

# 低层错能奥氏体钢的变形硬化特点

## Deformation and Hardening Characteristics of Low SFE Austenitic Steel

张旺峰, 陈瑜眉, 朱金华

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

ZHANG Wang-feng, CHEN Yu-mei, ZHU Jin-hua

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,

Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

**摘要:** 研究了低层错能奥氏体不锈钢和高锰钢低温下的变形行为, 根据两者拉伸应力-应变曲线硬化阶段的相似性, 提出曲线由基体硬化、行为软化和结构硬化三部分合成, 应力-应变曲线的上凹特征是软化主导与硬化共同作用的结果。分析了两种材料变形过程的相似性与不同点及其原因。

**关键词:** 层错能; 基体硬化; 行为软化; 结构硬化

**中图分类号:** TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381 (2000) 02-0025-03

**Abstract:** The hardening characteristics of austenite stainless steel and Hadfield manganese steel of low stacking fault energy were investigated. Basing on the similarity of both two stress strain curves on hardening stage, we proposed that the curves were composed of matrix hardening, behavior softening and structure hardening. From that we explained the partial stress strain curve of upward curvature was resulted from the interaction of dominant softening and hardening. The similarity and difference in deformation process of two kinds of materials were discussed and the cause was analyzed.

**Key words:** stacking fault energy; matrix hardening; behavior softening; structure hardening

亚稳态的奥氏体不锈钢和 TRIP 钢在低温下拉伸应力-应变曲线硬化阶段呈 S 形<sup>[1,2]</sup>, 应力应变曲线一部分出现上凹特征, 其产生的原因与存在应变诱发马氏体相变有关。研究还发现高锰钢的低温拉伸应力-应变曲线也存在 S 形特征, 早期认为系应变诱发马氏体转变所致, 但通过 X 射线衍射、透射电镜观察研究发现, 高锰钢在变形过程中并没有应变诱发马氏体产生, 只有层错、孪晶出现<sup>[3,4]</sup>。对于高锰钢的 S 形曲线是如何产生的, 目前还没有很好的解释。本文针对两类材料硬化特征的相似性, 提出硬化特征系基体硬化、(相变、孪生) 行为软化及 (新相马氏体、孪晶) 结构硬化共同作用的结果。由于两类材料均有高的硬化率、且有强度高、塑性好的特点, 因此搞清楚其变形硬化机理对设计高强度、高塑性钢具有指导意义。

## 1 实验

实验材料为真空熔炼得到的奥氏体不锈钢, 化学成分 (wt%) 为 C0.19, Mn2.30, Si1.01, Cr17.46, Ni7.42, Fe 余。将熔炼制得的 10kg 钢锭, 锻造轧制

成  $\phi 2\text{mm}$  的棒材, 然后加工成  $\phi 5\text{mm} \times 25\text{mm}$  的比例试样。试样经 1130 $^{\circ}\text{C}$ , 10min 固溶处理淬入水中, 获得单一奥氏体组织。

实验在 INSTRON 1341 试验机上进行。应变诱发马氏体转变变量用 D/max-3A 型 X 射线衍射仪测量, 为消除制样时切割、机械磨光对测量的影响, 磨光后试样需电解抛光。采用 JEM-200CX 透射电镜进行组织观察与分析。

高锰钢的成分 (wt%) 为 C1.13, Mn13.14。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 不锈钢的应力-应变曲线特点

不锈钢-196 低温拉伸的应力-应变曲线如图 1, 在弹性变形区出现缓和的应力峰值 ( $\sigma_{ph}$ ,  $\epsilon_{ph}$ ), 峰值过后是应力跌落及应力平台, 应力平台结束后是硬化率很高的硬化曲线, 且呈 S 形, 不同于稳定态材料 (退火态低碳钢) 幂乘抛物线形。真应力-应变曲线的硬化阶段早期出现上凹特征, 如图 2。上凹部分后的曲线用  $\sigma = k\epsilon + b$  直线逼近, 其相关系数在 0.99 以

上。

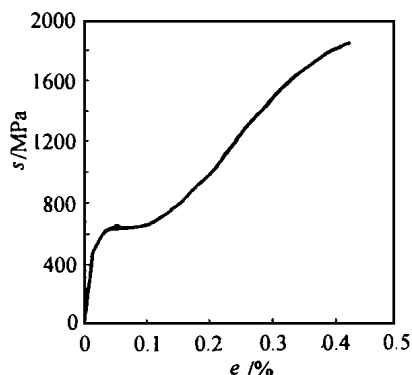


图1 奥氏体不锈钢工程应力-应变曲线 (-196 °C)

Fig. 1 The engineering stress-strain curve of austenitic stainless steel (-196 °C)

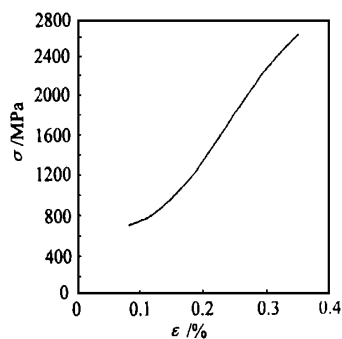


图2 奥氏体不锈钢硬化阶段工程应力-应变曲线

Fig. 2 The true stress-strain curve of austenitic stainless steel

将工程应力-应变曲线上每隔 1.5% 的应变区间, 利用 Hollomon 关系  $\sigma = k\epsilon^n$  求得硬化指数  $n$ , 发现  $n$  不是常数而是随应变的增大呈抛物线形变化, 如图 3。这些特点都与应变诱发马氏体相变有关。

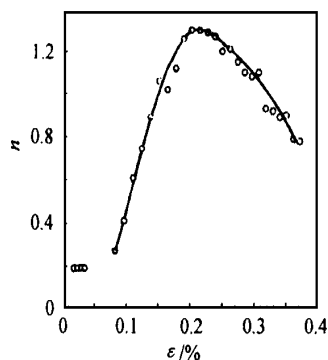


图3 不锈钢的硬化指数  $n$  与真应变  $\epsilon$  的关系

Fig. 3 The relationship between hardening exponent and true strain

## 2.2 应变诱发马氏体相变与硬化特征

变形早期弹塑性区可认为是奥氏体产生的形变硬化, 分析已经证明:  $\epsilon_{ph}$  之前没有马氏体产生,  $\epsilon_{ph}$  之

后产生了马氏体。正是产生了应变诱发马氏体消耗了部分应变能才造成了应力跌落及应力平台<sup>[1]</sup>。如果没有应变诱发马氏体相变, 奥氏体的应力-应变曲线应为抛物线形, 遵循  $\sigma = k\epsilon^n$  的关系式, 如图 4 中曲线 2; 但由于应变诱发马氏体相变消耗了部分应变能, 致使曲线下降, 如图 4 中曲线 1。两者的应力差值  $\Delta\sigma$  就是由于相变软化造成的 (当然还有新相马氏体结构硬化的贡献)。 $\Delta\sigma$ - $\epsilon$  的关系如图 5, 随着应变量  $\epsilon$  的增加, 应力差值  $\Delta\sigma$  增加, 在应力平台阶段达到最大, 然后又降低。马氏体量随着应变量的增加而增加, 说明随着马氏体量的增加相变软化作用在增强, 当马氏体达到一定布局后, 结构硬化开始起主导作用, 即应力差值  $\Delta\sigma$  反而减小。由此可将应力-应变曲线组成分为三部分即,  $\sigma = \sigma_{mh} + \sigma_{ps} + \sigma_{sh}$ , 式中  $\sigma_{ps}$  为实际应力,  $\sigma_{mh}$  为基体硬化,  $\sigma_{ps}$  为相变软化,  $\sigma_{sh}$  为结构硬化。作者按此设想用计算机进行了数值模拟, 初步结果显示按三部分合成 S 形曲线的合理性。显然, 相变软化及结构硬化都与马氏体体积分数有关, 这方面的定量关系尚需进一步研究。

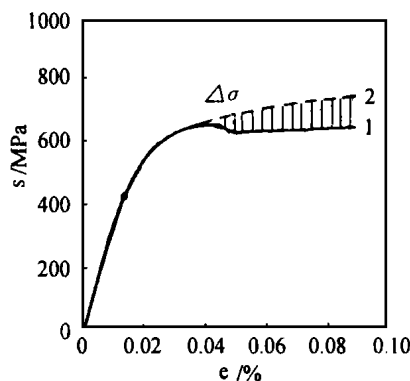


图4 应力差值的  $\Delta\sigma$  示意图

Fig. 4 Schematic of  $\Delta\sigma$

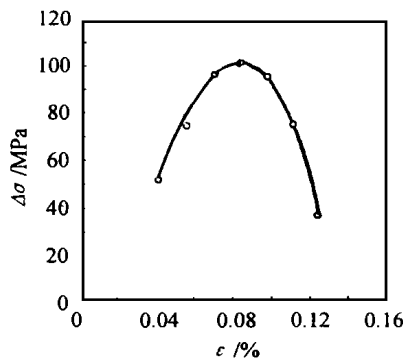


图5 真应力差值  $\Delta\sigma$  与真应变  $\epsilon$  的关系

Fig. 5 The relationship between  $\Delta\sigma$  and true strain

## 2.3 高锰钢变形硬化特点

高锰钢的形变硬化, 过去一直认为是在变形过程中产生了应变诱发马氏体, 直到 1962 年 White 等用 X 射线衍射方法 (XRD) 分析证实, 高锰钢在室温到

-196 变形都不会出现马氏体<sup>[3]</sup>。Dastur<sup>[4]</sup>等及刘军海<sup>[5]</sup>用透射电镜仔细分析了变形后的组织,发现只有层错与孪晶。这样的结果说明硬化特征与层错、孪晶有关,而与应变诱发马氏体相变无关。

高锰钢在-80 ~ -40 的真应力-应变曲线硬化阶段的早期也为上凹形<sup>[5]</sup>,与奥氏体不锈钢的曲线相似。对曲线接近直线部分用  $\sigma = k\epsilon + b$  逼近,其相关系数在 0.99 以上。据此相似性,我们认为孪生变形具有类似于相变诱发塑性的特性,孪生变形行为本身可提供软化效应,称作孪生诱发塑性。一般认为孪晶是脆性特征,但在这里孪生行为对塑性是有贡献的,而孪晶结构却具有硬化效应。两种效应的结合当孪生软化主导时曲线具有上凹特征。同理孪生变形行为软化效应及孪晶结构硬化效应也与孪晶体积分数有关,应力-应变曲线也可由三部分组成,即基体硬化、孪生行为软化及孪晶结构硬化。

## 2.4 两类低层错能奥氏体钢变形、硬化的相似性及不同点

### 2.4.1 相似性

不锈钢和高锰钢的相似性表现为:两者的层错能低,高锰钢的层错能室温时约为  $50 \text{ mJ/m}^2$ <sup>[4]</sup>,本研究用的不锈钢利用 Schramm<sup>[6]</sup> 经验关系式,层错能  $\gamma = -53 + 6.2\text{Ni}\% + 0.7\text{Cr}\% + 3.2\text{Mn}\% + 9.3\text{Mo}\%$ ,计算的  $\gamma$  为  $12 \text{ mJ/m}^2$ ,这属于低层错能材料,温度越低层错能越小;低层错能材料的变形易出现孪晶,实验证明两种材料在低温下都产生了孪晶、层错,见图 6 及文献 [5];真应力应变曲线早期具有上凹特征,然后是接近于直线  $\sigma = k\epsilon + b$  的关系;不管是应变诱发马氏体还是孪晶结构都具有“网栏”状结构,见图 7 及文献 [5],这样的结构具有高的硬化率及硬化指数;马氏体体积分数<sup>[2]</sup>及孪晶体积分数<sup>[7]</sup>与应变的关系曲线形状均为 S 形。正是这些特点的相似性才导致了两者变形硬化特征的相似性。

### 2.4.2 不同点



图 6 不锈钢变形中出现的孪晶层错,  $\epsilon = 2\%$

Fig. 6 Stacking faults and twin formed during deformation of stainless steel,  $\epsilon = 2\%$

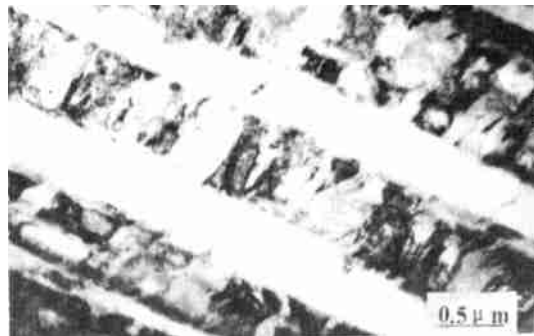


图 7 马氏体网篮状结构的 TEM 形貌,  $\epsilon = 21\%$

Fig. 7 TEM morphology of net structure of martensite,  $\epsilon = 21\%$

首先奥氏体不锈钢在-196 变形后发生应变诱发马氏体相变,而高锰钢则没有相变。其次由于孪生软化与相变软化的共同作用,奥氏体不锈钢变形到一定阶段出现软化与硬化的动态平衡,表现为应力平台现象;而高锰钢则虽有孪生软化,但很快被硬化作用所抵消,故没有出现明显的应力平台现象,但相变或孪生的软化作用使得曲线具有上凹特征。另一方面说明奥氏体的稳定性不同,奥氏体不锈钢在变形早期也出现孪晶、层错,但紧接着就形成  $\epsilon$  马氏体或  $\alpha$  马氏体,奥氏体的稳定性在-196 较差;而高锰钢即使在-196 形变也不发生马氏体相变,只出现孪晶、层错,表明奥氏体的稳定性很高。朱瑞富等认为高锰钢的高稳定性源于 Fe-Mn-C 原子团中的 C-Mn 间的强键络<sup>[8]</sup>。由此可知低层错能只是面心结构发生孪生变形的一个条件,满足此条件并不能保证奥氏体在应力作用下发生孪生变形,奥氏体的稳定性是发生孪生变形的重要条件。

顺便指出,孪晶的形成是随后位错滑移和孪生过程的障碍,起到了硬化作用;应变诱发马氏体的形成作为第二相对位错运动有阻碍作用,起到了硬化作用,这就是结构硬化的贡献。正是这样的结构硬化才导致材料高硬化率高强度;而行为软化诱发的塑性又致使材料具有较高的塑性。

## 3 结论

(1) 低层错能奥氏体不锈钢和高锰钢的低温拉伸应力-应变曲线形状不同于低碳钢的幂乘抛物线,而是 S 形,其真应力-应变曲线更接近于  $\sigma = k\epsilon + b$  的关系式。

(2) 应力-应变曲线出现上凹特征是由行为软化主导与硬化共同作用的结果。当软化作用与硬化在一定应变范围内达到动态平衡时,还会产生应力平台现象。

(下转第 36 页)

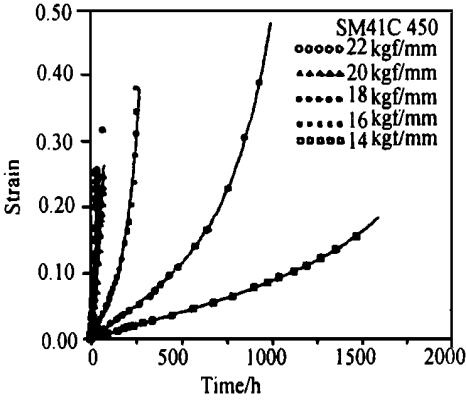


图 2 回归曲线和实测值的比较图

Fig. 2 Comparison of fitted curves with experimental data

以后, 形变速率逐渐加快, 为安全起见, 炉壳的形变量达到 5% 时, 就应该停止使用, 故这里选定 5% 的变形量为寿命预测标准。表 4 中列出了采用  $\theta$ -Project Concept 方法在 450 不同应力条件下 SM41C 炉壳材料在达到 5% 变形量的使用寿命。

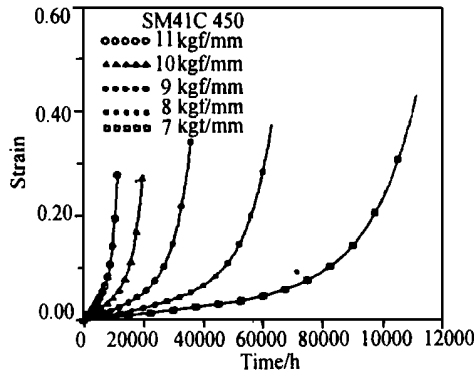


图 3 SM41C 预测蠕变曲线

Fig. 3 The predicted curves of SM41C

表 4 SM41C 在 450 下修正的  $\theta$ -Project Concept 寿命计算结果

Table 4 The variation of creep life with stress

应力/MPa	107.8	98.0	88.2	78.4	68.6
$\theta$ -Project Concept	6800	10000	19000	33000	58500

3 结论

(1) 修正的  $\theta$ -Project Concept 可很好地描述 SM41C 钢的恒载荷蠕变曲线, 并对其蠕变寿命作出有效的预测, 由于已有的大量蠕变数据都是在恒载荷下完成的, 因此, 这一修正能够充分利用已有的大量资料。

(2) SM41C 钢蠕变变形量达到 5% 时其形变速

率迅速加快, 为安全起见, 形变量达到 5% 以后就应该停止使用。

参考文献

[1] R. W. Evans, J. D. Parder and B. Wilshire. Recent Advance in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. Wilshire and D. R. J. Owen, Swansea, Pineridge Press, 1982, 135

[2] R. W. Evans and B. Wilshire. Creep of Metals and Alloys, London, The Institute of Metals, 1985

[3] L. M. Kachanov. Izv. Acad. Naud. SSSR, 1958, (8): 26~31

收稿日期: 1999-07-10; 修订日期: 1999-12-15

作者简介: 郭宏 (1965-), 男, 博士, 从事高温合金方面的研究。联系地址: 北京工业大学材料科学与工程学院 (100022)

本文编辑: 祝印兰

\*\*\*\*\*

(上接第 27 页)

(3) 高硬化率高强度来源于变形过程中的结构硬化, 高塑性则由行为软化提供。

参考文献

[1] 张旺峰, 陈瑜眉, 朱金华. 一种新型拉伸曲线规律研究 [J]. 西安交通大学学报, 待发表

[2] G. B. Olson and M. Azrin. Transformation behavior of TRIP steels [J]. Metall. Trans. 1978, 9A: 713~721

[3] C. H. White and R. W. K. Honeycombe. Structural changes during the deformation of high-purity iron-manganese-carbon alloys [J]. Journal of the Iron and Steel Institute. 1962, 200: 457~466

[4] Y. N. Dastur and W. C. Leslie. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel [J]. Metall. Trans. 1981, 12A: 749~59

[5] 刘军海. 西安交通大学硕士学位论文 [D], 1988

[6] R. E. Schramm and R. P. Reed. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels [J]. Metall. Trans. 1975, 6A: 1345~1351

[7] L. Remy. Kinetics of F. C. C deformation twinning and its relationship to stress-strain behavior [J]. Acta Metall. 1978, 26: 443~451

[8] 朱瑞富, 吕宇鹏, 李士同等. 高锰钢的价电子结构及其本质特性 [J]. 科学通报, 1996, 41 (14): 1336~1338

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (59771048)

收稿日期: 1999-08-10

作者简介: 张旺峰 (1965-), 男, 西安交通大学在读博士研究生。联系地址: 陕西西安西安交通大学材料学院 (邮编 710049)

本文编辑: 孙常青