

马氏体相变诱发塑性量化表征及 合金元素的影响*

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)

摘 要 利用亚稳奥氏体不锈钢低温拉伸曲线的特点,提出了表征相变诱发塑性增量的量化指标:单位体积分数的马氏体诱发的平均塑性增量 D 及本征塑性增量 D_I ,且 D 近似等于 D_I 。对三种材料的相变诱发塑性的研究表明:钢中碳含量的增加使 D 值降低,降低层错能的合金元素有利于 D 的增加,而应变速率对 D 不产生明显的影响。

关键词 相变诱发塑性 应变诱发马氏体转变 应变速率

分类号 TG113

文章编号 1005-3093(2001)03-0323-05

QUANTITATIVE CHARACTERIZATION OF M-TRANSFORMATION-INDUCED PLASTICITY AND EFFECT OF ALLOY ELEMENTS

ZHANG Wangfeng** CHEN Yumei ZHU Jinhua

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University,
Xi'an 710049)

ABSTRACT Based on the tensile curves of 3 kinds of metastable austenitic stainless steels, the quantitative parameters—averaging M-transformation-induced plasticity increment of per unit volume fraction of martensite, D , and intrinsic plasticity increment D_I have been proposed in this paper, and D is approaching to D_I . Experimental results showed that D value decreases with increasing carbon content, and the decrease of stacking fault energy is beneficial to D value, the strain rate has no obvious effect on D .

KEY WORDS M-transformation-induced plasticity, strain-induced martensite, strain rate

对于奥氏体不锈钢在 $M_s \sim M_d$ 温度之间的变形,相变诱发塑性 (TRIP) 可提高材料的塑性与韧性。Zackay^[1] 利用这一特性首先开发了 TRIP 钢,随后许多研究者对相变诱发塑性进行

* 国家自然科学基金资助项目 59771048, 59831030 和国家重点基础研究专项经费资助项目 G19990650.

2000 年 4 月 24 日收到初稿; 2000 年 8 月 23 日收到修改稿。

本文联系人: 张旺峰, 西安市 710049, 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室

** To whom correspondence should be addressed

了研究^[2~8],并将 TRIP 效应应用到结构钢中^[9~12].为设计出高性能 TRIP 钢,应该解决单位体积分数的马氏体转变可诱发多大的塑性和在钢中可诱发较大塑性的合金元素的类型这两个问题.材料应变诱发马氏体转变后的塑性虽然可以测量,但人们并不知道“如果该材料不产生马氏体转变”的原始塑性有多大.本文对此作探索性研究.

1 实 验 方 法

选择具有应变诱发马氏体转变的 CrNi 系奥氏体不锈钢为试验材料.采用真空熔炼制得 10kg 钢锭,锻造轧制成直径为 12mm 的棒材.拉伸试样为直径 5mm,标距 25mm 的比例试样.材料的化学成分、热处理条件列于表 1.将试样加热到所需温度后保温 10min,淬入室温水得到单一奥氏体组织.

表 1 试验材料的化学成分和热处理制度

Table 1 Chemical composition of tested materials and heat treatment conditions

Mat.	C	Cr	Ni	Mn	Si	Fe	H.T. °C
A	0.10	18.50	8.50	1.87	0.89	Bal.	1080
B	0.19	17.46	7.42	2.30	1.01	Bal.	1130
C	0.10	16.20	11.8	1.20	0.70	Bal.	1080

拉伸试验在 Instron 1342 试验机上进行,采用恒位移速率加载方式,相应的应变速率范围为 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{s}^{-1}$.低温拉伸在 $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ 液氮中进行.应变诱发马氏体量用 D/max-3A 型 X 射线衍射仪测量,试验时将拉伸至一定变形量的试样用线切割截取作为 X 射线衍射 (XRD) 样品,对其横截面先进行机械磨光,然后再电解抛光以消除由于试样制备产生的附加马氏体转变的影响.通过测量试样横截面的 X 射线衍射线 $(211)_M$ 和 $(311)_A$ 的强度,确定不同拉伸应变时的马氏体转变量.本研究采用试样体内马氏体量,而不是圆柱表面马氏体量,其原因是拉伸时圆柱表面缺少径向约束,因而马氏体转变量比体内大得多.而材料拉伸应力应变曲线系材料整体行为,表面影响不大,这也是本研究用 XRD 法比不能区分表面与体内马氏体转变的磁性法优越之处^[4].

2 亚稳材料拉伸曲线特征及马氏体相变诱发塑性的量化测试原理

应变诱发马氏体相变类的亚稳材料拉伸曲线(以 18-8 奥氏体不锈钢 $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ 拉伸为例)具有三个特点^[13,14]:(1) 存在弹塑性变形失稳现象,即存在一个曲线峰点 e_{ph} ,从屈服应变 $e_{0.2}$ 至 e_{ph} 属原始奥氏体的应力应变曲线;(2) 在 e_{ph} 点后由于应变诱发了马氏体相变导致了应力跌落,并使某些材料出现了与稳定材料物理屈服本质完全不同的应力平台现象;(3) 平台结束后出现了 S 形硬化曲线.

马氏体相变诱发的塑性增量的量化表征一直是一个难题,为了解决这一难点,可利用亚稳材料未产生马氏体相变的原始奥氏体 $e_{0.2} - e_{ph}$ 拉伸曲线局部均匀应变片段来推知其拉伸曲线(颈缩前)的余后部分.试验证明, $e_{0.2} - e_{ph}$ 拉伸曲线片段遵循 Hollomon 的幂乘关系 $\sigma = K\varepsilon^n$,式中 σ 、 ε 分别为真实应力、应变.这时奥氏体的硬化指数 n_a 即为材料的最大均匀变形量 ε_{un} ,这样,尽管不能利用 $e_{0.2} - e_{ph}$ 拉伸曲线局部均匀应变片段求得“不发生应变诱发马氏体相变”

时的颈缩断裂时的延伸率 δ_a , 但却可求得其均匀变形的最大均匀变形量 ϵ_{ua} . 若对产生应变诱发相变的实际拉伸曲线也取颈缩发生前的最大均匀变形量 ϵ_u 作为比较依据, 则可求得由应变诱发马氏体相变所产生的塑性增量 $\Delta\epsilon = \epsilon_u - \epsilon_{ua}$. 结合 X 射线衍射技术, 可以测得实际拉伸曲线最大均匀变形时的马氏体转变量的体积分数 f , 则单位马氏体体积分数可诱发的平均塑性增量可表达为:

$$D = (\epsilon_u - \epsilon_{ua})/f$$

宏观测量得到的 D 值应该包括两部分, 一部分为真实增量 D_I ; 另一部分为由于马氏体相变体积膨胀带来的试样伸长 D_E , 将前者 D_I 定义为应变诱发马氏体相变导致的本征塑性增量, 则有

$$D_I = D - D_E$$

考虑到马氏体相变系应变诱发, 而非淬火冷却方式得到, 故 D_E 不能借助于膨胀仪测试获得, 但可通过测量奥氏体与马氏体的点阵常数按式 $D_E = (a_M - a_A)f/[(a_M - a_A)f + a_A]$ 求得, 其中 a_A 为奥氏体的点阵常数, a_M 为马氏体单胞换算成等体积的立方晶格时的当量点阵常数. 一般认为^[15], 马氏体体积膨胀不超过 4%, 则引起的平均晶格常数增加量 $\Delta a/a = (a_M - a_A)/a$ 不足 1.3%, 对于含碳量不高的不锈钢则 $D_E \ll D$, 故可认为 D_I 与 D 的数值近似相等.

3 结果与讨论

3.1 应变诱发马氏体相变导致的塑性增量 D

材料 A 按 $e_{0.2} - e_{ph}$ 拉伸曲线局部均匀应变片段计算得到的假想无马氏体相变的拉伸曲线余后部分如图 1 中点划线 1 所示. 依据本文所建立的测试方法求得的各有关参量列于表 2. 可见, 所研究的三种材料在 -196°C 试验温度下, 因应变诱发马氏体相变所获得的塑性增量是相当显著的, 若应变诱发 100% 马氏体转变可使材料塑性增加 17~20%.

亚稳材料应变诱发的单位体积分数的马氏体相变所产生的塑性增量 D 及 D_I , 系在试样最大均匀变形 ϵ_u 及 ϵ_{ua} 时所获得的平均结果, 尽管目前还无法测量相变初始阶段及中、后期 D 及 D_I 的变化规律, 但作为将 TRIP 效应应用于材料设计, 尤其是研究各种内、外因素影响的材料性能判据仍具有重要意义. 例如所试验的三种材料, 材料 A 具有较高的相变诱导塑性能力, 材料 C 次之, 而材料 B 则较差.

3.2 合金元素对 $D(D_I)$ 的影响

由表 2 可见, 材料 B 碳含量相对比较高, 产生单位体积马氏体相变所获得的塑性增量 D

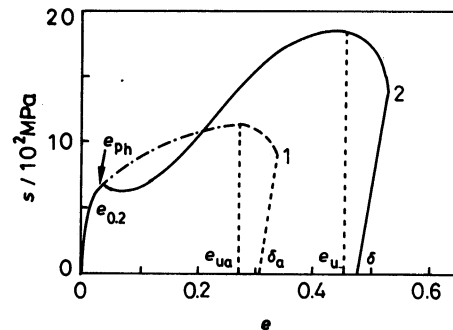


图 1 奥氏体不锈钢 A 应力应变曲线 (-196°C)

Fig.1 The stress-strain curve of austenitic stainless steel A at -196°C

1-extrapolate tensile curve of austenite based on $e_{0.2} \sim e_{ph}$;

2-experimental stress-strain curve $\epsilon_u = \ln(1+e_u)$, $\epsilon_{ua} = \ln(1+e_{ua})$

表 2 三种材料塑性增量的实验结果 (-196 °C)

Table 2 Experimental results of plasticity increment D for experimental materials at -196 °C

Mat.	ϵ_u	ϵ_{ua}	f	D
A	0.382	0.185	0.96	0.205
B	0.348	0.192	0.92	0.169
C	0.365	0.199	0.94	0.177

最低。由材料 A、C 的比较可知, 这两材料碳含量相同, Si 含量略有差别, 但 A 材料 Cr、Mn 含量高, Ni 量低, 因此要单独确定某一元素对相变诱发塑性的作用是困难的, 然而, 由于 Cr、Mn、Ni 对奥氏体层错能贡献不同, 按文献 [16] 建议的层错能 γ 的计算公式 (不计 C、Si 元素影响) 得到, 材料 A 的 $\gamma=18.6$, 而材料 C 的 $\gamma=35.3\text{mJ/m}^2$ 。表 2 表明, 层错能低的材料 A 具有较高的 D 值, 表明其相变诱发塑性能力比材料 C 强。尽管目前对相变诱导塑性机制还缺少研究, 较为普遍的看法是马氏体相变使奥氏体应力松弛导致了材料塑性增加, 由于 CrNi 不锈钢孪生是重要的变形机制, 层错能降低将使孪生变形易于进行从而产生较大的增塑效应。

由此可见, 为获得较高的相变诱发塑性, 作为材料设计, 除碳含量不宜过高外, 适当添加降低层错能元素是有利的。

3.3 应变速率对 D 的影响

由表 3 可见, 材料 A 随应变速率增加, ϵ_{ua} 、 ϵ_u 及 f 均减小, 但有趣的是 D 值却基本保持不变, 这表明在所试验的应变范围内, 应变速率对相变诱发塑性不产生明显的影响。

表 3 不同应变速率下 D 值的实验结果Table 3 Experimental values of D for different strain rates

$\dot{\epsilon}$	10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}	10^{-1}s^{-1}
ϵ_{ua}	0.185	0.165	0.149
f	0.96	0.92	0.88
ϵ_u	0.382	0.354	0.334
D	0.205	0.205	0.210

4 结 论

利用亚稳奥氏体不锈钢拉伸曲线的特点, 提出了表征相变诱发塑性增量的指标 $D = (\epsilon_u - \epsilon_{ua})/f$ 及 $D_I = D - D_E$ 。对于三种不同化学成分不锈钢的 D 值为 0.17~0.20, 碳含量增加 D 值下降, 而层错能降低则有利于 D 的增加。在本文的应变速率范围内, 应变速率对材料的 D 值不产生明显的影响。

参 考 文 献

- 1 V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr, R.Busch, *Trans.ASM*, **60**, 252(1967)
- 2 G.B.Olson, M.Azrin, *Metall.Trans.*, **9A**, 713(1978)
- 3 T.Minote, S.Torizuka, A.Ogawa, M.Niikura, *ISIJ International*, **36**(2), 201(1996)
- 4 G.B.Olson, M.Cohen, *Metall.Trans.*, **6A**, 791(1975)
- 5 R.G.Stringfellow, D.M.Parks, G.B.Olson, *Acta Metallurgica*, **40**, 1703(1992)
- 6 Y.Tomita, H.Harada, T.Iwamoto, *Trans.JSME(in Japanese)*, **60**, 1652(1994)
- 7 I.Tamura, *Metal Science*, **16**, 245(1982)
- 8 Y.Tomota, K.Tanabe, K.Kuroki, I.Tamura, *Trans.ISIJ*, **17**, 159(1977)
- 9 O.Matsumura, Y.Sakuma, H.Takechi, *Trans.ISIJ*, **27**, 570(1987)
- 10 A.Hanzaki, P.D.Hodgson, S.Yue, *Metall.Mater.Trans.*, **28A**(11), 2405(1997)
- 11 H.J.Koh, S.K.Lee, S.H.Park, S.J.Choi, S.J.Kwon, N.J.Kim, *Scripta Materialia*, **38**(5), 763(1998)
- 12 A.Itami, M.Takahashi, K.Ushioda, *ISIJ International*, **35**(9), 1121(1995)
- 13 周惠久, 朱金华, 何家文, *西安交通大学学报*, **30**(4), 1(1996)
(ZHOU Huijiu, ZHU Jinhua, HE Jiawen, *Journal of Xi'an Jiaotong University*, **30**(4), 1(1996))
- 14 张旺峰, 陈瑜眉, 朱金华, *西安交通大学学报*, **33**(10), 64(1999)
(ZHANG Wangfeng, CHEN Yumei, ZHU Jinhua, *Journal of Xi'an Jiaotong University*, **33**(10), 64(1999))
- 15 G.V.Kurdjumov, *Metall.Trans.*, **7A**, 999(1976)
- 16 R.E.Schramm, R.P.Reed, *Metall.Trans.*, **6A**, 1345(1975)