

## 基于动态相变的细晶双相低碳钢组织控制\*

徐海卫<sup>1)</sup> 杨王玥<sup>2)</sup> 孙祖庆<sup>1)</sup>

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** 利用 Gleeble 1500 热模拟单向压缩实验机, 通过观察不同原奥氏体晶粒的过冷奥氏体在动态相变过程中的组织演变, 分析了动态相变过程中马氏体岛形貌以及分布的演变特征, 并考察了原奥氏体晶粒大小、形变温度和形变速率等参数对组织转变动力学的影响, 探讨了基于动态相变的细晶双相低碳钢的组织控制规律. 结果表明, 通过调整原始奥氏体晶粒尺寸并控制过冷奥氏体动态相变进程, 可以获得在均匀细小的铁素体 (2—3  $\mu\text{m}$ ) 基体上弥散分布着不同体积分数的颗粒状细小马氏体岛的双相钢.

**关键词** 动态相变, 双相钢, 细晶粒, 工艺参数

中图分类号 TG111.5, TG142.1 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2006)10-1101-08

## MICROSTRUCTURE CONTROL OF FINE GRAINED DUAL PHASE LOW CARBON STEEL BASED ON THE DYNAMIC TRANSFORMATION

XU Haiwei<sup>1)</sup>, YANG Wangyue<sup>2)</sup>, SUN Zuqing<sup>1)</sup>

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

Correspondent: YANG Wangyue, professor, Tel: (010)62334919, Fax: (010)62327283,

E-mail: wyang@mater.ustb.edu.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Program of China (No.2004CB619102)

Manuscript received 2005-12-20, in revised form 2006-05-15

**ABSTRACT** Fine grained dual phase steel obtained by controlling dynamic transformation was investigated by using hot compressing simulation experiments. The evolution of ferrite grains and martensite (M) islands distribution during dynamic transformation were analyzed, in which the effects of initial austenite grain size, deformation temperature and strain rate on transformation kinetics were taken into consideration. The experimental results showed that the microstructure of fine grained ferrite (2—3  $\mu\text{m}$ ) with different volume fine granular martensite islands dispersing in the matrix can be achieved by controlling the initial austenite grain size and dynamic transformation.

**KEY WORDS** dynamic transformation, dual phase steel, fine grain, processing parameter

双相钢一般由较软的铁素体基体和马氏体硬质相组成, 由于具有屈服强度低、连续屈服、强屈比高、较高的加工硬化率和延伸率等特点, 双相钢已成为了对冷成型性要求较高的汽车等工业领域的常用钢种<sup>[1]</sup>. 如今, 主要采用冷轧退火工艺和直接热轧工艺生产双相钢, 冷轧退火工艺需要连续退火线, 对设备的要求较高, 而常用的直接热轧工艺复杂, 组织稳定性不好; 其次, 为了利于对冷却过程中相转变的控制, 通常要添加 Cr 和 Mo 等合金化元

素, 生产成本也相应提高<sup>[2]</sup>.

双相钢的综合力学性能主要决定于两相的体积分数、晶粒大小以及马氏体岛第二相的形貌与分布. 通过细化晶粒、控制第二相组织的形貌、大小与分布, 可以进一步提高双相钢的性能<sup>[3]</sup>. 因此动态相变中控制第二相的体积分数、形貌与分布是极其重要的. Bleck 与 Phiu-On<sup>[4]</sup>认为, 当组织为细晶粒铁素体基体上弥散、均匀分布着更为细小的马氏体岛时, 双相钢的机械性能会大幅度提高. Erdogan 和 Tekeli<sup>[3]</sup>的研究表明, 当超细晶粒双相钢中第二相由粗大向细小化发展, 拉伸断口便由解理型向韧窝型转变, 可见第二相的形貌与大小影响着双相钢的力学行为. 此外, Li 等<sup>[5]</sup>对 Hall-Petch 公式做出了修正, 并从理论上证实, 只有在相对较软的基体中存在足够硬并且细

\* 国家重点基础研究发展规划资助项目 2004CB619102

收到初稿日期: 2005-12-20, 收到修改稿日期: 2006-05-15

作者简介: 徐海卫, 男, 1978 年, 博士生

小、弥散分布的析出相时,超细晶材料才会在保持较高强度的同时具有较好的均匀延伸性能。目前,获取细晶粒双相钢的工艺方法较多。Adamczyk 和 Grajcar<sup>[6]</sup>在低碳微合金钢中,采取降低精轧温度的控轧控冷工艺结合 Nb 和 Ti 碳氮化物的析出,控制奥氏体再结晶及其随后的晶粒长大,获得了细晶的铁素体/马氏体(F/M)双相钢,所获组织中铁素体体积分数为 60%,铁素体与马氏体的晶粒尺寸为 4—5  $\mu\text{m}$ ,屈服强度与抗拉强度分别达到 500 和 860 MPa,均匀延伸率达到 17%。Park 等人<sup>[7]</sup>采用等通道挤压(ECAP)结合临界区退火工艺,在低碳锰钢中获得了更为细小的超细晶双相组织,铁素体晶粒与 M 岛的平均尺寸达到 0.8  $\mu\text{m}$  左右,马氏体体积分数为 28%,屈服强度与抗拉强度分别达到 540 和 890 MPa,总延伸率达到 17.6%。此外,Hong 和 Lee<sup>[1]</sup>在低碳微合金钢中采用形变诱导铁素体相变工艺,并在随后保温中结合 V 和 Nb 的析出物控制铁素体晶粒的长大,也获得了超细晶双相钢,其铁素体晶粒尺寸为 4—5  $\mu\text{m}$ ,组织中马氏体体积分数占 20%,屈服强度达到 620 MPa。国内生产的双相钢晶粒大多在 10  $\mu\text{m}$  以上,抗拉强度不超过 650 MPa<sup>[8]</sup>。上述研究表明,晶粒的细化以及第二相组织分布的控制,可以大幅度提高双相钢的综合力学性能。但这些工作尚处于实验阶段,所采用的制备工艺大都集中在诸如等通道挤压的大变形工艺以及结合 Nb, Ti 和 V 等元素微合金化的复杂热机械处理工艺,生产成本以及对生产设备的要求较高,很难在国内的普通生产条件下推广。

本课题组基于低碳超细晶粒钢研究而提出的“形变强化相变”已被实验证实为一种在低碳钢中细化铁素体晶粒的有效途径,利用形变强化相变机制可使低碳钢铁素体晶粒细化到 2—3  $\mu\text{m}$ <sup>[9,10]</sup>。

本工作是基于过冷奥氏体动态相变,面向细晶粒双相钢的开创性研究。与传统热轧工艺中复杂的控冷工艺以及冷轧退火工艺中连续退火工艺相比,采用动态相变获取细晶粒双相钢时,控制两相组成以及分布的主要参数为应变量,在不提高生产成本的前提下,不仅简化了双相钢的生产工艺,同时组织的稳定性也大大提高了。本文重点考察了原奥氏体晶粒尺寸对单道次形变强化相变组织演变的影响,以及原奥氏体晶粒尺寸、形变温度及形变速率等参数对组织转变动力学的影响,在获得细小铁素体(2—4  $\mu\text{m}$ )基体的前提下,对马氏体岛的形貌、大小、体积分数以及分布进行控制,为确定基于动态相变细晶双相低碳钢的工艺提供依据。

## 1 实验方法

实验用钢为真空感应熔炼低碳锰钢,其化学成分如表 1 所示。铸锭经过 1100  $^{\circ}\text{C}$  保温 1 h 后锻为直径为 11 mm 的棒料,终锻温度为 850  $^{\circ}\text{C}$ ,锻后正火,使原始组织尽可能均匀。棒料经机加工成直径 6 mm,高 15 mm 的圆柱压缩变形试样和直径 2 mm,高 13 mm 的热膨胀试样。

采用 DT1000 热膨胀仪和 Thermo-Calc 软件确定该钢的  $A_3$  点。同时采用 Gleeble1500 热模拟实验机测定该钢在高温热变形后不同冷却速率下的  $A_{r3}$  点,结果亦列于表 1 中。

为了研究形变强化相变前不同奥氏体晶粒大小对组织演变的影响,通过调整奥氏体化温度以及奥氏体再结晶区变形程度,获得晶粒大小为 100, 45 以及 25  $\mu\text{m}$  左右的均匀原奥氏体组织。表 2 与图 1 分别为 3 种不同晶粒尺寸的原奥氏体组织获得工艺以及形貌。

本次实验采用的工艺如图 2 所示:经过奥氏体区形变再结晶后进行动态相变,即工艺分为两个阶段:“完全再结晶细化奥氏体变形阶段”(I)和“ $A_3$  与  $A_{r3}$  之间动态相变变形阶段”(II)。考察原奥氏体组织对动态相变影响的具体实验工艺为:按表 2 所示采用不同的工艺获得晶粒大小分别为 100, 45 和 25  $\mu\text{m}$  左右的原奥氏体组织后,以一定速率冷却到 780  $^{\circ}\text{C}$ ,并以  $1 \text{ s}^{-1}$  的形变速率进行一系列不同形变量的变形后淬火。热压缩变形实验在 Gleeble1500 热变形模拟实验机上进行。

将变形试样沿轴线方向切开,机械研磨、抛光。采用过饱和苦味酸+十二烷基苯磺酸钠溶液热蚀观察奥氏体晶粒组织。经 2%—3% 的硝酸酒精溶液腐蚀后观察铁素体组织,分别采用 Lepera 试剂以及 10% 的焦亚硫酸钠溶液浸蚀试样,观察马氏体岛的形貌、大小及分布。并用 Image-tool 图像分析软件测量铁素体晶粒截径以及马氏体岛大小及体积分数。

表 1 实验用钢的化学成分

Table 1 Chemical composition and transformation temperatures of the tested steel

| Composition, mass fraction, % |      |      |        |        | $A_3$              | Cooling                           | $A_{r3}$           |
|-------------------------------|------|------|--------|--------|--------------------|-----------------------------------|--------------------|
| C                             | Mn   | Si   | P      | S      | $^{\circ}\text{C}$ | rate, $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ | $^{\circ}\text{C}$ |
| 0.087                         | 1.24 | 0.35 | 0.0035 | 0.0038 | 860                | 10                                | 765                |
|                               |      |      |        |        | 845 <sup>1)</sup>  | 30                                | 760                |

1) calculated by software Thermo-Calc

表 2 制备不同晶粒大小奥氏体组织的工艺

Table 2 The processes obtained different austenite grain sizes

| Process No. | Process   | Average grain size, $\mu\text{m}$ |
|-------------|---|-----------------------------------|
| 1           | Austenitized at 1200 $^{\circ}\text{C}$ for 5 min   | 100 $\pm$ 23.07                   |
| 2           | Austenitized at 900 $^{\circ}\text{C}$ for 5 min  | 45 $\pm$ 10.33                    |
| 3           | 1200 $^{\circ}\text{C}$ for 5 min, 1100—1000 $^{\circ}\text{C}$ two pass deformation of 30% | 25 $\pm$ 4.88                     |

## 2 实验结果及分析

### 2.1 过冷奥氏体动态相变前原奥氏体晶粒尺寸对动态相变第二相组织演变的影响

按表 2 中 3 种工艺分别获得 100, 45 和 25  $\mu\text{m}$  左右的原奥氏体晶粒组织,以 15  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  快冷到 780  $^{\circ}\text{C}$  以  $1 \text{ s}^{-1}$  的形变速率进行单道次变形。采用 Lepera 试剂浸蚀后,

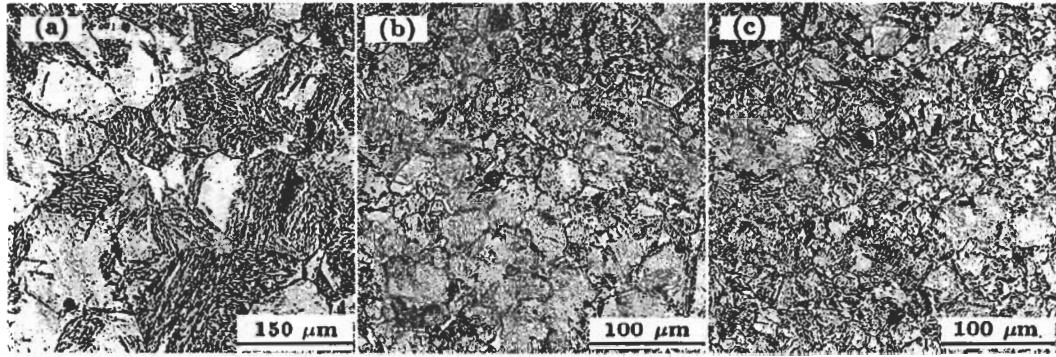


图 1 不同晶粒尺寸的原奥氏体金相组织

Fig.1 Microstructures of the tested steel treated by the processes No.1 (a), No.2 (b) and No.3 (c) in Table 2 (etched by solution composed of supersaturated picric acid and neopelex)

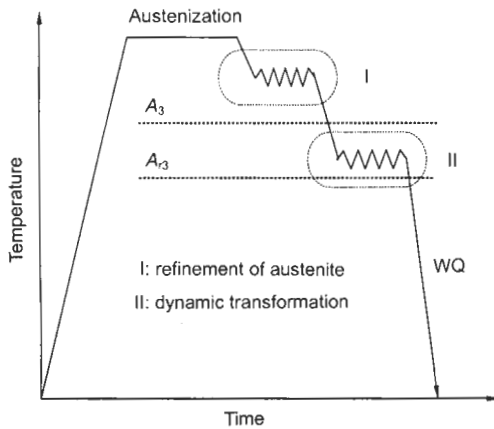


图 2 基于动态相变细晶双相钢的工艺示意图

Fig.2 Schematic of processing obtained fine grained dual phase steel based on the dynamic transformation

观察动态相变中马氏体第二相组织在各应变下的形貌、大小及分布。

图 3 为原奥氏体晶粒尺寸为  $100\ \mu\text{m}$  左右，在动态相变过程中，淬火停止相变后所观察到的不同应变下的金相组织。应变初期，铁素体在原奥氏体晶界以及晶内形变带（见图 3b 中箭头处）上形核，马氏体相被分割。随着应变的继续，铁素体进一步沿着  $\alpha/\gamma$  前沿形核，奥氏体相（淬火后为马氏体）逐渐演变为垂直于压缩轴方向，以条状分布于铁素体基体中。可见，大的原奥氏体晶粒组织动态相变时，铁素体在形变带上形核时对原奥氏体晶粒的分割、碎化能力有限，最终很难在较小的应变下获得颗粒状均匀、弥散分布的马氏体岛组织。

图 4 为原奥氏体晶粒尺寸为  $45\ \mu\text{m}$  左右，动态相变过程中不同应变下的金相组织。从组织演变中观察到，原奥氏体组织细化后，晶内形变带减少了。由于晶界以及  $\gamma/\alpha$  相界前沿成了铁素体形核的主要区域，在应变达到 0.7 时，淬火后形成的马氏体相分布渐趋均匀、弥散，形貌上也由粗长条状转变为岛状（见图 4d）。

图 5 为原奥氏体晶粒尺寸为  $25\ \mu\text{m}$  左右，动态相变过程中不同应变下的金相组织。原奥氏体组织的进一步细化后，原奥氏体晶界以及晶内高畸变区成了铁素体形核的主要区域，这种形核位置的改变直接导致了奥氏体相在较小的应变下即被分割、细化。随着应变的进行，奥氏体相进一步被细化，组织上显示为马氏体岛以细小、弥散状分布与铁素体基体中。当应变达到 0.7 时（见图 5d），铁素体转变量接近 90%，相变基本完成。而此时，马氏体岛的平均尺寸  $< 2\ \mu\text{m}$ ，平均间距为  $6\ \mu\text{m}$  左右。图 6 为采用 2% 硝酸酒精预浸蚀 2 s 左右，然后采用 10% 焦亚硫酸钠溶液浸蚀 10—20 s 的金相照片，该浸蚀液使奥氏体在淬火中转变的马氏体呈黑色，而未转变的残余奥氏体为白亮色，图 6 显示黑色马氏体岛内以及周边区域均不存在白亮的残余奥氏体。此外，采用 TEM 观察双相钢中的微观组织时（图 7），也只观察到马氏体岛，如明场中黑色相（箭头所指处）以及暗场中白亮相。

以上 3 种原奥氏体组织动态相变后，铁素体晶粒尺寸均在  $2.5\text{—}3.5\ \mu\text{m}$  范围之间。可以确定，经表 2 中工艺 3 所得的  $25\ \mu\text{m}$  左右完全再结晶奥氏体组织，在随后一定应变量的动态相变后淬火，所形成的组织为晶粒尺寸为  $2\text{—}4\ \mu\text{m}$  的铁素体和平均尺寸小于  $2\ \mu\text{m}$  的马氏体岛组成的  $\alpha/M$  细晶双相组织。

马氏体岛的大小及分布可以用平均截径和平均间距来描述。图 8 为动态相变中马氏体岛平均截径大小与应变量的关系（其中，原奥氏体晶粒为  $100\ \mu\text{m}$  时，取条状马氏体岛长度为截径）。从图中可以看出，3 种不同晶粒尺寸的原奥氏体组织经真应变为 0.7 的动态相变后，马氏体岛的平均晶粒尺寸都可以细化到  $10\ \mu\text{m}$  以下，但过程有所不同。当真应变为 0.3 时，100 和  $25\ \mu\text{m}$  的原奥氏体组织动态相变后的马氏体岛平均截径大小分别为  $70\ \mu\text{m}$  以上和  $10\ \mu\text{m}$  以下。可见，随着原奥氏体组织的细化，马氏体岛细化阶段大大提前，在较小的应变下，奥氏体相即被动态相变中形成的铁素体分割、细化。此外，从马

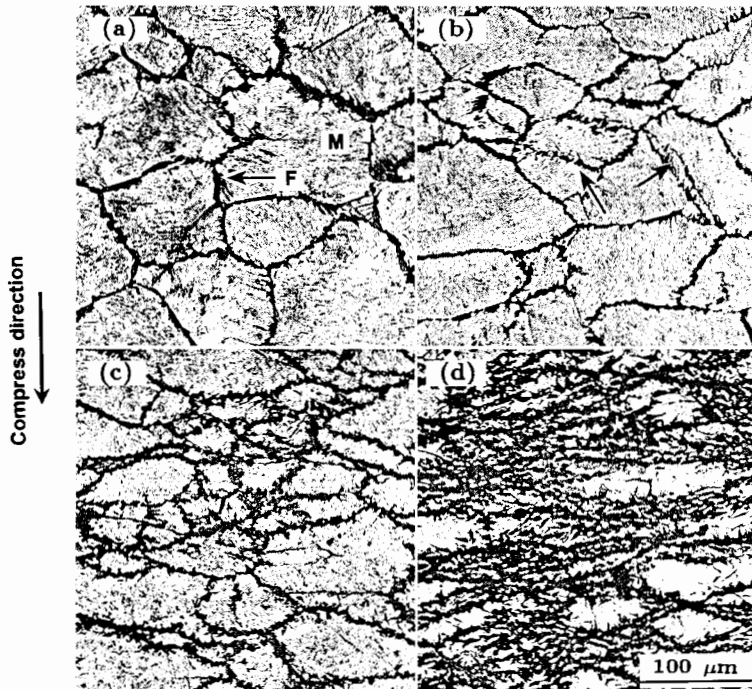


图3 经工艺1处理后样品在780℃, 应变速率为 $1\text{ s}^{-1}$ 及不同应变量下的金相显微组织  
**Fig.3** Microstructures of tested steel treated by process No.1 and then deformed at 780℃ and  $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$   
 (a)  $\epsilon=0.1$ , ferrite nucleated at boundaries of the primary austenite  
 (b)  $\epsilon=0.3$ , ferrite nucleated also at deformed bands in grain as shown as arrows  
 (c)  $\epsilon=0.5$ , ferrite amount increased and the austenite grains divided  
 (d)  $\epsilon=0.7$ , strip-like austenites (martensites after quenching) distributed in ferrite matrix

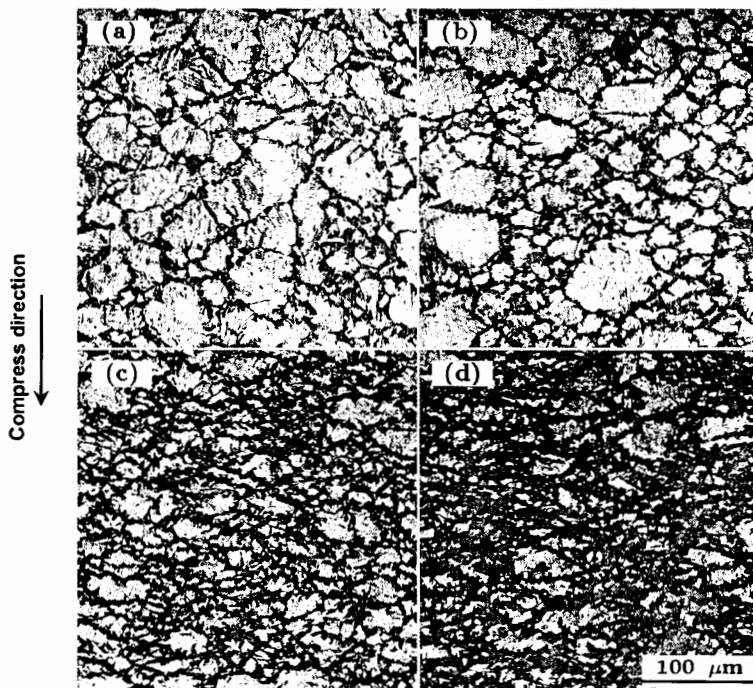


图4 经工艺2处理后样品在780℃, 应变速率为 $1\text{ s}^{-1}$ 及不同应变量下的金相显微组织  
**Fig.4** Microstructure evolution of tested steel treated by process No.2 and then deformed at 780℃,  $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$  and strains  $\epsilon=0.1$  (a), 0.3 (b), 0.5 (c), 0.7, compared with Fig.3d, strip-like austenites become island-like ones (d)

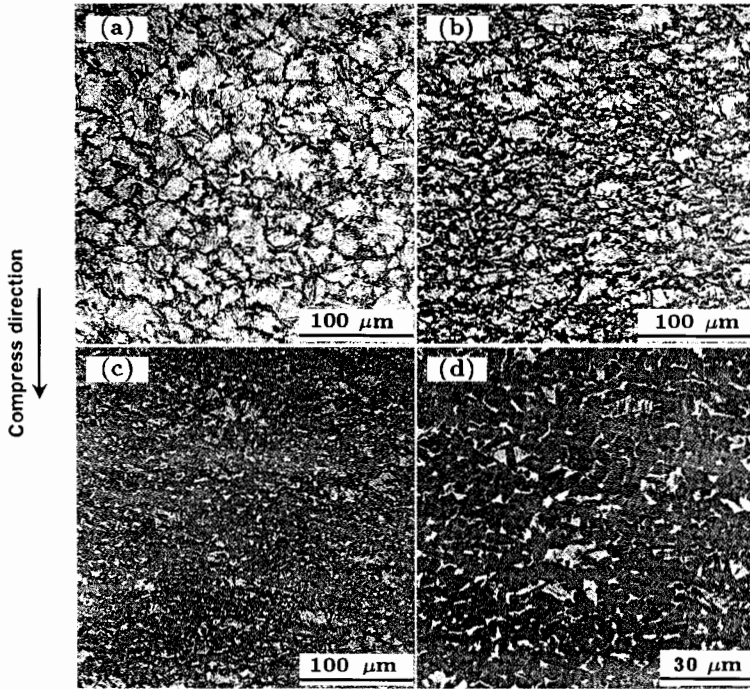


图 5 经工艺 3 处理后样品在 780 °C，应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 及不同应变量下的金相显微组织

Fig.5 Microstructure evolution of tested steel treated by process No.3 and then deformed at 780 °C,  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$  and strains  $\epsilon=0.1$  (a), 0.3 (b), 0.5 (c), 0.7, refined island-like austenites or martensites distributed evenly in ferrite matrix (d)

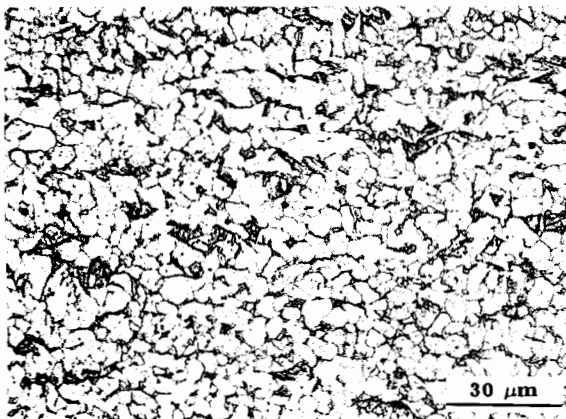


图 6 经工艺 3 处理后样品在 780 °C，应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 下的金相组织

Fig.6 Microstructure of tested steel treated by the same as Fig.5d, the sample was etched by solution of 10%Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, martensite islands (dark) seen clearly

氏体岛平均间距与应变量的关系曲线 (图 9) 也可以看出, 原奥氏体晶粒尺寸为 100 μm 时, 马氏体岛的分布逐步趋向弥散. 而细小的原奥氏体动态相变中, 在应变量达到 0.3 时, 马氏体岛平均间距已经小于 10 μm. 这说明, 奥氏体组织的细化有利于在较小的应变量下, 获得均匀、弥散分布的马氏体第二相组织. 因此, 细化原奥氏体组织不仅可以改变马氏体岛第二相由长条状向岛状发展, 而且在较小的应变量下, 即可以控制不同体积分数的马氏体

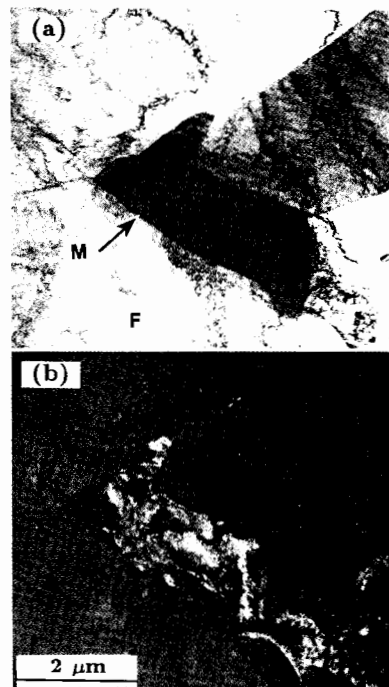


图 7 铁素体基体中马氏体岛的 TEM 形貌及其暗场像

Fig.7 TEM bright field (a) and dark field (b) images of martensite islands in the ferrite matrix

岛第二相以细小、均匀、弥散的特征分布于铁素体基体中. 根据上述实验结果分析, 原奥氏体晶粒尺寸对双相组

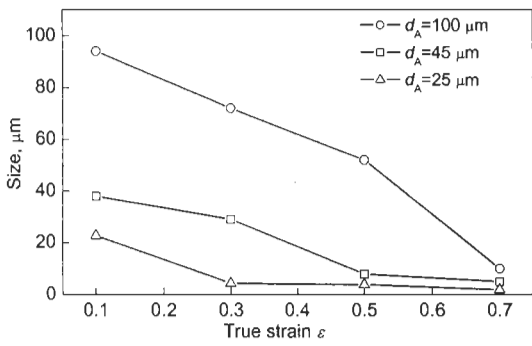


图 8 不同晶粒尺寸的奥氏体组织动态相变中马氏体岛平均截径与应变量的关系

Fig.8 Relationships of mean size of martensites islands vs true strain for the steels with different austenite sizes after dynamic deformation at 780 °C and  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

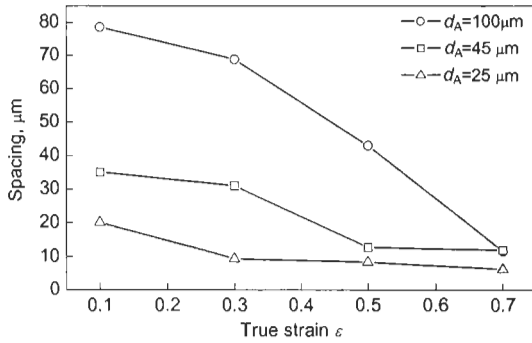


图 9 不同晶粒大小的奥氏体组织动态相变中马氏体岛平均间距与应变量的关系

Fig.9 Relationships of mean spacing of martensite islands vs true strain for the steels with different austenite sizes after dynamic deformation at 780 °C and  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

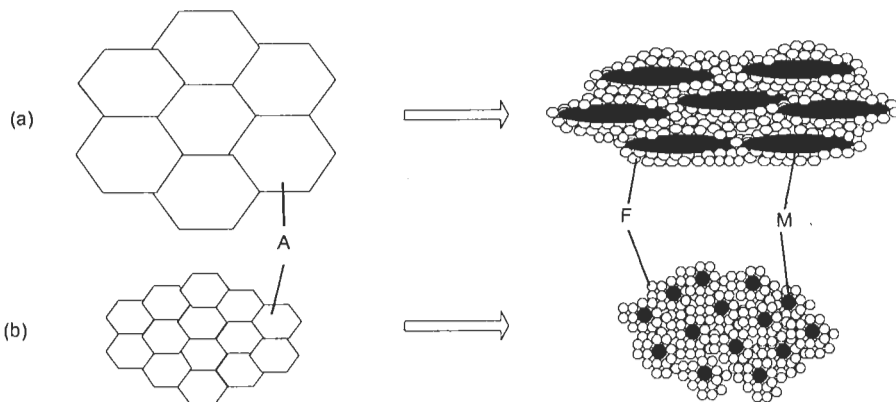


图 10 不同晶粒尺寸奥氏体动态相变组织的演变模型

Fig.10 Evolution models of coarse grained austenite (a) and fine grained austenite (b) at dynamic transformation,

织的演变过程的影响可以用图 10 的模型来描述. 粗晶原奥氏体动态相变时, 第二相呈长条状分布于铁素体基体中; 而原奥氏体晶粒细化后, 第二相的形貌与分布具备均匀、弥散、细小颗粒化的特征.

### 2.2 基于动态相变的细晶双相低碳钢两相组成的控制

双相钢已有的研究表明, 当马氏体等第二相的体积分数控制在 10%—30% 时, 双相钢具有良好的综合力学性能 [11]. 有关细晶 F/M 细晶双相钢的研究表明, 两相体积分, 第二相的形貌与大小是影响综合力学性能的重要因素 [1]. Bleck 和 Phiu-On [4] 在 2005 年超细晶粒钢论坛中提出, 当细小马氏体相的体积分数增加到 5%—15% 时, 马氏体相变的体积膨胀将导致铁素体基体中储存可移动的位错, 这不仅会降低细晶材料的屈服强度, 同时也将屈服行为由原有的不连续屈服转变为连续屈服. 因此, 必须合理控制动态相变中的应变, 从而获得第二相的体积分数处于一定范围内的细晶双相钢.

采用 Thermo-Calc 软件计算实验钢在不同温度下铁素体的平衡转变量 (见图 11). 图中给出了发生共析转变前铁素体转变量与温度的关系. 可以看出, 780 和 810 °C 时, 铁素体的平衡转变量分别为 67% 和 52%, 而共析转变前铁素体的最大转变量为 88.1%.

2.2.1 原奥氏体晶粒尺寸对控制第二相体积分数的影响 图 12 中, 曲线 a 为晶粒大小为 25  $\mu\text{m}$  的原奥氏体组织在 780 °C 静态相变时, 马氏体体积分数与时间的关系曲线; 而曲线 b, c, d 为 3 种原奥氏体组织动态相变中, 马氏体岛的体积分数与时间的关系曲线 (形变温度为 780 °C, 形变速率为 1  $\text{s}^{-1}$ ). 可以看出, 晶粒为 25  $\mu\text{m}$  的原奥氏体组织在 780 °C 保温 60 s 后基本完成相变, 马氏体体积分数为 32%, 铁素体转变量为 67%, 这与 Thermo-Calc 软件计算的结果相吻合. 在 3 种原奥氏体组织发生动态相变时, 应变的介入大大促进了铁素体转变



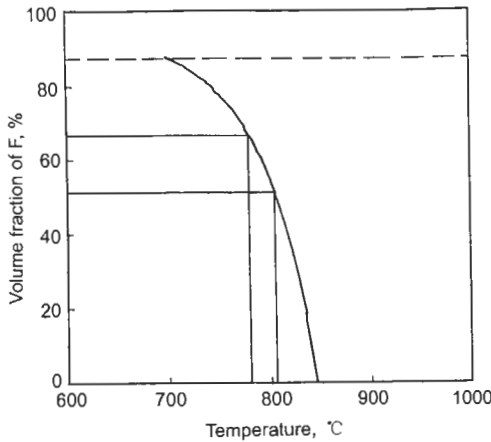


图 11 Thermo-Calc 计算的实验钢中铁素体在不同温度下的平衡转变体积分数

Fig.11 Equilibrium volume fraction of ferrite in tested steel at different temperatures computed by Thermo-Calc

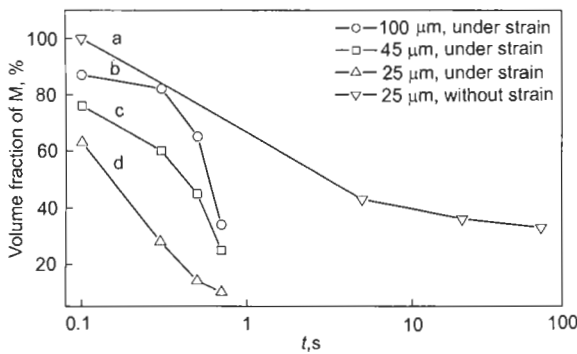


图 12 不同晶粒尺寸奥氏体动态相变和静态相变中马氏体体积分数与时间的关系

Fig.12 Curves of martensite volume fraction vs time for the steels with different austenite grain sizes in the dynamic (780 °C, 1 s<sup>-1</sup>) and static transformations

的进程,在不到 1 s 的时间内,铁素体转变量均超过了该温度下的平衡转变量,有的甚至略高于 Thermo-Calc 计算的最终平衡转变量(曲线 d 中当应变量为 0.7 时,马氏体体积分数为 10%,这说明已有 90% 的铁素体发生转变,而 Thermo-Calc 计算的最终平衡转变量为 88.1%)。因此,动态相变的特点之一并不表现为该温度下平衡转变的简单加速,且过冷奥氏体形变促进了相变的进行,使得铁素体动态转变量大大超过了该温度下的平衡转变量。

根据已有的研究,动态相变可以分为奥氏体晶界与三叉界形核、晶内奥氏体 / 铁素体前沿以及晶内畸变区大量形核和剩余少量形核位置的缓慢转变三个阶段<sup>[12]</sup>。图 12 中,由于形变速率为 1 s<sup>-1</sup>,横坐标时间值与真应变值相等,曲线 b, c, d 上各实验点所对应的应变分别为 0.1, 0.3, 0.5, 0.7。可以看出,原奥氏体组织晶粒尺寸为 100 与 45 μm 时,转变都未进入第三阶段;当应变达到 0.7

后,马氏体含量分别为 34% 和 25%。因此,只有施加大于 0.7 的应变后才可以获得马氏体岛含量小于 30% 的双相组织。奥氏体晶粒细化到 25 μm 时,施加真应变为 0.3 的应变后,马氏体体积分数就达到了 28%;随着应变的继续,相变已经进入了缓慢转变的第三阶段。与前两种大晶粒原奥氏体组织相比,细化了原奥氏体组织后,较小的应变下,转变进入稳定的第三阶段,在应变量为 0.3—0.7 的范围内,马氏体相的体积分数可以严格控制在 10%—30% 之内。分析原因,奥氏体晶粒细化后,一方面大大增加了原奥氏体晶界面积,提高了铁素体在原奥氏体晶界的形核体积分数,进而,随着铁素体主要形核位置由 F/A 晶界前沿转移到晶内形核,相应提高了铁素体在应变初期的转变量。概括起来,奥氏体组织的细化对动态相变中组织转变动力学有两点影响,首先,铁素体相变提前,获得目标组织所需的应变大大减小。其次,获得 10%—30% 马氏体所对应的应变量为 0.3—0.7,应变量的范围较宽。这意味着在工业应用中,细化相变前的奥氏体晶粒不仅可以降低轧机的压下量而且工艺的稳定性提高了。

原始奥氏体组织细化后,通过过冷奥氏体动态相变可以获得颗粒状 M 岛以均匀、弥散的方式分布于细晶粒铁素体基体中的双相组织。因此以下两节中,着重考察原奥氏体晶粒尺寸为 25 μm 时,温度与形变速率对控制马氏体第二相体积分数的影响。

2.2.2 形变温度对控制马氏体第二相体积分数的影响 根据动态相变控制细晶粒双相钢组织的学术思路,形变温度处于 A<sub>3</sub> 与 A<sub>r3</sub> 之间。本研究选取了 780 和 810 °C 两种形变温度作为对比。图 13 中, a, b 为两种温度下静态相变时马氏体体积分数与时间的关系曲线; c, d 为两种温度下以 1 s<sup>-1</sup> 的形变速率动态相变时,马氏体体积分数与时间的关系曲线(各实验点所对应的应变量为 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9, 1)。可以看出,发生静态相变时,升高温度可以明显地降低铁素体转变的体积分数,反

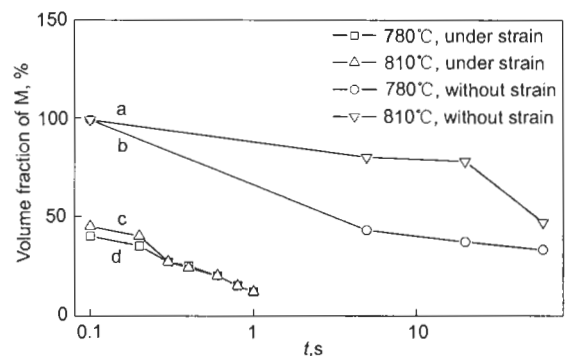


图 13 不同形变温度下动态相变和静态相变中马氏体体积分数与时间的关系

Fig.13 Curves of martensite volume fraction vs time in the dynamic and static transformations at different temperatures

映在该曲线上,即为淬火后马氏体第二相的体积分数较高.在两种温度下发生动态相变时,应变的介入大大促进了铁素体转变的进程.除了在应变量小于0.3时,780℃时马氏体体积分数稍低于810℃时的体积分数,其余部分相差无几.当应变量达到0.3—1.0时,马氏体的体积分数稳定在10%—25%之间.可见,第二相体积分数主要由应变量控制,形变温度的影响不明显.这种基于动态相变的细晶双相钢工艺对温度的不敏感性也充分说明了这一工艺控制的稳定性.

### 2.3 形变速率对控制马氏体第二相体积分数的影响

形变速率对转变动力学的影响比较复杂,形变速率提高后,单位时间内向组织输入的能量提高了,这有利于铁素体的转变.但相变本身又是一个扩散的过程,形变速率的提高又必然缩短时间,对于扩散型相变而言,又不利于铁素体转变.图14中,a,b分别为原始奥氏体晶粒尺寸为25 μm与100 μm,以10 s<sup>-1</sup>的应变速率在800℃进行动态相变时,马氏体体积分数与时间的关系曲线;c,d分别为两种原始奥氏体组织以1 s<sup>-1</sup>的形变速率在800℃进行动态相变时,马氏体体积分数与时间的关系曲线.各曲线上,实验点所对应的应变量分别为0.1,0.3,0.5,0.7,0.9.从图中可以看出,形变速率的提高大大缩短了相变所需的时间.原始奥氏体晶粒尺寸为100 μm时,在相同的应变量下,1 s<sup>-1</sup>时马氏体的体积分数明显高于10 s<sup>-1</sup>时的体积分数;原始奥氏体晶粒尺寸为25 μm时,在两种形变速率下,马氏体的体积分数与应变量的关系变化不大,转变呈现先快后慢的过程.尤其是在应变量达到0.5(e,f处)之后,马氏体体积分数均稳定在10%—20%之间.可见,在细化了原始奥氏体晶粒尺寸后,形变速率对

转变动力学的影响减小了,这也说明了该工艺在不同形变速率下的可控制性.

### 3 结论

(1) 基于细晶奥氏体的动态相变的热变形和淬火可以获得马氏体岛以颗粒状弥散分布于细晶粒铁素体基体中的低碳钢双相组织.

(2) 原奥氏体晶粒愈细小,获得的颗粒状马氏体岛愈均匀、细小、弥散.晶粒大小为25 μm左右的完全再结晶奥氏体组织,780℃变形0.3—0.7时,所获得的铁素体晶粒大小可以控制在2.5—3.5 μm之间,马氏体体积分数处于10%—30%范围之内,呈颗粒状弥散地分布于铁素体基体中;应变量达到0.7时,马氏体岛平均尺寸小于2 μm,平均间距为6 μm左右.

(3) 在细化的奥氏体组织发生动态相变时,马氏体体积分数降低到30%后,温度与形变速率对转变动力学影响不明显,这不仅说明了采用动态相变制备细晶双相钢工艺的主要控制参数为原奥氏体晶粒尺寸和形变量,同时该工艺中形变温度以及形变速率对动态相变中各应变量下组织的影响较小,也说明了该工艺具有较好的稳定性.

### 参考文献

- [1] Hong S C, Lee K S. *Mater Sci Eng*, 2002; A323: 148
- [2] Yu H. *Steel Technol*, 2005; 6(6): 10  
(余海. 钢铁技术, 2005; 6(6): 10)
- [3] Erdogan M, Tekeli S. *Mater Design*, 2002; 23: 597
- [4] Bleck W, Phiu-On K. In: Weng Y Q ed, *The Joint Int Conf of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005*, Hainan: The Chinese Society for Metals, 2005: 50
- [5] Li S X, Li G Y, Weng Y Q. *Z Metallkd*, 2004; 2: 115
- [6] Adamczyk J, Grajcar A. *J Mater Process Technol*, 2005; 162-163: 267
- [7] Park K T, Lee Y K, Shin D H. *ISIJ Int*, 2005; 45: 750
- [8] Liu S, Li F P. *Automob Technol Mater*, 2001; 4(4): 20  
(刘胜, 李飞鹏. 汽车工艺与材料, 2001; 4(4): 20)
- [9] Sun Z Q, Yang W Y, Qi J J, Hu A M. *Mater Sci Eng*, 2002; A334: 201
- [10] Yang W Y, Hu A M, Qi J J, Sun Z Q. *Chin J Mater Res*, 2001; 15: 171  
(杨王玥, 胡安民, 齐俊杰, 孙祖庆. 材料研究学报, 2001; 15: 171)
- [11] Ma M T, Wu B R. *Dual Phase Steel—Physics & Mechanical Metallurgy*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 156  
(马鸣图, 吴宝裕. 双相钢—物理和力学冶金. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 156)
- [12] Zhou R F, Yang W Y, Sun Z Q, Zhang Y. *Iron Steel*, 2004; 39(8): 93  
(周荣锋, 杨王玥, 孙祖庆, 张艳. 钢铁, 2004; 39(8): 93)

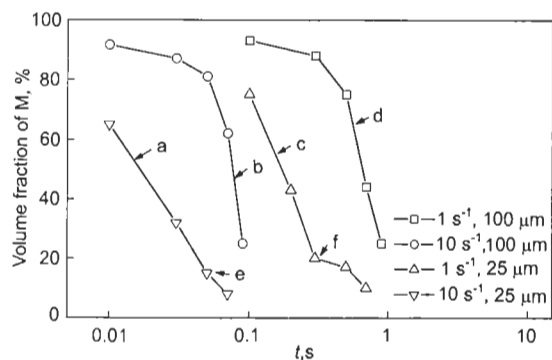


图14 不同形变速率下动态相变中马氏体体积分数与时间的关系  
Fig.14 Curves of martensite volume fraction vs time in the dynamic transformation at 800℃ and different strain rates