微轧制下高碳马氏体钢的超延展性与尺度效应

于庆波^{①②*}, 刘相华^①, 孙莹^②, 宋孟^①, 高玉明^②

① 东北大学研究院, 沈阳 110189;

② 徐州工程学院机电工程学院, 徐州 221008

* E-mail: qingboyu1970@163.com

收稿日期: 2015-05-04; 接受日期: 2015-07-23

国家自然科学基金(批准号: 51374069)、江苏省自然科学基金(批准号: BK20131123)、江苏省“六大人才高峰”项目(批准号: 2012-ZBZZ-007)和住房和城乡建设部研究开发项目(批准号: 2013-k4-28, 2014-k4-005)资助

摘要 高碳淬火钢难以在室温下发生塑性变形, 人们曾将此现象归因于成分(碳含量过高)和组织(马氏体塑性差), 未考虑几何尺寸的影响. 为此, 本研究在室温下对厚度为 400 μm 的 9SiCr 淬火马氏体钢进行微轧制实验, 发现微轧制下实验钢的塑性良好, 延展率达 200% 以上, 且硬度比淬火态提高了 39%. 本文对此新发现进行了研究. 首先, 负辊缝轧制使横向压应力增大, 同时由于单位体积的接触表面积变大, 而引起纵向压应力和垂直方向压应力同时增大, 因而静水压力增加. 这些因素有利于抑制轧件边裂、头部劈裂以及轧件内部缺陷生成和扩展, 致使塑性改善. 这一现象可以用传统理论进行解释, 属于第一类尺度效应. 其次, 由于位错和孔洞一旦到达试样表面就会释放和消失, 所以轧件的比表面积越大对提高塑性越有利. 因此, 比表面积充分大的薄轧件已不能视为均匀连续、各向同性的理想材料, 其表面效应属于第二类尺度效应. 实验结果表明: 长期以来认为高碳马氏体组织塑性差的认识在薄轧件轧制中受到挑战, 需要同时考虑两种尺度效应, 才能深入认识其力学表现和物理本质.

关键词

高碳马氏体钢
超延展性
尺度效应
静水压力
微轧制

1 引言

自 1895 年法国学者 Osmond 将淬火后的高碳钢显微组织命名为马氏体^[1]以来, 高硬度就成了高碳马氏体的显著标志. 高碳马氏体的硬度随碳含量的增加而升高, 当含碳质量分数达到 0.6% 时, 淬火钢硬度接近最大值. 然而, 高硬度却往往伴随着塑性的急剧下降, 硬度与塑性之间“倒置关系”^[2~4]制约了高碳马氏体钢的塑性成形能力. 按照传统金属学理论^[5], 室温下使高碳马氏体钢发生大塑性变形是不可思议

的. 然而, 最新研究表明, 如果材料的尺度小到一定程度, 当受到微拉伸^[6~10]、微镦粗^[11,12]、微弯曲^[13~16]、微冲裁^[17,18]、微压痕^[19,20]、微扭转^[21]等微成形作用时, 会出现明显的尺度效应. 尺度效应不仅导致材料的力学性能、破坏行为等方面与宏观块体迥然不同, 而且经典力学的本构关系在微尺度领域也难以适用. 因此, 基于尺度效应而开展的微成形工艺在带来全新理论的同时, 也为破解材料加工领域的难题提供了新的途径.

为了对微成形进行深入研究, 研制了具有超强

引用格式: 于庆波, 刘相华, 孙莹, 等. 微轧制下高碳马氏体钢的超延展性与尺度效应. 中国科学: 技术科学, 2015, 45: 1187–1194

Yu Q B, Liu X H, Sun Y, et al. Extreme extensibility and size effects of high-carbon martensitic steel subjected to micro-rolling (in Chinese). Sci Sin Tech, 2015, 45: 1187–1194, doi: 10.1360/N092015-00143

减薄功能的微轧制设备, 称为 3M 轧机 (micro metal-forming mill). 该轧机可进行压缩、剪切、拉伸组合轧制, 最小厚度可达微米级^[22]. 采用 3M 轧机对 9SiCr 淬火钢进行微轧制实验, 希望以此突破高碳马氏体钢这类硬脆材料难以塑性变形的瓶颈.

2 实验材料及方法

实验材料为 9SiCr 钢, 其化学成分如表 1 所示. 首先将几何尺寸为 $\phi 20\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的原料进行 $820^\circ\text{C} \times 1.5\text{ h}$ 加热保温后淬火处理 (水淬), 然后用砂纸磨去试样表面的氧化层, 最后用线切割机分别加工出两种厚度试样: $1200\text{ }\mu\text{m}$ 厚的试样 A, $400\text{ }\mu\text{m}$ 厚的试样 B.

室温下的微轧制实验在所述的 3M 轧机上进行, 如图 1 所示. 该轧机工作辊直径 50 mm , 支撑辊直径 100 mm , 辊面宽 120 mm , 名义轧制速度 40 mm/s (未考虑前滑), 微轧制工艺参数如表 2 所示.

表 1 实验钢的化学成分 (wt%)

元素	C	Si	Cr	S	P	Fe
含量	0.86	1.25	1.05	<0.03	<0.03	Bal.

图 1 (网络版彩图) 自主研制开发的 3M 微成形轧机

表 2 9SiCr 淬火钢微轧制工艺参数

轧制参数	道次	轧前厚度 (μm)	轧后厚度 (μm)	压下率 (%)
试样 A	1	1200	1103	8.0
	1	400	299	25.3
	2	299	238	20.4
试样 B	3	238	159	33.2
	4	159	121	23.9
	5	121	97	19.8

将淬火态以及冷轧态的实验样品制成金相试样, 金相试样经过机械研磨、抛光后, 用 4% 的硝酸酒精腐蚀, 并通过光学显微镜 (Leica DM2700) 和扫描电镜 (FEI Quanta 600) 进行显微组织观察, 观察面为试样的纵截面. 利用维氏硬度计 (THV-5M) 对淬火态以及冷轧态的试样进行显微硬度测试, 施加载荷 0.5 kg , 加载时间为 15 s .

3 实验结果

3.1 高碳马氏体钢的轧制延展率

为了真实反映轧制过程中高碳马氏体钢圆片的塑性, 参考单向拉伸时延伸率的表示方法, 采用延展率 β 来计算相对变形量:

$$\beta = \frac{l_{\max} - \phi}{\phi}, \quad (1)$$

其中 $l_{\max}$ 为轧后试样的最大长度, ϕ 为轧前圆片直径.

观察和计算表明, 厚度为 $1200\text{ }\mu\text{m}$ 的试样只经过一道次轧制, 其头部和边端部出现裂纹, 延展率仅为 8%, 如图 2(a) 所示. 相比之下, 厚度为 $400\text{ }\mu\text{m}$ 高碳马氏体钢, 经多道次轧制后试样仍然完好无损 (图 2(b)), 延展率达到 215% (图 2(c)), 并且具有很好的弹性 (图 2(d)). 此前, 高碳淬火钢冷轧达到如此大的延展率尚未见报道.

3.2 微轧制过程中 9SiCr 马氏体钢硬度的变化

$400\text{ }\mu\text{m}$ 厚的试样 B 随着延展率的加大, 其硬度也在逐步提高, 如图 3 所示. 试样 B 最初的淬火态硬度为 610 HV , 经过 5 道次微轧制后, 硬度达到 850 HV , 比淬火态提高了 39%.

3.3 微轧制过程中 9SiCr 马氏体钢显微组织的演变

$400\text{ }\mu\text{m}$ 厚 9SiCr 马氏体钢的原始显微组织如图 4(a) 所示, 除了针状马氏体和板条马氏体之外, 还可观察到二次渗碳体沿原奥氏体晶界分布 (图 4(a) 中的白色部分), 同时观察到原奥氏体晶粒呈等轴状, 平均直径约为 $28\text{ }\mu\text{m}$. 第一道次微轧制后沿轧件厚度方向可观察到原等轴晶被拉长, 马氏体组织趋于沿轧制方向排列, 如图 4(b) 所示; 第二道次微轧制后晶粒被进一步拉长, 马氏体组织沿轧制方向排列明显, 如

图2 (网络版彩图)不同厚度9SiCr 马氏体钢的冷轧塑性比较
(a) 微轧制前后试样 A 的形貌; (b) 微轧制前后试样 B 的形貌; (c) 延展率 215% 的试样 B; (d) 延展率 215% 的试样弯曲变形

图 4(c)所示; 第三道次微轧制后延展率已达到 100%, 剧烈塑性变形已使原奥氏体晶界、马氏体形貌变得模

图3 不同延展率下 400 μm 厚 9SiCr 马氏体钢的硬度

糊不清, 只能观察到平行于轧制方向的纤维组织, 如图 4(d)所示。

4 讨论

淬火态 9SiCr 钢的硬度高达 610 Hv, 马氏体钢具有如此高的硬度是因为固溶强化、相变强化和时效强化三种强化方式共同作用的结果。尽管理论上还可通过形变强化方式使其硬度得到进一步提高, 然而实验结果表明, 厚度为 1200 μm 的试样 A 在延展率仅为 8% 时就在头部和边端部出现裂纹(图 2(a)), 这表明通过冷轧变形提高常规尺度高碳淬火钢的硬度是难以做到的。为了研究几何尺度对塑性的影响, 制备了 400 μm 厚的 9SiCr 马氏体钢, 令人惊喜地发现淬火态 9SiCr 薄轧件实现了无缺陷冷轧大变形, 延展率达到 215%。9SiCr 马氏体钢形变的同时, 加工硬化也在发生, 因形变强化而使 9SiCr 马氏体钢的硬度提高了 39%, 达到 850 Hv。这些结果让我们不得不重新审视“尺度效应”的作用, 需要研究微轧制不同于常规轧制的变形行为。

4.1 负辊缝轧制的作用

分析可知, 如果轧件厚度小于或等于轧机牌坊与辊系在垂直方向的弹性变形量时, 必须采用负辊缝轧制才能实现对轧件的压缩变形。具体做法是: 在轧件咬入辊缝之前, 施加适当的预压紧力把上下两支轧辊预先压靠, 轧件咬入后在轧制力的作用下, 轧机和轧辊的进一步弹性变形导致在轧件宽度范围内出现与轧件厚度近似相等的有载辊缝(忽略轧件在离开变形区后的弹性变形), 在轧件宽度范围之外上下两支轧辊仍然保持接触状态, 如图 5(b)所示。此时

图4 (网络版彩图)不同延展率下 9SiCr 马氏体钢沿厚度方向的显微组织
(a) $\beta=0$; (b) $\beta=25\%$; (c) $\beta=50\%$; (d) $\beta=100\%$

图5 (网络版彩图)正常辊缝轧制与负辊缝轧制对比
(a) 正常辊缝轧制; (b) 负辊缝轧制

轧件横向流动受到轧辊的限制, 与正常辊缝轧制(图 5(a))相比, 边端部产生更大的横向压应力. 此压应力有利于抑制轧件边部裂纹的出现和扩展.

实验中观察到, 轧制 $1200\ \mu\text{m}$ 厚的试样 A 时, 属于正常辊缝轧制(图 5(a)), 但是塑性很差的马氏体淬火钢会出现边裂等问题. 而轧制 $400\ \mu\text{m}$ 厚的试样 B

时, 是负辊缝轧制(图 5(b)), 边裂现象消失. 由此可见, 负辊缝轧制可以使薄轧件具有更好的塑性, 这是高碳马氏体钢获得超延展性的一个外部原因.

4.2 薄轧件静水压力的作用

在轧件头部且接近变形区出口位置选取一段单元体进行力平衡分析, 如图 6 所示. 为了分析问题方便, 假设在压下量相同的情况下轧件表面摩擦力近似相等, 且不考虑外加张力的作用.

由于所选取的单元体接近变形区出口, 所以接触角 ϕ 很小, 近似取 $\cos\phi\approx 1$, $\sin\phi\approx 0$, 单位宽度单元体 x 方向上的力平衡方程为

$$h\sigma_x - 2\Delta l\tau_{zx} = 0, \quad (1)$$

图6 接近变形区出口处单元体的受力情况

其中 h 是单元体的厚度, Δl 是单元体的长度, τ_{zx} 是表面摩擦应力. 轧制方向的压应力为

$$\sigma_x = \frac{2\Delta l \tau_{zx}}{h}. \quad (2)$$

我们注意到: 当薄轧件的厚度远小于普通轧件厚度时, 单位体积薄轧件所具有的与轧辊接触表面积 λ (简称接触比表面积) 急剧增大. 取变形区中长度为 Δl 、厚度为 h 、宽度为 b 的单元体作为研究对象, 则接触比表面积可如下计算:

$$\lambda = \frac{2\Delta l \times b}{h \times \Delta l \times b} = \frac{2}{h}. \quad (3)$$

由(3)式可知, 轧件越薄接触比表面积越大. 例如: 200 mm 厚的连铸坯热轧时接触比表面积约为 0.01/mm, 2 mm 冷轧带材的接触比表面积约为 1/mm, 而 2 μm 极薄带的接触比表面积高达 1000/mm. 这三者的比例为 1: 100: 100, 000, 可见轧制薄轧件或极薄轧件时不能忽略接触比表面积的影响. 将(3)式代入(2)式, 有

$$\sigma_x = \lambda \Delta l \tau_{zx}. \quad (4)$$

可见接触比表面积越大, 压应力 σ_x 也越大, 薄轧件的 σ_x 远大于普通轧制. 顺便指出, 对薄轧件或极薄轧件来说, 变形区内的接触表面积远远大于侧表面积, 二者之比近似等于宽度与厚度之比, 举例来说, 宽度 100 mm, 厚度 0.01 mm 的极薄带, 侧表面积只有接触表面积的 1/10000, 此时工程上可忽略侧表面积, 认为接触比表面积等于比表面积 (单位体积的表面积).

由于 z 方向为主加载方向, σ_z 和 σ_x 均为压应力, 根据 Tresca 屈服准则, 有

$$\sigma_z - \sigma_x = 2k, \quad (5)$$

其中 k 为屈服剪应力, 经过变换可得

$$\sigma_z = \sigma_x + 2k, \quad (6)$$

(6)式表明, 压应力 σ_z 随着 σ_x 的增大而增大. 这里, 薄轧件的轧制可以简化为平面应变变形, 此时有

$$\sigma_y = \frac{\sigma_x + \sigma_z}{2}. \quad (7)$$

综合(2)~(7)式可知, 随着轧件的变薄, 压应力 σ_x , σ_y 和 σ_z 均分别增大. 由(8)式可知, 静水压力 p 也相应增大.

$$p = \sigma_m = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3}. \quad (8)$$

上述分析表明, 轧制薄轧件可产生很大的静水

压力, 而静水压力变大有利于阻止和抑制轧件内部微裂纹和微孔洞的形成和扩展. 尽管在多道次轧制中高碳马氏体钢变得更硬, 但大的静水压力仍然可使它冷轧成形, 从而获得超延展率.

综上可知, 因负辊缝引起的横向压应力变大, 以及因接触比表面积大导致的纵向压应力和静水压力的增加, 这些使塑性提高的机制可用传统理论来解释, 因而可归为第一类尺寸效应^[23].

4.3 表层组织的作用

无论是常规尺度试样还是微尺度试样, 都可以认为是由表层组织和内部组织两部分组成. 这里定义长度为 l , 宽度为 b , 厚度为 h 的试样, 其靠近表面的一层 (厚度约一个晶粒的平均厚度) 为表层组织, 其余部分称为内部组织. 轧制中表层组织比例的物理意义是指与轧辊接触的表层组织体积与变形区总体积之比, 称为表层比 ω , 可由下式表示:

$$\omega = \frac{2t \times b \times l}{h \times b \times l} = \frac{2t}{h} = \lambda t. \quad (9)$$

对于厚度为 H 、晶粒平均尺寸为 t_H 的常规尺度试样 (图 7(a)), 其表层比为 $\frac{2t_H}{H} = \lambda_H t_H$; 厚度为 h 、晶粒平均尺寸为 t_h 的薄轧件 (图 7(b)), 其表层比为 $\frac{2t_h}{h} = \lambda_h t_h$. 显然, 当薄轧件厚度 $h \ll H$ 时, 其表层比远大于普通轧制, 因此有

$$\frac{2t_h}{h} \gg \frac{2t_H}{H} \text{ 或 } \lambda_h t_h \gg \lambda_H t_H. \quad (10)$$

(10)式表明: 试样越薄, 比表面积越大, 表层比也越大. 有三种极端情况: 一是整个轧件厚度方向只有两层晶粒, 如图 7(c)所示, 几乎全部可看作表层组织, 此时 $\omega=1$; 二是厚度方向仅有一层晶粒, 如图 7(d)所示, 此时表层比取得最大值为 $\omega=2$; 三是普通轧制, 如图 7(a)所示, 轧件厚度远远大于晶粒尺寸, 此时表层比 ω 近似为零, 其物理意义是表层组织的作用可忽略不计. 因此表层比 ω 可由下式表示:

$$\omega = \begin{cases} 2, & t = h, \\ 1, & t = \frac{h}{2}, \\ \frac{2t}{h}, & t < h, \\ 0, & t \ll H. \end{cases} \quad (11)$$

图7 (网络版彩图)塑性加工中表层组织比例示意图

(a) 普通轧件; (b) 极薄轧件; (c) 双层晶轧件; (d) 单层晶轧件

塑性变形过程中, 试样表层组织与内部组织表现出较大的差异. 例如, 位错在内部组织中容易聚集和塞积, 而在表层组织中容易释放和缓解, 其流变应力及其它性能参数必然受到影响; 内部组织中的微孔洞、微裂纹等微观缺陷运动到表层组织后将减少甚至消失, 从而使破坏作用降低. 这些发生在表面组织的特殊现象很难用传统理论解释, 可被归为第二类尺寸效应^[23].

根据上述实验结果和相关分析, 作者认为: 表层比 ω 是影响材料塑性的一个重要因素, 轧件厚度小于某一门槛值(等效于表层比达到临界值)后, 原来塑性很差的金属也能表现出良好的塑性. 本文研究发现, 厚度 $400\text{ }\mu\text{m}$ 是9SiCr淬火钢表层比的门槛值. 不同成形条件下表层比门槛值的大小以及第二类尺寸效应的深层次机理还需要开展深入的研究.

4.4 微成形过程中影响材料性能的因素

本文实验结果表明: 在微成形领域, 材料性能不仅与材料的成分、组织/结构、工艺有关, 也与工件的尺寸有关. 即使像淬火态9SiCr钢这样硬脆材料, 当其厚度尺寸达到临界值后, 也能表现出良好的塑性. 因此, 当对极薄带轧制(二维材料)、极细丝拉拔(一维材料)等低维材料进行塑性成形时, 应该从更广阔的视野去考量“成分、组织/结构、工艺、尺度、性能”之间的关系, 如图8所示.

5 结论

本文采用微轧制方法使 $400\text{ }\mu\text{m}$ 厚9SiCr淬火态马氏体钢产生了大的塑性变形, 经5道次轧制后, 延展率超过200%, 而且维氏硬度达到850HV, 比淬火态硬度增加了39%.

分析表明, 9SiCr淬火态马氏体钢在微轧制过程中存在两类微尺度效应. 第一类尺寸效应: 负辊缝轧制以及接触比表面积变大, 使得横向、纵向、垂直方向的压应力增加导致静水压力变大, 这有利于抑制轧件边裂和头部劈裂, 并且能够阻止轧件内部缺陷的产生与扩展, 从而避免破坏的提前发生. 第二类尺寸效应: 薄轧件表层组织比例增加, 导致位错、孔洞在表层组织中得到释放和减少, 使塑性得到提高.

根据实验结果提出轧件接触比表面积 λ 和表层比 ω 的概念, 认为这二者是影响材料塑性的因素. 而且第一类尺度效应与接触比表面积 λ 相关, 第二类尺度效应与表层比 ω 相关. 受微轧制作用的轧件, 当其表层比达到某一门槛值时, 原本塑性很差的金属也能表现出良好的塑性. 在本文实验条件下, $400\text{ }\mu\text{m}$ 厚的9SiCr淬火钢其厚度已达到门槛值. 微轧制下, 不同金属的脆、韧转变门槛值还需要进一步深入研究.

图8 (网络版彩图)基于尺度效应的材料塑性成形的五个要素

参考文献

- 1 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体. 北京: 科学出版社, 1999
- 2 Lu L, Chen X, Huang X, et al. Revealing the maximum strength in nanotwinned copper. *Science*, 2009, 323: 607–609
- 3 Lu K, Lu L, Suresh S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale. *Science*, 2009, 324: 349–352
- 4 Lu K. The future of metals. *Science*, 2010, 328: 319–320
- 5 余永宁. 金属学原理. 北京: 冶金出版社, 2013
- 6 Lee H J, Zhang P, Bravman J C. Tensile failure by grain thinning in micro machined aluminum thin films. *Appl Phys Lett*, 2003, 84: 915–917
- 7 Denis Y W, Spaepen F. The yield strength of thin copper films on kapton. *J Appl Phys*, 2004, 95: 299–2997
- 8 Gau J T, Principe C, Wang J. An experimental study on size effects on flow stress and formability of aluminum and brass for microforming. *J Materials Proc Tech*, 2007, 184: 42–46
- 9 孟庆当, 李河宗, 董湘怀, 等. 不锈钢薄板微塑性成形尺寸效应的研究. *中国机械工程*, 2013, 24: 280–284
- 10 郭斌, 周健, 单德斌, 等. 黄铜箔拉伸屈服强度的尺寸效应. *金属学报*, 2008, 44: 419–422
- 11 王广春, 郑伟, 姜华, 等. 纯铜微粗过程尺寸效应的试验研究. *机械工程学报*, 2012, 48: 32–36
- 12 赵亚西, 童国权, 李凡国, 等. 尺寸效应对黄铜微粗成形影响规律的研究. *电加工与模具*, 2006, 6: 44–47
- 13 Stamoulis K, Giannakopoulos A E. Size effects on strength, toughness and fatigue crack growth of gradient elastic solids. *Int J Solids Struct*, 2008, 45: 4921–4935
- 14 Stoelken J S, Evans A G. A microbend test method for measuring the plasticity length scale. *Acta Mater*, 1998, 46: 5109–5115
- 15 Wang W, Huang Y, Hsia K J, et al. A study of microbend test by strain gradient plasticity. *Int J Plasticity*, 2003, 19: 365–382
- 16 Florando J N, Nix W D. A microbeam bending method for studying stress-strain relations for metal thin films on silicon substrates. *J Mech Phys Solids*, 2005, 53: 619–638
- 17 Kals T A, Eckstein R. Miniaturization in sheet working. *J Materials Proc Tech*, 2000, 103: 95–101
- 18 Cheung C F, Lee W B, Chin W M. Investigation of tool wear in the dam-bar cutting of integrated circuit packages. *Wear*, 2000, 237: 274–282
- 19 Nix W D, Gao H J. Indentation size effects in crystalline materials: A law for strain gradient plasticity. *J Mech Phys Solids*, 1998, 46: 411–425
- 20 Wei Y, Hutchinson J W. Hardness trends in micron scale indentation. *J Mech Phys Solids*, 2003, 51: 2037–2056
- 21 Liu D, He Y, Tang X, et al. Size effects in the torsion of microscale copper wires: Experiment and analysis. *Scripta Mater*, 2012, 66: 406–409
- 22 Yu Q B, Liu X H, Tang D L. Extreme extensibility of copper foil under compound forming conditions. *Scientific Reports*, 2013, 3: 3556
- 23 Geiger M, Vollertsen F, Kals R. Fundamentals on manufacturing of sheet metal microparts. *Ann CIRP*, 1996, 45: 277–282

Extreme extensibility and size effects of high-carbon martensitic steel subjected to micro-rolling

YU QingBo^{1,2}, LIU XiangHua¹, SUN Ying², SONG Meng² & GAO YuMing²

¹ *Research Institute of Science and Technology, Northeastern University, Shenyang 110189, China;*

² *Mechanical and Electronic Engineering College, Xuzhou Institute of Technology, Xuzhou 221008, China*

It is difficult for high-carbon quenched steel to deform plastically at room temperature; this has been attributed to the composition (high carbon content) and microstructure (martensite without plasticity), but the geometric scale of the sample has not previously been considered. In the present study, a quenched 9SiCr steel with an initial thickness of 400 μm was micro-rolled at room temperature in order to understand the size effects. It was found that the extensibility of the test steel was over 200%, and the hardness was 39% higher than that of the as-quenched steel. Additional research was performed to explore these novel findings. We found that the transverse compressive stress was increased by negative-roll-gap rolling, while the longitudinal and vertical compressive stresses were also increased because of the increase in contact surface area per unit volume; consequently, the hydrostatic stress also increased. These above factors are helpful to prevent edge-cracking and the formation of split ends in rolled products, and they also inhibit the generation and expansion of internal defects; hence the plasticity is improved. We refer to the above effects, which can be explained by conventional theories, as first-order size effects. However, once dislocations and voids arrive on the surfaces of the sample, they can be released and disappear, causing the plasticity to improve even more than usual when the specific surface area becomes very large. A ultrathin rolled product with a large specific surface area cannot be regarded as an ideal homogeneous, continuous, isotropic material. The surface effects of the thin-rolled product are referred to as second-order size effects. These results indicate that the traditional assumption that high-carbon martensite must have extremely low plasticity is no longer valid in the case of ultrathin rolled products, whose mechanical characteristics and physical essence can be understood only by considering two distinct orders of size effects.

high-carbon martensitic steel, extreme extensibility, size effect, hydrostatic stress, micro-rolling

doi: 10.1360/N092015-00143