

文章编号: 1006-4710(2014)01-0073-06

形变温度对 0.45% C 中碳钢形变储能能和组织演变的影响

梁精龙^{1,2}, 冯运莉², 弥弘尧², 苍大强¹

(1. 北京科技大学 冶金与生态学院, 北京 100083;

2. 河北联合大学 冶金与能源学院 河北省现代冶金技术重点实验室, 唐山 063009)

摘要: 利用 Gleeble-3500 热模拟试验机研究了形变温度对 0.45% C 中碳钢组织演变的影响规律, 推导出了 0.45% C 中碳钢在单向压缩过程中奥氏体的形变储能能与温度补偿形变速率因子 Z 的关系式, 结果表明, 形变储能能随着形变温度的降低和形变速率的增大而增加。形变温度降低, 形变储能能增加, 可以有效地细化铁素体晶粒并促进渗碳体的球化过程。当形变温度为 670 °C 和 650 °C 时, 铁素体晶粒细小均匀且碳化物球化效果好。

关键词: 0.45% C 中碳钢; 形变温度; 形变储能能; 组织演变

中图分类号: TG142.31 **文献标志码:** A

The effect of deformation temperature on storage energy and microstructure evolution of 0.45% C medium carbon steel

LIANG Jinglong^{1,2}, FENG Yunli², MI Hongyao², CANG Daqiang¹

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. College of Metallurgy and Energy, Hebei United University, Hebei key Laboratory of Modern Metallurgy Technology, Tangshan 063009, China)

Abstract: The effect of deformation temperature on microstructure evolution of 0.45% medium carbon steel is studied using the Gleeble-3500 thermal simulation test machine. The relation between storage energy and Zener-Hollomon parameter of austenite during monodirectional compression is deduced. The results indicate that the storage energy increases as deformation temperature decreases and strain rate increases. With deformation temperature decreasing, the storage energy increases, and the refinement of ferrite grains as well as the globularization of cementite can be promoted. When deformation temperature is 670 °C and 650 °C, the ferrite grains are fine and homogeneously distributed and the globularization of cementite is optimal.

Key words: 0.45% C medium carbon steel; deformation temperature; deformation storage energy; microstructure evolution

中碳钢通常采用冷成型法制造紧固件等机械零部件。具有球状珠光体组织的钢材比具有片层状珠光体组织的钢材有良好的综合力学性能, 其强韧性提高的同时硬度下降, 且具有良好的冷成型性能。传统轧制工艺下生产的中碳钢棒线材微观组织多为

先共析铁素体和片层状的珠光体, 因而在冷成型前需要进行耗时耗能的退火处理^[1]。因此, 对于中碳钢, 如能通过控轧控冷得到退化的珠光体甚至是球化的珠光体, 则可大大缩短球化退火时间甚至实现碳化物在线球化, 实现真正意义上的绿色钢铁制造,

收稿日期: 2013-06-05

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51074062); 河北省杰出青年基金资助项目(E2011209029); 河北省高等学校创新团队领军人才培养计划资助项目(LJRC007)。

作者简介: 梁精龙, 男, 讲师, 博士生, 研究方向为金属材料。E-mail: ljl@heuu.edu.cn。

冯运莉, 女, 教授, 博士, 研究方向为金属材料领域的研究。E-mail: tsfengyl@163.com。

具有很高的学术价值、应用价值和社会意义,然而,关于中碳钢此类的研究却很少。

Storojeva^[2-3]等研究了温变形对 0.36% C 中碳钢组织演变的影响,在 670 °C~700 °C 进行 4 道次大变形,随后保温 2 h,得到渗碳体均匀分布在铁素体基底上的良好球化组织,其力学性能与淬火回火组织相当。惠卫军^[4]等研究了形变温度对中碳钢 35K 组织演变的影响,研究发现形变温度对组织演变有很大影响,当形变温度在 A_{r3} 附近时大变形后进行短时的保温可以获得铁素体和弥散渗碳体的球化组织。但上述工艺方法形变后都需要进行短时保温才能使碳化物球化,所以仍然是一种离线球化处理工艺。

本实验在较宽的温度范围内研究了形变温度对 0.45% C 中碳钢形变储存能和组织演变的影响,通过对形变和冷却参数的控制得到粒状珠光体组织,为实现碳化物的在线直接球化提供理论依据。

1 实验方法

实验材料为取自某厂 0.45% C 钢中间坯,化学成分(质量分数,%)为:0.45 C,0.56 Mn,0.25 Si,0.017 S,0.021 P。坯料经机加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的热模拟圆柱形压缩试样。

用 Thermo-calculation 软件计算出实验钢的 A_3 点和 A_1 点分别为 762 °C 和 719 °C,用 DT1000 热膨胀仪测出实验钢在奥氏体化温度(950 °C)保温 5 min 后以 30 °C/s 的冷却速度冷却时的 A_{r3} 点和 A_{r1} 点分别为 595 °C 和 512 °C。

在 Gleeble3500 热模拟试验机上进行单向压缩热模拟实验。首先将试样以 10 °C/s 的加热速度升温到 950 °C,保温 5 min 后,以 30 °C/s 的速度分别冷却到 920 °C、830 °C、800 °C、750 °C、700 °C、670 °C、650 °C 进行单道次轴向压缩,形变速率为 10 s^{-1} 、20 s^{-1} ,形变量为 60%,然后以 0.2 °C/s 的冷速冷却到 450 °C 之后空冷。在线切割机上将试样沿纵截面轴线剖开,经打磨、抛光后,用 3% 硝酸酒精侵蚀显示微观组织形貌。在蔡司光学显微镜 Axiovert200MAT 和扫描电镜 S4800 上观察组织形貌。

2 实验结果及分析

2.1 热变形行为

图 1 是试样在不同形变温度和形变速率为 10 s^{-1} 下的真应力-真应变曲线。由图 1 可以看出,在相同的形变速率和形变程度下,应力值随形变温度的降低而提高。

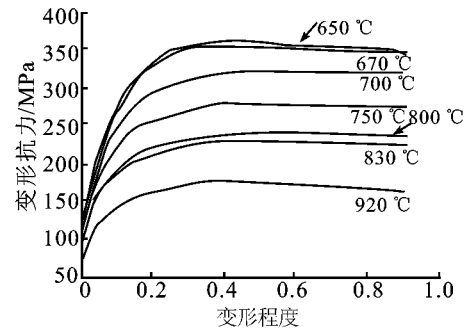


图 1 实验钢真应力-应变曲线(10 s^{-1})

Fig. 1 True strain-stress curve of tested steel(10 s^{-1})

当形变温度为 920 °C 时,加工硬化同动态回复和再结晶软化达到平衡时曲线出现峰值,之后随着奥氏体动态再结晶的进行,应力值开始下降;当温度降低到 800 °C 到 750 °C 之间时,随着形变量的增加,形变奥氏体的缺陷密度不断增加,形变储存能不断积累,形变诱导铁素体在奥氏体晶界和晶内形变带等高畸变部位形核析出,当奥氏体的加工硬化效果同奥氏体的动态回复和动态再结晶及形变诱导出的铁素体的软化效果达到平衡时流变应力达到峰值,随着形变量的进一步增加,形变诱导出的铁素体的量有少量增加,曲线开始下降但不明显;在 700 °C 到 650 °C 区间形变时,为形变诱导铁素体相变型曲线,当加工硬化同形变诱导出的铁素体的软化达到平衡时曲线出现峰值,之后随着相变的进行,应力值开始下降。

在其它条件一定的情况下,形变温度的影响主要体现在随着形变温度的降低,形变储存能释放的途径由奥氏体的动态回复和动态再结晶逐渐向形变诱导铁素体动态相变转变。

相变的方向是降低体系自由能的方向,即 $\Delta G < 0$ 。在动态相变过程中体系自由能的变化可以表示为:

$$\Delta G = -V(\Delta G_V - \Delta G_E) + \Delta G_S - \Delta G_D \quad (1)$$

式中, V 为体积、 ΔG_V 为化学自由能变化、 ΔG_E 为弹性自由能变化、 ΔG_S 为新相形成时表面自由能的变化、 ΔG_D 为形变过程中引入的形变储存能。

形变导致材料形变储存能增加的因素有位错密度的上升、空位的增加和单位体积晶界能的增加。一般认为,空位增加对形变储存能的贡献较小,可忽略不计^[5]。通常认为变形可使晶界能增加 10%^[6],而在晶粒尺寸 $D_0 \leq 50 \mu\text{m}$ 、真应变为 0.92 时单位摩尔体积晶界能变化在 $3 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 以下。所以形变储存能的变化主要取决于形变引起的位错能^[7],即:

$$\Delta G_D \approx \Delta G_{\text{dis}} = \frac{\sigma^2}{M^2 a_0^2 \mu} \quad (2)$$

式中, μ 为剪切弹性模量, 取 $7.9 \times 10^{10} \text{ N/m}^2$ 、 M 为 Taylor 因子、对于面心立方金属取 3.11、 α_0 为常数, 取 0.15、 σ 取各变形条件下的峰值应力。单位摩尔奥氏体内的位错能只需在上式中乘以奥氏体的摩尔体积 ($V=7.1 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$)^[6]。奥氏体的热形变是一个热激活过程, 此处采用被广泛接受的双曲正弦关系来表示热变形过程中的应力、形变温度和形变速率之间的关系^[8], 为:

$$Z = \epsilon \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (3)$$

式中, Z 为温度补偿形变速率因子、 A 为常数、 n 为应力指数、 Q 为形变激活能、 R 为气体常数、 T 为形变温度、 α 为应力因子, 取 0.012 MPa ^[8]。

对式(2)两边取对数得:

$$-\ln A + \ln \epsilon + \frac{Q}{RT} = \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (4)$$

分别在温度和形变速率不变的情况下对 $\ln \epsilon$ 和 $1/T$ 求偏导, 可求得 $n=8.734$, $Q=262.574 \text{ kJ/mol}$, $A=1.99 \times 10^{14}$ 。根据式(2)和式(3)可求得实验钢的形变储能能与 Z 参数的关系为:

$$\Delta G_D = 252.9465 - 19.2406 \ln Z + 0.3803 (\ln Z)^2 \quad (5)$$

由式(3)和式(5)可计算出不同形变温度和形变速率下的形变储能能, 如表 1 所示, 其影响关系见图 2。

表 1 不同形变温度试样的形变储能能
Tab. 1 Deformation storage energy of samples at different deformation temperature

$\Delta G_D / \text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$	T / C						
	920	830	800	750	700	670	650
$\Delta G_D (10 \text{ s}^{-1})$	11.67	20.31	22.89	31.06	41.46	48.74	50.16
$\Delta G_D (20 \text{ s}^{-1})$	16.01	25.63	27.70	36.90	42.44	55.76	57.71

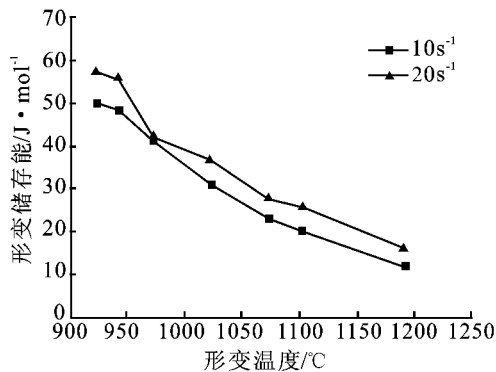


图 2 实验钢形变储能能与形变温度和形变速率的关系

Fig. 2 Relationship of deformation storage energy with deformation temperature and strain rate on test steel

由表 1 和图 2 可以看出, 形变储能能随 Z 值的增加即形变温度的降低和形变速率的升高而增加。

2.2 不同温度形变后的淬火组织

图 3 为实验钢真应变为 0.92、形变速率为 10 s^{-1} 时在不同温度形变后立即水淬的 SEM 组织。

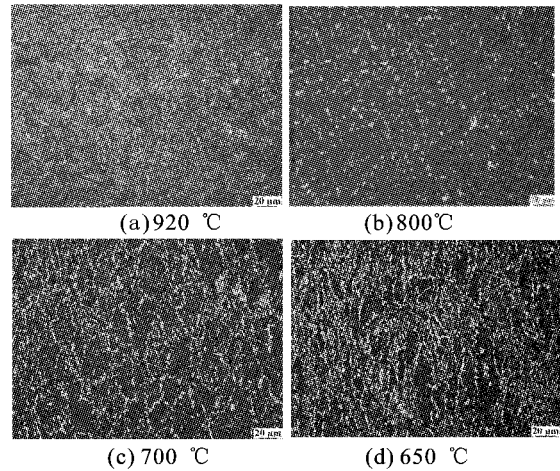


图 3 实验钢在不同温度下形变后淬火的 SEM 组织
Fig. 3 SEM micrographs of steel tested water quenched after deformation at different temperature

由图 3 可以看出, 在应变速率为 10 s^{-1} 时, 形变诱导铁素体的含量随着变形温度的降低升高。920 °C 形变时组织基本为马氏体(淬火前为奥氏体), 见图 3(a), 当形变温度为 800 °C 时, 有少量铁素体析出, 见图 3(b), 这说明在应力的作用下, 奥氏体向铁素体转变的温度升高。随着形变温度的降低, 铁素体转变量逐渐增加, 当形变温度降到 700 °C 时, 铁素体的转变量明显增加, 见图 3(c), 此时未转变的奥氏体(淬火后为马氏体)呈长条形。当形变温度进一步降低到 650 °C 时, 形变诱导出的铁素体的量超过平衡态的 42.77%, 达到 48.21%, 见图 3(d)。

2.3 不同温度形变后的控冷组织

图 4 为形变速率为 10 s^{-1} 在不同温度形变控冷后得到的光学组织照片。

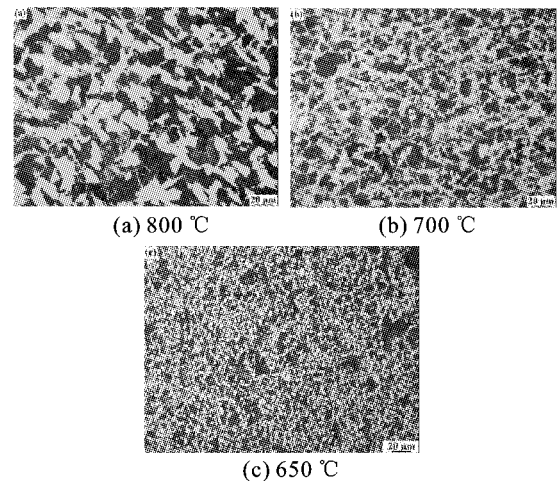


图 4 实验钢在不同温度形变后控冷的 OM 组织
Fig. 4 SEM micrographs of steel tested control cooling after deformation at different temperature

由图4可以看出,随着形变温度的降低,实验钢组织得到细化。当形变温度为920℃,铁素体和珠光体的尺寸较大,铁素体平均截径为13.96 μm,珠光体平均截径为29.12 μm。在650℃形变后,铁素体晶粒尺寸较为均匀,平均直径约为3.45 μm,珠光体团的尺寸相对较大,平均直径为5.83 μm,较形变温度为920℃时减小了一个数量级。

图5为晶粒尺寸与变形温度关系示意图。由图5可以看出,随着形变温度的降低组织得到细化,在10 s⁻¹和20 s⁻¹的形变速率下,晶粒尺寸差别并不大。

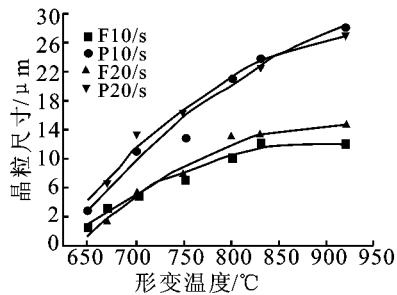


图5 晶粒尺寸与形变温度的关系

Fig. 5 Relationship between grain size and deformation temperature

图6为实验钢在形变速率为10 s⁻¹,不同温度形变后控冷的SEM组织。

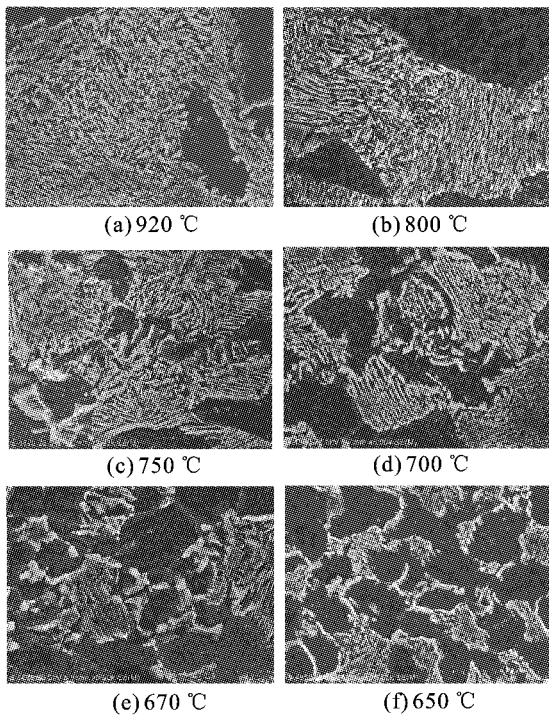


图6 实验钢在不同温度形变后控冷的SEM组织(10 s⁻¹)

Fig. 6 SEM micrographs of steel tested control cooling after deformation at different temperature

从图6可看出,当形变温度为920℃时,得到的是铁素体加典型的片层状珠光体组织,且珠光体团

粗大不均匀。当温度下降到800℃时,珠光体团中有局部区域呈颗粒状,如图6(b)所示。形变温度降到750℃时,珠光体团尺寸减小,其中颗粒状珠光体团所占比例增大。当形变温度为700℃时,珠光体的球化进一步发展,部分小珠光体团已经全部呈颗粒状。670℃变形后,组织中已经基本上见不到尺寸的珠光体团出现,短棒状和近似球状渗碳颗粒体分布在铁素体晶界上,如图6(e)所示。650℃变形后,不仅珠光体团尺寸进一步减小,而且其分布形态也发生了改变,由图6(f)可以看出部分珠光体球化的程度较好,沿铁素体的边界析出了渗碳体的颗粒,其铁素体尺寸更加细小并呈现等轴化。

图7为实验钢在形变速率为20 s⁻¹,不同温度形变后控冷的SEM组织。

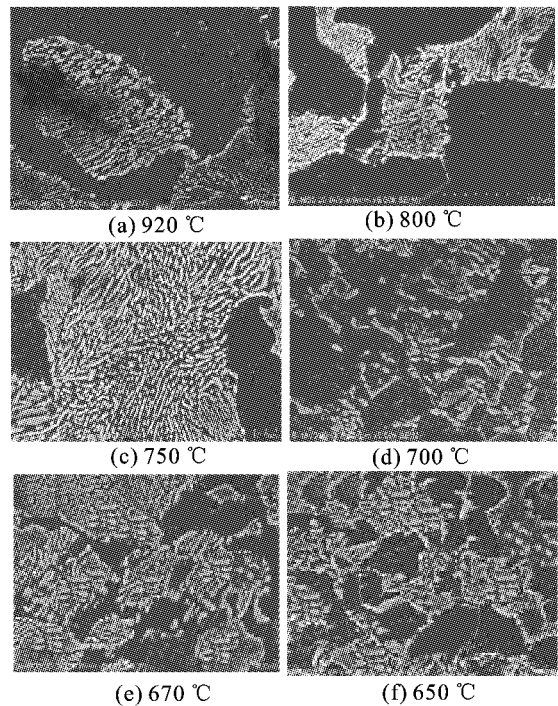


图7 不同温度形变后控冷的SEM组织(20 s⁻¹)

Fig. 7 SEM microstructure of test steel control cooling after deformation at different temperature

由图7可知,当形变温度为920℃时,可以看到部分小尺寸的珠光体团出现了部分球化的现象,如图7(a)所示。当温度下降到800℃时,珠光体团球化区域比例增大,如图7(b)。变形温度降到750℃时,可以看到部分大珠光体团球化进行的较好,其大部分已经断裂呈颗粒状,渗碳体颗粒彼此孤立地分布在铁素体基底上。700℃变形后,组织中已经见不到大的珠光体团出现,部分小尺寸珠光体团基本球化成颗粒状短棒状。670℃变形后,珠光体团球化程度进一步加深。650℃变形后,不仅珠光体团尺寸进一步减小,而且其分布形态也发生了改变,其

由晶界渗碳体颗粒和小尺寸珠光体团组成。通过对比图 6 和图 7 可发现,当以 20 s^{-1} 的形变速率形变后控冷的组织球化效果较好,并且这种优势在较高温度区间明显。

3 讨论

3.1 形变温度对组织细化的影响

形变温度对组织细化的影响表现为其对形变储存能的影响。由图 1 和图 2 可知随着形变温度的降低,形变储存能增加。由于随着温度的降低,变形奥氏体回复和再结晶软化的作用减弱,位错等缺陷密度增加,致使形变储存能增加。如在实验条件下,当形变速率为 10 s^{-1} 时, $920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形时形变储存能为 $11.67 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$,而当变形温度降为 $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,形变储存能增加到 $50.16 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$,可见增幅较大。正是由于形变储存能的大幅增加,导致相变驱动力的增加,从而使相变形核率增加,细化组织效果较好。同时随着形变温度的降低,形变储存能的释放途径由动态再结晶逐渐向形变诱导铁素体相变过渡,经历的过程为完全动态再结晶、部分动态再结晶、未再结晶和形变诱导铁素体相变。当温度较低处于临界相变温度区间时,如形变诱导相变温度区间 ($A_3 \sim A_{r3}$ 之间) 时,由过冷度和形变储存能共同提供相变驱动力,使形核率大幅提高,从而有效地细化晶粒^[7]。

3.2 形变温度对珠光体球化的影响

奥氏体向珠光体的转变通常渗碳体以片层状形态从母相中析出,是一种受扩散控制的相变。但从热力学上看,球状渗碳体是一种比片层状更稳定的状态,有可能在一定条件下不经历亚稳态而直接以球状或短棒状从过冷奥氏体中稳态析出。显然,稳态的球状渗碳体不可能从稳态的奥氏体中析出,如果能够使奥氏体尽可能偏离平衡态,则析出的渗碳体就越接近转变温度区间的平衡态即以球状渗碳体形态析出。因此,如果在轧制过程中通过形变实现奥氏体的非平衡化,再通过随后的控制冷却就有可能获得球状的渗碳体。

3.2.1 形变温度高于 A_{d3} 点

在其它条件不变的情况下,当形变温度高于 A_{d3} 点(平衡状态开始析出铁素体相的 A_3 平衡点,由于形变储存能 ΔG_D 的影响使该平衡点上升为 A_{d3} 点^[8]) 时,如本实验的 $920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 形变,因形变储存能很低,无形变诱导铁素体析出,此时形变奥氏体在随后的缓冷过程中转变为铁素体+片层状珠光体,如图 3(a) 所示。

3.2.2 形变温度低于 A_{d3} 点但高于 A_{r3} 点

形变储存能的引入使铁素体临界形核功降低,形核率显著提高^[9]。因此当形变温度低于 A_{d3} 点但高于 A_{r3} 点时,形变诱导铁素体含量随形变温度的降低而提高,如图 3 所示。随着形变温度的降低,形变储存能大幅增加。形变储存能的增加一方面增加了相变驱动力,有效地增大形核率,促进铁素体相变,甚至超量析出。在形变诱导铁素体相变过程中,从铁素体中析出的碳并不是均匀地分布在未转变的奥氏体中,而是在铁素体/铁素体界面和铁素体/奥氏体之间的界面前沿高度富碳。界面处这些高度富碳区在随后的形变过程中或缓冷过程中易析出短棒状或颗粒状渗碳体,而贫碳的奥氏体区则析出片层状渗碳体。

实验钢在平衡态铁素体含量为 42.77% ,当形变温度为 $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,形变诱导铁素体含量就接近平衡态。若形变温度继续降低,形变诱导铁素体含量明显增加,远大于平衡态,而被铁素体分割、包围的未转变奥氏体高度富碳,且其尺寸也越来越小,如图 3(d) 所示。因此,当形变温度在 $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下时,获得较多的短棒状或颗粒状渗碳体,而片层状渗碳体量较少如图 6(f) 和 7(f) 所示。

3.2.3 形变温度在 A_{r3} 点附近

当形变温度很低时,如在稍高于 A_{r3} 点的 $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形时,由于此时形变储存能很高,形变诱导出的铁素体超量析出,使得细小的未转变奥氏体高度富碳。此外,形变储存能的增加是由于位错等缺陷的密度增加所致。这些缺陷位置由于原子的混乱排列,致使晶格点阵发生畸变,出现原子间具有较大间隙的情况,如位错线附近由于原子错排形成的较大间隙通道等^[10]。这些缺陷位置能够为原子的扩散过程提供扩散通道,有利于扩散的进行。而碳化物的球化过程正是由扩散过程决定的,扩散过程进行的越容易越快则球化过程越快。因此,当在 $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 形变时,渗碳体有可能以颗粒状的形态从富碳的奥氏体中直接析出,如图 6(f) 和 7(f) 所示。然后向各个方向以大致相等的速度长大成接近球状,因而获得细小的碳化物球化体。

4 结论

1) 推导出 $0.45\% \text{ C}$ 中碳钢在 $650 \text{ }^{\circ}\text{C} \sim 920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 单向压缩过程中奥氏体的形变储存能与温度补偿形变速率因子 Z 参数的关系式, $\Delta G_D = 252.9465 - 19.2406 \ln Z + 0.3803 (\ln Z)^2$ 。形变储存能随 Z 值的增加即形变温度的降低和形变速率的升高而

增加。

2) 随着形变温度的降低,0.45%C中碳钢室温组织逐渐得到细化,当形变速率为 10 s^{-1} 时,形变后控冷到室温的铁素体和珠光体晶粒平均尺寸分别由 $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 $13.96\text{ }\mu\text{m}$ 和 $29.12\text{ }\mu\text{m}$ 细化到 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 $3.45\text{ }\mu\text{m}$ 和 $5.83\text{ }\mu\text{m}$ 。

3) 当形变温度低于 A_{d3} 时随着形变温度的降低,形变诱导出的铁素体的量逐渐增加,使得铁素体/铁素体界面和铁素体/奥氏体之间的界面前沿高度富碳。当形变温度高于 A_{d3} 点时,无形变诱导铁素体析出,形变奥氏体在随后的缓冷过程中转变为铁素体+片层状珠光体组织。形变温度低于 A_{d3} 点但高于 A_{r3} 点时,未转变奥氏体转变为铁素体+颗粒状或短棒状珠光体+片层状珠光体。当形变温度在 A_{r3} 点附近时,将直接获得细小的铁素体+细小的渗碳体的球化组织。

参考文献:

- [1] Brien O J M, Hansford W F. Spheroidization cycles for Medium Carbon Steel[J]. Metal Mater Heat Treat, 2002,33:1255.
- [2] Storojeva L, Ponge D, Kaspar R, et al. Development of microstructure and texture of Medium Carbon Steel during heavy warm deformation[J]. Acta Material, 2004, 52:2209-2220.
- [3] Storojeva L, Kaspar R, Ponge D. Effects of Heavy Warm Deformation on microstructure and mechanical properties of a medium carbon ferritic-pearlitic steel[J]. ISIJ International, 2004,44(4):1211-1216.
- [4] 惠卫军, 田鹏, 董翰, 等. 形变温度对钢组织转变的影响[J]. 金属学报, 2005,41(6):611-616.
Hui Weijun, Tian Peng, Dong Han, et al. Influence of deformation temperature on the microstructure transfor-
- mation in medium carbon steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005,41(6):611-616.
- [5] 翁宇庆. 超细晶钢—钢组织细化理论与控制技术[M]. 北京:冶金工业出版社, 2003, 118-120.
Weng Yuqing. Ultrafine grained steel steel fine structure theory and control technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2003, 118-120.
- [6] Khlestov V M, Konopleva E V, Mqueen H J. Effect of deformation in controlled rolling on ferrite nucleation [J]. Canadian Metal Quarterly, 2001,40(2): 221-234.
- [7] 杨王玥, 齐俊杰, 孙祖庆, 等. 低碳钢形变强化相变的特征[J]. 金属学报, 2004,40(2):135-140.
Yang Wangyue, Qi Junjie, Sun Zuqing, et al. Characteristics of deformation enhanced transformation in low carbon steel[J]. Acta Metallurgica Sinica. 2004, 40(2): 135-140.
- [8] Bebgoshea R, Lopez B, Gutierrez I. Microstructural evolution during the austenite-to ferrite transformation from deformed austenite[J]. Metall Mater, 1998, 29A(2): 417-426.
- [9] 田朝旭, 杨平, 孙祖庆. Q235 碳素钢超细铁素体组织的退火过程研究[J]. 材料热处理学报, 2003,24(3):18-22.
Tian Zhaoxu, Yang Ping, Sun Zuqing. Q235 ultrafine ferrite of steel annealing process of body tissues[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2003, 24(3): 18-22.
- [10] 吴凡, 曾祥云, 卞波. 中碳钢碳化物的应变诱发快速球化[J]. 国防科技大学学报, 1991,13(3):117-121.
Wu Fan, Zeng Xiangyun, Bian Bo. Strain induced accelerated spheroidization of carbide in mid-carbon steels [J]. Journal of National University of Defense Technology, 1991,13(3):117-121.

(责任编辑 李虹燕)