

文章编号:1671-6833(2009)01-0030-04

冷变形共析钢的显微组织与织构探讨

姚旭升¹, 刘沿东¹, 蒋奇武², 左良¹

(1. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳, 110004; 2. 鞍钢集团 冷轧硅钢厂, 辽宁 鞍山, 114002)

摘 要: 为了探讨共析钢冷变形显微组织和织构, 对严重塑性变形的共析钢进行一定的热处理获得了一定形状与亚微米尺寸的渗碳体样品, 然后对上述样品进行不同形变量轧制, 获得了显微组织与织构的分析样品, 采用场发射扫描电镜(FE-SEM)和织构衍射仪(XRD)对轧制样品进行显微组织和形变织构的分析。研究结果表明: 对冷轧高碳钢的退火, 可以发现层片状渗碳体数量减少, 粒状渗碳体数量增多, 形成了两种形状的渗碳体与铁素体共存的复相显微组织样品。冷轧过程中, 铁素体晶粒被拉长并逐渐发展为纤维状; 渗碳体晶粒大小与形状变化不大, 分布较均匀。随着形变量的增加, 共析钢中主要织构逐渐形成了由 $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ (轧向)的 α -纤维织构和 $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ (轧面法向)的 γ -纤维织构组成, 晶粒取向逐渐聚集到 $\{558\} \langle 110 \rangle$ 以及 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 等主要织构组分类型。

关键词: 渗碳体; 共析钢; 形变织构; 取向分布函数(ODF)

中图分类号: TG 142.4

文献标识码: A

0 引言

近30年来美国斯坦福大学O. D. Sherby教授等制备的超细晶高碳钢, 即超细铁素体(0.4~2.0 μm)基体中分布着超细粒状渗碳体(0.2~1.0 μm)组织的高碳钢^[1-2], 不仅在中、高温下具有高变形速率的超塑性特性, 而且在室温下具有高达1 000 MPa以上的强度和高达35%左右的塑性, 采用适当的热处理工艺还可使其硬度提高至HRC65~68以上。高碳钢的塑性一般随着渗碳体体积百分数增大而下降, 在相同渗碳体体积百分数情况下, 粒状渗碳体尺寸大的塑性好^[3]。晶粒尺寸对超塑性影响外, 晶粒取向对超塑性也有很大影响, 大角度晶界比小角度晶界对超塑性贡献大, 原因是大角度晶界比小角度晶界易产生晶界滑动。以往有关珠光体变形问题的研究多见于共析钢或过共析钢丝的拉拔过程^[4-5], 而珠光体钢的冷轧研究较少, 织构作为钢铁研究的重要参数之一, 直接与钢铁显微组织、性能的变化^[6]相关, 故研究珠光体钢在轧制变形条件下织构的变化具有重要意义。

1 实验材料与方法

作者采用T8A碳素工具钢为实验材料, 其化学成分为Fe-0.84C-0.20Si-0.13Mn-0.05P-0.004S。利用线切割从 $\Phi 50$ mm的圆柱坯切取厚度为10 mm, 长度为200 mm的试样, 在室温下冷轧到厚度为5 mm, 长度为400 mm。在500 $^{\circ}\text{C}$ 下进行退火2 h随炉冷。再冷轧得到厚度为1.7 mm的板形试样, 然后在700 $^{\circ}\text{C}$ 下退火30 min空冷, 获得实验样品。对上述样品分别进行不同形变量轧制, 如0%、30%、60%、90%, 可以得到不同厚度试样。试样经过机械抛光后, 用4%的硝酸酒精侵蚀显现显微组织, 在JMS-7001F场发射扫描显微镜下观察显微组织形貌以及晶粒大小测定。

织构测量在东北大学测试中心的X-射线衍射仪上进行, 按Schulz背反射法对退火与冷轧的共析钢进行织构测定。实验参数如下: 织构检测采用Co靶($\text{CoK}\alpha$ 辐射), 管电压为35 kV, 管电流为40 mA。每个试样测定3张不完整极图 $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{211\}$, 测定范围为 $\alpha = 0 \sim 360^{\circ}$, $\beta = 0 \sim 70^{\circ}$, 步长为 5° ^[7]。经过对试样测定结果扣除测定

收稿日期: 2008-09-15; 修订日期: 2008-10-30

基金资助: 国家自然科学基金资助项目(50671021); 教育部新世纪人才计划资助项目(NCET-06-0287)

作者简介: 姚旭升(1972-), 男, 山东寿光人, 工程师, 东北大学博士研究生, 主要从事金属材料的形变与再结晶组织的分析与模拟。E-mail: yaoxsh1@163.com。通讯作者: 刘沿东(1966-), 男, 辽宁沈阳人, 东北大学副教授, E-mail: ydliu@mail.neu.edu.cn。

背底,并且与标准粉末样品测定数据进行比较后获得实验的织构数据.同时,采用东北大学“二步法^[8]”织构分析软件对织构实验数据进行织构计算并绘制取向分布函数(ODF)恒 Φ 截面图.利用取向分布函数对测定结果进行分析与比较.

2 实验结果

图1为经过在500℃退火2h后冷轧共析钢的显微组织照片.由图可以看出经过退火处理后,共析钢试样的显微组织包含了铁素体和渗碳体双相组织,渗碳体形状就呈现粒状与片层状,这说明,冷轧共析钢经过500℃退火2h后,共析钢中渗碳体组织已经发生球化,显微组织中包含了粒状与片状两种形状的渗碳体.上述退火试样经过室温轧制后,渗碳体形状变化较小,而铁素体则沿着轧向呈现纤维状分布.

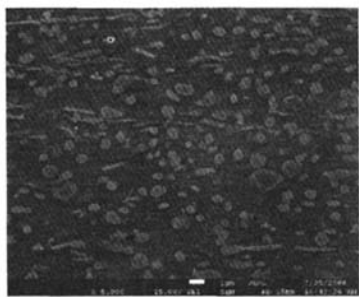


图1 1.7 mm 冷轧共析钢板显微组织

Fig. 1 Microstructure of the 1.7 mm sheet cold rolled eutectoid steel

图2为退火后共析钢冷轧显微组织照片.图2(a)为经过700℃退火30min后,退火共析钢的显微组织.其组织形态是在等轴铁素体的晶内、晶界分布着粒状渗碳体.晶界上分布的粒状渗碳体略大于晶内的粒状渗碳体.由图可以看出铁素体再结晶已经完成,铁素体晶粒平均截径约为2.0 μm,粗颗粒群晶区的渗碳体长大到1 μm左右,分布在细颗粒群区的渗碳体长大到0.2 μm左右,细颗粒渗碳体分数明显减少,大颗粒渗碳体分数增多,双峰分布^[9]特点减弱.另外,可以看出渗碳体颗粒呈现粗细颗粒群条带逐渐消失的同时,观察到铁素体晶粒内部非常细小的碳化物析出,析出量逐渐增多.这个可以从图2(a)中清楚地观察到.这一现象可能与随着铁素体内部位错密度降低的同时过饱和碳析出有关.从热力学的角度来看,变形引起能量升高.变形后的金属已处于不稳定的高自由能状态,具有一种想着低能态

自发恢复的趋势.因此,只要动力学条件允许,温度较高时,原子具有相当的扩散能力,变形后的金属就会自发地向着自由能降低地方转变,从而使其组织和性能回复到平衡状态.

图2(b)~(d)分别为退火后共析钢冷轧显微组织照片.由图可以看出,随着形变量的增加,等轴晶铁素体逐渐变形拉长.渗碳体的形状和大小变化较小.在外力作用下,铁素体基体中产生了位错,位错运动方向与所受切应力方向相同.运动位错遇到粒状渗碳体受阻后,可按照Orowan机制绕过粒状渗碳体,使粒状渗碳体前方的位错密度增加并呈环状重叠排列,同时粒状渗碳体两侧的位错仍向前运动.由于位错仅在铁素体基体中滑移,并未切割粒状渗碳体,故变形时所需要的外加应力较小,材料的塑性较好.这表明:在金属流变过程中,粒状渗碳体随基体变形而移动,移动后的粒子改变了原来位置而呈现较均匀分布的特征.

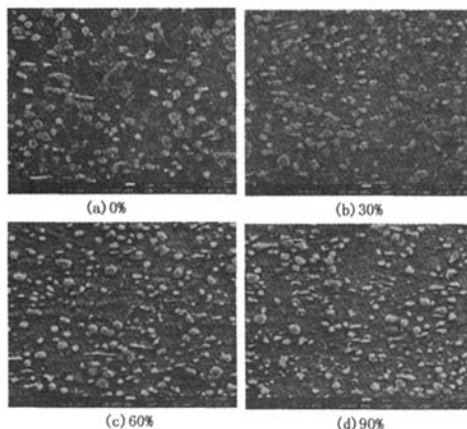


图2 700℃退火后共析钢二次冷轧显微组织

Fig. 2 Microstructure of the second cold rolled eutectoid steel after 700℃ annealing

图3为冷轧共析钢ODF恒 Φ 截面图.由图可以看出,冷轧共析钢的主要织构组分有 $\{001\} <110>$ 、 $\{558\} <110>$.但是织构组分强度较低.经过退火处理后,出现较弱的 γ -纤维织构,强度级别只有1.9.由此可以看出,经过低温退火时,织构的主要类型变化较小,如图2(a)所示.

图4是不同轧制形变量时共析钢中织构的取向分布函数.从中可以看出在形变量为0%时,具有较弱的 γ -纤维织构,织构的强度级别为1.3;随着形变量的增加,取向空间内晶粒取向的聚集逐渐明显.形变织构主要由 $<110> // RD$ (轧向)的 α -纤维织构和 $<111> // ND$ (轧面法向)的 γ -纤维织构组成.比较图可知,织构组分主要是

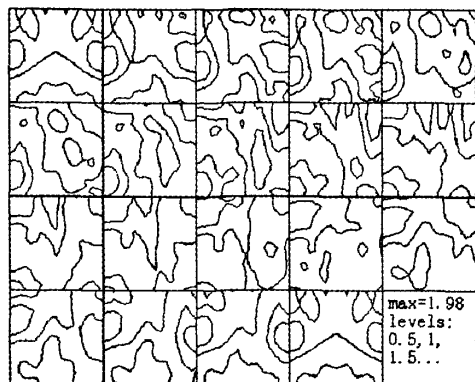


图3 1.7 mm 冷轧共析钢板的 ODF 截面图
Fig.3 Texture of the 1.7 mm sheet cold rolled eutectoid steel

$\{558\} \langle 110 \rangle$, 形变量为 30% 时, 强度级别为 2.4; 形变量为 60% 时, 强度级别为 3.1; 而形变量为 90% 时, 强度级别为 4.2。随着形变量的增加, 此织构组分的强度逐渐增加。次强织构组分为 $\{001\} \langle 110 \rangle$, 随着形变量的增加, 强度级别也逐渐增加。随着形变量增加, 晶粒取向在两取向线上的聚集不断上升, 这一现象可以在取向线分析上更清楚地观察到, 如图 5 所示。图 5 是冷轧共析钢的 α -与 γ -取向线分析, 在变形过程中 α -与 γ -取向线上的取向密度不断增强。其中各晶粒取向在取向 $\{558\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 附近的聚集较为突出。同时在取向 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 附近的聚集程度也较高。

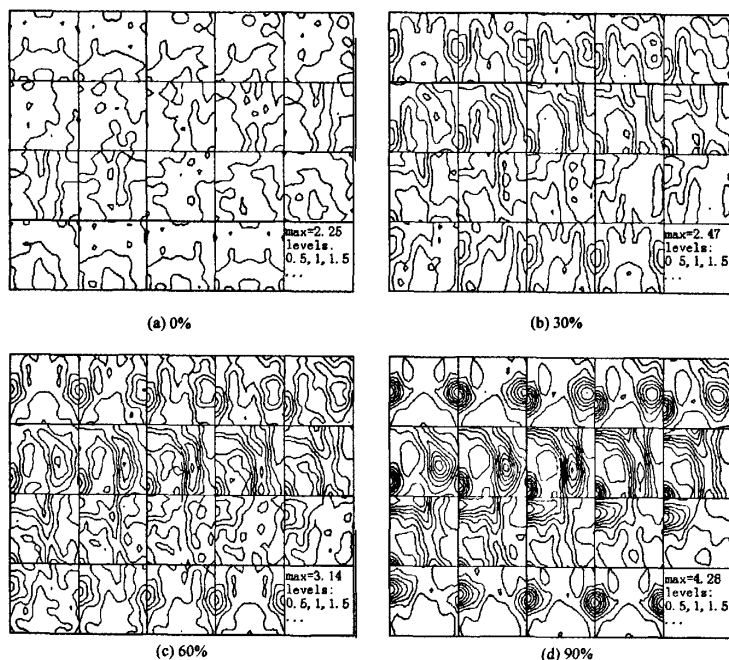


图4 700 °C 退火共析钢冷轧织构

Fig.4 Texture of the cold rolled eutectoid steel after 700 °C annealing

3 讨论

实验用钢经过退火后, 部分层状渗碳体变成了粒状渗碳体。其组织结构由片状与粒状两种渗碳体与铁素体共同组成复相显微组织。退火过程中, 由于渗碳体内亚晶张力的作用, 使渗碳体层片与铁素体界面上出现了沟槽, 同时界面能降低促使层片状渗碳体转化为粒状渗碳体。间断处渗碳体的碳原子扩散到邻近区域的渗碳体处^[9]。退火

后的间断渗碳体仍保持原有的层片趋势。如图 2(a) 所示。随着变形量的增加, 因冷变形而产生于铁素体内的大量位错缠结分布在粒状渗碳体周围。位错已经束集成亚晶, 粒状渗碳体大多存在于亚晶界中, 粒状渗碳体具有阻碍晶界迁移的作用。

另外, 由文献[2]可以知道细晶高碳钢的形变机理主要为位错滑移与位错滑移的晶界模型以及溶质拖曳位错蠕变模型。随着形变量增加, 冷轧织构组分逐渐演变为以 α -织构与 γ -织构为主

要组织结构。多晶体滑移时,由于每个晶粒内部最有利的滑移系统最先开动,因此同时在几个滑移系统上滑移。在塑性变形过程中,各晶粒在形状改变的同时也发生转动,各个晶粒的取向会在取向空间内沿着不同的轨迹转动。经过大变形后,各个晶粒的一个方向逐渐集中到施力轴上。总体来说,晶粒取向会从不稳定取向区转向稳定取向区。在向稳定取向区转变过程中,晶粒会在一些取向区稳定流动^[10]。因此,亚共析钢冷轧织构主要类型为 $\{558\} \langle 110 \rangle$ 与 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 。

(2)二次冷轧过程中,铁素体晶粒被拉长并逐渐发展为纤维状;渗碳体晶粒大小形状变化较小,分布较均匀。

(3)随着形变量的增加,共析钢中逐渐形成了由 $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ (轧向)的 α -纤维织构和 $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ (轧面法向)的 γ -纤维织构组成,晶粒取向逐渐聚集到 $\{558\} \langle 110 \rangle$ 以及 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 主要织构组分类型。

参考文献:

- [1] 翁宇庆. 超细晶钢-钢的组织细化理论与控制技术[M]. 北京:冶金工业出版社,2003.
- [2] SHERBY O D, OYAMA T, KUM D W. Ultrahigh carbon steels[J]. J Met. 1985, (6):50-55.
- [3] OYAMA T, SHERBY O D, WADSWORTH J. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in high carbon steels[J]. Scripta Metallurgica, 1984, 18(8):799-807.
- [4] SAUVAGE X, LEBRETON J M, GUILLET A, et al. Phase transformations in surface layers of machined steels investigated by X-ray diffraction and Mössbauer spectrometry[J]. Materials science and engineering 2003, A362(1):181-186.
- [5] DANOIX F, JULIEN D, SAUVAGE X, et al. Direct evidence of cementite dissolution in drawn pearlitic steels observed by tomo-graphic atom probe[J]. Mater. Sci. Eng, 1998, A250:8-12.
- [6] ZHANG X, WANG C X, LIU X M, et al. Microstructure evolution and mechanical hardening of hypereutectoid pearlitic steel during cold rolling[J]. Acta metallurgica sinica, 2007, 20(4):287-292.
- [7] HONG S H, LEE D N. Recrystallization textures in cold rolled Ti bearing IF steel[J]. ISIJ Inter, 2002, 42(11):1278-1287.
- [8] 梁志德, 徐家桢, 王福. 织构材料的三维取向分析技术-ODF分析[M]. 沈阳:东北工学院出版社, 1986:117-118.
- [9] FURHARA T, MIZOGUCHI T, MAKI T. Ultrafine duplex structure formed both cold rolling and annealing of pearlite[J]. ISIJ Inter, 2005, 45:392-399.
- [10] DILLAMORE I L, KATOH H. The mechanisms of recrystallization in cubic metals with particular reference to their orientation dependence[J]. Metal Science, 1974, (8):73-78.

(下转第38页)

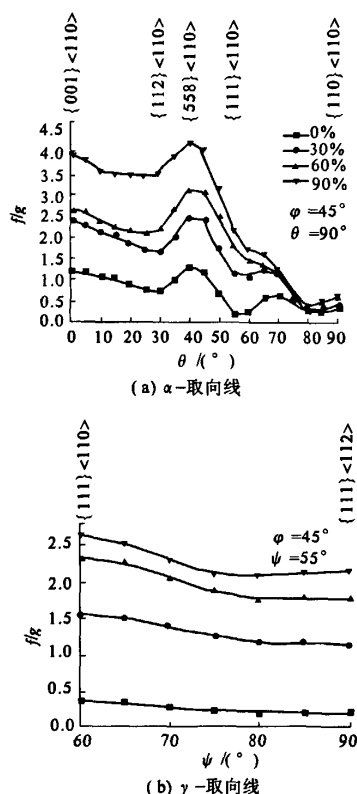


图5 700 °C退火冷轧共析钢的取向线分析

Fig.5 Orientation fiber of the cold rolled eutectoid steel after 700 °C annealing

4 结论

通过对冷轧高碳钢退火与冷轧显微组织与结构的分析,可以得出以下结论:

(1)对冷轧高碳钢的退火,可以发现层片状渗碳体减少,粒状渗碳体增多。形成了两种形状的渗碳体与铁素体共存的复相显微组织样品。

Hydrogen Embrittlement Behavior of GH690 Alloy

WANG Fu-qiang, WANG Lei, LIU Yang, WANG Peng, FENG Hui

(Key Laboratory of Ministry of Education for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

Abstract: Hydrogen was transported into GH690 nickel - base superalloy by high - pressure thermal pre-charged methodology. The tensile testing of uncharged and H - precharged specimens was conducted with the same strain rate at room temperature. The H embrittlement behavior was evaluated by comparing the H - induced ductility losses of two kinds of specimens. The results show that H has little effect on the yielding strength of the alloy, but the yielding point of precharged one disappears. H has an obvious effect on the ultimate tensile strength and elongation. Furthermore, the fracture morphology changed from predominantly trans-granular ductile fracture to intergranular brittle fracture in precharged conduction. It is proposed that H is transported to the grain boundaries (GB) following dislocation in the deforming process, because H exists in the matrix with a form of the Cottrell atmosphere. With continuing deformation, H would enrich at the GB. Micro - cracks emerge at the GB due to the reduction of GB intensity with higher local concentration of H and then H induced intergranular fracture.

Key words: GH690 alloy; hydrogen; hydrogen embrittlement; dislocation

(上接第 33 页)

Study on the Microstructure and Texture of the Cold - rolled Eutectoid Steel

YAO Xu - sheng¹, LIU Yan - dong¹, JIANG Qi - wu², ZUO Liang¹

(1. Key Laboratory of Ministry of Education for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110004, China; 2. Angang Steel Company Limited, Anshan, 114002, China)

Abstract: To explore the microstructure and texture of the cold - rolled eutectoid steel, this paper obtained the specimen of the microstructure and texture through cold - rolled with different reductions which the severe plastic deformation samples were treated with some temperatures. Microstructures and textures of samples were analyzed by virtue of field emission scan electron microscopic (SEM) and X - ray diffraction equipment. The experimental results show that one may find that the quantity of lamellar cementite reduces, yet, that of the granular cementite increase during the annealing process of the cold rolled eutectoid steel, moreover, the complex phase sample includes cementite and ferrite. During the cold rolling process, the ferrite grain crystalline is elongated and developed as fibrous shape; the shape and size of cementite grain crystalline have no variation, distributing homogeneously. With the increase of deformation rate, the main texture including the α - fiber ($\langle 110 \rangle // RD$ (rolling direction)) and γ - fiber ($\langle 111 \rangle // ND$ (normal direction of the rolling plane)) is formed in the eutectoid steel, the main grain crystalline aggregates among the two kinds of textures, such as $\{558\} \langle 110 \rangle$ and $\{001\} \langle 110 \rangle$.

Key words: cementite; eutectoid steel; deformation texture; orientation distribution function (ODF)