

马氏体温变形超细化过共析钢*

陈伟 李龙飞 孙祖庆 张艳

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

杨王玥

(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要 利用 Gleeble 1500 热模拟试验机进行单轴热压缩实验, 研究了含 Al 和不含 Al 两种过共析钢马氏体温变形和等温回火过程中的组织超细化演变及超细化组织的力学性能. 结果表明: 与马氏体等温回火相比, 马氏体温变形加快马氏体的分解动力学, 在较短的时间内即获得超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织. 温变形过程中的组织超细化演变主要经历渗碳体粒子的析出与粗化及铁素体基体的动态回复和动态再结晶; 而在等温回火过程中, 铁素体主要发生静态回复和晶粒长大, 并没有再结晶现象发生. 合金元素 Al 的加入在等温回火和温变形过程中均抑制马氏体的分解, 阻碍渗碳体粒子的粗化和铁素体晶粒的长大, 导致复相组织的细化. 同时, Al 的加入使马氏体温变形和等温回火后所得超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织在不降低总延伸率的前提下, 强度得以明显提高.

关键词 过共析钢, 马氏体, 温变形, 超细化, 力学性能, Al 添加

中图分类号 TG142.1

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)06-0697-07

ULTRAFINED MICROSTRUCTURE OF HYPEREUTECTOID STEEL BY WARM DEFORMATION OF MARTENSITE

CHEN Wei, LI Longfei, SUN Zuying, ZHANG Yan

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

YANG Wangyue

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

Correspondent: YANG Wangyue, professor, Tel: (010)62334919, E-mail: wyyang@mater.ustb.edu.cn

Supported by Doctoral Fund of Ministry of Education of China (No.20050008017)

Manuscript received 2008-11-18, in revised form 2009-02-18

ABSTRACT The continuous network of brittle proeutectoid carbide will formed along the grain boundaries when cooled slowly from austenite in hypereutectoid steels. Steels with such high-carbon content have been neglected in industry because of they are inherently brittle. By properly processed, such as hot and warm working (HWW), isothermal warm working (IWW), divorced eutectoid transformation (DET) and divorced eutectoid transformation with associated deformation (DETWAD), the steels will exhibit ultrafine microduplex structure with fine spheroidized cementite (θ) particles dispersed in fine-grained and equiaxed ferrite (α) matrix (grain size is less than 1 μm). This microduplex structure shows superplasticity at elevated temperature and exhibits better mechanical properties at room temperature. However, these processes are relatively complicated and should break the proeutectoid cementites firstly. By warm deformation of martensite, a simple process and the ultrafined microstructure can be obtained easily. In the present work, the effects of Al on the microstructural ultra-refinement and mechanical properties of hypereutectoid steel during warm deformation of martensite as well as tempering of martensite were investigated by uniaxial hot compression simulation experiment. The results indicate that the warm deformation accelerates the martensite decomposition compared to tempering, leading to the formation of ultrafine ($\alpha + \theta$) microduplex structures. The microstructure evolution of martensite during warm deformation involves the precipitation and coarsen of cementite particles, and the dynamic recovery and dynamic recrystallization of ferrite, while tempering of martensite, the precipitation and coarsen of cementite particles, static recovery and grain growth of ferrite occurred, but no recrystallization of ferrite occurred. With the addition of Al, the decomposition of martensite

* 教育部博士点基金项目 20050008017 和新金属材料国家重点实验室项目资助

收到初稿日期: 2008-11-18, 收到修改稿日期: 2009-02-18

作者简介: 陈伟, 男, 1979 年生, 博士生

is impeded during warm deformation and tempering, the microduplex structure is refined, and its strength is improved, while the elongation is not decreased.

KEY WORDS hypereutectoid steel, martensite, warm deformation, ultrafine microstructure, mechanical property, Al addition

过共析钢平衡组织为先共析渗碳体与珠光体, 先共析渗碳体沿晶界呈网状分布, 使钢的脆性增加. 近年来, 人们一直致力于改善过共析钢的综合力学性能. 一方面利用热机械处理方法, 如多道次热轧变形 (hot and warm working, HWW)^[1-3]、等温轧制 (isothermal warm working, IWW)^[4]、离异共析转变 (divorced eutectoid transformation, HWW+DET)^[5,6]、伴随变形的离异共析转变 (divorced eutectoid transformation with associated deformation, HWW+DETWAD)^[7,8]、珠光体冷轧加退火^[9-11] 和过冷奥氏体动态相变^[12,13] 等, 可以获得超细化的等轴铁素体和颗粒状渗碳体构成的 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 表现出较好的力学性能和良好的超塑性变形能力^[14]; 另一方面, 添加合金元素 Al 可以有效抑制网状渗碳体的形成^[15,16], 细化形变所得的超细化复相组织^[13]. 但上述的热机械处理工艺, 主要是通过形变破碎网状渗碳体并促进珠光体的球化, 因而需较大的应变量或较长时间的后续退火才能得到均匀的超细化复相组织. 而马氏体是 C 原子在 α -Fe 中的过饱和固溶体, 对于马氏体钢, C 的分布从微观尺度到介观尺度都是均匀的. 不同 C 含量碳钢的研究^[17-19] 表明, 利用马氏体冷轧加退火或马氏体温变形均获得了超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 工艺路线简单. 但在这些研究中, 均未涉及合金元素 Al 对超细化复相组织的形成和力学性能影响的讨论, 本文在此基础上, 对含 Al 和不含 Al 两种过共析钢利用马氏体温变形获得了超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 同时进行了力学性能测试, 主要讨论 Al 对超细化复相组织的形成和力学性能的影响.

1 实验方法

研究用材料的化学成分如表 1 所示 (2 号钢在 1 号钢的基础上添加 Al). 经真空感应炉冶炼成 40 kg 的铸锭, 再经 1100 °C 保温 1.5 h 后锻成直径为 10 mm 的棒料 (终锻温度为 850 °C, 锻后正火), 最后加工成直径为 6 mm, 长为 15 mm 的圆柱试样进行热模拟实验.

单轴压缩实验在 Gleeble 1500 热模拟机上进行. 按文献 [20] 所示尺寸加工的试样在箱式电阻炉中加热至奥

氏体化温度 (1 号钢为 870 °C, 2 号钢为 970 °C), 保温 5 min 后油淬, 得到完全的马氏体组织. 随后将淬火得到的马氏体在 Gleeble 1500 热模拟机上以 10 °C/s 的加热速率分别加热至 600, 650 和 700 °C 变形, 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 0.01—1 s⁻¹, 应变量 ϵ 为 0.11—1.61, 变形后试样立即以冰水冷却; 马氏体的回火在箱式电阻炉中进行, 将淬火所得的马氏体加热至回火温度 650 °C, 保温 1—720 min 后空冷. 分别将温变形和回火后的试样沿中心轴方向剖开, 对其中心进行组织分析: 利用 ZEISS-Supra 55 场发射扫描电镜 (SEM) 进行显微组织观察, 借助扫描照片和 Image-Tool 图像分析软件, 用截线法^[14] 测量铁素体晶粒尺寸和渗碳体颗粒大小, 并统计单位面积内渗碳体粒子数量.

温变形后加工成板厚为 1.5—1.8 mm, 工作标距为 4 mm×12 mm 的板状拉伸试样, 在 Reger 3010 万能拉伸机上进行拉伸, 拉伸速率为 0.6 mm/min.

2 实验结果

2.1 马氏体温变形过程中组织超细球化及 Al 的影响

实验钢经淬火后得到完全的马氏体组织 (见图 1a 和 b), 之后以 10 °C/s 的速率加热至形变温度 (650 °C) 过程中的马氏体已发生部分分解 (见图 1c 和 d), 在铁素体基体上析出大量平行排列的短棒状或颗粒状碳化物. 与 1 号钢相比, 2 号钢马氏体虽然在快速加热过程中也发生了分解, 但从图 1d 中可以看出, 此时渗碳体粒子析出量较少, 且尺寸细小, 表明 2 号钢马氏体分解较慢. 随后在 650 °C, 0.1 s⁻¹ 的温变形过程中, 未分解的马氏体继续分解, 而已分解的马氏体则发生变形, 当应变至 0.92 时, 1 号钢已形成由超细化的等轴铁素体和弥散分布的渗碳体颗粒构成的 ($\alpha + \theta$) 复相组织 (见图 2a), 继续变形至 1.61 时, 复相组织中的渗碳体粒子发生一定粗化, 单位面积内渗碳体粒子数量明显减少, 铁素体晶粒略有长大 (见图 2c); 而对于加 Al 的 2 号钢, 当应变至 0.92 时, 铁素体部分发生等轴化, 渗碳体粒子细小且分布不均, 当应变至 1.61 时, 同样也形成了超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 且此时的复相组织中铁素体晶粒尺寸和渗碳体粒子尺寸均小于 1 号钢.

实验钢马氏体分别在 650 °C, 0.1 s⁻¹ 温变形和 650 °C 等温回火过程中单位面积内渗碳体粒子数量 N 的变化, 如图 3 所示. 从图中可以看出, 温变形过程的 ($\alpha + \theta$) 复相组织中 N 值明显高于等温回火过程. 随着时间的延长, 温变形和等温回火过程中 N 值均在不断地减少, 且温变形过程中渗碳体粒子数量的减少速率明显快于等温回火过程; 同时, 对于温变形和等温回火的整个过程, 2 号

表 1 实验用过共析钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of hypereutectoid steel

| (mass fraction, %) | | | | | | |
|--------------------|------|------|------|--------|-------|------|
| Steel | C | Si | Mn | P | S | Al |
| 1 | 0.97 | 0.26 | 0.31 | 0.0056 | 0.004 | — |
| 2 | 1.00 | 0.27 | 0.31 | 0.0056 | 0.004 | 0.95 |

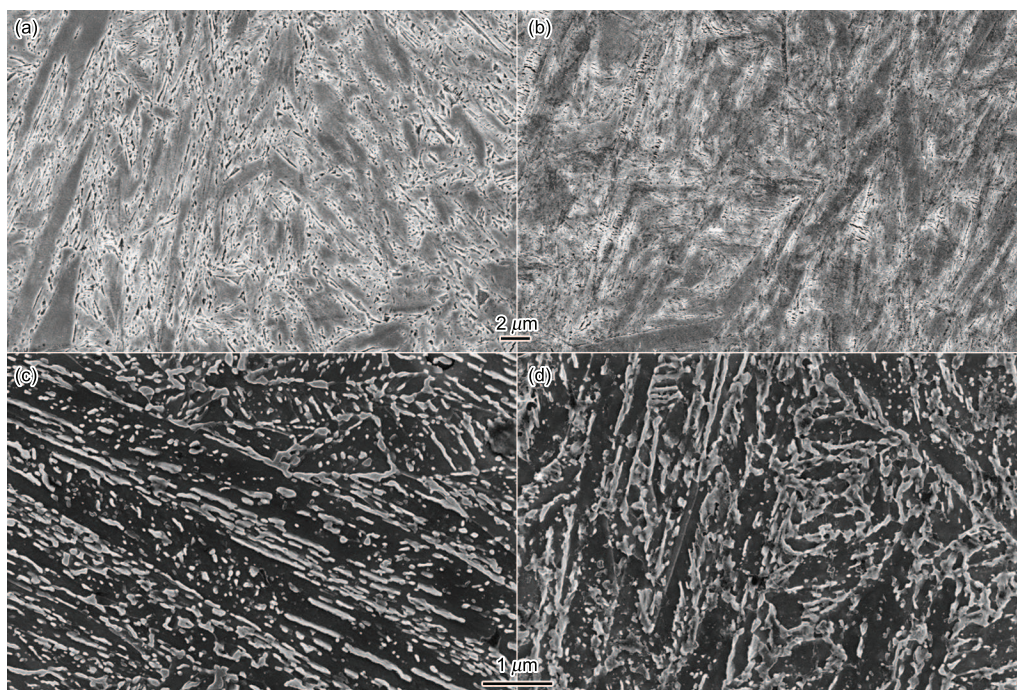


图 1 两种过共析钢的淬火组织和以 10 °C/s 加热至 650 °C 时的组织

Fig.1 SEM images of martensite structures of steel 1 (a, c) and steel 2 (b, d) quenched in oil (a, b) and martensite decompositions after heating to 650 °C at a rate of 10 °C/s (c, d), showing cementite refined by addition of Al

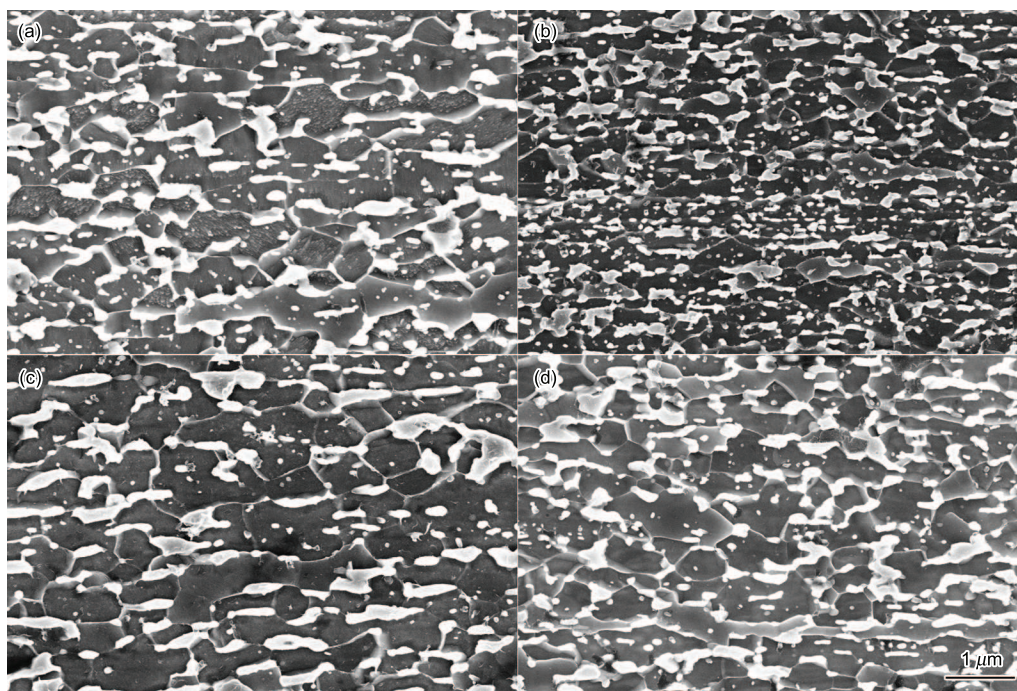


图 2 过共析钢在 650 °C, 0.1 s⁻¹ 条件下不同变形量的组织

Fig.2 SEM images of steel 1 (a, c) and steel 2 (b, d) deformed to $\varepsilon=0.92$ (a, b) and 1.61 (c, d) at 650 °C and 0.1 s⁻¹, ultrafine ($\alpha + \theta$) double phase structure formed

钢的 N 值均高于 1 号钢.

过共析钢马氏体变形过程中, 在应变至 1.61 时的形变温度和应变速率对超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织的形成均有一定影响, 如图 4 所示. 当应变速率一定时, 随着形变温度的提高, 超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织中的铁素体晶粒平

均尺寸和渗碳体粒子平均尺寸均在增加 (见图 4a); 当形变温度一定时, 随着应变速率的降低, 超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织中的铁素体晶粒平均尺寸和渗碳体粒子尺寸也均在增加 (见图 4b); 且在相同的形变温度和应变速率条件下, 2 号钢中的铁素体晶粒尺寸和渗碳体粒子尺寸均小于

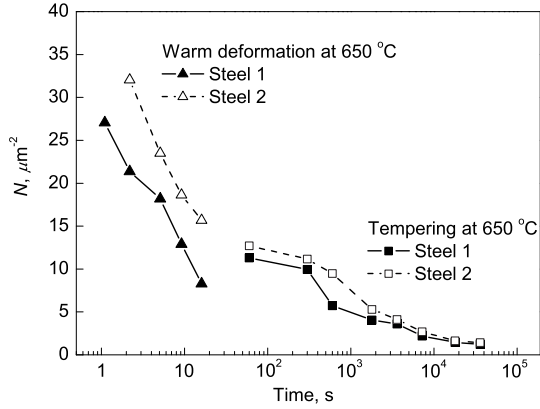


图 3 两种钢在回火和温变形过程中单位面积内渗碳体粒子数量 N 的变化
Fig.3 Evolutions of total amounts N of cementite particles per unit area in steel 1 and steel 2 during tempering at 650 °C and warm deformation at 650 °C and $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

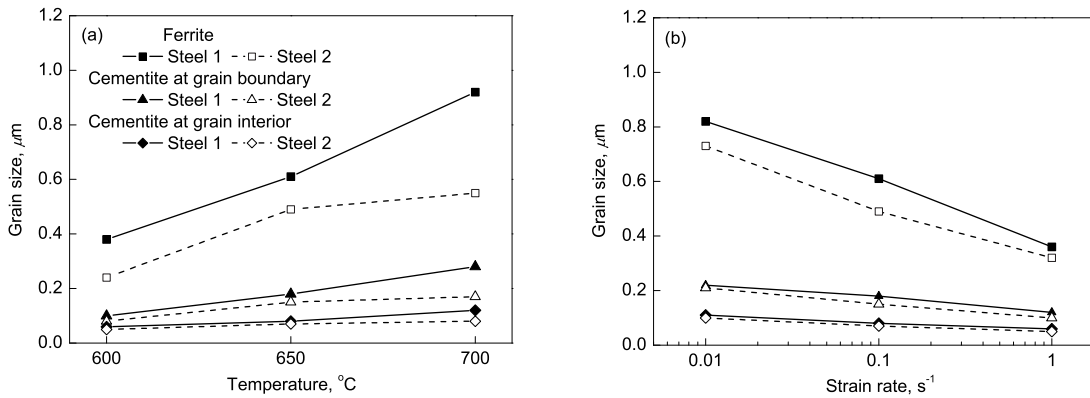


图 4 温变形工艺参数对超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织的影响

Fig.4 Effects of deformation temperature at strain rate of 0.1 s^{-1} (a) and strain rate at 650 °C (b) on the ultrafine ($\alpha + \theta$) microduplex structure ($\epsilon=1.61$)

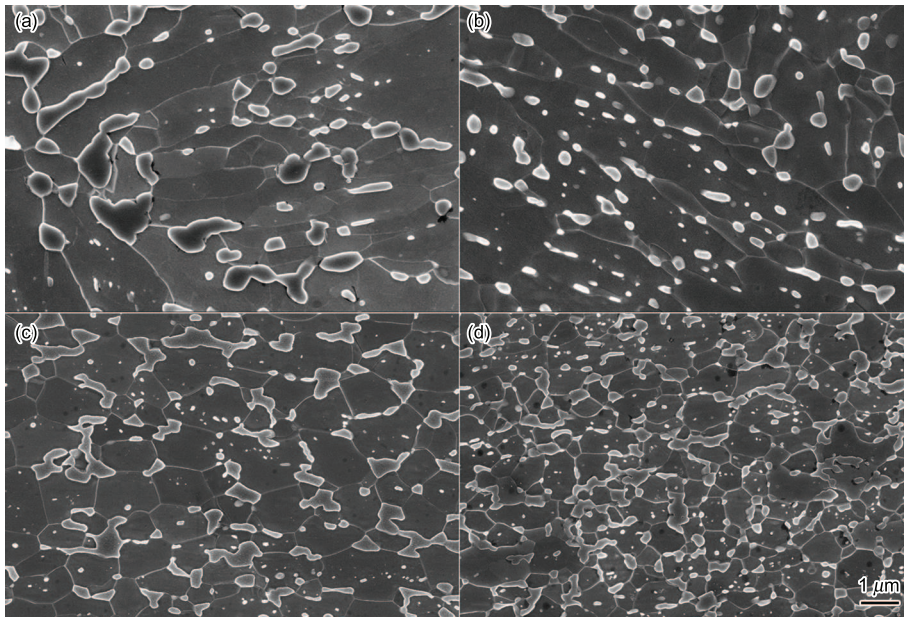


图 5 拉伸实验前的 ($\alpha + \theta$) 复相组织形貌

Fig.5 Microduplex structures of steel 1 (a, c) and steel 2 (b, d) tempered at 650 °C for 180 min (a, b) and warmly deformed at 650 °C, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ and $\epsilon=1.61$ (c, d) before tensile test

1 号钢.

2.2 超细化复相组织的力学性能及 Al 的影响

用于力学性能测试的实验钢马氏体经温变形 (650 °C, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=1.61$) 和等温回火 (650 °C, 保温 180 min) 后均得到 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 如图 5 所示; 相关的特征参量如铁素体晶粒平均截径 L_α , 晶界渗碳体粒子平均尺寸 d_{gb} , 晶内渗碳体粒子平均尺寸 d_{gi} , 单位面积内渗碳体粒子数 N 等及力学性能数据如表 2 所示; 各复相组织的工程应力 - 应变曲线如图 6 所示. 可见, 温变形所得超细化复相组织的强度明显高于等温回火所得的复相组织 (图 6), 但其延伸率却明显低于等温回火组织, 而且对于温变形和等温回火两种不同工艺所得的 ($\alpha + \theta$) 复相组织, Al 的加入使实验用钢在不降低总延伸率 δ_{tal} 的情况下, 屈服强度 σ_y 和抗拉强度 σ_b 均得到大幅度的提高 (表 2).

表 2 两种钢 ($\alpha + \theta$) 复相组织的相关参量及拉伸性能
Table 2 Characteristic parameters and mechanical properties of the two tested steels

| Process | Steel | L_α | d_{gb} | d_{gi} | N | σ_y | σ_b | δ | δ_{tal} | n |
|---|-------|---------------|---------------|---------------|--------------------|------------|------------|----------|----------------|-------|
| | | μm | μm | μm | μm^{-2} | MPa | MPa | % | % | |
| Warm deformation (650 °C, 0.01 s ⁻¹ , 1.61) | 1 | 1.23±0.46 | 0.32±0.11 | 0.13±0.04 | 2.95 | 681 | 843 | 9.7 | 11.6 | 0.117 |
| | 2 | 0.79±0.25 | 0.26±0.08 | 0.11±0.03 | 5.32 | 919 | 1008 | 7.8 | 12.6 | 0.082 |
| Tempering (650 °C, 180 min) | 1 | 2.50±0.75 | 0.58±0.15 | 0.18±0.05 | 1.56 | 353 | 504 | 15.1 | 19.0 | 0.167 |
| | 2 | 1.52±0.51 | 0.32±0.10 | 0.17±0.04 | 1.89 | 513 | 725 | 13.8 | 20.2 | 0.138 |

Note: L_α —the size of ferrite grain, d_{gb} —the size of cementite at grain boundaries, d_{gi} —the size of cementite at grain interiors, N —total amounts of cementite particles per unit area, σ_y —yield strength, σ_b —tensile strength, δ —uniform elongation, δ_{tal} —total elongation, n —work hardening index of Hollomon analysis^[14]

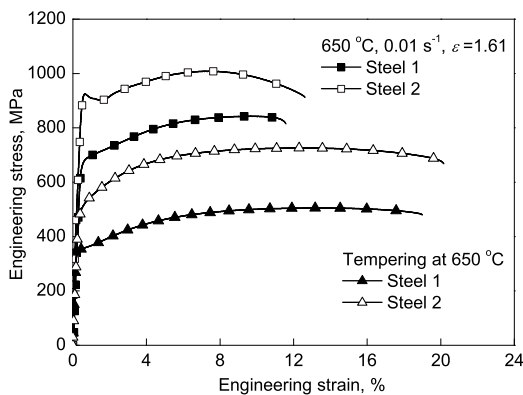


图 6 原始组织为图 5 所示 ($\alpha + \theta$) 复相组织的工程应力–应变曲线

Fig.6 Engineering stress–engineering strain curves of two steels in Fig.5

3 讨论

马氏体是 C 在 α -Fe 中的过饱和固溶体, 由于经历快速冷却过程, 马氏体内部具有一定的位错密度, 可以作为 C 原子的扩散通道而有利于渗碳体的析出^[18], 同时由于马氏体中存在多种界面, 如原始奥氏体晶界、束界、块界和板条界等缺陷, 可以作为渗碳体粒子析出的有利位置, 因而, 在加热过程中马氏体即会迅速发生分解^[21]. 若在一定的温度条件下再对马氏体施加变形, 则在变形组织中引入新的位错, 增加组织内部的位错密度, 使渗碳体粒子析出的位置增多, 促进马氏体分解^[18], 因此, 温变形过程中 ($\alpha + \theta$) 复相组织中单位面积内渗碳体粒子析出数量明显高于等温回火过程, 如图 3 所示. 马氏体分解所得到的铁素体基体和渗碳体粒子在随后的温变形过程中主要经历了两个方面的组织演变. 一方面, 铁素体基体内部不断产生位错, 同时位错发生迁移, 通过对消、重排等过程发生动态回复, 形成亚晶界, 又由于渗碳体粒子的钉扎作用, 亚晶界通过转动而实现等轴化, 即发生连续的动态再结晶^[22,23]; 而在等温回火过程中, 铁素体基体主要通过静态回复和晶粒的长大来降低位

错密度和减少界面能, 由于渗碳体粒子的钉扎作用, 在普通高碳钢马氏体回火过程中不能发生铁素体再结晶^[24]. 另一方面, 为了降低组织内部的铁素体/渗碳体界面能, 渗碳体粒子发生粗化, 这是由于 Gibbs–Thomson 效应, 导致渗碳体粒子的粗化是以小粒子消失、大粒子长大形式进行的.

在温变形过程中, 变形不断引入新位错, 促进了马氏体的分解, 虽然在随后铁素体的动态回复过程中, 位错密度会降低, 但由于温变形组织中大量渗碳体粒子的存在, 可以钉扎位错、阻碍铁素体动态回复的进行, 因而使变形组织中始终保持着一定的位错密度, 有利于 C 原子扩散和渗碳体粗化, 使复相组织中单位面积内渗碳体粒子数量在变形过程中出现快速下降的趋势 (见图 3). 而在等温回火过程中, 随着回火时间的延长, 马氏体分解得到的铁素体基体发生静态回复, 使位错密度下降、C 原子扩散通道减少, 因而渗碳体粒子粗化速率缓慢 (见图 3). 另外, 变形过程中不断引入的位错加快了铁素体动态再结晶的发生, 促进了等轴铁素体晶粒的形成.

过共析钢马氏体变形经历的铁素体动态再结晶等轴化和渗碳体粒子粗化均为热激活过程, 并受变形温度和应变速率的影响. 提高形变温度, 使 Fe 和 C 原子的扩散系数增加^[25], 促进渗碳体粒子粗化、铁素体基体的连续动态再结晶等轴化及长大进程 (见图 4a). 而降低应变速率, 一方面减少变形组织内部的位错密度, 不利于 Fe 和 C 原子的扩散; 另一方面延长了变形时间, 有利于 Fe 和 C 原子的充分扩散^[26]. 在本实验条件下, 应变速率的降低使变形组织中等轴铁素体晶粒尺寸增大和渗碳体粒子粗化 (见图 4b).

与 1 号钢相比, 2 号钢由于合金元素 Al 的加入, 降低了 C 的活度系数, 提高 C 原子在铁素体中的溶解度, 阻碍渗碳体粒子的析出^[27], 从而使等温回火与温变形过程的马氏体分解速率减慢 (见图 1). 此外, 对于不同的变形温度 T , 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和所对应的峰值 σ_m 关系^[28] 为

$$\dot{\varepsilon} = K\sigma_m^l \exp(-Q/(RT)) \quad (1)$$

式中, K , l 均为常量, Q 为形变激活能, R 为气体常数, 根据本实验所得数据, 由式 (1) 计算出 1 号钢的形变激活能为 333.60 kJ/mol, 与低碳钢在铁素体区变形的形变激活能 (300 kJ/mol)^[28] 相近, 而 2 号钢的形变激活能为 387.57 kJ/mol, 高于 1 号钢. 显然, 这与合金元素 Al 的加入、提高 Fe 原子的扩散激活能和降低 Fe 原子的自扩散系数有关^[29,30], 同时 Al 的加入还阻碍 C 原子的扩散^[27,31]. 由于这两方面的综合作用, 有效阻碍了复相组织中渗碳体粒子的粗化和铁素体晶粒的等轴化与长大过程^[13], 所以在温变形和等温回火过程中, 2 号钢所得超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织的铁素体晶粒尺寸小于 1 号钢, 且单位面积内渗碳体粒子数量高于 1 号钢.

马氏体温度变形和等温回火形成的超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织中各种特征参量与力学性能的关系, 如图 7 所示. 从图 7a 中可知, 复相组织的强度 (屈服强度 σ_y 和抗拉强度 σ_b) 与铁素体晶粒平均尺寸 L_α 和晶界渗碳体粒子尺寸 d_{gb} 之间均符合 Hall-Petch 关系, 即随着 L_α 或 d_{gb} 的减小, 其强度 σ_y 和 σ_b 均提高; 而对于晶内细小的渗碳体粒子, 当 d_{gi} 增大时, 有利于复相组织强度的提高 (见图 7a). 对于复相组织的拉伸塑性, 从图 7b 中可知, 随着 L_α

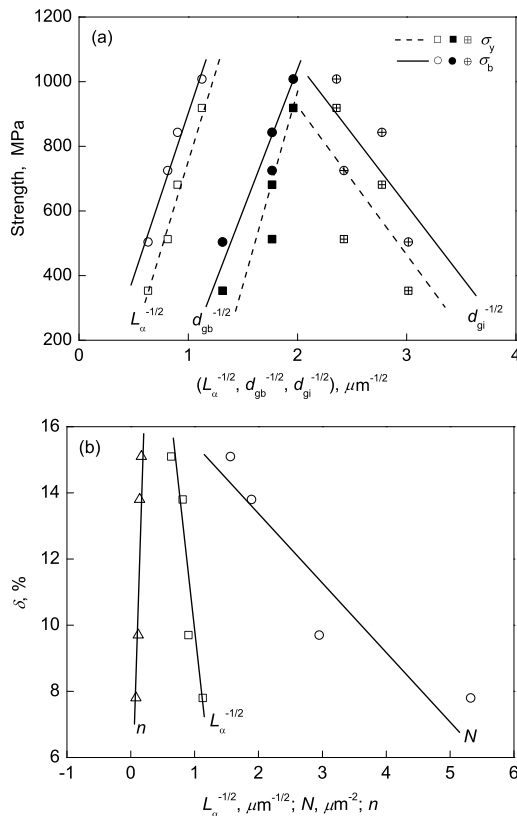


图 7 实验用钢 ($\alpha + \theta$) 复相组织中各相特征参数对力学性能的影响

Fig.7 Effects of characteristic parameters on strength (a) and uniform elongation δ (b) of microduplex structure

的减小, 或者 N 的增加, 都起到了使复相组织的均匀延伸率 δ 及加工硬化指数 n 下降的作用. 由图 7 的关系可知, 由于马氏体温度变形所得 ($\alpha + \theta$) 复相组织中 L_α 和 d_{gb} 均小于等温回火, 且 N 增多, 因而其强度也明显高于等温回火组织, 但 δ 比等温回火组织的低. 合金元素 Al 的加入, 不仅起到固溶强化的作用, 而且更重要的是细化了过共析钢经温变形和等温回火所得的超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织, 使其在不降低总延伸率的情况下, σ_y 和 σ_b 均有明显提高, 综合力学性能得到一定程度的改善.

4 结论

(1) 过共析钢马氏体温度变形过程中, 马氏体在加热过程中已开始分解, 在铁素体基体上析出大量的渗碳体粒子. 继续变形过程中, 组织超细化演变经历渗碳体粒子的析出和粗化及铁素体基体的动态回复和动态再结晶. 而在等温回火过程中, 铁素体主要发生静态回复和晶粒长大, 并没有发生再结晶现象.

(2) 在温变形时, 随着形变温度的提高或应变速率的降低, Fe 和 C 原子的扩散充分且速率加快, 使铁素体连续动态再结晶和渗碳体粒子的粗化程度增加, 得到的等轴铁素体晶粒和渗碳体粒子的平均尺寸增大而渗碳体粒子数量减少.

(3) 过共析钢马氏体温度变形 ($650\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $\varepsilon=1.61$) 所得 ($\alpha + \theta$) 复相组织的强度高于等温回火 ($650\text{ }^\circ\text{C}$, 保温 180 min) 所得复相组织的强度, 但均匀延伸率明显低于等温回火. 复相 ($\alpha + \theta$) 组织的强度与铁素体晶粒平均尺寸和晶界渗碳体粒子尺寸之间均满足 Hall-Petch 关系, 晶内渗碳体粒子尺寸的增加有利于强度的提高; 复相组织的均匀延伸率及加工硬化指数 n 随铁素体晶粒的减小或单位面积内渗碳体粒子数量的增多而降低.

(4) 合金元素 Al 的加入, 在过共析钢等温回火和温变形过程中抑制马氏体的分解, 阻碍渗碳体粒子的粗化和铁素体晶粒的长大, 增加单位面积内渗碳体粒子的数量. 同时, Al 的加入使过共析钢超细化 ($\alpha + \theta$) 复相组织在不降低总延伸率的情况下, 强度得以明显提高.

参考文献

- [1] Sherby O D. *ISIJ Int*, 1999; 39: 637
- [2] Sherby O D, Walser B, Young C M, Cady E M. *Scr Metall*, 1975; 9: 569
- [3] Walser B, Sherby O D. *Metall Trans*, 1979; 10A: 1461
- [4] Wadsworth J, Lin J H, Sherby O D. *Met Technol*, 1981; 8: 190
- [5] Sherby O D, Oyama T, Kum D W, Walser B, Wadsworth J. *J Met*, 1985; 37(6): 50
- [6] Carsi M, Vicente A F, Sherby O D, Penalba F, Ruano O A. *Mater Sci Forum*, 2007; 539-543: 4826
- [7] Oyama T, Sherby O D, Wadsworth J, Walser B. *Scr Metall*, 1984; 18: 799
- [8] Taleff E M, Bramfitt B L, Syn C K, Lesuer D R, Wadsworth J, Sherby O D. *Mater Charact*, 2001; 46: 11
- [9] Furuhashi T, Mizoguchi T, Maki T. *ISIJ Int*, 2005; 45: 392

- [10] Fu W, Furuhashi T, Maki T. *ISIJ Int*, 2004; 44: 171
- [11] Tagashira S, Sakai K, Furuhashi T, Maki T. *ISIJ Int*, 2000; 40: 1149
- [12] Chen W, Li L F, Yang W Y, Sun Z Q. *Chin J Mater Res*, 2008; 22: 374
(陈伟, 李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆. 材料研究学报, 2008; 22: 374)
- [13] Chen W, Li L F, Yang W Y, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1069
(陈伟, 李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆. 金属学报, 2008; 44: 1069)
- [14] Syn C K, Lesuer D R, Sherby O D. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 1481
- [15] Lesuer D R, Syn C K, Whittenberger J D, Sherby O D. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 1559
- [16] Tsuzaki K, Sato E, Furimoto S, Furuhashi T, Maki T. *Scr Mater*, 1999; 40: 675
- [17] Ueji R, Tsuji N, Minamino Y, Koizumi Y. *Acta Mater*, 2002; 50: 4177
- [18] Xu S L, Li L F, Yang W Y, Sun Z Q. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2007; 29: 901
(徐仕龙, 李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆. 北京科技大学学报, 2007; 29: 901)
- [19] Zhou J F, Jing T F, Gao Y W, Wang W, Zhao X, Song X Y. *J Iron Steel Res*, 2007; 19: 45
(周继锋, 荆天辅, 高聿为, 王威, 赵新, 宋新宇. 钢铁研究学报, 2007; 19: 45)
- [20] Sun Z Q, Yang W Y, Qi J J, Hu A M. *Mater Sci Eng*, 2002; A334: 201
- [21] Furuhashi T, Kobayashi K, Maki T. *ISIJ Int*, 2004; 44: 1937
- [22] Song R, Ponge D, Raabe D. *Acta Mater*, 2005; 52: 1075
- [23] Song R, Ponge D, Raabe D, Kaspar R. *Acta Mater*, 2005; 53: 845
- [24] Furuhashi T, Sato E, Mizoguchi T, Furimoto S, Maki T. *Mater Trans*, 2002; 43: 2455
- [25] Harrigan M J, Sherby O D. *Mater Sci Eng*, 1971; 7: 177
- [26] Zhou R F, Yang W Y, Sun Z Q, He J P. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2004; 26: 512
(周荣锋, 杨王玥, 孙祖庆, 何建平. 北京科技大学学报, 2004; 26: 512)
- [27] Leslie W C, Rauch G C. *Metall Trans*, 1978; 9A: 343
- [28] Li L F, Yang W Y, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2003; 39: 419
(李龙飞, 杨王玥, 孙祖庆. 金属学报, 2003; 39: 419)
- [29] Frommeyer G, Jimenez J A. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 295
- [30] Wang B Q, Song X Y, Peng H F. *Mater Des*, 2007; 28: 562
- [31] Zuidema B K, Subramanyam, Leslie W C. *Metall Trans*, 1987; 18A: 1629