

低碳钢热变形过程中铁素体的织构形成规律^{*}

杨 平¹ 常守海¹ 孙祖庆²

(1. 北京大学 2. 北京大学新金属材料国家重点实验室)

摘 要 利用背散射电子衍射取向成像技术定量分析了热模拟单向压缩条件下 Q235 碳素钢热变形时铁素体的织构形成规律。结果表明, 在 710 ℃ 纯铁素体热压缩过程中, 形成 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向的线织构。 $\langle 111 \rangle$ 方向织构增强的速度较快, 到应变为 1.0 时达最大值, 然后随应变的加大而减弱; $\langle 100 \rangle$ 方向织构在形变量较小时增强的速度较慢, 在大应变时增强的速度很快。大应变时虽导致一定程度的动态再结晶, 使铁素体晶粒细化, 但组织不均匀, 织构过强, 造成强烈的各向异性。在奥氏体与铁素体两相区变形时, 先共析铁素体因形变同样产生强烈的织构。随着形变温度的提高和先共析铁素体的减少, 织构减弱。

关键词 金属材料, 材料的组织, 取向成像, 织构, 低碳钢, 热变形

分类号 TG113

文章编号 1005-3093(2003)05-0520-10

Orientational analysis of warm-compressed ferrite in a low carbon steel by means of orientation mapping

YANG Ping^{1**} CHANG Shouhai¹ SUN Zuqing²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083 2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

* Supported by National Key Fundamental Research Project NO.G1998061506 and the National Education Ministry Program for Excellent Teachers of Universities. Manuscript received December 17, 2002; in revised form July 10, 2003.

** To whom correspondence should be addressed: Tel:(010)62332084,
E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT The texture evolution of ferrite during warm compression of Q235 low carbon steel was determined quantitatively by means of orientation mapping based on the EBSD technique. Results show that the $\langle 001 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ fiber textures developed at different rates during warm compression at 710 ℃. The $\langle 111 \rangle$ texture formed quickly as strain increased and after the arrival of its maximum at the strain of 1 it descended. By contrast, the $\langle 001 \rangle$ texture evolved slowly at low strain and increased quickly at heavy strain. Although ferrite recrystallized dynamically to some extent at high strain rate, a non-uniform microstructure was got together with a strong texture leading to a pronounced anisotropy. The deformation in the two-phase region of $\alpha + \gamma$ led to preferred orientations in deformed proeutectoid ferrite with respect to the less deformed, strain-induced ferrite. The increase of deformation temperature reduced the texture intensity.

KEY WORDS metallic materials, material microstructure, orientation mapping, texture, low carbon steel, warm compression

* 国家重点基础研究 No.1998061506 及教育部高等学校骨干教师资助计划资助项目。

2002 年 12 月 17 日收到初稿; 2003 年 7 月 10 日收到修改稿。

本文联系人: 杨 平, 教授, 北京市 100083, 北京大学材料科学与工程系

在低碳钢中利用形变强化相变可实现铁素体的超细化^[1~6]。为了更好地分析超细铁素体热变形时取向变化的规律, 应首先了解粗晶铁素体($\sim 25\ \mu\text{m}$)热变形时的织构形成规律。Calnan 和 Clews^[7]在体心立方金属压缩条件下织构形成的理论分析时预测: 无论滑移系 $\{110\}\langle 111\rangle$ 、 $\{112\}\langle 111\rangle$ 和 $\{123\}\langle 111\rangle$ 是单独开动还是同时平均开动都产生 $\langle 111\rangle$ 、 $\langle 100\rangle$ 平行于压缩轴方向的线织构。Barnett 和 Jonas 报导^[8,9], IF(无间隙钢)钢从室温到 $700\ ^\circ\text{C}$ 的形变产生强度相当的 α -线织构 ($\langle 110\rangle\parallel\text{RD}$ 轧向) 和 γ -线织构 ($\langle 111\rangle\parallel\text{ND}$ 法向), 并且温度对织构强度的影响不大, 但碳含量从 IF 钢级别提高到 0.014% 时高温下的织构明显变强。晶粒尺寸对形变及再结晶织构有明显的影 响, 粗晶形变时易形成切变带, 再结晶时新晶粒优先在切变带形成^[10], 生成高斯取向的晶粒, 而细晶形变时内部不易产生形变不均匀区, 再结晶时在晶界形核, 生成 $\{111\}$ 取向的晶粒^[11]。Eleck 等在热轧的低碳钢 ($0.06\%\text{C}$) 中测出强的 $\{100\}\langle 011\rangle$ 织构^[12]。Watanabe 等^[13]在研究碳锰钢 ($0.17\ \text{C}$, $1.35\ \text{Mn}$) 中先共析铁素体动态再结晶规律时发现, 80% 的压下量可使铁素体动态再结晶; 铁素体动态再结晶后的晶粒取向是随机分布的。单纯的铁素体热形变及动态再结晶也被认为是细化的有效手段^[4,14], 但应给出动态再结晶时的取向及取向差分布, 特别是不同截面组织及取向差分布的差异。Baczynski 等^[15]测定了热扭转实验中铁素体的动态再结晶织构, 指出高温大应变下, 应变速率为 $0.1/\text{s}$ 时发生连续式动态再结晶, 这时的应变曲线上有一弱的单峰。多个形变织构组元 ($(110)[001]$, $(0\bar{1}1)[\bar{2}11]$, $(1\bar{1}0)[\bar{1}\ \bar{1}2]$, $(11\bar{2})[111]$, $(\bar{1}\ \bar{1}2)[111]$, $(01\bar{1})[111]$, $(0\bar{1}1)[111]$) 动态再结晶后保留下来一部分 ($(11\bar{2})[111]$, $(\bar{1}\ \bar{1}2)[111]$, $(0\bar{1}1)[111]$), 未测出新的织构组元。本文利用背散射电子衍射取向成像方法定量分析 A_1 温度以下无相变时铁素体热形变, 及 $\alpha + \gamma$ 两相区形变时的取向演变规律, 并与高温形变强化相变产生的细晶铁素体的织构特征及晶粒转动的程度比较^[16], 研究高温下细晶铁素体的织构特征。

1 实 验 方 法

将实验用 Q235 碳素钢试样 (直径 $8\ \text{mm}$ 、长 $15\ \text{mm}$ 和直径 $6\ \text{mm}$ 、长 $12\ \text{mm}$ 的圆柱体) 在 Gleeble1500 热模拟机上单向压缩。在 A_1 以下变形时将试样直接加热到形变温度, 然后淬水固定组织。在 $\alpha + \gamma$ 两相区变形时先将试样完全奥氏体化, 再以一定速度冷却至两相区直接变形或保温一定时间后变形。因形变速率较高, 在样品的端部与压头之间加入的石墨片的润滑效果不理想, 圆柱样形变后为鼓形。自试样中心最大应变处取用于分析组织的样品。通过扫描电镜 LEO-1450 上配备背散射电子衍射 (EBSD) 取向分析系统进行取向成像来测定铁素体的取向分布及各织构组分的面积百分比。因微区的面积有限, 应变量高于 0.7 以后通过几幅取向成像的结果进行加权统计以增加统计性。用电解抛光法制备 EBSD 分析样品。所使用的 X 射线衍射仪为西门子 D5000 型。用取向分布函数 (ODF) 表示 (在欧拉角 $\varphi_2=45^\circ$ 的截面上) X 射线衍射法测出的织构。

2 结 果 与 讨 论

2.1 A_1 以下纯铁素体的形变

图 1a, b 为 $500\ ^\circ\text{C}$ 及 $710\ ^\circ\text{C}$ 下, 以 $0.1/\text{s}$ 的速度应变 $1.6/2$ 后样品中铁素体晶粒的取向分布。组织观察表明, 在 $500\ ^\circ\text{C}$ 铁素体没有动态再结晶, 得到完全的形变组织; 而在 $710\ ^\circ\text{C}$ 部分铁素体进行了动态再结晶。为便于比较, 图 1c 给出了典型织构在 ODF 中 $\varphi_2=45^\circ$ 截面上的位置及对应的密勒指数。可见, 在 $500\ ^\circ\text{C}$ 形变后得到典型的单向压缩线织构 $\langle 100\rangle$ 、 $\langle 111\rangle\parallel$ 压缩轴,

且两者强度相当 (图 1a). 在 710 °C 形变后 $\langle 111 \rangle$ 方向的线织构首先减弱 (图 1b), 可能是 $\langle 111 \rangle$ 不是最终稳定取向, 随形变的进一步加大 (应变 2.0) 及形变温度的提高, 晶粒转动更容易进行, $\langle 111 \rangle$ 晶粒转到 $\langle 100 \rangle$ 取向; 或者是铁素体部分动态再结晶后, $\langle 111 \rangle$ 取向的晶粒比 $\langle 100 \rangle$ 取向的晶粒容易动态再结晶. 由 X 线衍射测定的结果可知, 纯铁素体变形时主要是 $\langle 111 \rangle$ 方向与 $\langle 100 \rangle$ 方向的线织构的竞争过程. 这与 Calnan 等的理论预测一致 [7].

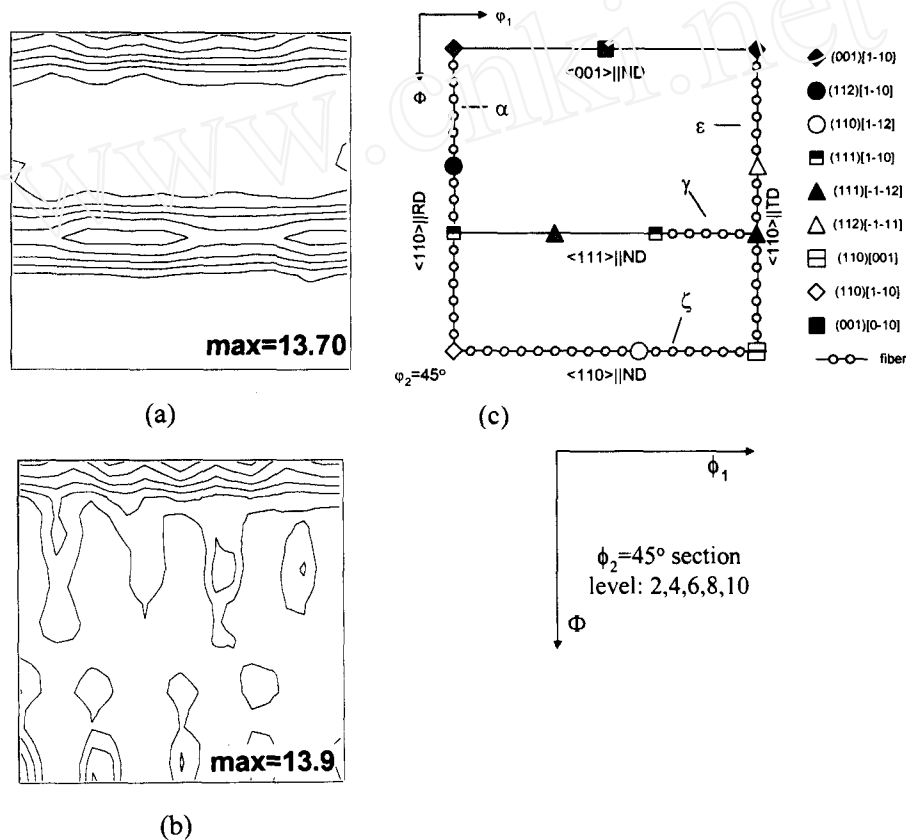
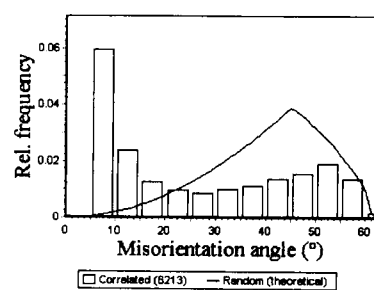
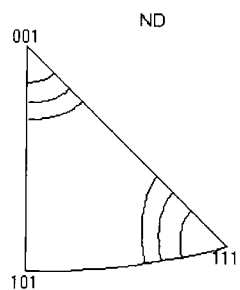
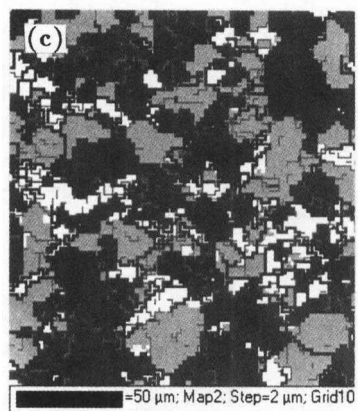
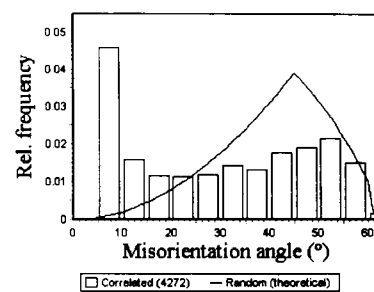
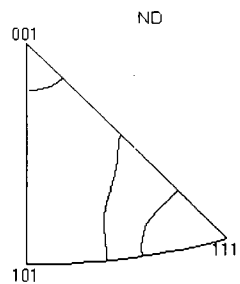
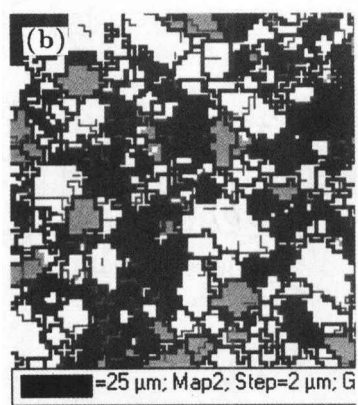
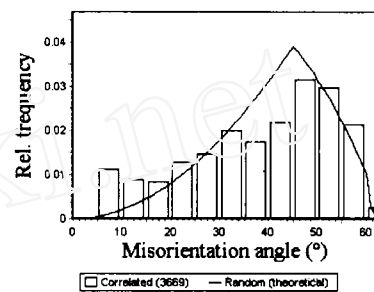
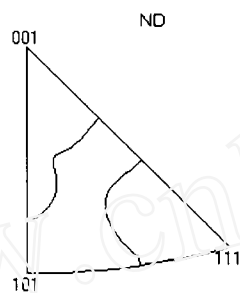
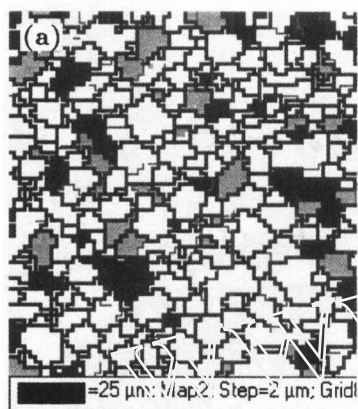


图 1 不同温度下铁素体晶粒的取向分布

Fig.1 Orientation distribution of ferrite grains at different temperatures, strain rate 0.1/s (a) 500 °C, ε 1.6; (b) 710 °C, ε 2.0; (c) positions of typical texture components in ODF ($\varphi_2=45^\circ$)

图 2 给出加热到 710 °C 时不同应变变量下的 EBSD 取向成像分析结果. 图中黑色表示 $\langle 111 \rangle$ 压缩轴的晶粒 (包括取向偏离 15° 以内的晶粒); 灰色表示 $\langle 100 \rangle$ 晶粒. 这样可看出并确定各织构组分的相对变化. 反极图则显示织构强度的变化. 在反极图上, 以 $\langle 100 \rangle$ 或 $\langle 111 \rangle$ 点为中心, 范围为 15° 的扇形区约占整个曲边三角形的 14%, 说明 14% 以下的 $\langle 100 \rangle$ 或 $\langle 111 \rangle$ 晶粒面积百分数不表示出现取向择优. 取向差分布则显示大、小角晶界的相对比例. 可以计算出 $\langle 111 \rangle / \langle 100 \rangle$ 晶粒所占的面积比例随应变量的变化 (图 3). 从图 2, 3 中可以看出: 随着应变量的增加, 铁素体晶粒从无应变时的等轴状逐渐过渡到大应变 (1.6) 时的长条状. $\langle 111 \rangle$ 晶粒的比例迅速增长, 在



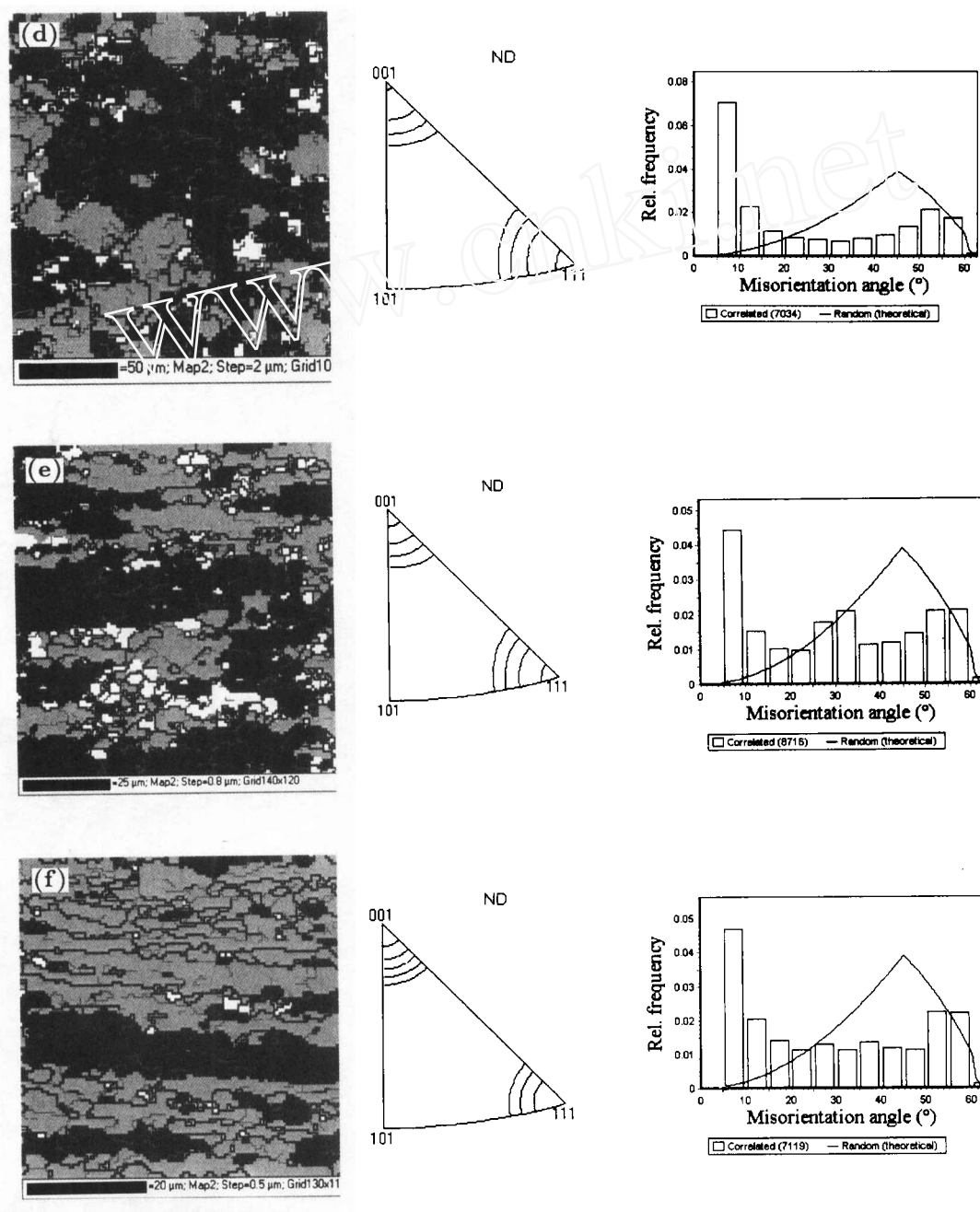


图 2 在 710 °C 不同应变量下的取向成像分析

Fig.2 Orientation mappings at different strains, 710 °C and strain rate 1.6/s. Left: orientation mapping; middle: orientation distribution; right: misorientation distribution.

(a) $\varepsilon:0$; (b) $\varepsilon:0.3$, compressed section; (c) $\varepsilon:0.5$, compressed section; (d) $\varepsilon:0.7$, compressed section; (e) $\varepsilon:1.0$, lateral section; (f) $\varepsilon:1.6$, lateral section

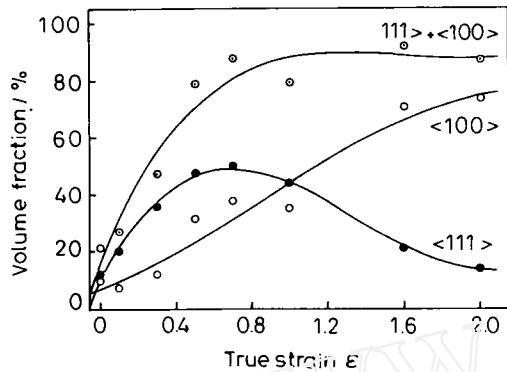


图 3 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 晶粒的面积比例随应变量的变化

Fig.3 Relationship of area fraction of $\langle 111 \rangle / \langle 100 \rangle$ grains with strain amount, strain rate is 0.01/s when $\varepsilon=2.0$, the rest 1.6/s

应变 0.7 时达到高峰, 随后又逐渐降低; 而 $\langle 100 \rangle$ 晶粒所占比例随应变量的增加而不断增长, 大应变时表现的更加明显, 当应变达到 1.6 时, $\langle 100 \rangle$ 晶粒占到近 70%. 显然一部分 $\langle 111 \rangle$ 晶粒要转到 $\langle 100 \rangle$ 取向上去, 即 $\langle 111 \rangle$ 不是最终稳定的取向. 应变 0.7 时的总织构率已达约 90%, 说明在这个温度下铁素体晶粒的转动速度是较快的. 从反极图中也可看出, 随着应变量的增加, $\langle 100 \rangle$ 晶粒的强度逐渐增加, 而 $\langle 111 \rangle$ 晶粒的极图强度是先增加后降低. 取向差分布表明, 在大应变下仍有大量的小角晶界.

图 4 为加热到 710 °C 以应变速率 0.01/s 应变 2.0 后的取向成像分析. 应变速率的降低和应变量的加大提高了动态再结晶的比例, 大的长条铁素体明显减少 (图 4b 与图 2f). 从形貌上看, 晶粒出现较均匀的细化, 存在较多的等

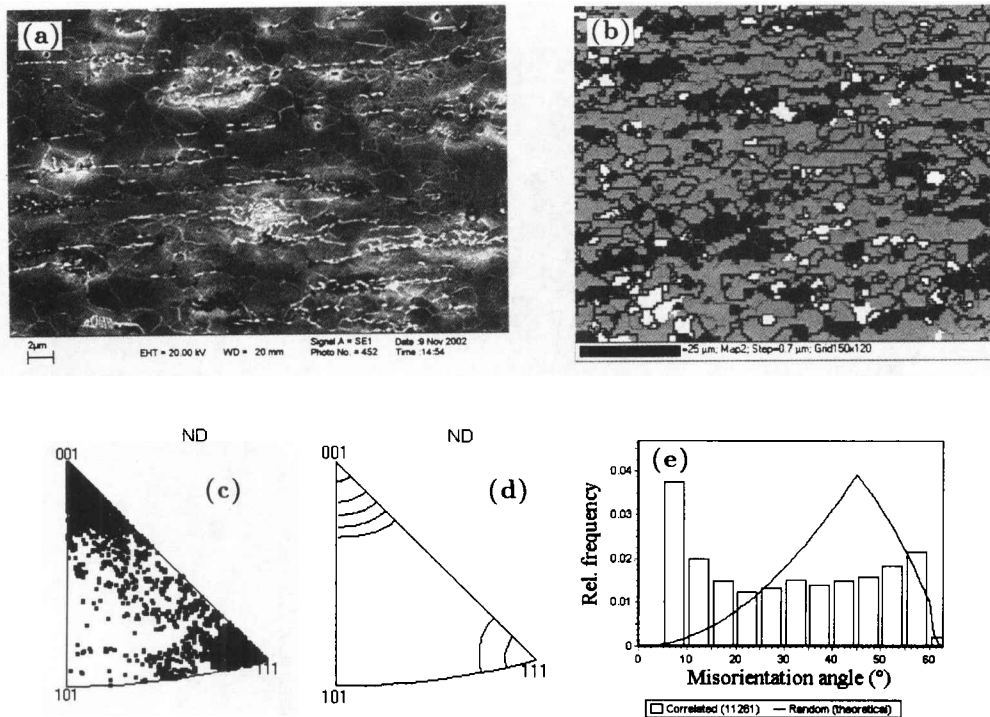


图 4 应变速率 0.01/s, 应变 2 下的取向成像分析

Fig.4 Orientation mapping on a sample deformed at 710 °C, strain 2 and strain rate 0.01/s. (a) microstructure; (b) orientation mapping; (c) inverse pole figure (scattered); (d) inverse pole figure (contour line); (e) misorientation distribution

轴晶 (图 4a), 但仍有很强的织构, 即使不是 $\langle 100 \rangle$ 取向, $\langle 111 \rangle$ 取向的晶粒也已转到 $\langle 100 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 的连线上 (图 4c). 不少晶粒仍是形变长条状, 存在大量的亚晶界 (图 4b, e). 若取向成像从压缩面进行, 小角晶界的比例会更大. 在该微区内 $\langle 111 \rangle$ 占 13.8%, $\langle 100 \rangle$ 晶粒占 73.9%. 说明 X 线衍射测出的 $\langle 111 \rangle$ 织构的减弱主要是形变所致, 而不是动态再结晶的结果.

2.2 $\alpha + \gamma$ 两相区形变时铁素体的取向变化

研究先共析铁素体存在时铁素体取向分布的目的, 一是考察不同尺寸的铁素体 (大尺寸的先共析铁素体及形变强化相变产生的超细铁素体) 动态再结晶的程度及取向特征; 二是与 A_1 以下纯铁素体的形变及过冷奥氏体形变强化相变过程中铁素体取向变化比较, 分清形变强化相变与铁素体的动态再结晶对总取向分布的贡献.

图 5 为样品在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 加热, 然后以 $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却至 $710\text{ }^{\circ}\text{C}$, 再应变 1.6 后沿压缩面的取向成像分析. 用热膨胀法测出在该冷速下的 A_{r3} 为 $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, 所以形变前已经有一定量的先共析铁素体. 形变后在压缩面上表现为成团的先共析铁素体和形变强化相变产生的小等轴铁素体, 应变 1.6 后铁素体晶粒取向的择优率较高, $\langle 111 \rangle$ 晶粒占 25.3%, $\langle 100 \rangle$ 晶粒占 20.9%. 择优取向的主要是先共析铁素体, 成团聚集, 铁素体内有不少亚晶界 (浅色细线). 虽然铁素体能发生部分动态再结晶, 但仍择优取向 (见小等轴的 $\langle 111 \rangle/\langle 100 \rangle$ 晶粒). 虽然形变温度也是 $710\text{ }^{\circ}\text{C}$, 但应变能的一部分用于相变, 只有先共析铁素体承受的应变最大, 出现择优取向. 其织构明显弱于纯铁素体的形变 (图 2f).

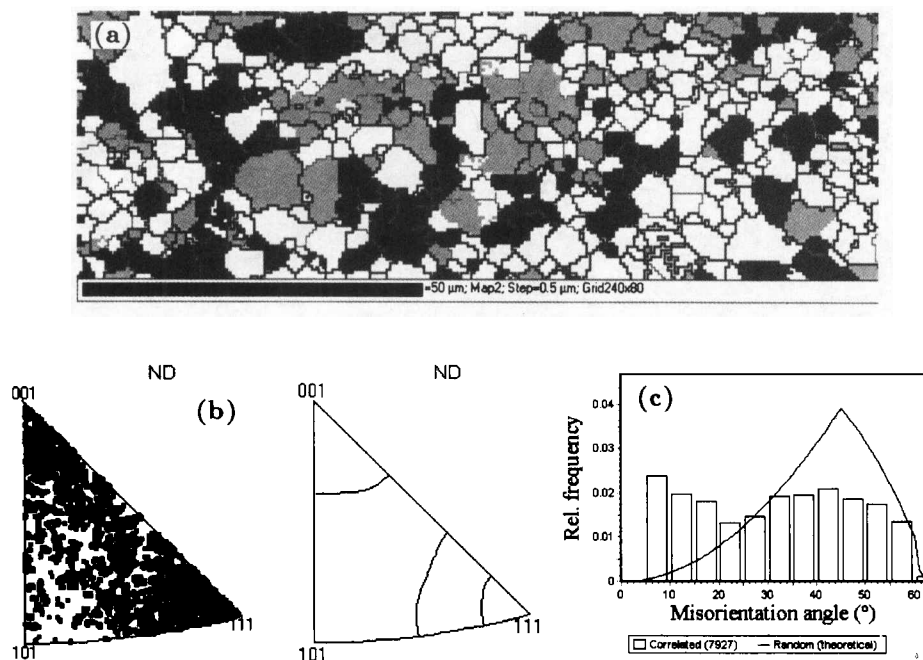


图 5 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 加热, $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷至 $710\text{ }^{\circ}\text{C}$ 应变 1.6 时的取向成像分析

Fig.5 Orientation mapping on the sample deformed at strain 1.6, Heated at $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ and cooled at $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ to $710\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) orientation mapping; (b) inverse pole figure (scattered and contour line); (c) misorientation distribution

图 6 为样品在 900 °C 加热后以 15 °C /s 的速度冷却至 740 °C, 应变量为 1.0 时的取向成像分析. 同样, 在该冷速下的 A_{r3} 相变点为 760 °C, 所以也应该有少量的先共析铁素体存在, 但在此时形成的铁素体尺寸较小, 形变后为短的长条状. 多数区域为形变强化相变产生的细晶铁素体 (图 6a). 在该区域内 $\langle 100 \rangle$ 晶粒占 29.4%, $\langle 111 \rangle$ 晶粒占 25.9%, 其它取向的晶粒也聚集到 $\langle 100 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 的连线附近. 这时晶粒取向的择优性是两类铁素体共同造成的.

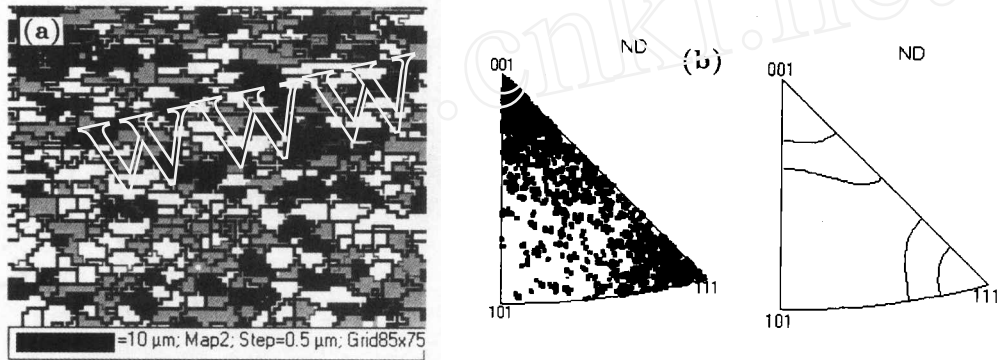


图 6 在 900 °C 加热后以 15 °C /s 的速度冷却至 740 °C 应变量为 1.0 时的取向成像分析

Fig.6 Orientation mapping on the sample deformed at strain 1.0, heated at 900 °C and cooled at 15 °C /s to 740 °C (a) orientation mapping, profile; (b) orientation distribution

图 7 给出 900 °C 加热后以 15 °C /s 冷至 800 °C 保温 8 min 并应变 1.6 后的取向成像. 图 7b 为形貌像, 其中被电子束污染的区域为取向成像分析区. 这时有一定量的先共析铁素体, 形变后为长条状. 其余为形变强化相变产生的细晶铁素体. 从图 7a, b 可看到少量成串分布的 $\langle 111 \rangle$ (黑色) 或 $\langle 100 \rangle$ (灰色) 晶粒. 取向差分布表明, 存在一定量的小角晶界, 它主要分布在形变的先共析铁素体中 (图 7c). $\langle 111 \rangle$ 区域占 20%, $\langle 100 \rangle$ 占 20.1%. 晶粒的取向分布在 $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ 以及它们的连线附近 (图 7d). 随着形变温度的提高, 择优取向的晶粒减少. 择优取向的晶粒主要是先共析铁素体. 其它取向的晶粒内也存在较多的亚晶界 (浅色细线), 但未引起择优取向.

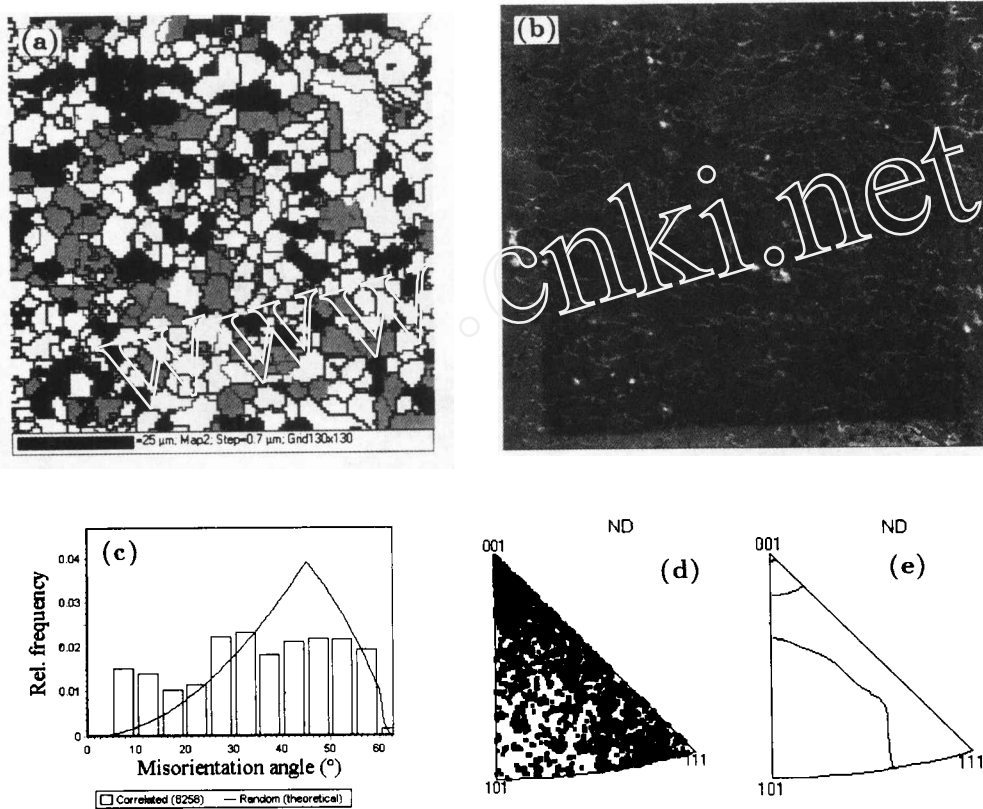


图 7 800 °C 保温 8 min 应变 1.6 后的取向成像

Fig.7 Orientation mapping on the sample deformed at strain 1.6, holding 8 min at 800 °C. (a) orientation mapping; (b) microstructure, profile section; (c) misorientation distribution; (d) inverse pole figure (scattered); (e) inverse pole figure (contour line)

3 结 论

Q235 钢在 A_1 以下 710 °C 热压缩过程中, 形成 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向的线织构. 两者随着应变量的加大增强的规律不同. $\langle 111 \rangle$ 方向的线织构增强的速度较快, 到应变量为 1.0 时达最大值, 然后随着应变的加大而减弱. $\langle 100 \rangle$ 方向的线织构在应变较小时增强的速度较慢, 在大应变时增强的速度很快. 应变量为 0.7 时的织构率已达 80% 以上. 大应变时虽出现了一定程度的动态再结晶, 导致晶粒细化, 但组织不均匀, 织构过强, 造成强烈的各向异性. 在 $\alpha + \gamma$ 两相区变形时, 先共析铁素体因形变量比形变强化相变产生的铁素体大而产生强烈的织构. 随着形变温度的提高和先共析铁素体的减少, 织构减弱.

参 考 文 献

- 1 H.Yada, C-M.Li, H.Yamagata, Dynamic $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation during Hot Deformation in Iron-Nickel-Carbon alloys, *ISIJ Inter.*, **40**, 200(2000)
- 2 S.Lee, D.Kwon, Y.K.Lee, O.Kwon, Transformation Strengthening by Thermomechanical Treatments in C-Mn-Ni-Nb Steels, *Metall.Mater.Trans.*, **26A**, 1093(1995)
- 3 M.R.Hickson, P.J.Hurley, R.K.Gibbs, G.L.Kelly, P.D.Hodgson, The Production of Ultrafine Ferrite in Low-Carbon Steel by Strain-Induced Transformation, *Metall.Mater.Trans.*, **33A**, 1019(2002)
- 4 M.Niikura, M.Fujioka, Y.Adachi, A.Matsukura, T.Yokota, Y.Shirota, Y.Hagiwara, New Concepts for Ultra Refinement of Grain Size in Super Metal Project, *J.Mater.Processing Tech.*, **117**, 341(2001)
- 5 Z.Q.Sun, W.Y.Yang, J.J.Qi, A.M.Hu, Deformation Enhanced Transformation and Dynamic Recrystallization of Ferrite in a Low Carbon Steel during Multipass Hot Deformation, *Mater.Sci.Eng.*, **A334**, 201(2002)
- 6 YANG Ping(杨 平), FU Yunyi(傅云义), CUI Feng'e(崔凤娥), SUN Zuqing(孙祖庆), Characteristics of Strain Enhanced Transformation and Its Influencing Factors in Q235 Plain Carbon Steel Q235. *Acta Metall Sin(金属学报)*, **37**, 592(2001)
- 7 E.A.Calnan, C.J.B.Clews, The Development of Deformation Textures in Metals—Part II. Body-Centred Cubic Metals. *Phil.Mag.*, **42**, 616(1951)
- 8 M.R.Barnett, J.J.Jonas, Influence of Ferrite Rolling Temperature on Microstructure and Texture in Deformed Low C and IF Steels, *ISIJ Inter.*, **37**, 697(1997)
- 9 M.R.Barnett, J.J.Jonas, Influence of Ferrite Rolling Temperature on Grain Size and Texture in Annealed Low C and IF Steels, *ISIJ Inter.*, **37**, 706(1997)
- 10 J.J.Jonas, Effects of Shear Band Formation on Texture Development in Warm-Rolled IF Steels, *J.Mater.Processing Tech.*, **117**, 293(2001)
- 11 H.Inagaki, Fundamental Aspect of Texture Formation in Low Carbon Steel, *ISIJ Inter.*, **34**, 313(1994)
- 12 W.Bleck, R.Grossterlinden, U.Lotter, C-P.Reip, Textures in Steel Sheets, *Steel Research*, **62**, 580(1991)
- 13 K.Watanabe, Dynamic Recrystallization of Ferrite and Microstructure Formation during Intercritical Rolling of Low Carbon Steel, *Iron and Steel (Tetsu-to-Hagane)*, **71**, 1926(1985) (in Japanese)
- 14 A.Najafi-Zaden, J.J.Jonas, S.Yue, Grain Refinement by Dynamic Recrystallization during the Simulated Warm-Rolling of Interstitial Free Steels, *Metall.Trans.*, **23A**, 2607(1992)
- 15 J.Baczynski, I.DeArdo, J.J.Jonas, Dynamic Recrystallization Textures in Ferrite and Ferritic Stainless Steels, *Mater.Sci.Forum.*, **273~275**, 465(1998)
- 16 YANG Ping(杨 平), CUI Feng'e(崔凤娥), CHANG Shouhai(常守海), SUN Zuqing(孙祖庆), Analysis of Textural Features during Ferrite Refinement by Deformation-Enhanced Transformation in a Low Carbon Steel(低碳钢形变强化相变时铁素体织构类型的分析), *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*, **17(5)**, 510(2003)