

应变速率对奥氏体不锈钢应变诱发 α' -马氏体转变 和力学行为的影响 *

刘 伟¹⁾ 李志斌²⁾ 王 翔³⁾ 邹 骅¹⁾ 王立新²⁾

1) 北京交通大学机械与电子控制工程学院, 北京 100044

2) 太原钢铁(集团)有限公司, 太原 030003

3) Department of Materials Science and Engineering, McMaster University, Hamilton,
ON., L8S 4L7, Canada

摘 要 以 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (慢速拉伸) 和 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (快速拉伸) 2 种应变速率对 EN1.4318 (AISI301L) 和 EN1.4301 (AISI304) 冷轧和退火态奥氏体不锈钢板试样 (厚度为 2 mm) 进行了拉伸实验, 用 TEM, SEM 以及 XRD 分析应变诱发 α' -马氏体转变机制和转变量. 结果表明, 相同应变速率拉伸时, EN1.4318 钢的 α' -马氏体转变量远远高于 EN1.4301 钢; 快速拉伸可明显抑制冷轧 EN1.4318 钢中 α' -马氏体的转变速率, 降低硬化率. 在均匀变形阶段, 2 种钢中 α' -马氏体的转变速率和转变量比慢速拉伸时有不同程度地下降, 而且冷轧比退火态更显著. 奥氏体稳定性较高的 EN1.4301 钢, 常温拉伸 α' -马氏体转变饱和值低于 0.3 (体积分数), 增强效果小, 快速拉伸导致较快发生塑性失稳和均匀延伸率大幅降低; 而对于层错能低、 α' -马氏体饱和值很高的 EN1.4318 钢, 快速拉伸则使抗拉强度大幅降低, 而且下降的幅度随 α' -马氏体饱和值增加而增大; EN1.4318 钢的应变速率敏感性远大于 EN1.4301 钢.

关键词 奥氏体不锈钢, 应变速率, 马氏体相变, 力学行为, 塑性失稳

中图法分类号 TG113

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)03-0285-07

EFFECT OF STRAIN RATE ON STRAIN INDUCED α' -MARTENSITE TRANSFORMATION AND MECHANICAL RESPONSE OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS

LIU Wei¹⁾, LI Zhibin²⁾, WANG Xiang³⁾, ZOU Hua¹⁾, WANG Lixin²⁾

1) School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044

2) Taiyuan Iron and Steel (Group) Co., Taiyuan 030003

3) Department of Materials Science and Engineering, McMaster University, Hamilton, ON., L8S 4L7, Canada

Correspondent: LIU Wei, associate professor, Tel: (010)51683938, E-mail: weiliu@bjtu.edu.cn

Supported by National High Technology R&D Program of China (No.2008AA030702)

Manuscript received 2008-08-29, in revised form 2008-11-11

ABSTRACT Tensile tests of cold rolled and annealed EN1.4318 (AISI301L) and EN1.4301 (AISI304) stainless steel sheet samples with 2 mm in thickness were performed at the strain rates of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (slow strain rate) and $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (fast strain rate). The mechanism and volume fraction of strain induced α' -martensite transformation were investigated by using TEM, SEM and XRD. The amount of strain induced α' -martensite in EN1.4318 is much higher than that in EN1.4301 when both steels are deformed at the same strain rate. Adiabatic heating caused by the fast strain obviously decreases the α' -martensite transformation rate and work hardening rate in cold rolled EN1.4318 steel. The amount of α' -martensite and transformation rate for both steels are reduced during uniform deformation compared with those at slow strain rate, this behavior is more significant in cold rolled steels than that in annealed ones. For the more stable EN1.4301 with low saturated amount of α' -martensite (<0.3, volume fraction), rapidly plastic instability and tremendous reduction of uniform elongation are due

* 国家高技术研究发展计划重点资助项目 2008AA030702

收到初稿日期: 2008-08-29, 收到修改稿日期: 2008-11-11

作者简介: 刘 伟, 女, 1963 年生, 副教授

to the small hardening effect at fast strain. In contrast, for EN1.4318 with low stacking fault energy and rather high saturated amount of α' -martensite, the tensile strength is significant decreased with increasing saturated amount of α' -martensite when deformation at fast strain. The strain rate sensitivity of EN1.4318 is much higher than that of EN1.4301.

KEY WORDS austenitic stainless steel, strain rate, α' -martensite transformation, mechanical response, plastic instability

奥氏体不锈钢是非稳态合金,在一定温度下以不同应变速率塑性变形会导致应变诱发 α' -马氏体转变速率和转变量的变化,从而表现出不同的力学行为,屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率和应变硬化率等性能指标都会随应变速率的变化发生明显改变^[1-3]. 应变速率对奥氏体不锈钢力学行为和塑性失稳的影响,直接关系到它在服役中的表现;具有优异冷加工成型性能的材料才能保证制备出高性能、高精度的零件;车辆碰撞要求板材通过变形能够吸收最大的冲击能量,以保证人员安全. 这些工程和应用方面的需求,使应变速率对应变诱发马氏体转变以及力学行为影响方面的研究更具有实际意义和应用价值.

研究^[1,2]证明,在实验室较容易控制和实现的应变速率范围内, 10^{-4} 和 10^{-2} s^{-1} 量级的应变速率造成的奥氏体不锈钢变形行为差异最大,分别代表了慢速和快速应变的行为特征. 应变速率对奥氏体不锈钢变形机制和 α' -马氏体转变的影响,在很大程度上依赖其奥氏体层错能和稳定性的大小,而变形温度和化学成分是影响奥氏体稳定性和层错能最重要的因素^[4,5]. 因此,本文选择了欧洲标准 EN1.4318(AISI301L) 和 EN1.4301(AISI304) 2 种奥氏体稳定性不同、而且被广泛用于塑性加工的不锈钢,研究上述 2 种应变速率对其冷轧和退火态拉伸均匀变形阶段应变诱发 α' -马氏体转变和力学行为的影响.

1 实验方法

选用化学成分如表 1 所示的 EN1.4318-2G(简称试样 1, 2G 表示冷轧加表面处理状态) 和 EN1.4301-2B(简称试样 2, 2B 表示冷轧状态) 厚度为 2 mm 的冷轧板,平行轧制方向、用线切割方法加工成如图 1 所示的厚 2 mm 拉伸试样,将加工好的拉伸试样进行 1050 °C/30 min 退火,为防止产生内应力,采用随炉冷却. 冷轧板的奥氏体晶粒直径为 40—60 μm , 退火试样的奥氏体晶粒直径为 80—110 μm . 试样 1 中 C, N 和 Ni 的含量比同类日本板材低,尤其是 Ni 的含量(质量分数)在 7% 以下,但添加了少量的 Cu 和 Mo 元素以增加奥氏体的稳定性;马氏体临界转变温度 M_s , M_{D30} 和层错能 γ_{SF} 的计算值也列

于表 1, M_{D30} 是发生 30% 塑性应变导致 50%(体积分数) α' -马氏体转变的温度. 可见,试样 1 的 M_s 和 M_{D30} 不仅比试样 2 高得多,也高于同类日本板材,层错能 γ_{SF} 也远远低于试样 2 和同类的日本板材^[9].

拉伸实验在大气常温、MTS 材料试验机上进行,采用控制工程应变速率方式加载,应变速率为 5×10^{-4} (慢速拉伸) 与 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (快速拉伸),拉伸方向与板材轧制方向相同,用扫描电镜 (SEM) 和透射电镜 (TEM) 分析变形微观组织和 α' -马氏体相变机理,用 X 射线衍射 (XRD, $\text{CoK}\alpha$) 和磁饱和仪对拉伸试样断口附近进行物相定量测定.

2 实验结果

2.1 拉伸变形行为

图 2 是 2 个试样冷轧态和退火态慢速拉伸和快速拉伸的工程应力 - 工程应变曲线,表 2 是各拉伸试样的力学性能. 从图 2 和表 2 中可以看出,4 种拉伸试样的屈服强度都随应变速率加快而升高,应变速率对 2 种冷轧态钢拉伸力学行为的影响大于对退火态钢的影响. 对冷轧态试样 1 主要表现为大幅度降低抗拉强度,延伸率变化很小;对冷轧态试样 2 则主要表现为大幅度降低延伸率,而抗拉强度变化很小. 对于 2 种钢的退火态,应变速率升高延伸率明显缩短,相比之下,抗拉强度降低较小. 从图 2a 可以看出,对试样 1,工程应力低于 650 MPa(真应力 750 MPa) 的低应变阶段,冷轧态和退火态试样的快速拉伸曲线高于慢速拉伸曲线;而在工程应力大于 650 MPa 的大应变阶段,两者相反. 冷轧态和退火态试样快速拉伸比慢速拉伸时的抗拉强度分别降低了 110 和 50 MPa. 从图 2b 可以看出,试样 2 冷轧态和退火态 2 种应变速率的拉伸曲线差异较小,流变应力在均匀应变阶段基本保持同步上升;快速拉伸使冷轧态和退火态的延伸率比慢速拉伸分别降低了 22% 和 15%,而抗拉强度都只降低了 10 MPa,可见,应变速率对冷轧态和退火态试样 2 的影响主要表现为较快导致塑性失稳和延伸率降低.

图 3 是 2 个试样冷轧态和退火态以 2 种应变速率拉

表 1 实验板材的化学成分, M_s , M_{D30} 温度和层错能 γ_{SF}

Table 1 Chemical compositions (mass fraction, %), M_s , M_{D30} and stacking fault energies γ_{SF} of the tested steels

Steel	C	Si	Mn	Cu	Mo	Ni	Cr	N	M_s , °C ^[6]	M_{D30} , °C ^[7]	γ_{SF} , mJ/m ² [8]
EN1.4318-2G (sample 1)	0.014	0.56	1.22	0.26	0.12	6.62	17.36	0.10	-66	42	6
EN1.4301-2B (sample 2)	0.056	0.52	1.29	0.37	0.18	8.34	17.75	0.052	-182	-14	17

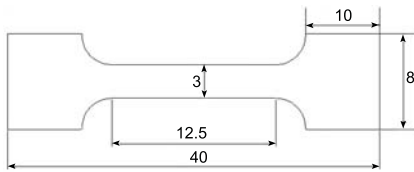


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Shape and size of the tensile sample (unit: mm)

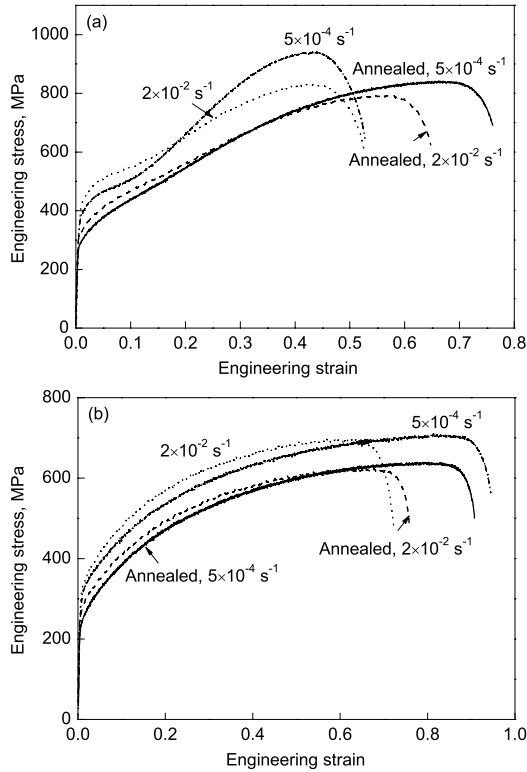


图 2 EN1.4318(试样 1) 和 EN1.4301(试样 2) 冷轧态和退火态的工程应力 - 工程应变曲线

Fig.2 Tensile curves of engineering stress vs strain under two strain rates for steels EN1.4318 (sample 1) (a) and EN1.4301 (sample 2) (b) cold-rolled and annealed at 1050 °C/30 min

表 2 拉伸试样的屈服强度、抗拉强度和延伸率

Table 2 Yield strength $\sigma_{0.2}$, ultimate tensile strength σ_b and ultimate elongation δ of the cold-rolled and annealed steels at two strain rates

Steel	$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$			$2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		
	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ
	MPa	MPa	%	MPa	MPa	%
Sample 1 rolled	365	940	52	405	830	52
Sample 1 annealed	275	840	76	315	790	65
Sample 2 rolled	290	705	94	310	695	72
Sample 2 annealed	225	640	91	255	630	76

伸均匀应变阶段的应变硬化率 - 真应变曲线和真应力 - 真应变曲线. 从图 3a 可以看出, 冷轧态和退火态试样 1 的 2 种应变速率拉伸的应变硬化率曲线都有上升和下降过程, 只是上升和下降的速度和幅度不同. 从 2 种应变速

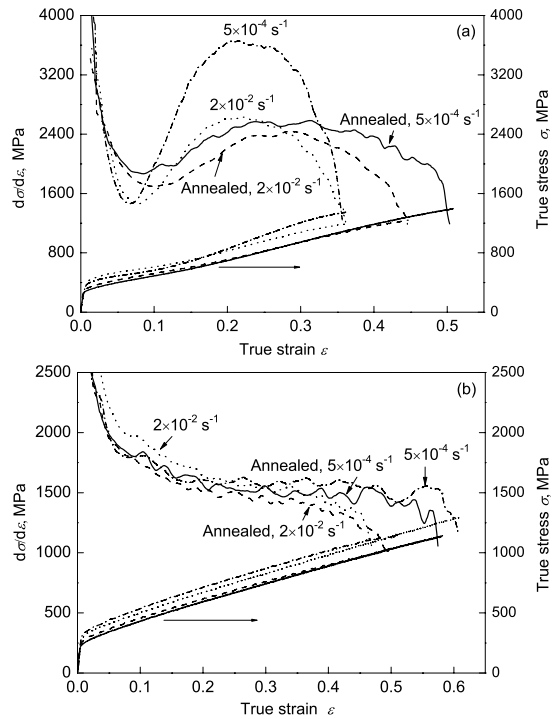


图 3 冷轧态和退火态试样在 2 种应变速率下的拉伸应变硬化率 - 真应变曲线与真应力 - 真应变曲线

Fig.3 Curves of work hardening rate vs true strain and true stress vs true strain for sample 1 (a) and sample 2 (b) stretched at two strain rates

率拉伸的应变硬化率曲线可以看出, 快速拉伸时硬化率曲线上升的高度降低, 而且冷轧态试样降低的幅度远远大于退火态试样. 冷轧态和退火态试样 1 慢速拉伸的硬化率曲线高度差远远大于其快速拉伸的高度差, 说明冷轧预变形对试样 1 低速拉伸硬化行为的影响大于快速拉伸. 从图 3b 可以看出, 试样 2 的应变硬化率曲线全部为单调下降过程, 而且冷轧态与退火态试样相同应变速率的硬化率曲线没有明显差别, 说明冷轧预变形对稳定性较高的试样 2 的应变硬化行为影响不大; 慢速拉伸硬化率曲线在应变大于 0.3 阶段比快速拉伸曲线下降缓慢, 推迟与应力曲线相交. 根据 Considère 塑性失稳准则, 当合金的应变硬化率等于拉伸流变应力, 即 $\sigma = d\sigma/d\varepsilon$ 时, 将发生塑性失稳, 延迟应变硬化率与拉伸曲线相交, 也就增加了均匀延伸率.

应变速率对钢拉伸力学行为的影响可用应变速率敏感性 β 描述, 即

$$\beta = (\sigma_1 - \sigma_2) / \ln(\dot{\varepsilon}_1 / \dot{\varepsilon}_2) \quad (1)$$

其中, σ_1 和 σ_2 分别为平均应变速率为 $\dot{\varepsilon}_1$ 和 $\dot{\varepsilon}_2$ 时产生相同应变量的流变应力. 将图 3 中均匀应变阶段数据代入式 (1), 得出 β 与应变量的关系, 如图 4 所示. β 值愈接近零, 其力学行为对应变速率的敏感性愈小; 而偏离愈大, 应变速率敏感性也就愈大. 可以看出, 2 种钢冷轧态比退火态具有更大的应变速率敏感性, 图中取 “- β ” 值是为了更直观地表达试样 1 的应变速率敏感性与应变速率降低

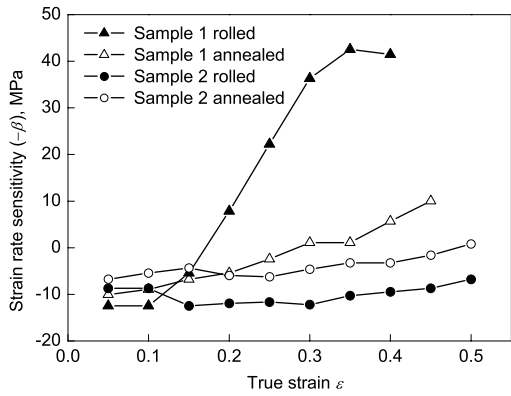


图 4 冷轧态和退火态试样的应变速率敏感性

Fig.4 Curves of strain rate sensitivity vs true strain for sample 1 and sample 2 cold-rolled and annealed

和应变增加的正比关系. 试样 1 冷轧态的“ $-\beta$ ”值在应变大于 0.1 以后快速线性上升, 应变大于 0.35 后开始下降; 退火态“ $-\beta$ ”值随应变增加小幅上升, 无下降过程. 试样 2 的“ $-\beta$ ”值随应变增加变化不大, 冷轧态和退火态的差别也不大, 说明冷轧预变形对其应变速率敏感性的影响也相对较小.

2.2 应变诱发 α' -马氏体转变

用 TEM 和 SEM 分析退火态试样 1 慢速拉伸过程的组织演变, 结果分别示于图 5 和 6. 由于试样 1 的 Ni 含量较低、层错能低, 变形组织中层错很多, 而且层错与层错之间、层错与平面位错之间相互交错、连接, 构成大尺寸剪切带, 剪切带中存有大量缺陷. α' -马氏体在变形缺陷密度较大的剪切带交点形核, 沿剪切带长大, 不同剪切带中的 α' -马氏体通过连接, 生长成不规则的条带状组织, 如图 5 所示. 图 6 是退火态试样 1 近断口处的 SEM 形貌. 在剪切带交点形核、生长的 α' -马氏体相互连接, 构成大网格框架和不规则条带, 与奥氏体相间分布, γ 和 α' 双相组织沿拉伸方向协同变形, 塑性变形和 α' -马氏体转变在各晶粒中的分布并不均匀.

用 X 射线衍射仪测试拉伸试样与轧制面平行的近断口部位的相组成, XRD 谱如图 7 所示. 可见, 慢速拉伸冷轧态试样 1 中的 α' -马氏体转变量比快拉的多. 慢速拉伸试样 1 退火态的 α' -马氏体转变量低于 2 种速率拉伸的冷轧态, 冷轧态试样 2 的 α' -马氏体转变量最少.

利用 GB8362-87 计算残余奥氏体量的方法, 定量计算图 7 中各试样中的 α' -马氏体相对体积分数, 用磁饱和仪测定其余 4 个拉伸试样相同部位的 α' -马氏体体积分数, 各试样的 α' -马氏体转变量列于表 3. 可见, 慢速拉伸试样中的 α' -马氏体转变量都高于快速拉伸的相同试样, 2 种钢冷轧态试样 α' -马氏体转变量都高于相同速率拉伸的退火态试样, 而且试样 1 的冷轧态与退火态的马氏体转变量相差较试样 2 大得多, 说明冷轧预变形对试样 1 应变诱发马氏体转变的影响更大.

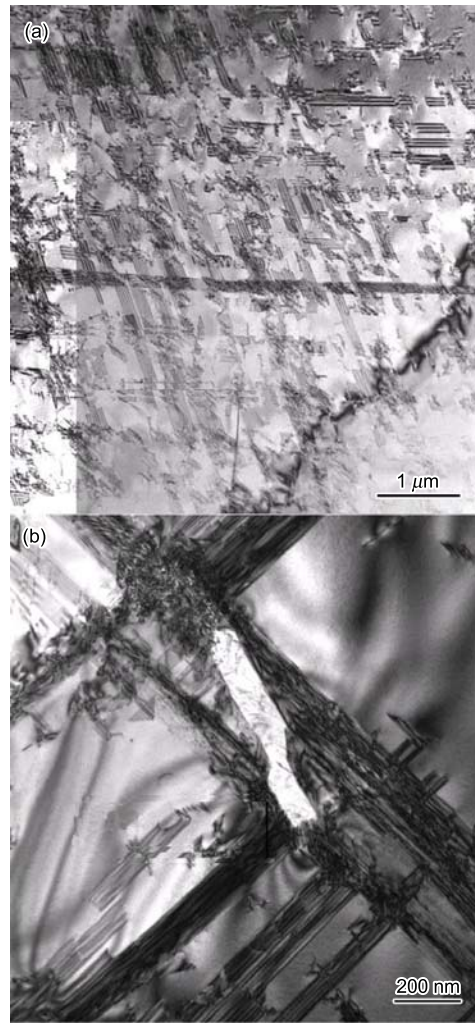


图 5 退火态试样 1 在 7% 应变时的 TEM 像

Fig.5 TEM images of annealed sample 1 after 7% true strain

- (a) tangled stacking faults and planar dislocations
- (b) nucleation of α' -martensite (bright lath) at the intersections of shear bands with more deformed defects

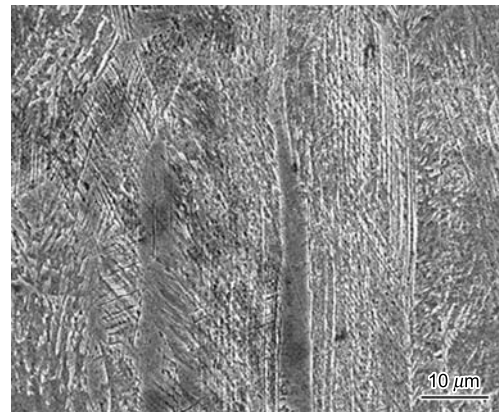


图 6 退火态试样 1 近断口处的 SEM 像

Fig.6 SEM image near fracture surface of annealed sample 1, net-like α' -martensites distributed with band-like structure

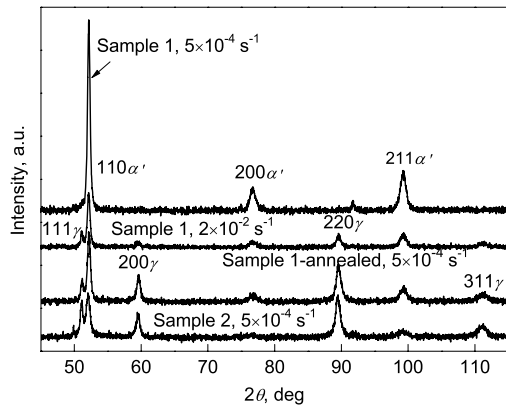


图 7 拉伸试样近断口处轧制平面的 XRD 谱

Fig.7 XRD patterns of rolling planes near fracture surface of the tested steels

表 3 拉伸试样的 α' -马氏体转变量Table 3 The volume fractions of α' -martensite in the tensile-tested steels at two strain rates

Steel	(volume fraction, %)	
	$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	$2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$
Sample 1 rolled	90	72
Sample 1 annealed	53	29
Sample 2 rolled	25	5
Sample 2 annealed	11	2

3 讨论

3.1 应变速率对奥氏体不锈钢力学行为的影响

奥氏体不锈钢为低层错能合金, 常温的塑性变形组织通常为平面排列位错和层错, 但是, 随应变速率加快和应变量增大, 仍然会形成位错缠结的胞状组织, 而且位错胞尺寸随应变速率加快和应变量增大而减小、胞壁变厚^[10]; 预应变的作用相当于增加应变量, 相同应变的位错胞更小, 并成为非等轴状, 位错密度也更大^[11]. 应力进一步升高, 还出现网格状机械孪晶^[10,12]. 金属的流变应力与位错密度的平方根成正比, 当金属以较快应变速率拉伸时, 应变阻力大, 屈服强度高. 对于奥氏体稳定性较低的试样 1, 应力低于 650 MPa 阶段 α' -马氏体转变量较少, 强化效果不明显, 快速拉伸的流变应力较高; 在应力大于 650 MPa 的大应变阶段, 快速拉伸的变形热导致试样温度升高, 增加了奥氏体的稳定性, α' -马氏体的转变速度和转变量低于慢速拉伸试样, 流变应力上升速度减慢, 抗拉强度也大幅降低.

奥氏体不锈钢的应变硬化率随应变增加而升高是发生应变诱发 α' -马氏体转变的结果, 硬化率上升的速度和幅度与 α' -马氏体的转变速度和转变量成正比^[13]. 因此, 应变硬化率与应变的关系主要反映应变速率对应变诱发 α' -马氏体转变的增强与增塑效果的影响. 试样 1 冷轧态慢速拉伸的应变硬化率最大值比相同速率拉伸的退火态和快速拉伸的冷轧态硬化率最大值高 1000 MPa 以上, 这是因为冷轧预变形储存在组织中的剪切带和弹性应

变能加速了慢速拉伸初期 500—1000 MPa 阶段的马氏体转变, 而快速拉伸明显抑制了这一加速效应, 使 α' -马氏体的转变速度和转变量大大降低、增强效应减小. 由于试样 2 的奥氏体稳定性较高, 马氏体转变主要发生在应变大于 0.3 以后, 而且转变速度慢、饱和度低, 因此, 其硬化率没有上升过程, 慢速拉伸后期的 α' -马氏体转变只推迟了硬化率曲线的下降和与应力曲线相交, 增加了均匀延伸率, 但增强效果不明显.

奥氏体不锈钢在常温拉伸变形不能导致 100% 的 α' -马氏体转变, 组织中总有部分奥氏体残留, 当 α' -马氏体转变很慢或停止时, 也就意味着即将在奥氏体中发生塑性失稳, 快速拉伸的变形组织和热效应都不利于 α' -马氏体转变^[14], 必然导致过早发生塑性失稳.

冷轧态试样 1 与刘伟等^[9]研究的 SUS301L-DLT 和 CN301L-DLT 是同一硬化等级的 301L 冷轧板, 而且, 拉伸过程的应变诱发 α' -马氏体转变饱和值也非常接近. 但是, 由于试样 1 的 Ni 含量低, 奥氏体的稳定性和层错能低, 低速拉伸的硬化率曲线与前文中的 2 种冷轧板非常不同, 它在塑性变形开始不久就迅速上升、下降, 并很快与应力曲线相交、发生塑性失稳, 导致其均匀延伸率大大低于 SUS301L-DLT 和 CN301L-DLT 同类板材.

快速拉伸使 2 种冷轧态钢均匀变形阶段的 α' -马氏体转变量分别比慢速拉伸减少了 0.18 和 0.2, 但抗拉强度却分别降低了 110 和 10 MPa. 可见, 影响流变应力的因素不只是马氏体的转变量, 应变在 γ 和 α' -马氏体两相中如何分配才是决定 α' -马氏体的强化机制和强化效果的关键因素. 对于由 fcc 和 bcc 组成的双相合金, 两相的晶粒尺寸和分布是影响变形行为的重要因素. 变形初始, 外加应变在两相中的分配并不均衡, 应变的分配由两相固有的流变行为和应变硬化特性决定, 通常是 bcc 硬相的应变小于 fcc 软相; 随变形增大, 相界逐渐成为影响变形机制和塑性的主导因素, 通过应变及塞积位错在相界区域的分配, 滑移从 fcc 相转移到 bcc 相, 相界的作用可近似看作单相合金的晶界^[13,15]. 奥氏体不锈钢的变形行为比 fcc 和 bcc 双相合金更复杂, 变形过程中 α' -马氏体的相对量和分布在不断变化, γ 相中的应变远远大于 α' -马氏体相, 两相中的应变也都处于变化之中^[16]. 假设在应变足够大时, 各相中应力均等, α' -马氏体体积分数就成为决定应变在 γ 和 α' -马氏体相中如何分配的主要因素. 当 α' -马氏体转变量低于 0.3 时, α' -马氏体相的作用与机械孪晶相似, 奥氏体被 α' -马氏体分割, 有效晶粒尺寸减小, 奥氏体的位错密度增加, α' -马氏体的作用只是间接强化、效果较小^[2]. 由于 α' -马氏体量在大于 0.3 时连接成网, 奥氏体变形困难, 增强效应也由此增大, 流变应力随 α' -马氏体量增多迅速增大. 因此, 对于 α' -马氏体饱和值很高的试样 1, 快速拉伸减少 α' -马氏体转变量的

直接结果是抗拉强度明显下降; 而 α' -马氏体饱和值低于 0.3 的试样 2, 快速拉伸对强度指标的影响很小, 而是导致集中应变较快发生, 缩短均匀延伸率。

应变速率敏感性反映的是应变速率对拉伸流变应力的影响, 基于与上述相同的原因, 奥氏体稳定性低、马氏体转变量大的试样 1 表现出更大的应变速率敏感性; 与之相反, 试样 2 对应变速率敏感性较小。经过预变形的冷轧态比退火态 α' -马氏体转变量多, 也因此具有更大应变速率敏感性。

3.2 应变速率对应变诱发 α' -马氏体转变的影响

应变速率对奥氏体不锈钢变形行为的影响源于其对应变诱发 α' -马氏体转变的影响。在大气中拉伸, 10^{-4} s^{-1} 速率的变形热效应对应变诱发 α' -马氏体转变影响很小, 可以忽略; 金属在大气中快速拉伸因变形热引起的温度升高 ΔT 可由下式计算:

$$\Delta T = (h/\rho c) \int \sigma d\varepsilon \quad (2)$$

其中, ρ 为材料密度, c 是比热容, $h=0.95$ 为变形功转换成热量的系数, σ 为平均真应力, ε 为真应变。对于奥氏体不锈钢, 取 $\rho=79 \text{ kg/m}^3$, $c=500 \text{ J/(kg} \cdot \text{ }^\circ\text{C)}$ 。由式 (2) 可知, 拉伸过程中试样的温升正比于应变和平均应力, 应变增大温升增加。拉伸中试样的实际应变分布并不均匀, 试样中心点的应变和温升最高, α' -马氏体转变量也最多^[3]。将 2 种冷轧态和退火态试样拉伸数据代入式 (2), 计算出各试样以 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 快速拉伸均匀应变阶段的温升为 70—80 $^\circ\text{C}$, 试样变形开始和结束之间有如此大的温差, 势必影响 α' -马氏体的转变和变形行为。

应变诱发 α' -马氏体转变与热力学自发转变和应力辅助转变的最大区别在于: 应变诱发 α' -马氏体转变不但在塑性变形中创造形核点, 还需由外加应力作为机械驱动力, 补充热力学驱动力不足的部分, 因此, 不会因为马氏体相变的应变增量影响流变应力的持续快速上升^[17,18]。变形温度愈接近马氏体热力学自发转变的最高温度 M_s , 所需的机械驱动力愈小; 愈接近应变诱发马氏体转变的最高温度 M_d , 所需的机械驱动力愈大, 高于 M_d 将不再有马氏体转变。 α' -马氏体通常在塑性变形剪切带交点或晶界等缺陷密集的部位形核, 是因为这些部位的原子能量相对较高, 可以满足相变所需的驱动力^[19]。理论上, 只要变形流变应力足以提供相变所需的驱动能量, 就可以发生应变诱发 α' -马氏体转变。

在层错能低的奥氏体不锈钢变形组织中 $1/6\langle 211 \rangle \gamma$ 剪切类缺陷 (层错和 hcp 的 ε 相) 较多, 平面位错相对较少, 随应变速率加快和温度升高平面位错随之增多。本文中试样 1 的变形组织中层错类缺陷较多, 而试样 2 中平面位错较多。近期的相关研究^[4,19] 显示, 温度和应变速率对 α' -马氏体转变的影响, 皆因这些因素导致层错能发生

变化, 层错类缺陷交点的原子排列更利于向 α' -马氏体晶格转变。在快速拉伸过程中, 试样随应变增加温升增大, 奥氏体层错能 γ_{SF} 也升高, α' -马氏体相变热力学驱动力减小, 所需的机械驱动力在变形中动态增加, 热效应导致奥氏体硬化率动态降低、流变应力上升减慢, 在这两方面因素综合作用下, 尽管应变速率高能产生较多的剪切带, 但达不到相变驱动能量, α' -马氏体转变速度减慢、转变量减少。在层错能和稳定性相对较高的奥氏体不锈钢中, 马氏体转变通常在较大应变时发生, 而且马氏体本身的强化效应对流变应力的贡献也是促使 α' -马氏体转变加速和增加转变量的重要因素。如果变形热导致的温升在马氏体转变开始就达到或接近 M_d , 转变就不能进行, 奥氏体稳定性较高的试样 2 快速拉伸时就接近这种状况。

2 种钢退火态比冷轧态试样的 α' -马氏体转变量少, 还有一个不可忽略的原因, 就是退火试样的晶粒较粗大, 通常晶粒细的奥氏体不锈钢中 α' -马氏体转变量较多, α' -马氏体相变的增强与增塑效果也更强^[20]。由于晶界区域的应力集中, α' -马氏体除在剪切带交点形核, 也在剪切带与晶界的相交部位以及三向晶界交角处形核^[21]。而且细晶粒奥氏体中 α' -马氏体转变更均匀, 组织观察也证明粗晶粒的奥氏体不锈钢中 α' -马氏体分布不均匀性较大, 这也是导致其较快发生塑性失稳的重要原因之一。

4 结论

(1) 应变速率对奥氏体不锈钢变形行为的影响源于其对应变诱发 α' -马氏体转变的影响。快速拉伸的变形热不同程度地抑制了试样 1 和试样 2 的 α' -马氏体转变, α' -马氏体的转变量低于慢拉的相同试样; 相同速率拉伸, 试样 1 的 α' -马氏体转变量远远高于试样 2, 冷轧态高于退火态。

(2) 应变速率对试样 1 拉伸行为的影响大于试样 2, 对冷轧态的影响大于退火态; 快速拉伸的影响在大应变阶段更加明显, 试样 1 高于 650 MPa 的流变应力比慢拉的低, 试样 2 应变大于 0.3 的硬化率比慢速拉伸的下降快。试样 1 的应变速率敏感性远远大于试样 2, 冷轧预变形能增大 2 种钢的应变速率敏感性。

(3) 快速拉伸明显抑制了冷轧预变形对试样 1 中 α' -马氏体转变的加速作用, α' -马氏体转变速度下降、硬化率降低, 而对奥氏体稳定性和层错能较高的冷轧态试样 2 影响很小。

(4) 试样 2 常温应变诱发 α' -马氏体转变饱和值低于 0.3 (体积分数), 快速拉伸导致的 α' -马氏体量减少主要降低均匀延伸率, 对强度影响很小; 而试样 1 的层错能低、 α' -马氏体转变饱和值很高, 快速拉伸大幅降低抗拉强度, 而且降低的幅度随 α' -马氏体饱和值增加而增大。

文中的 TEM 分析工作是在 McMaster 大学完成的, 感谢导师 Embury J D 教授在访问研究期间所给予的悉心指导和大力支持。

参考文献

- [1] Lichtenfeld J A, Mataya M C, Tyne C J V. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 147
- [2] Talonen J, Nenonen P, Pape G, Hanninen H. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 421
- [3] Kumar A, Singha L K. *Metall Mater Trans*, 1989; 20A: 2857
- [4] Talonen J, Hanninen H. *Acta Mater*, 2007; 55: 6108
- [5] Byun T S, Hashimoto N, Farrell K. *Acta Mater*, 2004; 52: 3889
- [6] Angel T. *J Iron Steel Inst*, 1954; 177: 165
- [7] Nohara K, Ono Y, Ohasi N. *J Iron Steel Inst*, 1977; 63: 772
- [8] Schramm R E, Reed R P. *Metall Trans*, 1975; 6A: 1345
- [9] Liu W, Li Q, Jiao D Z, Zheng Y, Li G P. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 775
(刘 伟, 李 强, 焦德志, 郑 毅, 李国平. 金属学报, 2008; 44: 775)
- [10] Zhang H W, Hei Z K, Liu G, Lu J, Lu K. *Acta Mater*, 2003; 51: 1871
- [11] Lee W S, Lin C F. *Metall Mater Trans*, 2002; 35A: 2801
- [12] Byun T S. *Acta Mater*, 2003; 51: 3063
- [13] Spencer K. *PhD Thesis*, McMaster University, Ontario, 2002
- [14] Ferreira P J, Sande J B V, Amaral M. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 3091
- [15] Sinclair C W, Embury J D, Weatherly G C. *Mater Sci Eng*, 1999; A272: 90
- [16] Han H N, Lee C G, Oh C S, Lee T H, Kim S J. *Acta Mater*, 2004; 52: 5203
- [17] Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1982; 13A: 1907
- [18] Olson G B, Azrin M. *Metall Trans*, 1978; 9A: 731
- [19] Sinclair C W, Hoagland R G. *Acta Mater*, 2008; 56: 4160
- [20] De A K, Speer J G, Matlock D K, Murdock D C, Mataya M C, Comstock R J. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 1875
- [21] Das A, Sivaprasad S, Ghosh M, Chakraborti P C, Tarafder S. *Mater Sci Eng*, 2008; A486: 283