

低碳钢形变强化相变时铁素体织构 类型的分析 *

杨 平¹ 崔凤娥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分析了在热模拟单向压缩条件下 Q235 碳素钢形变强化相变时铁素体织构的类型。结果表明, 在利用形变强化相变实现铁素体的超细化过程中会出现铁素体的相变织构和形变织构, 在大应变条件下还会出现动态再结晶织构。在形变强化相变后细晶铁素体在整体上表现为以 $\langle 111 \rangle$ 方向为主的织构。主要的相变织构在粗晶奥氏体内部形变带形核时产生并与 $\langle 111 \rangle$ 织构对应。形变织构是在形变时形成的铁素体受到继续变形所致, 在形变强化相变过程中及完成后都会产生, 对应 $\langle 111 \rangle$ 及 $\langle 100 \rangle$ 方向的线织构。随着形变的加大, $\langle 100 \rangle$ 方向的织构增加得更快。形变温度的降低有利于形变织构的加强。在形变量很大且形变温度比较合适时(但不能过低)会发生铁素体的动态再结晶, 它以连续的方式进行, 导致形变织构的进一步加强, 并使晶粒均匀细化。

关键词 金属材料, 材料的组织, 取向成像, 织构, 低碳钢, 形变强化相变

分类号 TG113

文章编号 1005-3093(2003)05-0510-10

Analysis of textural features during ferrite refinement by deformation-enhanced transformation in a low carbon steel

YANG Ping^{1**} CUI Feng'e¹ 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 'Fundamental Research of New Generation of Steels' No.G1998061506 and the Program for Excellent Teachers in Universities from National Education Ministry. 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 textural features during ferrite refinement by deformation enhanced transformation were analyzed by means of orientation mapping based on the EBSD technique in a Q235 low carbon steel. Results show that transformation texture, deformation texture and/or dynamic recrystallization texture can occur in this process. In general the $\langle 111 \rangle$ fiber texture is dominant which is in contrast to the pronounced $\langle 100 \rangle$ texture related with the heavy strain on ferrite below A_1 . Transformation texture was evolved mainly at the deformation bands inside coarse austenite grains and is related to the $\langle 111 \rangle$ component. Deformation texture, due to the constant loading of strains on ferrite, was

* 国家重点基础研究 No.1998061506 和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

developed both during deformation enhanced transformation and thereafter. It is related to the $\langle 111 \rangle$ as well as the $\langle 100 \rangle$ component. As strain increased the $\langle 100 \rangle$ component was enhanced faster and the lower temperature favored deformation textures. At heavy strain and suitable temperatures, dynamic recrystallization proceeded in a continuous way leading to an enhanced deformation texture and further refinement of ferrite.

KEY WORDS metallic materials, materials microstructure, orientation mapping, texture, low carbon steel, deformation-enhanced transformation

在本质上, 利用形变强化相变实现铁素体的超细化是应变作用下的 γ -Fe 向 α -Fe 的同素异晶转变过程^[1~6]. 该过程自始至终在应变的作用下进行, 会因形变、相变和铁素体 / 奥氏体的动态再结晶的重叠而变得非常复杂. 这样, 铁素体的超细化是相变织构, 形变织构以及动态再结晶织构交织在一起的复杂过程. 目前, 对低碳钢铁素体的相变织构^[7,8], 热形变织构^[9,10] 和冷轧后退火的再结晶织构^[11,12] 已有大量研究, 对含碳量较高的低碳钢以及形变强化相变产生的超细铁素体织构研究得较少^[13]. 在超细化过程中的铁素体在下列方面有其取向上的特点: (1) 相变织构的存在使它不同于粗晶铁素体 ($\sim 25 \mu\text{m}$) 的热形变; (2) 它也不同于传统的微合金化钢的控轧控冷过程, 因后者只形成相变织构, 不会有形变织构与动态再结晶织构; (3) 铁素体尺寸及形变温度的不同可能造成的差异^[9,10]; (4) 奥氏体非再结晶区大应变下形变不均匀区分布与形变强化相变中两相共存时形变不均匀区的分布也可能不同. 因此, 对形变强化相变产生的超细铁素体的取向应该进行更深入的研究.

Hutchinson 等^[7] 在 TRIP 钢中测定了残余奥氏体和铁素体 / 贝氏体的织构, 两者存在 K-S 关系, 但需经过一定的变体选择. 微合金化钢在奥氏体非再结晶区轧制时, 相变后形成 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 及 $\{311\}\langle 011 \rangle$ 织构, 这是形变奥氏体的 $\{110\}\langle 112 \rangle_\gamma$, $\{112\}\langle 111 \rangle_\gamma$ 织构按 K-S 关系 ($\{111\}\langle 110 \rangle_\gamma \rightarrow \{110\}\langle 111 \rangle_\alpha$) 形成的, 这些择优取向的铁素体在奥氏体内部形成^[8]. Park 等^[14] 用 EBSD 取向成像原位分析的方法, 也测出低碳钢 α -Fe 与 γ -Fe 之间的转变遵循经变体选则的 K-S 关系. Hurley 等^[13] 发现, 粗晶奥氏体应变诱导相变后单个奥氏体晶粒内部的铁素体在局部有明显的织构, 但不同奥氏体内部形成的铁素体微织构不同, 并认为这是由奥氏体形变时内部形成切变带内存在强织构所致. X 射线宏观织构测出 $\{110\}\langle 111 \rangle \sim \{110\}\langle 112 \rangle$ 及弱的 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 织构. Hong 等^[15] 利用取向成像研究了形变诱导超细化的双相钢中的相变织构. Baczynski 等^[16] 测定了热扭转实验中铁素体的动态再结晶织构, 在高温大应变下, 应变速率 0.1/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.

作者在前期工作中研究了超细铁素体取向^[17], 并重点分析了形变温度及应变对超细铁素体取向的影响^[18]. 给出了转变后期相变织构存在的证据, 但对动态再结晶织构的特征未给出最后的结论. 在进一步的研究工作中, 对 A_1 温度以下纯铁素体变形时 $\langle 111 \rangle$ 与 $\langle 100 \rangle$ 织构的演变规律进行了定量分析^[19], 以便与高温形变强化相变产生的细晶铁素体中织构特征及晶粒转动的程度比较. 本文在文献 [17] 的基础上进一步研究低碳钢形变强化相变时铁素体织构的类型.

1 实 验 方 法

实验用工业 Q235 碳素钢的成分 (质量分数, %) 为 0.16 C, 0.20 Si, 0.61 Mn, 0.023 S, 0.019 P, 0.019 O 和 0.0045 N. 将 Q235 碳素钢在 Gleeble1500 热模拟机上进行单向压缩, 应变速率为

1.6/s. 样品为直径 8 mm、长度 15 mm 和直径 6 mm、长度 12 mm 的两类圆柱体. 形变后立即淬火以固定高温组织. 分析组织所用的样品取自试样中心部位最大应变处. 测定宏观织构所使用的 X 射线衍射仪带有新型的面探测器, 不仅加快测量速度, 而且可测出样品中心约 1 mm^2 内的织构, 以防止边缘低应变区的影响. 用取向分布函数 (ODF) 表示 (在欧拉角 $\varphi_2=45^\circ$ 的截面上) 宏观织构. 用扫描电镜 LEO-1450 上的背散射电子衍射取向分析系统 Channel4.2) 测定铁素体的取向及数据处理. 采用电解抛光法制备 EBSD 分析样品.

2 结果与讨论

2.1 宏观织构

图 1 为用 X 射线仪测出的不同尺寸的奥氏体晶粒在 770°C 下形变强化相变不同阶段铁素体的晶粒取向分布. 在 1100°C 加热的粗晶奥氏体样品, 奥氏体晶粒尺寸约为 $80 \mu\text{m}$; 在 900°C 加热的细晶奥氏体样品, 奥氏体晶粒尺寸约为 $30 \mu\text{m}$. 大量实验表明, 应变为 1.0 时相变基本完成. 图 1 显示, 形变强化相变后 $\langle 111 \rangle$ 是主要的线织构; 粗、细奥氏体晶粒产生的细晶铁素体取向分布基本相同. 细晶中的织构稍强于粗晶, 可能是相同应变下, 细晶中转变量较大, 转变提前完成, 铁素体受到的形变较大的缘故. 因应变 1.0 时转变刚完毕, 铁素体所受形变不大, $\langle 111 \rangle$

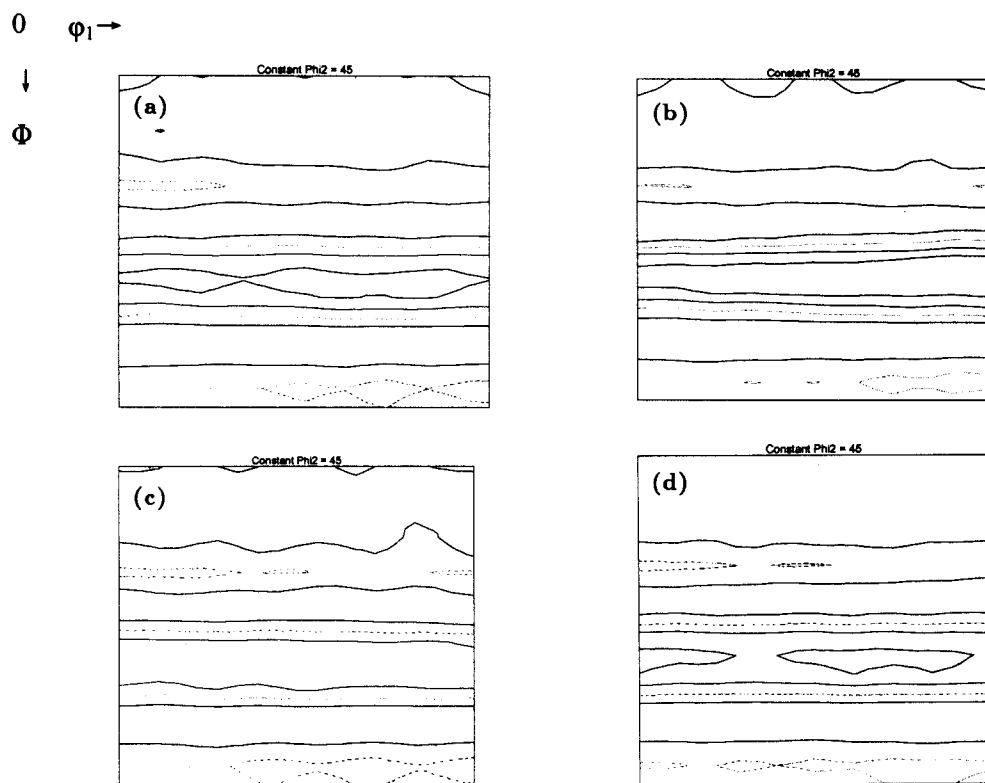


图 1 用 X 射线衍射方法测出的织构

Fig.1 Macrotextures obtained by X-ray diffraction technique ($\varphi_2=45^\circ$, at 770°C , strain rate 1.6/s) (a) coarse-grained sample, ε 1.6; (b) fine-grained sample, ε 1.6; (c) coarse-grained sample, ε : 1.0; (d) fine-grained sample, ε : 1.0

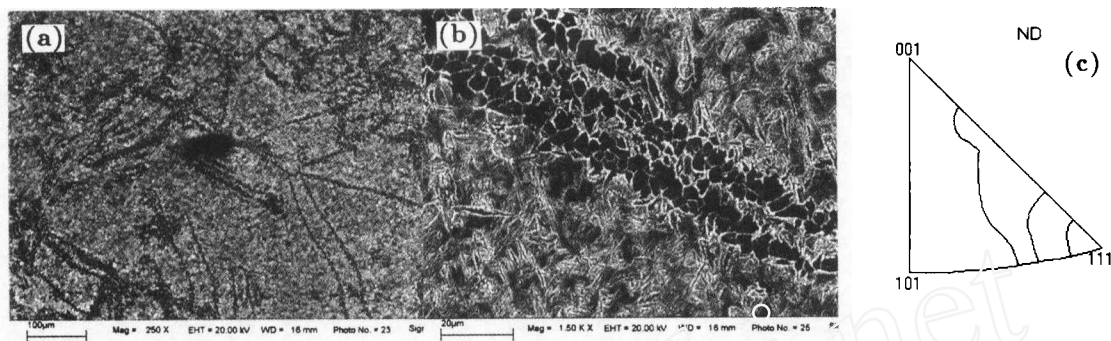


图 2 形变带形核形貌像及相应铁素体取向

Fig.2 Nucleation at deformation bands and ferrite orientations (a) nucleation at deformation bands; (b) high magnification of (a); (c) ferrite orientation in inverse pole figure

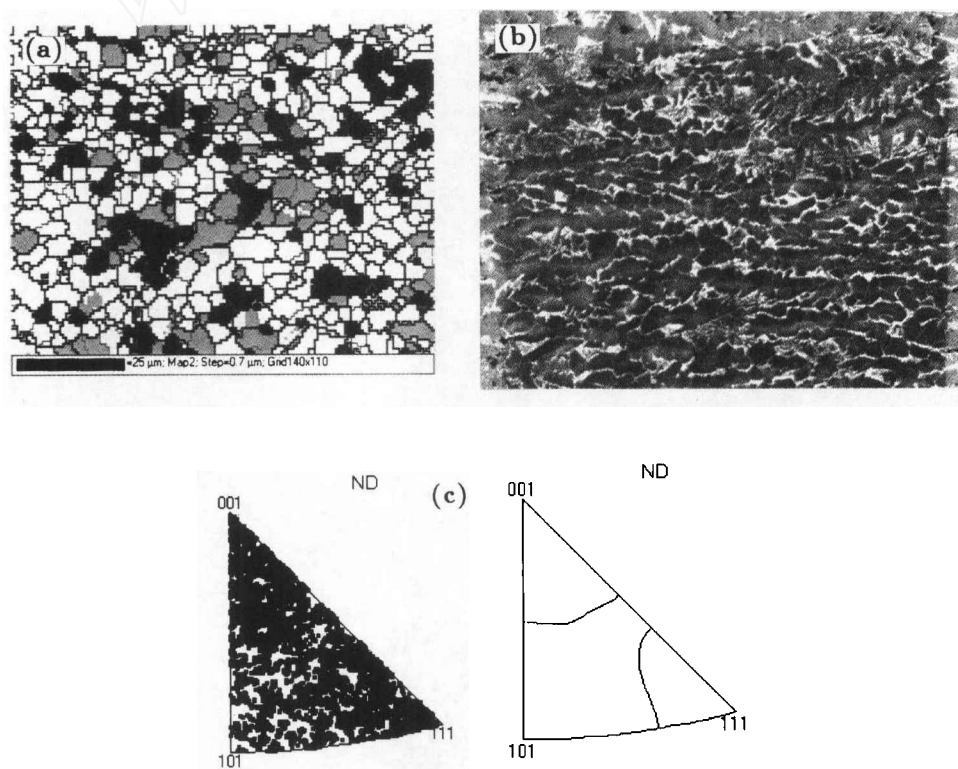


图 3 粗晶奥氏体 740 ℃应变 1.0 后的取向成像分析

Fig.3 Orientation mapping on a coarse austenite grained sample deformed at 740 ℃ by strain 1.0 (a) orientation mapping (black: $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$, gray: $\langle 100 \rangle \parallel \text{ND}$); (b) morphology; (c) orientations in inverse pole figure

应与相变织构有关. 应变 1.6 后织构稍有加强, 说明形变织构的出现.

2.2 相变织构

图 2 给出一形变强化相变初期铁素体择优分布的例子. 样品在 760 °C 形变 0.3 时, 优先在原奥氏体晶界及奥氏体内的形变带上形核 (图 2a), $\langle 111 \rangle$ 取向早在相变初期便形成了. 类似的形变带形核取向分布的例子测了 10 个以上, 多数都有此特征, 说明有一定的统计意义. 细晶奥氏体相变的形核地点常常不是典型的形变带, 所以相变织构在粗晶奥氏体的转变及形变温度较低时比较明显.

图 3 为粗晶奥氏体 740 °C 应变 1.0 后的取向成像分析. 图 3b 中灰色区 (电子束污染) 为取向成像的区域. 铁素体虽然仍有明显的带状分布特征, 但未见 $\langle 111 \rangle$ 取向的晶粒呈明显的带状分布. 这可能是由于形变带形核不一定总产生相变织构, 或 $\langle 111 \rangle$ 晶粒取向不稳定, 随形变的继续而转到其它取向 (转变初期倾斜的成串分布的铁素体随转变的进行变为水平成串分布).

2.3 形变织构的直接证据

大量结果表明, 应变量为 0.3 时铁素体已析出, 应变量为 1.0 时转变基本结束, 应变量为 2.0 时铁素体应至少受到应变量为 1.0 的作用. 图 4 和 5 表明, 770 °C 下应变量为 1.0 提高到 2.0 时铁

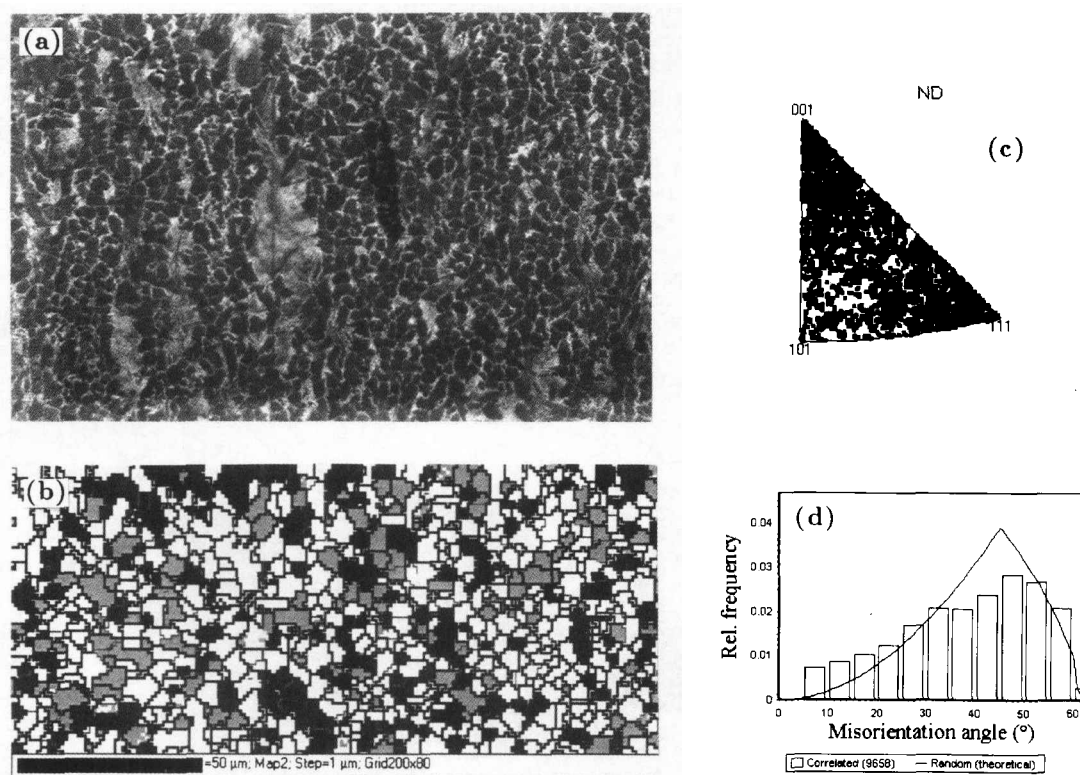


图 4 细晶奥氏体转变后的取向成像分析, 770 °C, 应变 1.0^[18]

Fig.4 Orientation mapping on a fine austenite grained sample deformed at 770 °C by strain 1^[18] (a) microstructure; (b) orientation mapping, black: $\langle 111 \rangle$, grey: $\langle 100 \rangle$; (c) orientation distribution; (d) misorientation distribution

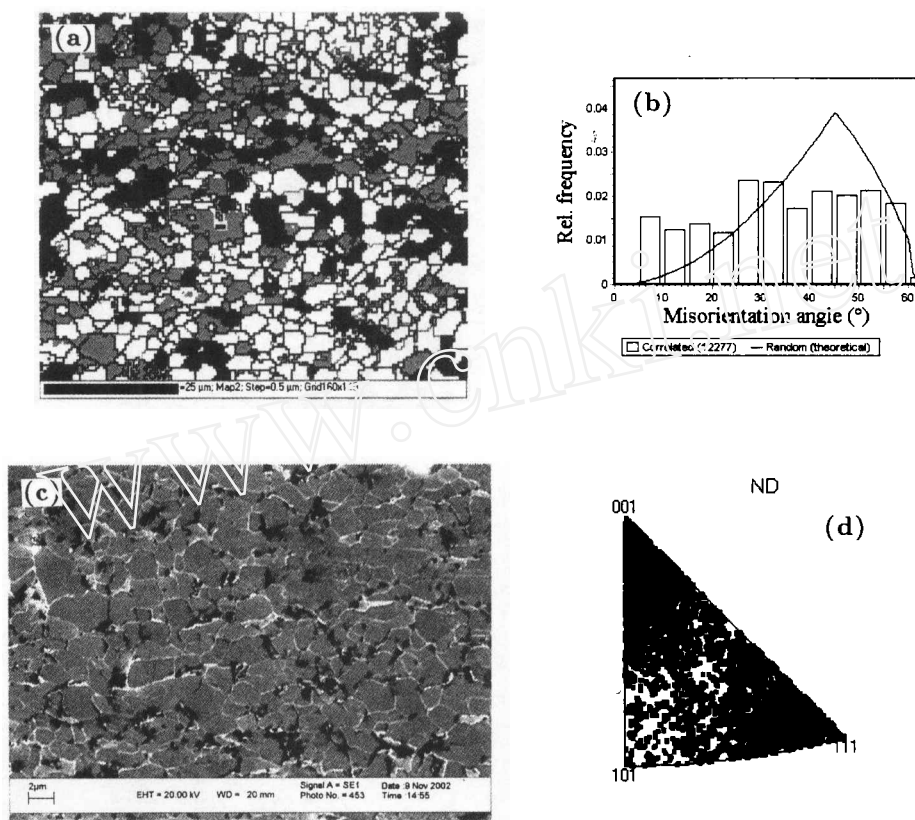


图 5 细晶奥氏体转变后的取向成像分析, 770 °C 应变, $\varepsilon=2.0$

Fig.5 Orientation mapping on a fine austenite grained sample deformed at 770 °C and strain 2 (a) orientation mapping; (b) misorientation distribution; (c) microstructure; (d) orientation distribution

素体晶粒的择优率提高. 在该温度下铁素体稍有拉长. 根据 A_1 以下铁素体形变时取向的演变规律^[19], 若 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 方向的织构缓慢增强, 小角晶界增多, 这是形变的结果. 值得注意的是, 此时铁素体的转动速度比低温时慢得多, 这一方面是温度的差异造成, 即低温下铁素体转动的速度较快; 另一方面也可能是晶粒尺寸的差异造成的.

2.4 动态再结晶组织的特点

结果表明, 应变的继续加大导致铁素体以连续的方式动态再结晶, 在组织上表现为晶粒的均匀细化, 在应力应变曲线上表现为双峰^[20].

图 6 给出 800 °C 下应变 1.0 到 2.0 时铁素体的取向分布特征. 可见, 晶粒缓慢变细的同时, 择优在增强. 所以连续式动态再结晶导致变形织构的进一步加强. 值得注意的是, 800 °C 下晶粒缓慢变细时看不到晶粒形变变长的迹象, 织构变强的速率低于 A_1 以下形变的情况. 小角晶界比例的变化难以测出.

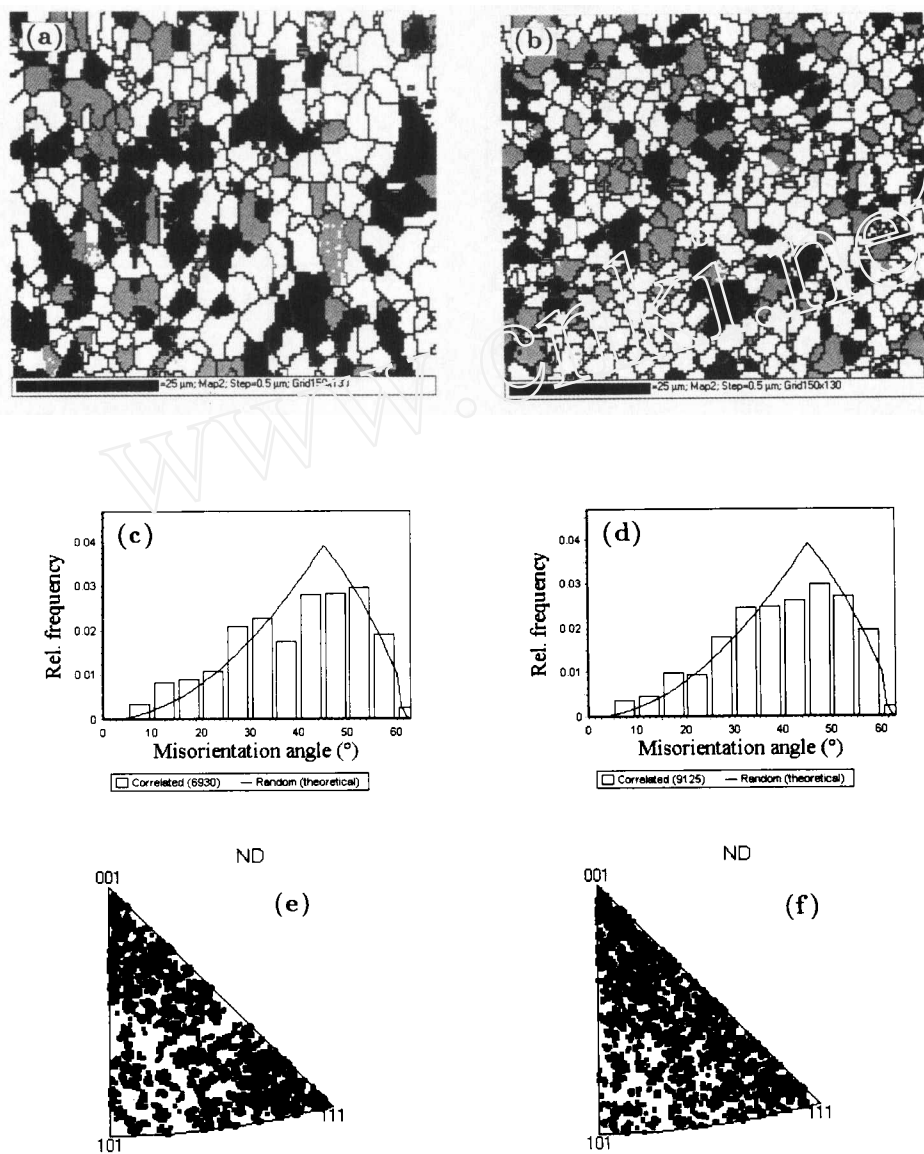


图 6 800 °C 下应变 1.0 到 2.0 时铁素体的取向分布特征

Fig.6 Orientation distribution of ferrite deformed at 800 °C by strain 1 and 2 (a) orientation mapping, $\epsilon: 1.0$; (b) orientation mapping, $\epsilon: 2.0$; (c) misorientation distribution, $\epsilon: 1.0$; (d) misorientation distribution, $\epsilon: 2.0$; (e) orientation distribution, $\epsilon: 1.0$; (f) orientation distribution, $\epsilon: 2.0$

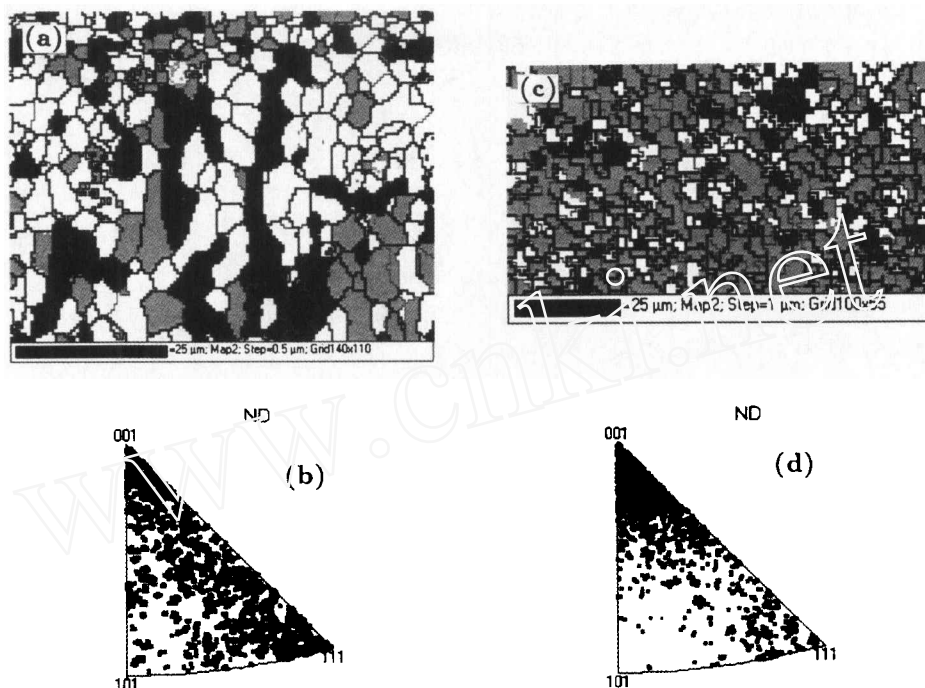


图 7 900 °C 加热, 50 °C /s 冷却到 740 °C 应变时的取向成像分析

Fig.7 Orientation mapping on samples heated at 900 °C and cooled at 50 °C /s to 740 °C
(a) orientation mapping, ϵ : 1.0, lateral section; (b) orientation distribution, ϵ : 1.0; (c) orientation mapping, ϵ : 2.0, compressed section; (d) orientation distribution, ϵ : 2.0

2.5 形变温度的影响

图 7 给出在 900 °C 加热后以 50 °C /s 的速度冷却至 740 °C 应变 1.0 到 2.0 后的取向变化. 这个冷却速度可以保证形变在温度稍高于 A_{r3} 的条件下进行. 未出现先共析铁素体. 与图 4, 5, 6 比较可以看出形变温度对铁素体取向变化的影响. 总的特点是温度的降低使铁素体的择优性加强, 既有形变组织的贡献也应有相变组织的贡献. 应变 1.0 后已明显存在铁素体形变的取向特点, $\langle 111 \rangle$ 与 $\langle 100 \rangle$ 两个方向的组织共存. 应变 2.0 后 $\langle 111 \rangle$ 方向的组织几乎消失, $\langle 100 \rangle$ 方向的组织增强. 因为在相同的形变量下, 温度越低, 铁素体析出得越早, 所受形变越大, 取向择优会越明显; 另一方面, 温度越

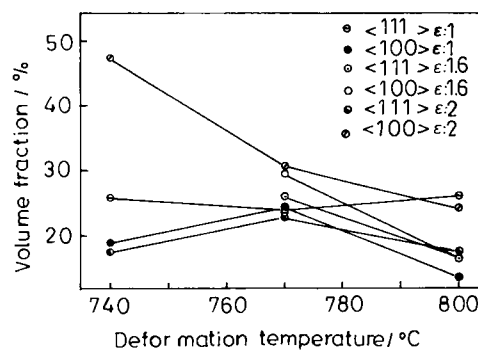


图 8 形变温度对 $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ 晶粒体积分数的影响

Fig.8 Influence of deforming temperatures on volume fraction of $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ grains

低, 奥氏体越不易动态再结晶, 形变带形核越明显, 相变织构也应越强。

由图 8 可见, 在高应变量下温度对铁素体取向的影响更明显。在高形变温度下随着应变的加大, 织构变强不明显, 铁素体的动态再结晶可能起一定的作用; 在低温下随着应变的加大, 两种线织构都在加强, 这是铁素体的形变造成的。

3 结 论

在利用形变强化相变实现铁素体的超细化过程中出现形变织构和相变织构, 在大应变条件下还出现动态再结晶织构。在形变强化相变后细晶铁素体表现出以 $\langle 111 \rangle$ 方向为主的线织构, 不同于铁素体热变形造成的以 $\langle 100 \rangle$ 方向为主的织构。相变织构主要在粗晶奥氏体内部形变带形核时产生, 是 $\langle 111 \rangle$ 方向的织构。形变织构是形成的铁素体继续变形所致, 在形变强化相变过程中及完成后都会产生, 并导致 $\langle 111 \rangle$ 及 $\langle 100 \rangle$ 方向的线织构。随着形变的加大, $\langle 100 \rangle$ 方向的织构增加的更快。形变温度的降低有利于形变织构的加强。在形变量很大和适当的形变温度 (但不能过低) 条件下, 发生以连续方式进行的铁素体动态再结晶, 使形变织构进一步加强, 晶粒均匀细化。

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 B.Hutchinson, L.Ryde, E.Lindh, K.Tagashira, Texture in Hot Rolled Austenite and Resulting Transformation Products, *Mater.Sci.Eng.*, **A257**, 9(1998)
- 8 R.K.Ray, J.J.Jonas, M.P.Butron-Guillen, J.Savoie, Transformation Texture in Steels (Review), *ISIJ inter.*, **34**, 927(1994)
- 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 R.K.Ray, J.J.Jonas, R.E.Hook, Cold Rolling and Annealing Textures in Low Carbon Steels, *Inter.Mater.Reviews*, **39**, 129(1994)
- 12 H.Inagaki, Fundamental Aspect of Texture Formation in Low Carbon Steel (Review), *ISIJ Inter.*, **34**, 313(1994)
- 13 P.J.Hurley, P.D.Hodgson, B.C.Muddle, Analysis and Characterisation of Ultra-Fine Ferrite Produced during a New Steel Strip Rolling Process, *Scripta Mater.*, **40**, 433(1999)
- 14 C.-M.Park, G.Brückner, G.Gottstein, Orientation Relationships and Variant Selection during α - to γ -phase Transformation in Low Carbon Steel, *Mater.Sci.Forum.*, **408**, 1191(2001)

- 15 S.C.Hong, K.S.Lee, Influence of Deformation Induced Ferrite Transformation on Grain Refinement of Dual Phase Steel, *Mater.Sci.Eng.*, **A323**, 148(2002)
- 16 J.Baczynski, I.DeArdo, J.J.Jonas, Dynamic Recrystallization Textures in Ferrite and Ferritic Stainless Steels, *Mater.Sci.Forum.*, **273**, 465(1998)
- 17 YANG Ping(杨 平), FU Yunyi(傅云义), CUI Feng'e(崔凤娥), SUN Zuqing(孙祖庆), Orientational Inspection of Ferrite Grains during Strain Enhanced Transformation in Plain Carbon Steel Q235. *Acta Metall Sin(金属学报)*, **37**, 900(2001)
- 18 YANG Ping(杨 平), CHANG Shouhai(常守海), CUI Feng'e(崔凤娥), SUN Zuqing(孙祖庆), Orientational Characteristics of Ferrite during Strain Enhanced Transformation in a Q235 Plain Carbon Steel Investigated by Orientation Mapping Technique, *Chinese Journal of Mater. Research(材料研究学报)*, **16**, 251(2002)
- 19 YANG Ping(杨 平), CHANG Shouhai(常守海), SUN Zuqing(孙祖庆), Orientational Analysis of Warm-Compressed Ferrite in a low Carbon Steel by Means of Orientation Mapping(低碳钢热变形过程中铁素体的织构形成规律), *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)* 17(5), 520(2003)
- 20 YANG Ping(杨 平), CUI Feng'e(崔凤娥), FU Yunyi(傅云义), SUN Zuqing(孙祖庆), Analysis of σ - ϵ Curves during Strain Induced Transformation in Q235 Plain Carbon Steel, *Acta Metall Sin(金属学报)*, **37**, 609(2001)