

# G-Si-Mn 冷轧双相钢的应变硬化特性

Strain-hardening Characteristics of a Cold Rolled

G-Si-Mn Dual Phase Steel

邝 霜<sup>1</sup>, 康永林<sup>1</sup>, 于 浩<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 鞍山钢铁集团公司 技术中心, 辽宁 鞍山 114001)

KUANG Shuang<sup>1</sup>, KANG Yong-lin<sup>1</sup>, YU hao<sup>1</sup>, LIU Ren-dong<sup>2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, University of  
Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Technology  
Center, Anshan Iron and Steel Corporation, Anshan 114001, Liaoning, China)

摘要: 试制了 G-Si-Mn 冷轧双相钢。采用力学测试、显微组织观察与修正的 G-J 分析方法研究了双相钢的应变硬化特性。研究表明, 双相钢的应变硬化具有两阶段。第一阶段应变硬化能力较强, 第二阶段硬化能力减弱。两阶段硬化之间存在一个转折应变。当马氏体体积分数小于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 两阶段硬化能力均增强。当马氏体体积分数大于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 两阶段硬化能力均减弱。硬化转折应变则随马氏体体积分数增加单调递减。铁素体与马氏体的弹塑性行为差异是导致双相钢两阶段硬化的主要原因。马氏体体积分数增加, 其强化效果增加, 但是由于马氏体中的碳含量降低, 其塑性抗力降低。只有当马氏体量增加带来的强化效应大于碳含量减少的弱化效应时, 双相钢的应变硬化能力才随之增加。

关键词: 双相钢; 应变硬化; 弹塑性行为; 马氏体

中图分类号: TG156.1; TG113.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2009)02-0011-04

**Abstract:** A cold rolled dual phase steel with G-Si-Mn alloy system was piloted. Strain-hardening characteristics of the trial steel were investigated by using mechanical test, microstructure observation and modified G-J analytical method. The results show that there exist two stages in the strain-hardening process of dual phase steel. The strain-hardening ability is strong in the first stage while weak in the second stage. There is a transition strain existing between the two stages. Strain-hardening abilities of both stages strengthen with the increase of martensite volume fraction ( $V_m$ ) when  $V_m$  is less than 16%, but weaken with the increase of  $V_m$  when  $V_m$  exceeds 16%. The transition strain monotonically decreases with the increase of  $V_m$ . The difference of elastic-plastic behaviors between ferrite and martensite in dual phase steel is the main reason to induce two stage hardening characteristics. The increase of  $V_m$  could improve strengthening effects, but the plastic resistance of martensite decreases due to the dilution of carbon content in martensite. Only when the strengthening effect caused by the increase of  $V_m$  is more than the weakening effect caused by the decrease of carbon content in martensite, strain-hardening ability of dual phase steel could increase.

**Key words:** dual phase steel; strain-hardening; elastic-plastic behavior; martensite

铁素体马氏体双相钢具有低屈强比, 高加工硬化能力, 良好的强度与延性配合等特点, 是一种成形性能良好的新型汽车用钢<sup>[1]</sup>。高的初始加工硬化值使得双相钢发生塑性变形后, 变形抗力很快上升到一个较高的水平, 并维持在一个较宽的均匀应变区间, 从而延迟了塑性缩颈的发生<sup>[2]</sup>。双相钢的这种特点与两相结构、位错组态等有密切联系。本工作通过对实验室试

制双相钢的应力应变关系、显微组织结构进行分析, 研究了双相钢的应变硬化特性、影响因素及本质原因。

## 1 实验材料与方法

实验用钢的化学成分为(质量分数/%) : 0.06~0.09 C, 0.25~0.5 Si, 1.5~1.8 Mn, <0.015 P, <

0.01 S, 0.02~0.07 Als(酸溶铝), < 0.004 N, 余量 Fe。采用 200kg 真空感应炉冶炼并浇铸成厚度为 90 mm 的铸坯, 热轧厚度为 7mm, 终轧温度大于 880℃, 卷取温度为 690~720℃, 水冷速率小于 10℃/s。热轧板经酸洗后冷轧, 冷轧板厚度为 1.4mm。

将冷轧硬板加工成 5cm×20cm(宽×长)的试样, 在盐浴中进行退火试验。将试样在 700~780℃不同两相区温度保温 300s 后立即水淬以得到不同马氏体体积分数的双相钢。将热轧板与退火后的钢板加工成 50mm 标距的拉伸试样在万能试验机上测定力学性能。取金相试样研磨、抛光后用体积分数为 4% 的硝酸酒精浸蚀, 在光学显微镜中观察显微组织。用 Im-

age Tool 软件进行辅助图像分析以确定马氏体体积分数(以下用  $V_m$  表示马氏体体积分数)。制取双喷减薄试样用于透射电镜观察, 以分析组织精细结构。

2 实验结果与分析

图 1 列举了热轧试样与退火后试样( $V_m = 33\%$ )的应力应变曲线。可以看出, 热轧试样的屈服强度较高, 抗拉强度较低, 且具有明显的物理屈服平台; 退火后的双相钢则表现为连续屈服, 在较低的应力水平发生屈服后, 给予较小的应变增量, 应力水平就有较大的提升。

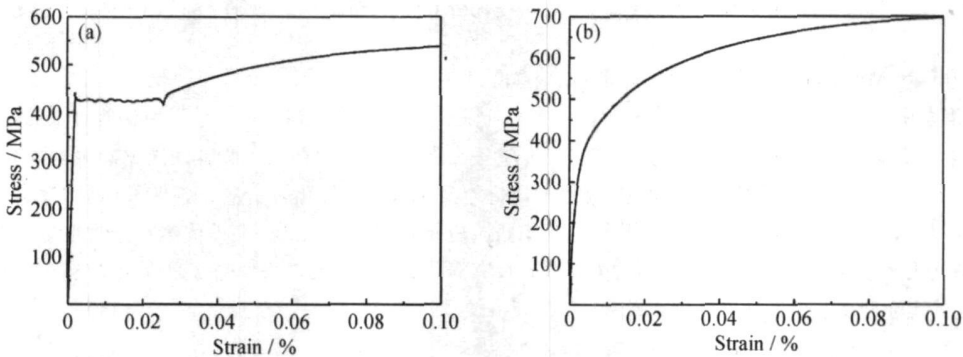


图 1 试验钢的应力应变曲线 (a) 热轧(铁素体与珠光体); (b) 退火(铁素体与马氏体,  $V_m = 33\%$ )

Fig 1 Stress-strain curves of trial steels

(a) hot rolled (ferrite and pearlite); (b) annealed (ferrite and martensite,  $V_m = 33\%$ )

双相钢是马氏体与铁素体的复合体, 其塑性变形过程中两相的变形贡献不同, 因此用反映变形机制的一个加工硬化参量  $n$  并不能描述整个应变水平下双相钢的变形特性。研究表明, 采用路德维克方程则可以区分材料的不同应变硬化机制, 即用 Crussard-Jaoult 分析方法(G-J 分析)对应力应变曲线进行分析<sup>[3]</sup>。这种分析方法可以明显区分双相钢变形中的几个不同应变硬化阶段, 以及这些硬化阶段随马氏体中碳含量和马氏体体积分数的变化而变化<sup>[4]</sup>。

研究指出<sup>[5]</sup>, 采用 G-J 分析方法对修正的 Swift 方程进行分析, 不仅适用于满足 Swift 方程<sup>[6]</sup>的材料, 而且也适用于满足 Hollommm 方程的材料。本研究采用修正的 G-J 方法对热轧试样与退火双相钢的加工硬化特性进行分析。

将试验钢的应变应力关系表示为修正的 Swift 方程:

$$\epsilon = \epsilon_0 + K \sigma^m \tag{1}$$

其中:  $\epsilon$  为应变;  $\epsilon_0$  为最大弹性应变;  $K$  为系数;  $\sigma$  为应力;  $m$  为硬化指数。

对两边求导并整理可以得分析方程:

$$\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon} = (1 - m) \ln \sigma - \ln(Km) \tag{2}$$

对万能试验机记录的离散原始数据按照式(1)进行数值处理可以得出热轧与退火后试样的  $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln\sigma$  曲线如图 2 所示。从图中可以看出, 随着拉伸应力  $\sigma$  的增加, 试验钢的加工硬化速率  $d\sigma/d\epsilon$  递减。其中热轧态试样的  $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln\sigma$  图是具有唯一斜率的直线, 而退火后的双相钢, 其  $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln\sigma$  图具有两个不同的斜率, 斜率发生改变的点所对应的应变为 3.2%。分析结果表明, 双相钢的加工硬化具有两个不同的阶段。在这里将加工硬化性能发生改变的应变称为“转折应变”, 用  $\epsilon_s$  表示。

按照式 2 可知,  $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln\sigma$  直线的斜率即为  $1 - m$ 。表 1 显示了计算所得的修正 Swift 方程中的加工硬化指数(表 1 中  $m$  表示热轧试样的硬化指数,  $m_1, m_2$  分别表示退火态双相钢第一阶段与第二阶段的硬化指数)。由于在修正 Swift 方程中, 应力作为自变量, 因此硬化指数  $m$  越低, 则加工硬化能力越强。从表中可以看出, 退火后双相钢在第一阶段低应变区的加工硬化强烈, 而第二阶段高应变区加工硬化能力减

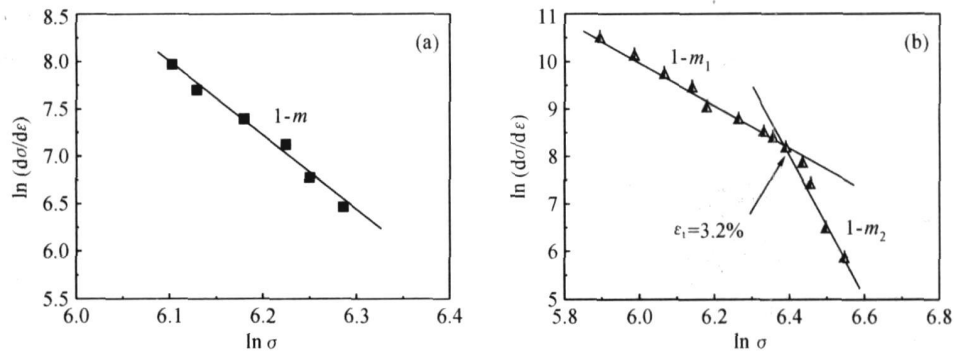


图 2 试验钢的  $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ - $\ln\sigma$  曲线  
(a) 热轧(铁素体与珠光体); (b) 退火(铁素体与马氏体,  $V_m = 33\%$ )

Fig. 2 The  $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ - $\ln\sigma$  curve for trial steels  
(a) hot rolled (ferrite and pearlite); (b) annealed (ferrite and martensite,  $V_m = 33\%$ )

表 1 采用修正 GJ 分析估计的试验钢的应变硬化指数

Table 1 The strain-hardening exponent of trial steels estimated by G-J analytical method

| Microstructure            | Hot rolled (ferrite and pearlite) | Annealed (ferrite and martensite), $V_m = 33\%$ |               |
|---------------------------|-----------------------------------|---|---------------|
| Strain-hardening exponent | $m = 8.82$                        | $m_1 = 5.48$                                    | $m_2 = 15.75$ |

弱。热轧态试样的加工硬化能力则介于双相钢两阶段加工硬化能力之间, 且表现为单一的加工硬化特性。

对 G-J 分析中的两阶段硬化特性随马氏体体积分数的变化分析如图 3 所示。从图 3a 的分析结果中可以看出, 双相钢中的马氏体体积分数低于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 修正 Swift 硬化指数减小; 马氏体体积分数高于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 修

正 Swift 硬化指数均表现为增加, 并且第二阶段的硬化指数增加幅度较大。这说明马氏体体积分数较低时, 马氏体的增加提高了两阶段加工硬化能力, 马氏体体积分数较高时, 马氏体量的增加减弱了两阶段的加工硬化能力。从图 3b 的分析结果可以看出, 随马氏体的增加, 转折应变向低应变值方向移动, 但是马氏体体积分数不足 10% 时, 转折应变消失, 也就是说双相钢

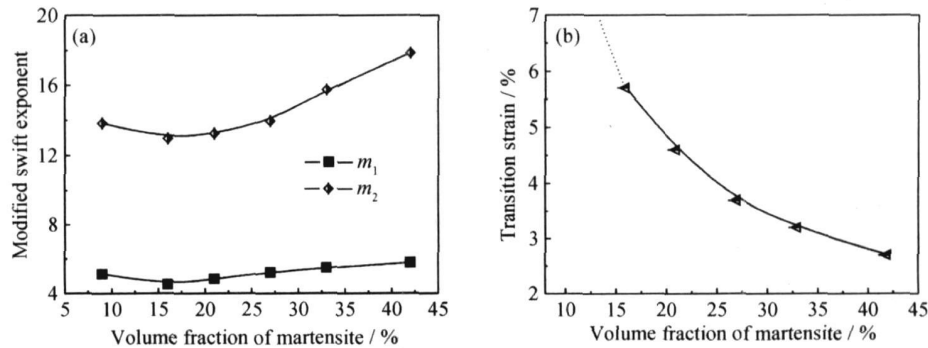


图 3 马氏体体积分数的变化对双相钢硬化特性的影响  
(a) 马氏体含量对 Swift 硬化指数的影响; (b) 马氏体含量对转折应变的影响

Fig. 3 The effect of martensite volume fraction on strain-hardening characteristics of dual phase steel  
(a) swift strain-hardening exponent vs martensite volume fraction;  
(b) transition strain vs martensite volume fraction

的两阶段硬化特性消失。

3 讨论

热轧试样与退火双相钢力学性能的差异取决于其

不同的显微组织结构。热轧卷取后, 由于冷却速度较慢, 铁素体中的碳氮化物充分析出并钉扎位错, 因此热轧试样屈服强度较高, 且具有屈服平台。退火后的双相钢与之不同, 两相区保温过程中, 碳、氮化物溶解, 在随后的淬火过程中未能析出。同时, 马氏体相变体积膨胀,

在与之相邻的铁素体内诱发大量未被钉扎的自由位错, 如图 4 所示。在拉伸过程中, 较低的应力就能开动位错源, 因此双相钢表现出低屈服与连续屈服的特征<sup>[7]</sup>。

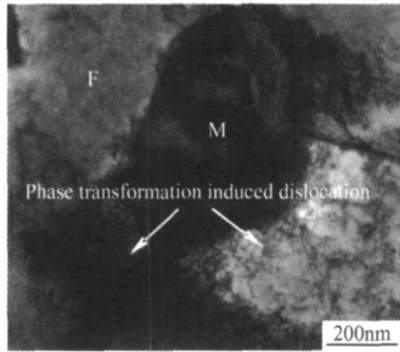


图 4 双相钢的精细显微结构

Fig 4 Fine microstructure of dual phase steel

由铁素体与珠光体构成的热轧组织中, 两相之间没有应变分配, 因此单轴拉伸试样的均匀变形阶段只有一个加工硬化值。双相钢中, 由于两相均为弹塑性体, 且两相的弹塑性行为差别很大, 因此在外加应力作用下, 两相之间存在明显的应变分配。双相钢的弹塑性行为表现为三个阶段<sup>[8]</sup>, 如图 5 所示: 第一阶段, 由于两相均处于弹性, 从而双相钢也处于弹性阶段。第二阶段铁素体发生塑性变形, 而马氏体仍然保持为弹性。两相由于变形行为不同, 变形具有严重的不相容性, 因此双相钢的加工硬化能力较强。同时, 在这个阶段, 铁素体中的塑性变形使得大量自由位错开动, 随着塑性变形的增加, 位错相互作用, 并且在铁素体/马氏体相界面的塞积, 使得加工硬化能力增强。第三阶段由于相界面的集中应力向马氏体中扩展, 使得马氏体发生了塑性变形, 两相发生塑性变形的结果导致变形的不相容性下降, 加工硬化能力也相应降低, 图 2b 中的转折应变则对应着马氏体塑性变形的开始。实际上, 从图 2b 中可以看出,  $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln \sigma$  直线的斜率在

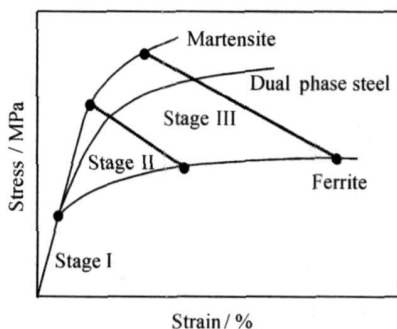


图 5 双相钢及组成相的应力-应变关系

Fig 5 Stress-strain relationship of dual phase steel and the component phases

转折应变附近并非立即转变, 而是存在一个较小的弧形过度区, 这与马氏体从弹性转变为塑性的过程有关, 可以认为这个区域中部分马氏体进入塑性, 而部分马氏体仍然为弹性, 随着应力的增加, 塑性变形马氏体的比例逐渐增加。

马氏体体积分数与马氏体碳含量对双相钢的应变硬化行为有较大影响。随着马氏体体积分数的增加, 其强化效果增加, 但是由于马氏体中的碳含量降低, 马氏体类型由孪晶转变为板条<sup>[2]</sup>, 其塑性变形抗力降低。马氏体体积分数在一个较低的水平时, 由于马氏体量增加而带来的强化效应大于碳含量减少的弱化效应, 双相钢的应变硬化能力增加, 但随着马氏体量的进一步增加, 马氏体中碳含量急剧下降, 这不仅降低了双相钢的应变硬化能力, 而且由于马氏体塑性屈服更容易发生, 因此转折应变降低。另一方面, 由于马氏体体积分数的增加, 马氏体岛的直径增加, 马氏体作为强化粒子的尺寸优势减弱, 相界面的集中应力可以在较大的面积上得以分散, 因而两相的不相容性得到缓解, 所以双相钢的应变硬化性能下降。

## 4 结论

(1) 双相钢的应变硬化具有两阶段。第一阶段应变硬化能力较强; 第二阶段应变硬化能力减弱。热轧铁素体珠光体组织则只具有一个应变硬化阶段, 其硬化能力介于双相钢两阶段硬化能力之间。

(2) 马氏体含量对双相钢应变硬化行为有较大影响。当马氏体体积分数小于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 两阶段硬化能力均增强。当马氏体体积分数大于 16%, 随马氏体体积分数的增加, 两阶段硬化能力均减弱。两阶段硬化的转折应变则随马氏体体积分数的增加单调递减。

(3) 双相钢组成相的弹塑性行为差异是导致双相钢两阶段硬化的主要原因。第一阶段硬化与铁素体处于塑性, 马氏体保持弹性相对应, 第二阶段硬化与两相均发生塑性变形相对应。

(4) 马氏体体积分数增加, 其强化效果增加, 但是由于马氏体中的碳含量降低, 其塑性变形抗力降低。如果马氏体量增加带来的强化效应大于碳含量减少的弱化效应, 双相钢的应变硬化能力增加。

## 参考文献

- [1] BHATTACHARYA D. Developments in advanced high strength steels [A]. The Joint International Conference of HSLA Steels

(下转第 18 页)

表 3 Cu 基块体非晶合金的弹性性能  
Table 3 Elastic properties of Cu-based bulk metallic glasses

| Cluster                         | Alloy   | $\rho/(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$ | $v_l/(\text{km} \cdot \text{s}^{-1})$ | $v_s/(\text{km} \cdot \text{s}^{-1})$ | $E/\text{GPa}$ | $K/\text{GPa}$ | $G/\text{GPa}$ | $\sigma$ | HV/MPa |
|---------------------------------|---|--|---------------------------------------|---------------------------------------|----------------|----------------|----------------|----------|--------|
| Cu <sub>6</sub> Zr <sub>5</sub> | Cu <sub>54</sub> Zr <sub>42.5</sub> Al <sub>3.5</sub> | 7.48                                   | 4.69                                  | 1.97                                  | 81.31          | 125.6          | 29.20          | 0.39     | 518.00 |
| Cu <sub>8</sub> Zr <sub>5</sub> | Cu <sub>58.1</sub> Zr <sub>35.9</sub> Al <sub>6</sub> | 7.57                                   | 4.82                                  | 2.11                                  | 93.00          | 131.10         | 33.60          | 0.38     | 615.00 |

$R_{DAC}$  值较大。鉴于三个参数特殊的物理意义,所以团簇 Cu<sub>8</sub>Zr<sub>5</sub> 比 Cu<sub>6</sub>Zr<sub>5</sub> 具有更显著的团簇内部强有序而团簇之间无序密堆的排列方式,即非晶合金 Cu<sub>58.1</sub>Zr<sub>35.9</sub>Al<sub>6</sub> 具有更稳定的局域团簇结构,这正好说明了弹性性能分析的结果,非晶合金的弹性模量变化规律: Cu<sub>58.1</sub>Zr<sub>35.9</sub>Al<sub>6</sub>> Cu<sub>54</sub>Zr<sub>42.5</sub>Al<sub>3.5</sub>(如表 3 所示)。

4 结论

- (1) 利用水浸聚焦法可测得小直径样品的声速,声速及由此得到的弹性模量呈现的变化规律为: Cu<sub>58.1</sub>Zr<sub>35.9</sub>Al<sub>6</sub>> Cu<sub>54</sub>Zr<sub>42.5</sub>Al<sub>3.5</sub>。
- (2) 非晶合金的弹性性能与其玻璃形成能力及热稳定性的变化规律是一致的。
- (3) 团簇 Cu<sub>8</sub>Zr<sub>5</sub> 比 Cu<sub>6</sub>Zr<sub>5</sub> 更具有团簇内部强有序而团簇之间无序密堆的排列方式,即对应着更稳定的局域团簇结构。
- (4) 弹性性能同非晶合金的微结构存在着密切关系,同局部团簇结构的稳定性成一致的变化规律。

参考文献

[1] AKIHISA. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys [J]. Acta Mater, 2000, 48: 279– 306.

[2] AKIHISA. Bulk amorphous and nanocrystalline alloys with high

(上接第 14 页)

2005 and ISU GS 2005 proceedings [C]. Beijing: The Metallurgical Industry Press, 2005. 69– 75.

[2] 马鸣图,吴宝榕. 双相钢— 物理和力学冶金 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.

[3] MONTEIRO S N, REED HILL R E. On the double-n behavior of iron [J]. Metallurgical Transactions, 1971, 2 (10): 2947– 2948.

[4] RAMOS L F, MATA LOCK D K, KRAUSS G. On the deformation behavior of dual-phase steels [J]. Metallurgical Transactions, 1979, 10A: 259– 261.

[5] TOMITA Y, OKABAYASHI K. Tensile stress-strain analysis of cold worked metals and steels and dual phase steels [J]. Metallurgical Transactions A, 1971, 16: 865– 872.

[6] SWIFT H W. Plastic instability under plane stress [J]. Journal

functional properties [J]. Materials Science and Engineer A, 2001, 304– 306: 1– 10.

[3] 何圣静, 高莉如. 非晶态材料及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987.

[4] CHEN H S, WASEDA Y. Structure of glassy Zr-Cu and Nb-Ni alloy [J]. Physica Status Solidi (A) Applied Research, 1979, 51 (2) : 593– 599.

[5] SADO C A, RAOUX D, LAGARDE P. EXAFS studies of the Ni<sub>66</sub>Y<sub>33</sub> and Cu<sub>60</sub>Zr<sub>40</sub> amorphous alloys: a modelling of the pair distribution function with two subshells [J]. Non-Cryst Solids, 1982, 50(3) : 331– 349.

[6] 王清. 团簇线判据及 Cu-Zr (Hf) 基三元块体非晶合金形成[D]. 大连: 大连理工大学学报, 2005.

[7] LU Z P, TAN H, LI Y. The correlation between reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk metallic glasses [J]. Scripta Mater, 2000, 42 (7) : 667– 673.

[8] 简念保. 金属和非金属材料力学性能的超声研究 [J]. 中山大学学报, 1998, 37: 65– 67.

[9] 季颖斐, 马学鸣, 董远达, 等. 新型 Zr-Nb 基大块非晶合金的形成与性能 [J]. 材料科学与工程, 2000, 18 (3) : 39– 42.

收稿日期: 2007-12-19; 修订日期: 2008-04-10  
作者简介: 李萍(1969—), 女, 副教授, 在职博士, 主要从事材料无损检测与评价, 联系地址: 大连理工大学材料科学与工程学院(116024), E-mail: liping69@dlut.edu.cn

of the Mechanics and Physics of Solids, 1952, (1): 1– 18.

[7] 邝霜, 康永林, 于浩, 等. DP500 冷轧双相钢的组织与性能 [J]. 金属热处理, 2007, 32 (5): 51– 55.

[8] THOMAS H, SHIGERU E, NOBU YUKI I. et al. Effect of volume fraction of constituent phases on the stress-strain relationship of dual phase steels [J]. ISIJ International, 1999, 39 (3): 288– 294.

收稿日期: 2007-11-12; 修订日期: 2008-03-17  
作者简介: 邝霜(1981—), 男, 博士研究生, 现主要从事新一代冷轧汽车用钢产品的研发工作, 联系地址: 北京科技大学 252 信箱(100083), E-mail: steelwarrior@qq.com