。

通过对统一本构模型和 DH36 钢试验数据进行最小二乘法拟合可得本构模型的各个参数： $|\tau| = 1000 \text{ MPa}$ ， $k/G = 6.6 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ ， $\dot{\gamma}_0 = 2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ ， $p = 2/3$ ， $q = 2$ ， $a_1 = 680 \text{ MPa}$ ， $n = 0.12$ ， $\tau_1 = -3.5 \text{ MPa}$ ， $\Delta T_1 = 13 \text{ K}$ ， $\Delta T_2 = 940 \text{ K}$ ， $\Delta T_3 = 2 \text{ K}$ ， $\Delta T_4 = 110 \text{ K}$ 。

综上可得,非热部分 $\tau^{(a)}(\gamma)$ 的具体表达式为:

$$\tau^{(a)}(\gamma) = 680\gamma^{0.12} \quad (4)$$

热激活部分为:

$$\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T) = 1000 [1 - (0.00173T)^{1/2}]^{3/2} \quad (5)$$

根据表现出来的力学行为具有近似对称性,确定第三型应变时效部分为:

$$\tau_{SA}(\gamma, \dot{\gamma}, T) = 90 \exp\left[-\frac{(T-340)^2}{2 \times 60^2}\right] \quad (6)$$

图6中给出了DH36钢在不同温度下统一本构模型预测结果与拉伸加载实验结果的对比,可知统一本构模型预测结果与实验结果吻合较好。

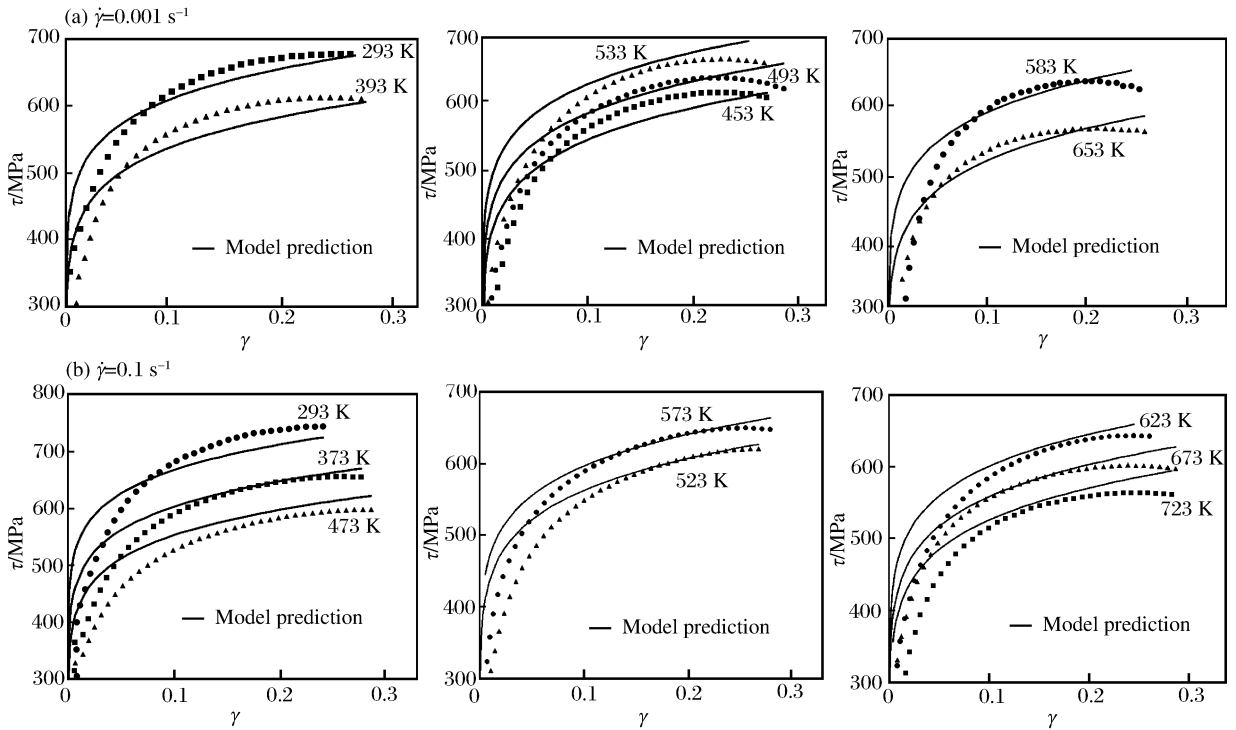


图6 DH36钢的统一本构模型预测与实验结果对比

Fig. 6 Comparison between unified constitutive model predictions and experimental results for DH36 steel

4 结论

通过对DH36钢在应变率0.001和0.1 s⁻¹下、温度从293~800 K的拉伸塑性流动应力进行实验,得出的主要结论为如下:

(1)在293~800 K温度范围,0.001和0.1 s⁻¹应变率下,第三型应变时效现象出现,随应变率的增加,时效发生的温度区域右移,移向更高温度;

(2)第三型应变时效的发生可能与DH36钢在中温区晶界和晶体内大量的第二相析出产生的强化作用有关联;

(3)建立的包含第三型应变时效的统一本构模型可以较好预测DH36钢塑性流动应力。

参考文献:

- [1] Guo Wei-guo. Dynamic strain aging during the plastic flow of metals[J]. Key Engineering Materials, 2007,340/341:823-828.
- [2] Kubin L P, Estrin Y, Perrier C. On static strain ageing[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992,40(5):1037-

1044.

- [3] Klose F B, Ziegenbein A, Weidenmuller J, et al. Portevin-Lechatelier effect in strain and stress controlled tensile tests[J]. *Computational Materials Science*, 2003,26:80-86.
- [4] 钱匡武,李效琦,萧林钢,等. 金属和合金中的动态应变时效现象[J]. *福州大学学报:自然科学版*,2001,29:8-23.
Qian Kuang-wu, Li Xiao-qi, Xiao Lin-gang, et al. Dynamic strain aging phenomenon in metals and alloys[J]. *Journal of Fuzhou University:Natural Science*, 2001,29:8-23.
- [5] Nemat N S, Guo Wei-guo. Thermomechanical response of DH36 structural steel over a wide range of strain rates and temperatures[J]. *Mechanics of Materials*, 2003,35(11):1023-1047.
- [6] 张伟. 第二相方向性析出和晶粒细化提高 FeMnSiCrNi 基合金记忆效应的研究[D]. 成都:四川大学,2007.
- [7] 孟卫华,郭伟国,苏静,等. DH36 钢的塑性流动统一本构关系研究[J]. *力学学报*,2011,43(5):954-962.
Meng Wei-hua, Guo Wei-guo, Su Jing, et al. Study of plastic flow unified constitutive relation for steel DH36[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2011,43(5):954-962.

Tensile plasticity flow characteristics of DH36 steel and its constitutive relation *

Meng Wei-hua, Guo Wei-guo, Wang Jian-jun, Kong De-shuan
(*School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China*)

Abstract: The tensile plasticity flow properties of high-strength structural steel DH36 were systematically studied at the temperature range from 293 to 800 K and the strain-rate range from 0.001 to 0.1 s⁻¹ by using a quasi-static testing machine. And the high-strength structural steel DH36 underwent the strain over 25%. Then, the microstructures of the DH36 samples were analyzed by applying the scanning electron microscopy before and after deformation. The experimental results show that the third-type dynamic strain-aging (SA) phenomenon disappears in the test temperature range at the strain rates of 0.001 and 0.1 s⁻¹, and the SA temperature rises with the increase of strain rate. And the disappearance of the third-type dynamic (SA) phenomenon is relevant to the precipitation strengthening of the alloy metals at grain boundaries and in grains. Finally, through systematically analysing the test data, a uniform constitutive model including the third type SA effects was built for DH36 steel. The results predicted by the built model are in agreement with the test data. It displays the built model can well predicate the plastic flow stresses of DH36 steel in the wide ranges of temperatures and strain rates.

Key words: mechanics of explosion; constitutive model; dynamic strain aging; plastic flow; DH36 steel; tensile test

* Received 22 February 2012; Revised 2 May 2012

Supported by the National Natural Science Foundation of China (10872169)

Corresponding author: Guo Wei-guo, weiguo@nwpu.edu.cn