

# 异步轧制速比对 3% 硅钢织构转变的影响 \*

刘 刚<sup>1,2)</sup> 齐克敏<sup>1)</sup> 王 福<sup>1)</sup> 王 刚<sup>1)</sup> 梁志德<sup>1)</sup>

1) 东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110006

2) 辽宁大学化学科学与工程学院, 沈阳 110036

**摘 要** 采用不同的速比对取向硅钢进行异步冷轧, 并在常规的生产条件下进行退火, 研究速比对织构转变的影响。结果表明: 速比对冷轧样品的表面及靠近快速辊侧的区域影响较小, 但对心部的影响较大; 速比的增加有利于样品两侧亚表层及心部织构组态的改善; 样品在靠近快速辊侧的织构转变中出现了“遗传性”, 但对最终的织构和磁性影响不大; 二次再结晶退火过程中, Goss 织构组分异常长大, 成为板材的唯一组分; 在不同的速比下, 样品最终的晶粒尺寸、织构和磁性基本相同, 因此速比可在一定的范围内选择。

**关键词** 异步轧制, 速比, 硅钢, 织构

**中图法分类号** TG33, TG113, TG142

## THE INFLUENCE OF MISMATCH SPEED RATIO ON TEXTURE DEVELOPMENT IN CROSS SHEAR ROLLED 3% SILICON STEEL

*LIU Gang*

School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110006; School of Chemical Science and Engineering, Liaoning University, Shenyang 110036

*QI Kemin, WANG Fu, WANG Gang, LIANG Zhide*

School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110006

*Correspondent: LIU Gang, associate professor, Tel: 024-5858438*

Manuscript received 1997-04-28, in revised form 1997-08-11

**ABSTRACT** Commercial grain oriented silicon steel was cold rolled by cross shear rolling (CSR) with different mismatch speed ratios (MSR), followed by industry annealing. The effects of MSR on the texture development were analyzed. Experimental Results show that the MSR exerts little effect on the surface layers and the area near the higher speed roll, but more influence on the middle section. With increasing the MSR, the texture configuration at the subsurface and the middle section can be improved significantly. In this process the texture development exhibits the “inherence”, but does not influence the final results. The effect of secondary recrystallization annealing in a CSR process is similar to that in conventional rolling process, i.e. Goss texture grows abnormally, and form the only texture component. Under different MSR being used, the final texture and the magnetic properties of samples are resemble, so the MSR can be selected within a certain range.

**KEY WORDS** cross shear rolling, mismatch speed ratio, silicon steel, texture

\* 国家自然科学基金资助项目 59671037

收到初稿日期: 1997-04-28, 收到修改稿日期: 1997-08-11

异步轧制取向硅钢的研究表明, 板材的滑移和织构组分与常规轧制基本相同; 异步轧制板材的磁性不低于常规轧制, 从而确定了在工业生产上采用异步轧制的可行性<sup>[1-3]</sup>. 但在异步轧制下冷轧织构组分沿板厚方向呈现了非对称分布, 退火中各层的织构也产生了一些不同于常规轧制的变化, 这种变换轧制方式下的织构差异主要来源于轧制速比的增加. 因此, 分析速比的影响, 不仅可以深化对取向硅钢的织构转变机理的认识, 而且也有助于确定合理的异步轧制参数. 为此, 本文对取向硅钢采用了不同速比的异步冷轧, 并对织构的转化机理及速比的影响进行讨论.

## 1 实验方法

实验采用工业取向硅钢, 化学成分(质量分数, %)是: Si 3.15, C 0.041, Mn 0.060, S 0.021, P 0.009, N 0.005, Cu 0.25. 板材厚度为 0.75 mm, 经过中间退火后, 裁成 80 mm 宽的板带, 在实验室的异步轧机上, 分别采用速比为 1.1 和 1.3 的冷轧, 轧至 0.35 mm, 并进行工业退火. 将取自不同工艺过程的板材裁成直径 30 mm 的样品, 用 HF+H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 溶液减薄, 测量分层织构. 采用相对厚度标记各层的位置. 中心层记为: 0; 原始板材的表层记为: 1.0. 分别测量 1.0, 0.75, 0.50 和 0 层. 经过工艺处理的样品, 与上、下侧轧辊接触的表层分别加写成 U1.0 和 L1.0. 测量用 D/Max-3AX 射线衍射仪, 按照二步法<sup>[4]</sup>由三张不完整极图求出 ODF, 并依据此进行织构的定量分析<sup>[5]</sup>. 最终退火后的晶粒取向由金相蚀坑法确定<sup>[6]</sup>, 磁性由单片测量仪测定.

## 2 实验结果

原始板材主要由  $\eta$  织构 ( $\langle 001 \rangle // RD$ ) 及少量的  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // ND$ ) 和  $\alpha$  织构 ( $\langle 110 \rangle // RD$ ) 组成, 见图 1a(MSR- 速比). 在 0.75 和 0.5 层上, 织构组态相近,  $\eta$  织构组分远远高于  $\gamma$  和  $\alpha$  织

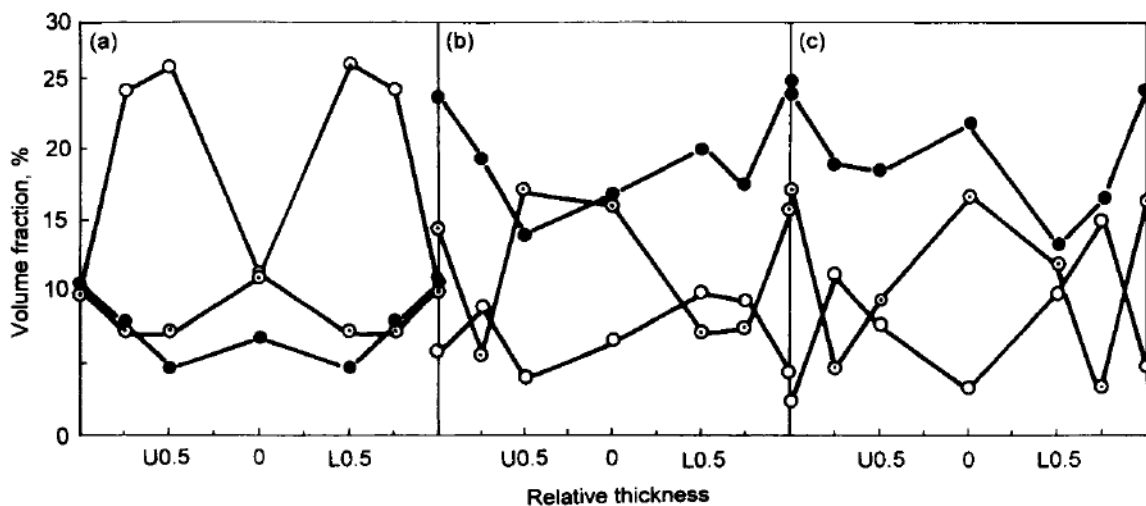


图 1 异步轧制前后织构组分沿板厚的分布

Fig.1 Texture distribution through the thickness of original sheet (a), cross shear rolled sheet at MSR=1.1 (b) and MSR=1.3 (c)

○ η-fiber ● γ-fiber ⊙ α-fiber

构. ODF 显示  $\eta$  结构的轧面取向分布在  $\{210\}$  和  $\{310\}$  周围.

板材经过两种不同速比的异步冷轧后, 织构组分沿板厚方向的分布如图 1b, c.  $\gamma$  织构明显加强, 成为主要的织构组分;  $\alpha$  织构在两侧的亚表层附近基本保持不变, 只在表层和心部有所增加;  $\eta$  织构沿板厚方向的变化趋势与  $\alpha$  织构正好相反. 总体来说, 两种样品的冷轧织构组分在表层的分布相同, 但在两个亚表层之间则呈现了不对称分布.

从 ODF 看出, 当速比为 1.1 时, 除了 U0.5 层外,  $\{111\}\langle 112 \rangle$  都是主要织构, 且在亚表层上的取向密度明显高于其它层. 在 U0.5 层上,  $\alpha$  织构具有明显的取向集中, 形成密度较高的  $\{001\}\langle 110 \rangle$  织构并漫散至  $\{112\}\langle 110 \rangle$ ; 在心部和表层上,  $\alpha$  织构沿  $\alpha$  线的分布却比较漫散, 见图 2a.

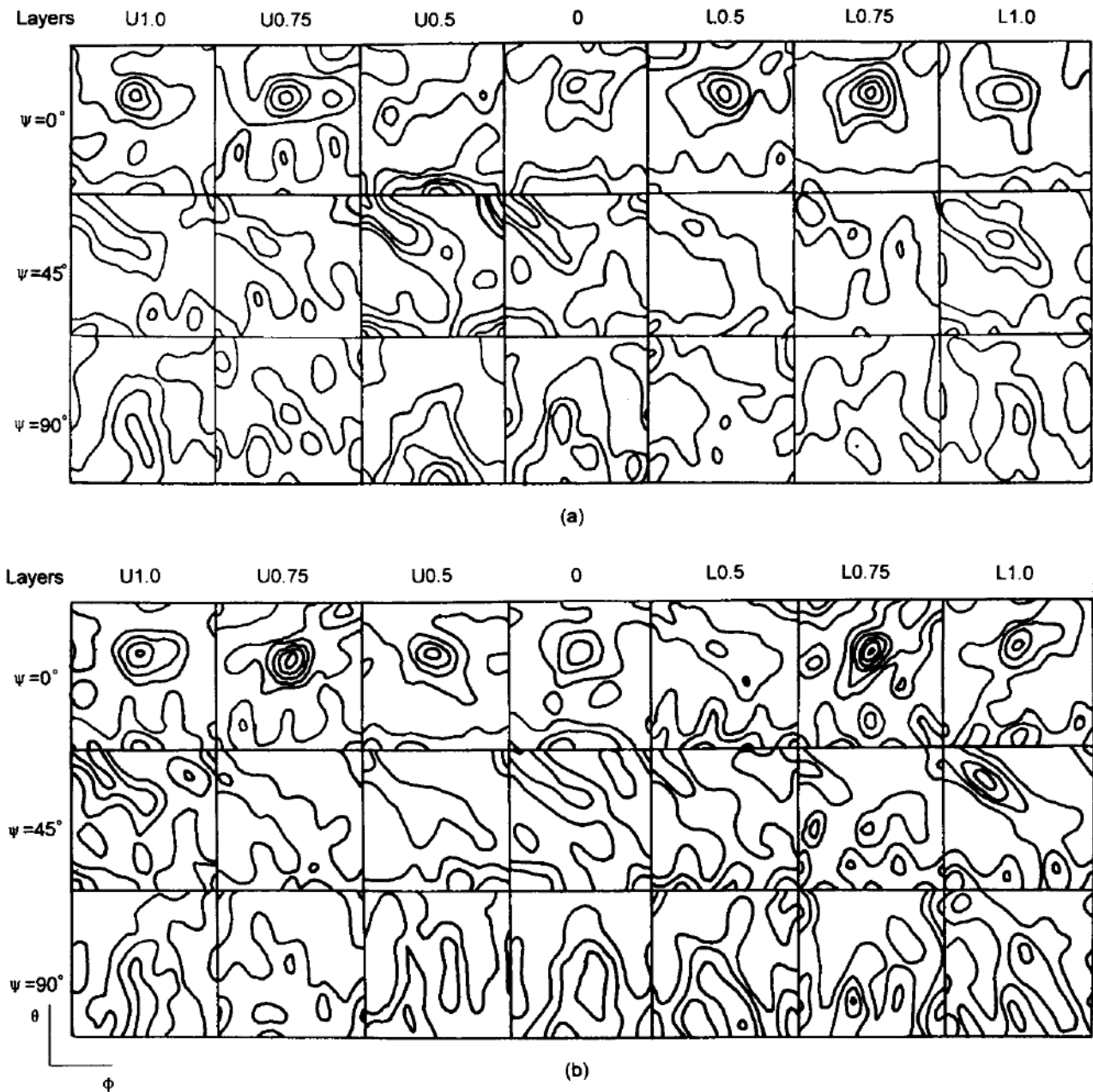


图 2 冷轧织构恒  $\psi$  截面图

Fig.2 ODFs for constant  $\psi$  sections after the CSR (Levels at 1, 3, 5, ...)

(a) MSR=1.1 (b) MSR=1.3

当速比为 1.3 时, 板材表层的织构与前者相同, 亚表层上的  $\{111\}\langle 112\rangle$  和  $\eta$  织构的取向密度更高, 而在表层和心部,  $\alpha$  织构的取向分布都比较漫散, 如图 2b.

脱碳退火后, 板材中心层两侧织构分布的对称性均较好,  $\gamma$  织构和  $\alpha$  织构都减少,  $\eta$  织构在双侧亚表层附近却显著增多. 随着速比的增加,  $\eta$  织构的体积分数更大 (图 3a,b). ODF 显示出  $\eta$  织构的轧面取向也主要集中在  $\{210\}$  和  $\{310\}$ .

二次再结晶退火后, 两种样品都形成了直径为 4—6  $\mu\text{m}$  的晶粒, 金相蚀坑显示其取向为  $\{110\}\langle 001\rangle$ ; 两种样品的磁性基本相同, 并都优于常规轧制下同厚度板材的磁性.

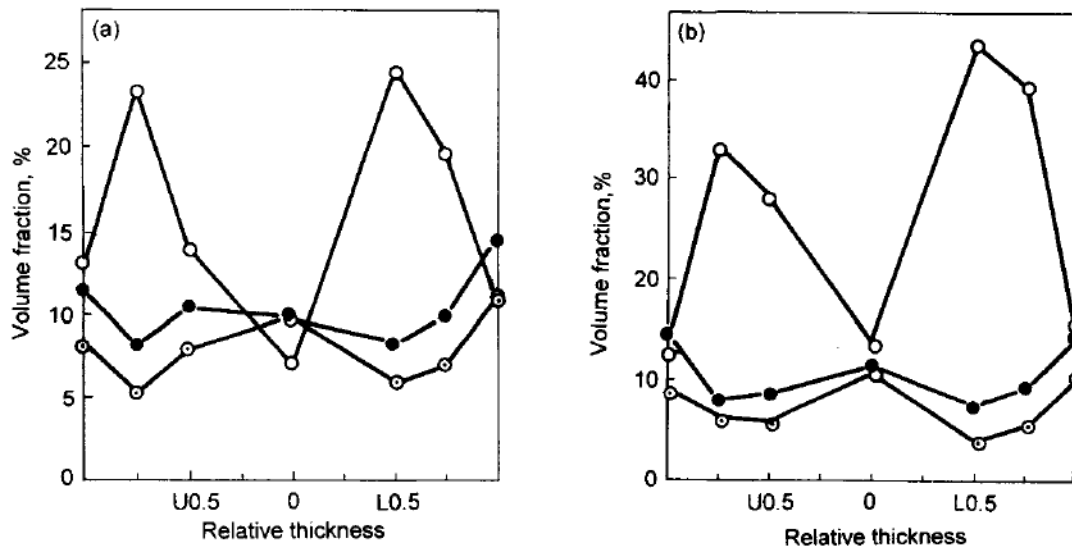


图 3 脱碳退火后织构组分沿板厚的分布

Fig.3 Texture distribution through the thickness of decarbonation annealing sheets

(a) MSR=1.1 (b) MSR=1.3

○  $\eta$ -fiber ●  $\gamma$ -fiber ⊙  $\alpha$ -fiber

### 3 讨 论

#### 3.1 速比对亚表层和心部织构的影响

随着轧制从传统方式 (速比为 1.0) 过渡到异步方式, 轧辊间的板材变形区中出现了一个搓轧区<sup>[7]</sup>. 在此区内形变金属除了承受传统轧制的沿板厚方向对称分布的应力外, 还附加了一个大小相等、方向相反的剪应力. 这种应力分布特征决定了异步轧制与常规轧制的织构既有相似之处, 又有一定的差异. 从图 1b, c 可见, 冷轧过程中产生了较强的  $\gamma$  织构, 证明异步轧制下,  $\gamma$  织构也是稳定的冷轧织构<sup>[8]</sup>; 在样品的表层, 织构组态与常规轧制相同<sup>[9]</sup>, 且在亚表层附近, 也存在着极强的  $\{111\}\langle 112\rangle$  织构, 说明表层附近对异步冷轧速比的变化不敏感. 但在板材的两侧亚表层之间, 织构却出现了不同于常规轧制的分布和变化.

原始板材中, 0.75 和 0.5 层的  $\eta$  织构都明显高于其它组分, 且 0.5 层略优于 0.75 层 (图 1a). 但在冷轧后, 0.5 和其它层上的  $\gamma$  织构沿  $\gamma$  线的分布都比较均匀; 而在 0.75 层上,  $\gamma$  织构的体积分数虽然没有表层高, 但由于它几乎完全集中在  $\{111\}\langle 112\rangle$  取向, 故此形成了极强的  $\{111\}\langle 112\rangle$  织构, 速比越大,  $\{111\}\langle 112\rangle$  的取向密度越高 (图 2). 这种差别说明, 0.75 层上理想的冷轧织构并不仅仅来自于冷轧前板材此层上业已存在的、有利的织构组态, 而且也可能与

此层的特殊形变方式有关. 冷轧织构模拟发现<sup>[10]</sup>: 加工硬化使冷轧织构沿 $\gamma$ 线的分布比较均匀, 而在没有加工硬化时, 沿 $\gamma$ 线的晶粒取向趋于集中分布. 模拟结果表明, 0.75层上的加工硬化可能低于其它层. 另外, 由轧制过程的金属塑性流变分析可知<sup>[11]</sup>, 板材的0.75层正好位于难、易变形区的交界处, 可能具有不同于其它层的形变方式.

速比对板材心部的织构组态也产生了一定的影响, 当速比为1.1时, 样品的U0.5层产生了较强的 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 织构并漫散至 $\{112\}\langle 110 \rangle$ (图2a), 除此之外的其它层上,  $\alpha$ 织构的分布都比较漫散. 速比增至1.3时, 板面上的剪切应力增大, 各层上 $\alpha$ 织构的分布都比较漫散(图2b). 常规轧制下, 取向硅钢板材的心部主要由极强的 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 和 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 织构组成,  $\{001\}\langle 110 \rangle$ 取向是非常稳定的织构组分, 需要长时间的高温退火才能产生再结晶, 不利于Goss织构的发展<sup>[12,13]</sup>. 然而, 在异步轧制下, 板材的心部没有形成极强的 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 织构, 且随着速比的增加,  $\alpha$ 织构的分布更加漫散. 这种分布特征表明: 异步轧制下的剪切应力能够有效地抑制不利织构组分的增加, 改善板材心部的织构组态, 速比越大越有利.

### 3.2 织构转变的“遗传性”

在不同的速比下, 取向硅钢从中间退火到二次再结晶退火过程中, 织构发生了一系列的转变. 值得注意的是, 两种样品经过脱碳退火后, 从中心层到与快速辊接触的下表层, 织构的分布与冷轧前的退火板材极其相似(图1a, 图3a, b), 靠近快速辊侧的织构转变具有常规轧制所发现的“遗传性”<sup>[14]</sup>, 而另一侧却没有. 因此, 板材在快速辊侧的受力方式可能与常规轧制相似, 由快速辊侧的亚表层至慢速辊侧的亚表层附近, 异步轧制的影响逐渐增加. 但在不同的速比下, “遗传性”的存在对板材最终的织构和磁性影响并不大.

### 3.3 Goss 织构转变机理

亚表层上由特殊的形变方式产生了理想的冷轧织构, 经过脱碳退火后, 重新转变成极强的 $\eta$ 织构(图3a, b). 亚表层的这种织构组态对Goss晶粒的异常长大很有利, 因而二次再结晶过程与常规轧制相似, Goss织构成为样品中的唯一组分.

经过二次再结晶退火后, 两种板材都形成了取向集中的Goss织构, 磁性也相同, 并都稍优于常规轧制, 说明采用异步轧制生产取向硅钢, 速比对最终结果的影响不大, 可在一定的范围内选择, 究竟多大更好, 有待于在生产过程中进一步研究.

## 4 结 论

(1) 速比对冷轧样品表面及靠近快速辊侧的区域影响较小, 但对心部的影响较大. 速比的增加有利于样品两侧亚表层及心部织构组态的改善.

(2) 样品在靠近快速辊侧的织构转变出现了“遗传性”, 表明速比对此侧的影响较小; “遗传性”的存在对板材最终的织构和磁性影响不大.

(3) 异步轧制的二次再结晶退火过程与常规轧制相似, Goss晶粒发生异常长大并成为板材中的唯一组分.

(4) 不同速比下, 样品的晶粒尺寸, 织构和磁性基本相同, 因此异步轧制时的速比可在一定的范围内选择.

## 参 考 文 献

- 1 Liu G, Wang F, Zuo L, Qi K M, Liang Z D. *Scr Mater*(in print)
- 2 Liu G, Wang F, Qi K M, Liang Z D. *Proc 11th Int Conf on Textures of Materials*, Xi'an, China, 1996: 315
- 3 刘 刚, 王 福, 齐克敏, 刘桂兰, 梁志德. *金属学报*, 1997; 33: 364  
(Liu G, Wang F, Qi K M, Liu G L, Liang Z D. *Acta Metall Sin*, 1997; 33: 364)
- 4 Liang Z D, Xu J Z, Wang F. *Proc. 6th Int Conf on Textures of Materials*. Tokyo: ISIJ, 1981: 1259
- 5 梁志德, 徐家桢, 王 福. 织构材料的三维取向分析术—ODF 分析. 沈阳: 东北工学院出版社, 1986: 151  
(Liang Z D, Xu J I, Wang F. *Three Dimension Orientation Distribution Function of Texture Materials — ODF Analysis*, Shenyang: Northeastern University Publisher, 1986; 151)
- 6 刘 刚, 王 福, 苏 雷, 魏兴权. *东北大学学报*, 1997; 16: 614  
(Liu G, Wang F, Su L, Wei X Q, *J Northeastern Uni*, 1997; 16: 614)
- 7 朱 泉, 魏大伟. 板材异步轧制理论与实际. 沈阳: 东北工学院出版社, 1984: 29  
(Zhu Q, Wei D W. *Cross Shear Rolling Theory and Practice of Sheets*. Shenyang: Northeastern University Publisher, 1984; 29)
- 8 Cui D L, Shi J, Wang X J. *Proc 11th Int Conf on Textures of Materials*, Xi'an, China, 1996: 717
- 9 Mishra S, Darmann C, Lü cke K. *Acta Metall*, 1984; 32(12): 2185
- 10 Tó th L S. *Proc 11th Int Conf on Textures of Materials*, Xi'an, China, 1996: 347
- 11 王廷溥. *金属塑性加工学*. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 6  
(Wang T F. *Plastic Forming of Metals*. Beijing: The Metallurgical Industry Press, 1988: 6)
- 12 Koh P K, Dunn C G. *Trans AIME*, 1955; 203: 401
- 13 Hu H. In: Himmel L ed. *Recovery and Recrystallization of Metals*. New York: Interscience, 1964: 311
- 14 Böttcher A, Hastenrath M, Lücke K. *Textures Microstruct*, 1991; 14-18: 799