

N 对 TWIP 钢马氏体相变及力学性能的影响 *

黄宝旭^{1,2)} 王长征¹⁾ 王晓东³⁾ 戎咏华³⁾

1) 聊城大学材料科学与工程学院, 聊城大学有色金属研究院, 聊城 252059

2) 中国科学院兰州化学物理研究所固体润滑国家重点实验室, 兰州 730000

3) 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240

摘要 以传统 TWIP 钢为对比, 测试了含 N TWIP 钢的力学性能, 并利用 XRD 进行物相分析和 TEM 进行微观结构表征. 结果表明, 在由 fcc 或 hcp 结构向 bcc 结构马氏体进行相变时, 晶体结构中的最大间隙由 0.1047 nm 降低至 0.0725 nm. 间隙原子 N 的存在显著增大 bcc 结构的晶格畸变能, 提高 α 马氏体切变的阻力, 因而强烈抑制 α 马氏体相变, 导致组织中 hcp 结构 ε 相含量大幅度增加, 提高了 TWIP 钢的强度, 但也降低了钢的塑性. 另外, 奥氏体平均和区域层错几率的计算及微观组织分析结果表明, 形变增加层错的数量, 而马氏体相变消耗层错, 从而减少层错数量.

关键词 TWIP 钢, 马氏体相变, 力学性能

中图分类号 TG142

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)07-0769-06

EFFECT OF NITROGEN ON MARTENSITIC TRANSFORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF TWIP STEEL

HUANG Baoxu^{1,2)}, WANG Changzheng¹⁾, WANG Xiaodong³⁾, RONG Yonghua³⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Research Institute of Non-ferrous Metals, Liaocheng University, Liaocheng 252059

2) State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000

3) School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240

Correspondent: HUANG Baoxu, associate professor, Tel: (0635)8230831,

E-mail: Huangbaoxu@lcu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50571060) and Liaocheng University Foundation (No.X071007)

Manuscript received 2012-02-06, in revised form 2012-04-24

ABSTRACT Twinning induced plasticity (TWIP) steels show large elongation and high tensile strength, exhibiting a super balance between strength and plasticity. Until now, the effects of Mn, Si and Al on stacking fault energy (SFE) and phase transformation of TWIP steel had been investigated, but the effect of N on phase transformation, especially martensitic transformation in TWIP steel has not been reported. In the present paper, the mechanical properties of TWIP steel with the addition of N were tested. The phases were analyzed by XRD and the microstructure was characterized by TEM. The average and local probabilities of stacking faults were also calculated by using shifts of X-ray peak and electron diffraction spot, respectively. Compared with the conventional TWIP steel, the results showed that at a lower SFE level, when fcc austenite or hcp martensite transformed to bcc martensite, the largest interstice decreased from 0.1047 to 0.0725 nm. The lattice distortion energy of bcc martensite was greatly enlarged by N, which situated in the interstices, leading to the

* 国家自然科学基金项目 50571060 和聊城大学校资助计划项目 X071007 资助

收到初稿日期: 2012-02-06, 收到修改稿日期: 2012-04-24

作者简介: 黄宝旭, 男, 1973 年生, 副教授, 博士

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00047

suppression of the bcc martensitic transformation. As a result, the content of hcp martensite increased, causing the increase of strength and decrease of plasticity. Besides, the results also showed that deformation increased stacking faults and hcp or bcc martensitic transformation consumed a large number of stacking faults.

KEY WORDS TWIP steel, martensitic transformation, mechanical property

孪生诱发塑性钢 (TWIP 钢) 由于具有极高的延伸率 (60%—95%) 和高的强度 (600—1100 MPa) 而备受关注 [1-3]. TWIP 钢的高塑性源自形变过程中能够诱发大量孪晶转变, 从而延迟缩颈的形成. 而诱发孪晶转变的主要依据是奥氏体基体的层错能, 较高的层错能有利于形变孪晶的生成; 而较低的层错能促进马氏体相变 [4,5]. 因此, TWIP 钢的成分设计基于层错能. 目前的研究工作主要是在高 Mn 钢中通过调整 Al 和 Si 成分来获得适宜的层错能. 加入 Al 可以提高层错能, 抑制马氏体相变 [6], 而 Si 的加入则降低层错能 [7]. Grassel 等 [1] 研究了 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢, 发现 Fe-25Mn-3Si-3Al 具有最佳的 TWIP 效应, 并且估算出该钢的层错能为 40 mJ/m².

研究 [8-10] 表明, 在 Fe-Mn-Si 合金系中加入适量的 N (0.2%, 质量分数, 下同) 将提高合金的层错能. 本课题组的前期工作 [11,12] 也表明, N 的含量在 0.052% 以下时会提高 TWIP 钢的层错能, 促进形变过程中的孪生而提高钢的延伸率. 另外, 固溶的 N 还可以改善合金的抗腐蚀性能 [13]. 但是 N 是作为间隙原子存在于合金中, 其对相变和力学性能的影响有别于作为置换原子的 Al 和 Si 等元素. 因此, 本文熔炼了加 N 的 TWIP 钢, 并将之与不加 N 的 TWIP 钢进行对比. 利用 X 射线衍射 (XRD) 物相分析方法, 同时结合微观结构表征, 探讨了 N 对 TWIP 钢马氏体相变和力学性能的影响.

1 实验方法

实验以宝钢提供的 Fe-20Mn-2.5Si-2Al TWIP 钢作为对比, 熔炼含 N 的 TWIP 钢. 2 种 TWIP 钢的化学成分 (质量分数, %) 如表 1 所示. 其中, 定义不含 N TWIP 钢为 A 钢, 含 N TWIP 钢为 B 钢.

试样在真空感应炉中熔炼, 利用 SiN 对 TWIP 钢增 N, 并充入 N₂ 进行保护. 熔炼后浇注成约 30 kg 铸锭. 在 1230 °C 均匀化退火 1 h, 1150 °C 开始热锻, 终锻温度约 900 °C, 终锻尺寸约为 30 mm×200 mm×650 mm, 随后空冷至室温.

表 1 TWIP 钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the two twinning induced plasticity (TWIP) steels

Steel	(mass fraction, %)				
	C	Mn	Si	Al	N
A	0.01	20.24	2.44	1.95	—
B	0.01	21.55	3.00	0.69	0.052

采用化学分析方法对各元素成分进行测定; 应用 Rigaku D/max-2550VB/PC 型 XRD 对试样进行结构和相分析; 在光学显微镜和透射电镜 (TEM) 下进行组织观察; 室温下在 Zwick/Roell 标准拉伸试验机上进行拉伸实验, 拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. 物相定量分析 [14,15] 采用 XRD $\gamma(200)$, $\varepsilon(101)$ 和 $\alpha(200)$ 峰的相关数据. 奥氏体平均层错几率 (f_a) 采用无标样 X 射线衍射峰位移法 [16] 测定, 局部区域层错几率 (f_l) 的测定采用电子衍射斑点位移法 [17-20]. 其中, X 射线衍射峰位移法测定平均层错几率的计算公式为 [16]

$$\Delta(2\theta_{200} - 2\theta_{111}) = \frac{-90\sqrt{3}f}{\pi^2} \left(\frac{\tan\theta_{200}}{2} + \frac{\tan\theta_{111}}{4} \right) \quad (1)$$

$$\Delta(2\theta_{200} - 2\theta_{111}) = \Delta 2\theta_{200} - \Delta 2\theta_{111} = (2\theta_{200} - 2\theta_{200}^\circ) - (2\theta_{111} - 2\theta_{111}^\circ) \quad (2)$$

式中, $2\theta_{200}$ 和 $2\theta_{111}$ 分别表示 (200) 和 (111) 晶面的衍射角, $2\theta_{200}^\circ$ 和 $2\theta_{111}^\circ$ 分别表示 (200) 和 (111) 晶面的无层错衍射角. 无标样 X 射线衍射峰位移法中令 $C = \Delta 2\theta_{200} / \Delta 2\theta_{111}$, 得

$$2\theta_{200}^\circ - 2\theta_{111}^\circ C = 2\theta_{200} - 2\theta_{111} C = 2\arcsin\left(\frac{\lambda}{a}\right) - 2\arcsin\left(\frac{\sqrt{3}\lambda}{2a}\right) \frac{180}{\pi} C \quad (3)$$

式中, λ 为 X 射线的波长, a 为晶格常数. 已知 (111) 和 (200) 晶面衍射角就可通过数值计算得到层错几率.

电子衍射斑点位移法测定局部区域层错几率的计算公式为 [20]

$$\begin{cases} 2\cos(\varphi + 30^\circ)f^2 + (2\sin\varphi + 4\sin 2\varphi)f - \\ 2\cos(\varphi - 30^\circ) = 0 \quad (k - (h + l)/2 = 3n + 1) \end{cases} \quad (4)$$

$$\begin{cases} 2\cos(\varphi + 150^\circ)f^2 + (2\sin\varphi + 4\sin 2\varphi)f + \\ 2\cos(\varphi + 30^\circ) = 0 \quad (k - (h + l)/2 = 3n - 1) \end{cases} \quad (5)$$

式中, φ 为 (200) 和 (111) 晶面的夹角, hkl 为晶面指数.

2 实验结果

2.1 力学性能测试

图 1 为 A 和 B 钢的应力-应变曲线, 曲线中没有明显的屈服点. 2 种钢的力学性能测试结果表明, A 钢抗拉

强度 724 MPa, 延伸率 65.3%; B 钢抗拉强度 778 MPa, 延伸率 47.4%.

2.2 物相分析

图 2 为 A 和 B 钢在拉伸实验前后的 XRD 谱. 在拉伸实验前, A 钢的基体组织为单一奥氏体, B 钢的基体组织中除奥氏体之外还有 ϵ 马氏体, 含量约为 10.9%, 说明 B 钢的层错能要低于 A 钢. B 钢的低层错能主要是由于其化学成分中较低的 Al 含量 (0.69%) 所致. 在拉伸后,

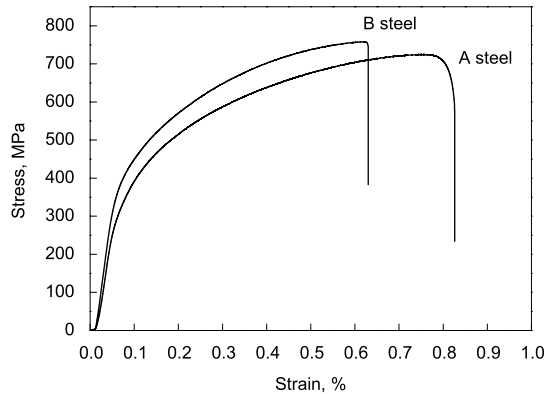


图 1 不含 N TWIP 钢和含 N TWIP 钢应力 - 应变曲线
Fig.1 Stress-strain curves of A and B steels

2 种钢均发生马氏体相变, 基体组织中出现了 ϵ 马氏体和 α 马氏体. 表 2 为应用 XRD 分析方法测定的各物相点阵常数和体积分数. 从表中可看出, 拉伸实验前后各相点阵常数变化不大, 可以认为是由于测量误差所引起的变化. 另外由于 2 种钢的 C 含量较低, 均为 0.01%, 所以拉伸后应变诱发的 α 马氏体为 bcc 结构. 在拉伸实验前后, A 和 B 钢的物相含量变化差别很大. A 钢变形后, 仅保留了 4.4% 奥氏体, 有 30.5% 基体组织转变为 ϵ 马氏体, 剩余的 65.1% 转变为 α 马氏体. 与 A 钢不同, 含 N 的 B 钢变形后只有 14.4% 的基体组织发生了 α 马氏体相变, 有 67.2% 的组织发生 ϵ 马氏体相变.

2.3 微观组织

2.3.1 拉伸实验前 拉伸前的 A 和 B 钢奥氏体组织中可观察到大量层错, 如图 3 所示 [11], 表明 2 种钢的层错能比较低. 另外, 在 B 钢组织中还观察到细长条状热诱发 ϵ 马氏体 (图 4). 而在热诱发 ϵ 相的附近仅观察到少量层错, 这与 X 射线衍射峰位移法测得的 B 钢具有较低 f_a 相一致.

2.3.2 拉伸实验后 拉伸实验后, 在 2 种钢中都观察到大量平行形变孪晶均匀分布在试样中, 符合

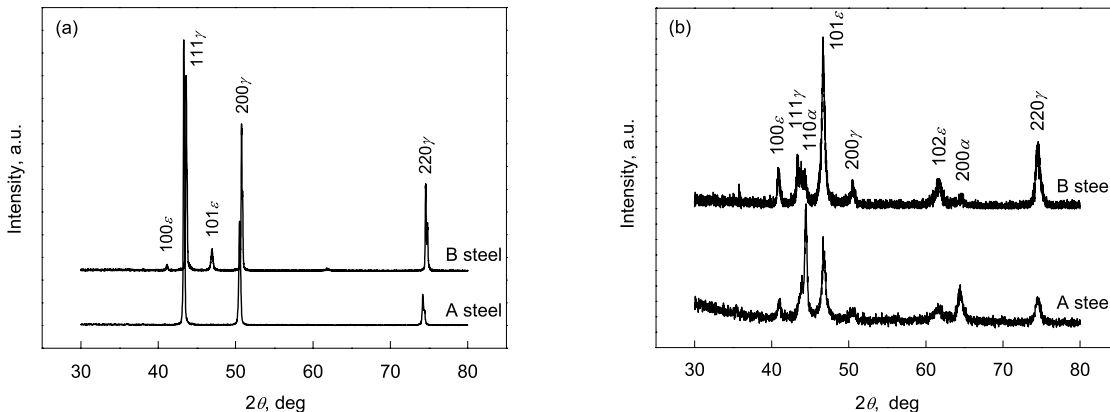


图 2 A 和 B 钢中物相的点阵常数及体积分数
Fig.2 XRD spectra of the samples before (a) and after (b) mechanical testing

表 2 A 和 B 钢中物相的点阵常数及体积分数
Table 2 Lattice constants and volume fractions of phases in A and B steels

	γ	ϵ	α
A ₁	$a=0.3606$ nm $v=100\%$		
B ₁	$a=0.3599$ nm $v=89.1\%$	$a=0.2531$ nm $c=0.4101$ nm $v=10.9\%$	
A ₂	$a=0.3617$ nm $v=4.4\%$	$a=0.2540$ nm $c=0.4118$ nm $v=30.5\%$	$a=0.2899$ nm $v=65.1\%$
B ₂	$a=0.3606$ nm $v=18.4\%$	$a=0.2545$ nm $c=0.4116$ nm $v=67.2\%$	$a=0.2841$ nm $v=14.4\%$

Note: Subscripts 1 and 2 mean the samples before and after mechanical testing, respectively; a , c —lattice constants; v —volume fraction

TWIP 效应的机理^[12]. 此外, 还观察到呈细长条状平行排列的应变诱发 ε 马氏体, 如图 5 所示. 与热诱发 ε 相相比, 应变诱发 ε 相排列更加密集. 透射电子衍射花样显示, ε 马氏体与奥氏体母相的取向关系为 $[01\bar{1}]_{\gamma} // [\bar{1}2\bar{1}0]_{\varepsilon}$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\gamma} // (0001)_{\varepsilon}$. 同时, 也观察到 α 马氏体^[12].

2.4 层错几率的测定

首先采用无标样 X 射线衍射峰位法^[16] 测定钢在拉伸实验前后奥氏体的 f_a , 结果表明 A 钢拉伸前后的 f_a

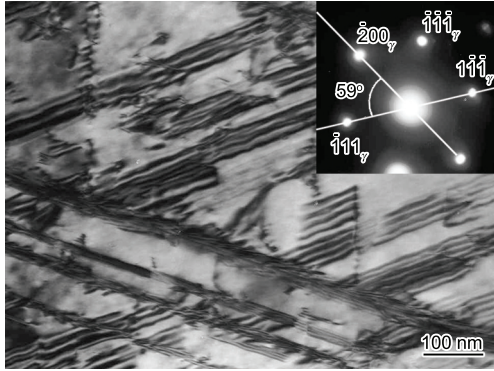


图 3 A 钢中的层错像

Fig.3 TEM image of stacking faults in A steel before mechanical test

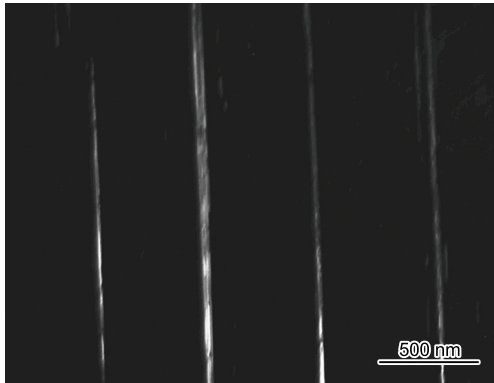


图 4 B 钢中热诱发 ε 相中心暗场像

Fig.4 Centre dark field image of thermal-induced ε martensite in B steel

分别为 12.5×10^{-3} 和 10.1×10^{-3} , B 钢拉伸前后的 f_a 分别为 7.6×10^{-3} 和 38.4×10^{-3} . 另外, 利用 TEM 衍射斑点位移法对局部区域的层错几率进行了测定. 在图 3 所示 A 钢中大量层错存在的区域, 衍射斑点发生位移, $(\bar{2}00)$ 和 $(\bar{1}11)$ 晶面之间的夹角由标准的 54.7° 增大至 59° . 按照 TEM 斑点位移法可得其 f_l 约为 0.37, 其含义是在每 100 层 (111) 晶面排列中出现了 37 次错排, 也就是层错. 其值远大于该钢的 f_a (12.5×10^{-3}). 拉伸后, 发生 ε 相变的不同区域也具有不同的 f_l , 如图 5 所示. 图 5a 所示区域的 $(\bar{2}00)$ 和 $(\bar{1}11)$ 晶面夹角为标准的 54.7° , 表明该区域的层错数量较少, 没有导致斑点位移; 而图 5b 所示区域的 2 个晶面之间的夹角为 55.2° , 对应的 f_l 约为 0.074.

3 讨论

3.1 N 对 α 马氏体相变的抑制作用

组成 A, B 钢的 fcc γ 奥氏体、hcp ε 马氏体和 bcc α 马氏体都包含四面体和八面体 2 种间隙^[21]. 其中, γ 奥氏体和 α 马氏体的最大间隙均为八面体间隙.

$$d_8 = 0.414D \quad (6)$$

$$D_{\text{fcc}} = \frac{\sqrt{2}}{2}a \quad (7)$$

$$D_{\text{hcp}} = \sqrt{\frac{a^3}{3} + \frac{c^2}{4}} \quad (8)$$

式中, d_8 为八面体间隙直径, D 为母相原子直径, D_{fcc} 和 D_{hcp} 分别表示 fcc 和 hcp 相原子的直径. 取表 2 中点阵常数平均值 (γ 奥氏体 $a=0.361$ nm, ε 马氏体 $a=0.254$ nm, $c=0.412$ nm) 代入上式可得: $D_{\text{fcc}}=0.255$ nm, $D_{\text{hcp}}=0.253$ nm. 即对于 γ 奥氏体, $d_8=0.1056$ nm; 对于 ε 马氏体, $d_8=0.1047$ nm. 而间隙原子 N 的直径约为 0.148 nm^[22], 大于最大间隙值, 意味着 N 原子的间隙固溶必将引起较大点阵畸变. 由于 γ

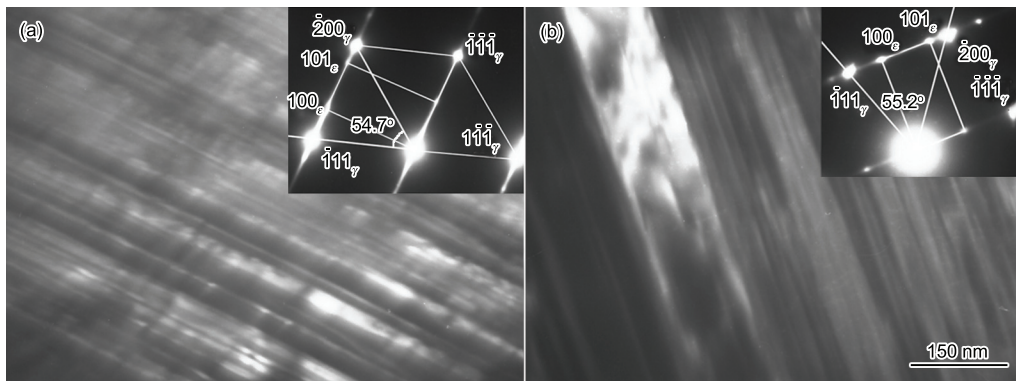


图 5 A 钢中 2 个不同位置的应变诱发 ε 马氏体中心暗场像及其电子衍射花样

Fig.5 Centre dark field images and diffraction patterns (the insets) of strain-induced ε martensite in A steel in area 1 (a) and area 2 (b)

奥氏体和 ε 马氏体的最大间隙非常接近, 含 N 钢在发生热诱发或应变诱发马氏体相变时, 晶格畸变能变化很小, 所以间隙原子 N 对 ε 马氏体相变影响作用不大。

与 γ 奥氏体和 ε 马氏体不同, α 马氏体的最大间隙为四面体间隙:

$$d_4 = 0.291D \quad (9)$$

$$D_{\text{bcc}} = \frac{\sqrt{3}}{2}a \quad (10)$$

式中, d_4 为四面体间隙直径, D_{bcc} 表示 bcc 相原子的直径。取表 2 中 α 马氏体的点阵常数平均值 $a=0.287$ nm, 得 $D_{\text{bcc}}=0.249$ nm, $d_4=0.0725$ nm, 小于 γ 奥氏体和 ε 马氏体的最大间隙 0.1047 nm。即 N 的存在将显著增大由 γ 奥氏体或 ε 马氏体向 α 马氏体相变的阻力, 抑制大量 α 马氏体的形成。这能够很好地解释为什么层错能低的含 N TWIP 钢在形变后 α 马氏体含量 (14.4%) 反而显著低于层错能高的无 N TWIP 钢 (65.1%)。

3.2 N 对 TWIP 钢力学性能的影响

对 TWIP 钢而言, 较高的层错能有利于孪晶的产生, 抑制马氏体相变, 即形变过程中易于发生孪晶转变, 通过孪生诱发塑性效应提高其塑性; 但其对马氏体相变的抑制作用却减少了高强度的马氏体含量, 因而强度较低。与 B 钢相比, A 钢由于具有较高层错能而显示出较高的塑性和较低的强度。从相组成方面分析, B 钢在形变过程中由于 N 对 α 相的抑制作用而形成 67.2% 的 ε 相; 远大于不含 N 的 A 钢 30.5% 的 ε 相。hcp ε 相由于滑移系少而显示为硬脆的力学性能特点。因此, 与 A 钢的力学性能相比, 含 N 的 B 钢强度高, 塑性差。当然, 间隙原子 N 的加入也会对基体组织起固溶强化作用, 但其强化作用被大量 ε 相的强化作用所掩盖。

3.3 形变和相变对奥氏体层错几率的影响

依据层错能与层错几率成反比关系的规律^[23,24], 层错能较低的 B 钢应具有较高的层错几率。然而 XRD 测试结果却与此相反, 形变前 B 钢的 f_a 小于 A 钢的 f_a 。图 3 中 f_1 大于该钢的 f_a , 表明层错在奥氏体组织中的分布是不均匀的。而图 4 所示的 ε 马氏体相附近层错很少, 此结果符合马氏体相变层错化机制^[25,26], 即马氏体相变由层错形核, 在其形核长大过程中消耗大量层错, 降低层错几率。B 钢的低 f_a 可解释为热诱发 ε 相的形成降低了其层错几率。

在没有相变的情况下, 形变将会促进层错的增加, 提高层错几率。拉伸实验后, A 钢的 f_a 降低, 而 B 钢的 f_a 增加。这种似乎没有规律的层错几率变化是形变和相变共同作用的结果。图 5a 所示均为 A 钢中奥氏体和应变诱发 ε 马氏体共存区域, 既有形变也有相变。图 5 所示区域层错少, 相变消耗层错占据主导地位; 图 5b 的 f_1 为 0.074,

高于其 $f_a(10.1 \times 10^{-3})$, 形变增加层错起主要作用。因此, 形变后 A 钢的 f_a 降低和 B 钢的 f_a 增加是形变和相变综合作用的结果。

总之, 形变和马氏体相变都影响奥氏体中的层错数量, 形变促进层错的增加, 马氏体相变则消耗层错。

4 结论

(1) TWIP 钢在由 fcc γ 奥氏体或 hcp ε 马氏体向 bcc α 马氏体相变时, 间隙原子 N 的存在显著增大晶格畸变能, 提高 α 马氏体切变的阻力, 抑制 α 马氏体相变。

(2) 由于 N 抑制 α 马氏体相变, 促使低层错能的 TWIP 钢在形变过程中产生大量 hcp 的 ε 相, 导致钢的强度提高, 塑性下降。

(3) 形变将增加层错数量, 而马氏体相变将减少层错数量。

参考文献

- [1] Grassel O, Frommeyer G, Derder C, Hofmann H. *J Phys IV France*, 1997; 5: 383
- [2] Frommeyer G, Brux U, Neumann P. *ISIJ Int*, 2003; 43: 438
- [3] Vercammen S, Blanpain B, De Cooman B C, Wollants P. *Acta Mater*, 2004; 52: 2005
- [4] Sato K, Ichinose M, Hirotsu Y, Inoue Y. *ISIJ Int*, 1989; 29: 868
- [5] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*, 1995; 39: 1
- [6] Grassel O, Kruger L, Frommeyer G, Meyer L W. *Int J Plasticity*, 2000; 16: 1391
- [7] Schramm R E, Reed R P. *Metall Trans*, 1975; 6A: 1345
- [8] Yakubtsov I A, Ariapour A, Perovic D D. *Acta Mater*, 1999; 47:1271
- [9] Wan J F, Huang X, Chen S P, Hsu T Y (Xu Z Y). *Mater Trans JIM*, 2002; 43: 920
- [10] Wan J F, Chen S P, Hsu T Y (Xu Z Y). *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 679
(万见峰, 陈世朴, 徐祖耀. 金属学报, 2000; 36: 679)
- [11] Huang B X, Wang X, Wang L, Rong Y. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 717
- [12] Huang B X. *PhD Thesis*, Shanghai Jiaotong University, 2007
(黄宝旭. 上海交通大学博士论文, 2007)
- [13] Huang X, Wan J F, Chen S P, Hsu T Y (Xu Z Y). *J Shanghai Jiaotong Univ*, 2002; 36: 21
(黄幸, 万见峰, 陈世朴, 徐祖耀. 上海交通大学学报, 2002; 36: 21)
- [14] Fan X. *Metal X-ray Analysis*. Beijing: China Machine Press, 1996: 36
(范雄. 金属 X 射线学. 北京: 机械工业出版社, 1996: 36)
- [15] Zuo Y S, Chen W Z, Liang W. *Modern Methods of Materials Testing*. Beijing: Beijing University of Technology Press, 2000: 101
(左演声, 陈文哲, 梁伟. 材料现代分析方法. 北京: 北京工业大学出版社, 2000: 101)
- [16] Rong Y H, He G, Guo Z H, Chen S P, Hsu T Y (Xu Z Y). *J Mater Sci Technol*, 2002; 18: 459

- [17] Nishiyama Z, Kakinoki J, Kajiwara S. *J Phys Soc Jpn*, 1965; 20: 1192
- [18] Kajiwara S. *J Appl Phys*, 1970; 9: 385
- [19] Kajiwara S. *J Phys Soc Jpn*, 1967; 22: 795
- [20] Wang X D, Huang B X, Rong Y H, Wang L. *J Appl Phys*, 2007; 101: 093511
- [21] Pan J S, Tong J M, Tian M B. *Fundamental of Materials*. Beijing: Tsinghua University Press, 2002: 18
(潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础. 北京: 清华大学出版社, 2002: 18)
- [22] Yang F J. *Atomic Physics*. Beijing: Higher Education Press, 1985: 509
(杨福家. 原子物理学. 北京: 高等教育出版社, 1985: 509)
- [23] Jiang B, Qi X, Yang S, Yang S, Zhou W, Hsu T Y (Xu Z Y). *Acta Mater*, 1998; 46: 501
- [24] Warren B E. *X-ray diffraction*. Massachusetts: Addison-Wesley, 1969: 275
- [25] Hsu T Y (Xu Z Y). *Acta Metall Sin*, 1980; 16: 430
(徐祖耀. 金属学报, 1980; 16: 430)
- [26] Hsu T Y (Xu Z Y). *Martensitic Transformation and Martensite*. Beijing: Science Press, 1999: 83
(徐祖耀. 马氏体相变与马氏体. 北京: 科学出版社, 1999: 83)

(责任编辑: 罗艳芬)