

过共析钢在过冷奥氏体形变过程中的组织超细化*

陈 伟¹ 李龙飞¹ 杨王玥² 孙祖庆¹

1. 北京科技大学新金属材料国家重点实验室 北京 100083

2. 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083

摘 要 用 Gleeble1500 热模拟试验机进行单轴热压缩实验,研究了过共析钢在过冷奥氏体形变过程中的组织演变规律. 结果表明: 过冷奥氏体变形可以抑制网状渗碳体的形成,过冷奥氏体动态相变只得到珠光体组织,在继续变形过程中珠光体发生动态球化,得到超细化 ($\alpha+\theta$) 复相组织. 提高形变温度使过冷度降低,阻碍过冷奥氏体动态相变的进行;而降低应变速率使变形时间延长,有利于过冷奥氏体动态相变和珠光体动态球化的进行,但得到的超细化复相组织较为粗大.

关键词 金属材料, 过共析钢, 过冷奥氏体, 渗碳体, 超细化

分类号 TG142.1

文章编号 1005-3093(2008)04-0374-05

Ultra-refinement of hypereutectoid steel during deformation of undercooled austenite

CHEN Wei¹ LI Longfei¹ YANG Wangyue^{2**} SUN Zuqing¹

1. The State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

* Supported by National Natural Science Foundation of China No.50471092 and Specialized Research Fund for the Doctoral Program of National Education Ministry No.20050008017.

Manuscript received August 10, 2007; in revised form January 23, 2007.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(010)62334919, E-mail: wyyang@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT The microstructure evolution of a hypereutectoid steel (0.97%C) during deformation of undercooled austenite was investigated by uniaxial hot compression simulation experiment. The results indicate that the proeutectoid network carbides were restrained by deformation of undercooled austenite and only pearlite was formed by dynamic transformation of undercooled austenite. Lamellar pearlite was spheroidized dynamically by hot deformation, resulting in the formation of ultrafine ($\alpha+\theta$) microduplex microstructures. The increase of deformation temperature, leading to the decrease of the degree of undercooling, has the retarding effect on dynamic transformation of undercooled austenite. The decrease of strain rate, leading to the prolonging of the deformation time, was beneficial to dynamic transformation of undercooled austenite and dynamic spheroidization of pearlite, but the resulted ultrafine microduplex microstructures was coarser.

KEY WORDS metallic materials, hypereutectoid steel, undercooled austenite, cementite, ultra-refinement

过共析钢(含碳量 >0.77%, 质量分数)的平衡组织为网状渗碳体和珠光体,网状渗碳体对钢的强度和韧性有很大的危害. Sherby 等^[1-9]和 Maki 等^[10-12]使用热机械处理工艺,如多道次热轧变形(HWW)^[3-4]、等温轧制(IWW)^[5]、离异共析转变

(HWW+DET)^[6-7]、伴随变形的离异共析转变(HWW+DETWAD)^[8-9]或珠光体冷轧加退火^[10-12]等工艺,将过共析钢处理成由细小的等轴铁素体(0.5-1.0 μm)和均匀弥散分布的球状渗碳体颗粒(0.1-0.5 μm)组成的复相组织. 具有这种超细组织的过共析钢表现出优异的高温超塑性和良好的室温力学性能. 但是,这些工艺中都需要先变形将网状先共析渗碳体破碎^[3-7],总变形量大,工艺复杂. 本文基于“过冷奥氏体动态相变”的学术思路,对过共析钢(T10)在 $A_{\text{cm}}-A_{\text{rcm}}$ 温度区间(过冷奥氏体状

* 国家自然科学基金 50471092 和教育部博士点基金 20050008017 资助项目.

2007 年 8 月 10 日收到初稿; 2008 年 1 月 23 日收到修改稿.

本文联系人: 杨王玥, 教授

态) 进行变形, 研究其组织演变的规律.

1 实验方法

实验用材料为普通 T10 钢, 化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.97, Si 0.26, Mn 0.31, S 0.004, P 0.0056. 使用 Thermo-Calc 软件计算出试验钢的 A_{cm} 和 A_1 点分别为 816 °C 和 730 °C, 在 Gleeble1500 热模拟机上用热膨胀法并结合金相观察确定了试验钢以 30 °C/s 的冷速冷却时的 A_{rcm} 和 A_{r1} 值分别为 600 °C 和 560 °C.

在 Gleeble1500 热模拟机上进行单轴压缩实验, 使用的试样为直径 6 mm、长 15 mm 的圆柱. 以 20 °C/s 的速度将试样加热至 1000 °C 并保温 5 min, 再以 30 °C/s 的速度快冷至变形温度 (650 °C、700 °C), 分别以 0.1 s⁻¹ 和 0.01 s⁻¹ 的应变速率进行变形. 将变形后的试样立即投入冰水, 以固定其高温组织. 将冰水冷却后的变形试样从中心沿压缩轴方向剖开, 分析中心处的组织. 用 ZEISS-SUPRA55 场发射扫描电镜观察显微组织. 借助 SEM 形貌图和 Image-Tool 图像分析软件, 用截线法测量铁素体晶粒、渗碳体颗粒大小. TEM 观察在 H800 上进行, 薄膜样经机械

研磨后在 -20 与 -30 °C 之间进行双喷减薄, 所用双喷液为 5% HClO₄+95% CH₃CH₂OH, 液氮冷却, 电压为 75 V.

2 结果与讨论

在试验钢的炉冷组织中, 在原始奥氏体晶界上存在网状渗碳体 (图 1a 中的白色组织, 约占 3.5%). 将试验钢以 20 °C/s 的加热速度加热至 1000 °C 保温 5 min, 随后以 30 °C/s 的冷速快冷至 650 °C 等温 5 min, 在原始奥氏体晶界上仍存在一定量的先共析渗碳体 (图 1b 箭头所指).

试验钢过冷奥氏体在 650 °C、0.1 s⁻¹ 形变初期, 在原奥氏体晶界上直接形成珠光体, 并逐渐向晶内推进 (图 2a), 没有形成先共析渗碳体 (图 2b), 即过共析钢过冷奥氏体动态相变的产物只有珠光体. 其可能的原因有两个: 首先, 先共析渗碳体的形成受碳的长程扩散影响, 过冷减缓了碳的扩散过程, 从而使晶界先共析渗碳体不易形成; 其次, 在形变过程中形变储存能的增加使 Fe-C 合金共析点右移^[13] (即共析点碳含量增大), 也抑制了过共析钢中先共析渗碳体的形成. 随着应变量的继续增大, 在过冷奥氏体动态相变持

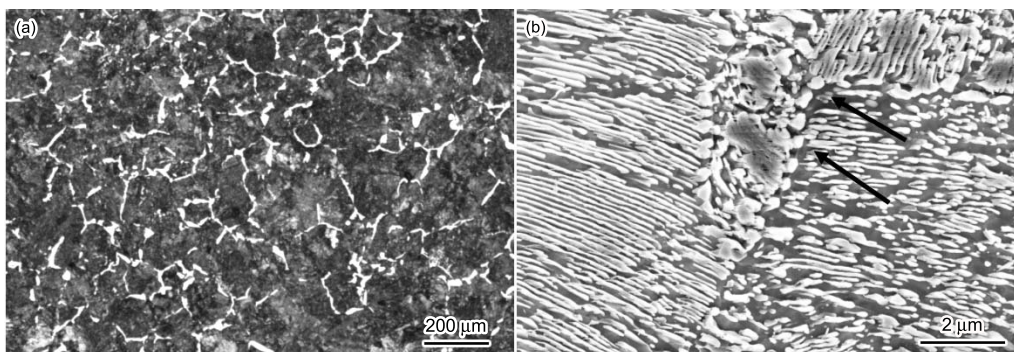


图 1 试验钢的显微组织 (a) 炉冷, (b) 以 30 °C/s 的冷速快冷至 650 °C 等温 5 min

Fig.1 Microstructure of the hypereutectoid steel (a) furnace cooling, (b) Isothermal 5 min at 650 °C by cooling rate of 30 °C/s

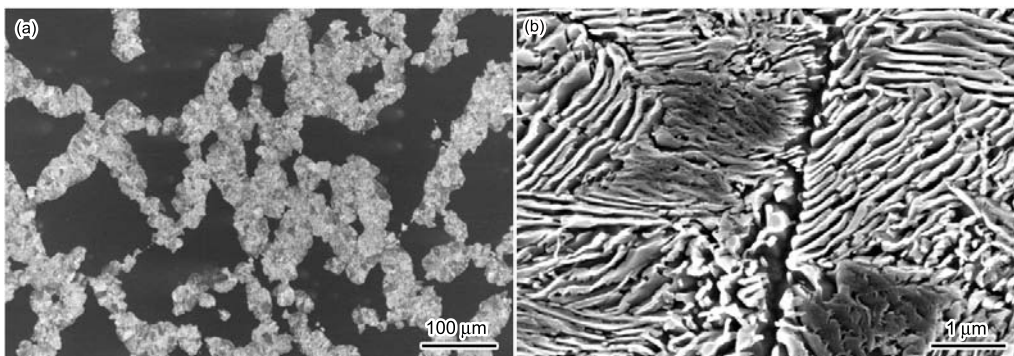


图 2 试验钢在 650 °C, 应变速率为 0.1 s⁻¹, 应变至 $\epsilon=0.11$ 时的显微组织 (a) 动态珠光体相变, (b) 原奥氏体晶界

Fig.2 Microstructure of the hypereutectoid steel deformed at 650 °C at 0.1 s⁻¹ to strain of 0.11 (a) dynamic pearlite transformation, (b) the grain boundaries of prior austenite

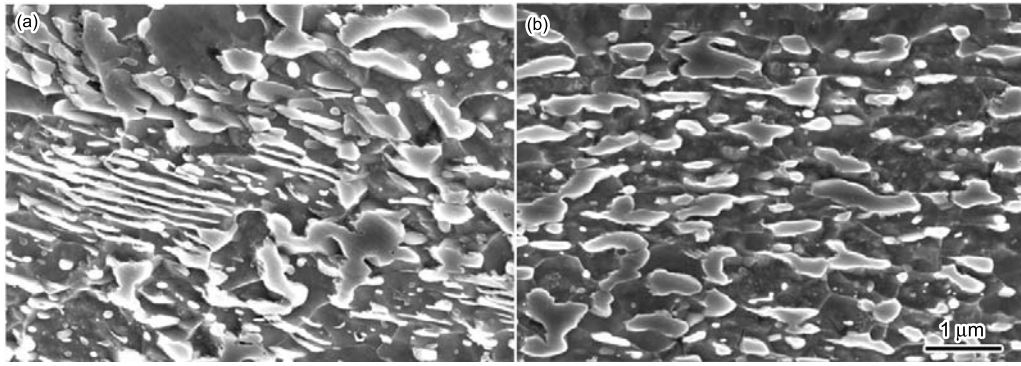


图3 试验钢在 650 °C, 应变速率为 0.1 s^{-1} 时的显微组织 (a) 应变至 $\varepsilon=0.92$, (b) 应变至 $\varepsilon=1.61$

Fig.3 Microstructure of the hypereutectoid steel deformed at 650 °C at 0.1 s^{-1} to strain of (a) $\varepsilon=0.92$ (b) $\varepsilon=1.61$

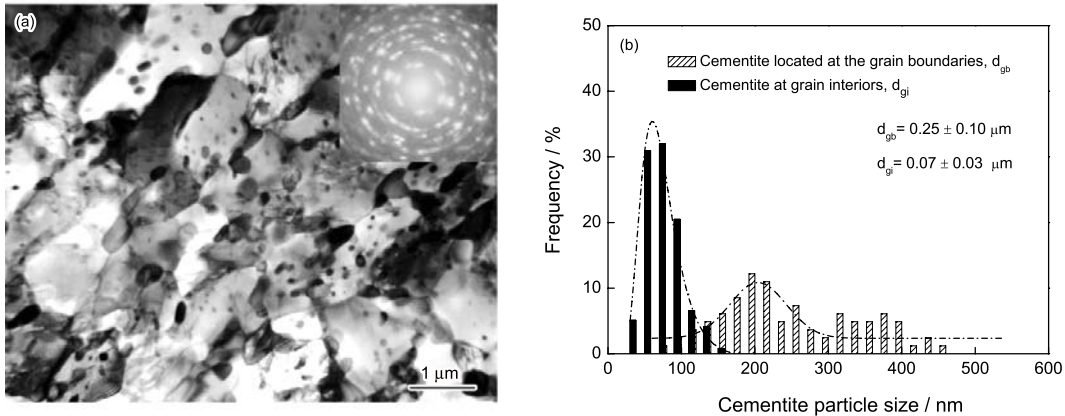


图4 试验钢在 650 °C, 应变速率为 0.1 s^{-1} , 应变至 $\varepsilon=1.61$ 时的 TEM 照片 (a) 和渗碳体颗粒尺寸分布 (b)

Fig.4 TEM photo of the hypereutectoid steel deformed at 650 °C at 0.1 s^{-1} to strain of 1.61(a) and the distribution of cementite particle sizes (b)

续进行的同时已形成的珠光体经历变形, 其中的渗碳体片层发生扭折、弯曲、溶断和球化, 铁素体基体发生动态回复和再结晶. 当应变为 $\varepsilon=0.92$ 时 (图 3a), 珠光体转变完全, 并有大部分片层状渗碳体发生球化, 铁素体基体部分发生等轴化. 当应变继续增加至 $\varepsilon=1.61$ 时, 片层渗碳体已完全球化, 铁素体基体等轴化也基本完成 (图 3b). 由 TEM 分析结果可知, 铁素体基体中晶界大部分为大角度晶界 (图 4a), 测得铁素体晶粒的平均截径为 $0.61 \pm 0.19 \mu\text{m}$, 渗碳体颗粒尺寸呈双峰分布 (图 4b), 铁素体晶界上的渗碳体粒子尺寸较大, 平均截径为 $0.25 \pm 0.10 \mu\text{m}$, 而铁素体晶粒内部的渗碳体粒子尺寸较小, 平均截径为 $0.07 \pm 0.03 \mu\text{m}$.

铁素体基体与渗碳体片层之间的界面能是珠光体球化的驱动力. 根据 Gibbs-Thomson 效应, 在曲率半径小的渗碳体片层附近的铁素体基体内碳浓度高于大曲率半径片层附近的铁素体基体的碳浓度, 由此形成碳的浓度梯度使碳原子由高浓度区域向低浓度区域扩散, 从而实现渗碳体片层的球化 [14]. 在等

温退火过程中, 渗碳体片层的球化开始位置主要是渗碳体片层中的相变缺陷处, 碳原子主要通过相界面扩散, 球化速度缓慢, 一般需要几十甚至上百小时 [15]. 已有的研究表明, 形变对珠光体球化具有明显的促进作用. 与等温球化相比, 热变形可以使珠光体球化的速度提高四个数量级左右. 由于形变使珠光体中的位错等晶体缺陷密度提高, 一方面增加了渗碳体片层的球化开始位置, 另一方面促进铁、碳原子的扩散 [14]. 分布在铁素体晶界上的尺寸较大的渗碳体粒子, 主要是由渗碳体片层球化得到的. 而且形变使铁素体基体内产生大量位错, 促使铁素体基体发生动态回复和动态再结晶, 形成细小铁素体晶粒, 实现铁素体基体的等轴化. 另外, 在变形过程中, 铁素体基体内部的高密度位错是碳原子快速扩散的通道. 片层渗碳体中的碳原子不断扩散进入位错, 并在位错周围聚集形成 Cottrell 气团, 也导致渗碳体溶解. 随着铁素体的动态回复和动态再结晶, 铁素体晶内位错的密度降低, 碳原子又以渗碳体的形式重新析出, 在铁素体晶粒内

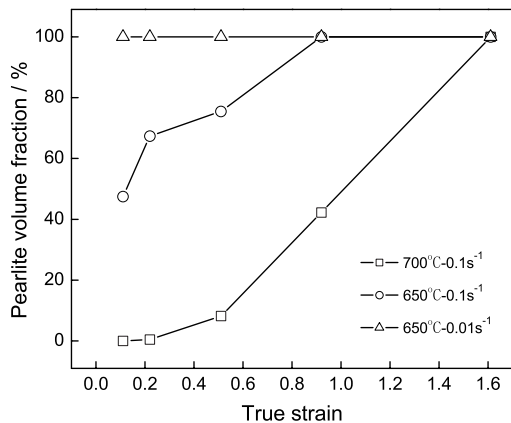


图 5 工艺参数对过冷奥氏体动态相变动力学的影响

Fig.5 Influence of deformation parameters on transformation kinetics of undercooled austenite of the hypereutectoid steel

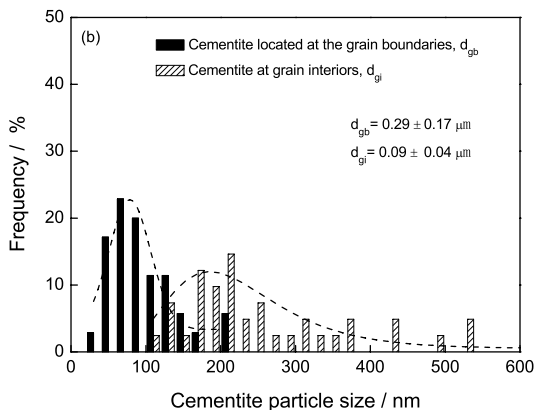
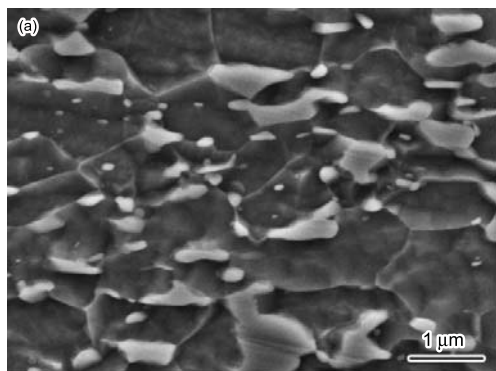


图 6 试验钢在 650 °C, 应变速率为 0.01 s⁻¹, 应变至 $\epsilon=1.61$ 时的显微组织 (a) 和渗碳体分布 (b)

Fig.6 Microstructure of the hypereutectoid steel deformed at 650 °C, at 0.01 s⁻¹ to strain of 1.61 (a) and the distribution of cementite particle sizes (b)

部形成细小渗碳体粒子, 这种现象在中碳钢及共析钢中均有发现^[16,17]. 上述三种过程基本上同时进行的, 最终导致超细化复相组织的形成.

从以上的实验结果可以看出, 在过共析钢过冷奥氏体变形过程中主要发生两个过程: 过冷奥氏体动态相变和相变得到的珠光体动态球化. 这两个过程都是热激活过程, 受到变形温度和应变速率的影响 (图 5). 提高变形温度使过冷度减小, 导致相变驱动力降低, 阻碍过冷奥氏体动态相变的进行^[18]. 例如, 在 650 °C、0.1 s⁻¹ 条件下变形时过冷奥氏体动态相变在应变为 0.92 时完成, 而在 700 °C、0.1 s⁻¹ 条件下变形时完成过冷奥氏体动态相变所需应变明显增大, 当应变为 1.61 时过冷奥氏体动态相变刚刚完成, 得到的变形组织主要为片层状珠光体. 而降低应变速率可以增加变形时间, 有利于碳原子的充分扩散, 完成过冷奥氏体动态相变所需要的应变减小. 例如, 在 650 °C、0.01 s⁻¹ 条件下变形时过冷奥氏体动态相变在应变为 0.11 时已经完成, 在随后的变形过程中珠光体动态球化过程充分进行. 应变至 $\epsilon=1.61$ 时 (图 6) 得到的超细化复相组织较为粗大, 铁素体晶粒的平均截径为 $0.99\pm 0.31 \mu\text{m}$, 铁素体晶界上的渗碳体颗粒平均截径为 $0.29\pm 0.17 \mu\text{m}$, 晶内的渗碳体颗粒平均截径为 $0.09\pm 0.04 \mu\text{m}$.

3 结 论

1. 过冷奥氏体动态相变可以抑制过共析钢网状渗碳体的形成. 过共析钢过冷奥氏体形变过程中的组织演变主要经历了动态相变和相变得到的珠光体动态球化过程.

2. 降低变形温度使过冷度提高, 降低应变速率使变形时间增加, 均有利于动态相变的进行, 使过冷奥氏体动态相变在较小的应变下完成, 有利于珠光体的动态球化, 得到超细化复相组织.

参 考 文 献

- 1 D.R.Lesuer, C.K.Syn, A.Gokdberg, J.wadsworth, O.D.Sherby, The case for ultrahigh-carbon steels as structural materials, *Journal of Materials*, **43**, 40(1993)
- 2 O.D.Sherby, Ultrahigh carbon steels, Damascus steels and ancient blacksmiths, *ISIJ International*, **39**, 637(1999)
- 3 O.D.Sherby, B.Walser, C.M.Young, E.M.Cady, Superplastic ultra-high carbon steels, *Scripta Metallurgica*, **9**, 569(1975)
- 4 B.Walser, O.D.Sherby, Mechanical behavior of superplastic ultrahigh carbon steels at elevated temperature, *Metallurgical Transactions A*, **10**, 1461(1979)
- 5 J.Wadsworth, J.H.Lin, O.D.Sherby, Superplasticity in a tool steel, *Metals Technology*, **8**, 190(1981)
- 6 O.D.Sherby, T.Oyama, D.W.Kum, B.Walser, J.Wadsworth, Ultrahigh carbon steels, *Journal of Metals*, **37**, 50(1985)

- 7 M.Carsi, A.F.Vicente, O.D.Sherby, F.Penalba, O.A.Ruano, Thermomechanical treatments of ultrahigh carbon steels and optimal microstructures to improve toughness, *Materials Science Forum*, **539-543**, 4826(2007)
- 8 T.Oyama, O.D.Sherby, J.Wadsworth, B.Walser, Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels, *Scripta Metallurgica*, **18**, 799(1984)
- 9 E.M.Taleff, B.L.Bramfitt, C.K.Syn, D.R.Lesuer, J.Wadsworth, O.D.Sherby, Processing, structure, and properties of a rolled, ultrahigh-carbon steel plate exhibiting a damask pattern, *Materials Characterization*, **46**, 11(2001)
- 10 T.Furuhara, T.Mizoguchi, T.Maki, Ultra-fine ($\alpha+\theta$) duplex structure formed by cold rolling and annealing of pearlite, *ISIJ International*, **45**, 392(2005)
- 11 W.Fu, T.Furuhara, T.Maki, Effect of Mn and Si addition on microstructure and tensile properties of cold-rolled and annealed pearlite in eutectoid Fe-C alloys, *ISIJ International*, **44**, 171(2004)
- 12 S.Tagashira, K.Sakai, T.Furuhara, T.Maki, Deformation microstructure and tensile strength of cold rolled pearlitic steel sheets, *ISIJ International*, **40**, 1149(2000)
- 13 HUANG Qingsong, LI Longfei, YANG Wangyue, SUN Zuqin, *Transactions of Materials and Heat Treatment*, Formation of proeutectoid ferrite during dynamic transformation of undercooled austenite in a eutectoid steel, **29**(3), 45(2008)
(黄青松, 李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆, 共析钢过冷奥氏体动态相变过程中先共析铁素体的生成, *材料热处理学报*, **29**(3), 45(2008))
- 14 J.L.Robbins, O.C.Shepard, O.D.Sherby, Accelerated spheroidization of eutectoid steels by concurrent deformation, *Journal of The Iron and Steel Institute*, **202**, 804(1964)
- 15 S.Chattopadhyay, C.M.Sellars, Kinetics of pearlite spheroidisation during static annealing and during hot deformation, *Acta Metal*, **30**, 157(1982)
- 16 CHEN Guoan, YANG Wangyue, SUN Zuqin, Microstructure evolution of medium carbon steel during deformation of undercooled austenite, *Acta Metallurgica Sinica*, **43**(1), 27(2007)
(陈国安, 杨王玥, 孙祖庆, 中碳钢过冷奥氏体形变过程中的组织演变, *金属学报*, **43**(1), 27(2007))
- 17 HUANG Qingsong, LI Longfei, YANG Wangyue, SUN Zuqin, The dynamic transformation of undercooling austenite and microstructure refinement in an eutectoid steel, *Acta Metallurgica Sinica*, **43**(7), 724(2007)
(黄青松, 李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆, 共析钢过冷奥氏体动态相变和组织超细化, *金属学报*, **43**(7), 724(2007))
- 18 HUANG Qingsong, YANG Wangyue, SUN Zuqin, Influence of undercooling on dynamic transformation and microstructure evolution in eutectoid steel, *Chinese Journal of Materials Research*, **21**(6), 1(2007)
(黄青松, 杨王玥, 孙祖庆, 过冷对共析钢动态相变和组织演变的影响, *材料研究学报*, **21**(6), 1(2007))