

· 组织性能 ·

控轧控冷工艺参数对 B 微合金化中碳钢组织的影响

袁武华 周 恒 傅 强
(湖南大学材料科学与工程学院,长沙 410082)

摘 要 通过 Gleeble-1500 热模拟机的热压缩实验,研究了在 760 ~ 820 °C 变形、750 ~ 840 °C 初始冷却并控轧控冷的微合金中碳钢(% : 0.32 ~ 0.38C, 0.001 ~ 0.010B, ≤ 0.05Als) 组织演变。结果表明,铁素体平均晶粒度随变形温度的降低而减小,随初始冷却温度的升高而增大;随着变形温度的降低,铁素体百分含量增加,珠光体球化趋势更明显;790 °C 变形时,初始冷却温度 840 °C 为最佳工艺条件,此时能获得最大铁素体含量 64.5%,远高于同类型普通中碳钢的 54%;在晶界处存在一定数量的 BN 颗粒,有利于改善 B 钢塑性变形性能。

关键词 B 微合金化中碳钢 热压缩试验 组织演变

Effect of Controlling Rolling and Cooling Parameters on Structure of B Microalloyed Medium-Carbon Steel

Yuan Wuhua, Zhou Heng and Fu Qiang
(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082)

Abstract Development of structure of microalloying medium-carbon steel (% : 0.32 ~ 0.38C, 0.001 ~ 0.010B, ≤ 0.05Als) controlling rolling and cooling with deformation at 760 ~ 820 °C and initial cooling at 750 ~ 840 °C has been studied by hot compression test by Gleeble-1500 thermal simulation machine. Results show that the average ferrite grain size decreases with decreasing deformation temperature and increases with increasing initial cooling temperature, and with decreasing deformation temperature the percentage of ferrite increases and the spheroidizing trend of pearlite is more obvious; the optimum process parameters are deformation temperature- 790 °C and initial cooling temperature- 840 °C to get maximum ferrite volume percentage- 64.5% that is far more than that 54% in general medium-carbon steel. The definite BN particles at grain boundary are available to improve the plastic deformation of B steel.

Material Index B Microalloying Medium-Carbon Steel, Hot Compression Test, Structure Development

中碳钢越来越广泛应用于螺栓螺母等紧固件和一些冷锻成形零件的制造,这要求其具有良好的塑性和尽可能低的硬度^[1]。中碳钢广泛采用控轧控轧技术^[2,3]和加硼微合金化^[4-6]。

1 实验材料与方法

实验材料为商用 B 微合金化中碳钢(表 1),试样为 Φ6 mm × 9 mm 的小圆棒。热模拟实验前,通过 DSC 实验测得材料相变温度(Ac₁、Ac₃、Ar₁、Ar₃)分别为 740.4、788.5、675.8、749.0 °C。

在 Gleeble-1500 热模拟机上进行热压缩实验,将试样以 10 °C/s 加热到 1050 °C,保温 3 min;然后以 20 °C/s 快速冷却至变形温度 T₁,保温 5 s 后,以 1 s⁻¹ 的应变速率热变形,变形量为 50%;变形后,以

20 °C/s 快速冷却到 T₂ 后,开始缓慢冷却 15 min 后至 450 °C,之后空冷至室温。采用图像分析软件对铁素体含量和晶粒大小进行测定。

2 实验结果与分析

图 1 分别给出了变形温度(T₁)为 790 °C,初始冷却温度(T₂)为 750、780、810、840 °C 时的金相显微组织。从图 1 中比较得出,随着初始冷却温度升高,铁素体晶粒逐渐变大。

试样经历两次快冷过程:由奥氏体化温度快速冷却到变形温度;热变形完成后快速冷却到初始冷却温度 T₂。前者是为了防止先共析铁素体和奥氏体晶粒的长大;后者在于抑制奥氏体晶粒长大或碳化物析出,保持因变形而引起的位错,增加过冷度,使相变温度降低。温度越高,高温下停留时间越长,越有利于晶粒的长大。因此,当初始冷却温度升高时,铁素体晶粒逐渐变大。

由表 2 中可知,随着变形温度降低,铁素体平均晶粒度普遍减小。在 Ar₃ 以上变形时,随着变形温度的降低,铁素体平均晶粒度会减小^[7,8]。相同变

表 1 B 微合金化中碳钢化学成分/%

Table 1 Chemical composition of B microalloying medium-carbon steel / %

C	Si	Mn	P	S	B	Als
0.32 ~ 0.38	≤ 0.22	0.3 ~ 0.6	≤ 0.035	≤ 0.035	0.001 ~ 0.010	≤ 0.05

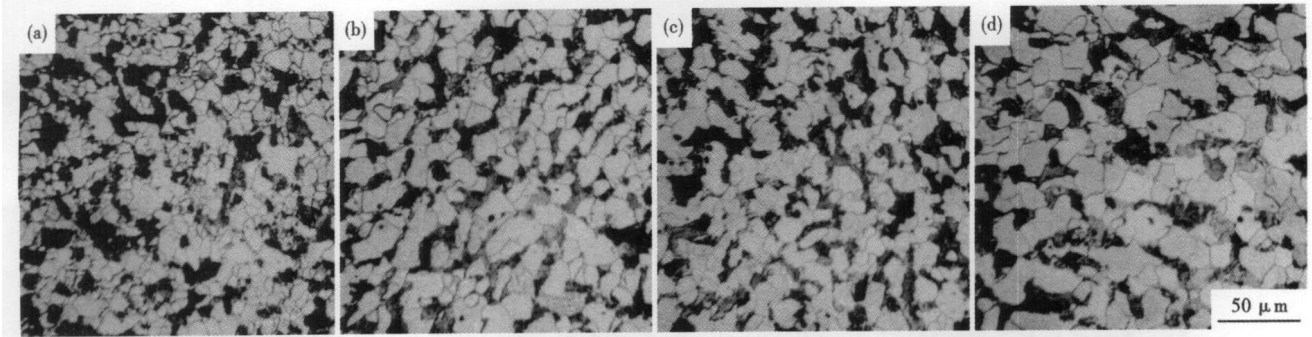


图 1 790 °C 变形, 在 750 °C (a), 780 °C (b), 810 °C (c), 840 °C (d) 初始冷却的 B 微合金化中碳钢组织形貌

Fig. 1 Structure morphology of B microalloying medium-carbon steel deformed at 790 °C and initial cooling at 750 °C (a), 780 °C (b), 810 °C (c) and 840 °C (d)

表 2 变形温度和初始冷却温度对 B 微合金化中碳钢铁素体平均晶粒大小、体积百分含量的影响

Table 2 Effect of deformation temperature and initial cooling temperature on ferrite average grain size and volume percentage in B microalloying medium-carbon steel

工艺条件/°C		铁素体平均晶粒大小/ μm	铁素体体积百分含量/%
T_1	T_2		
760	750	8.9	62.4
760	780	9.6	62.4
760	810	9.3	60.0
760	840	10.6	61.6
790	750	8.5	61.5
790	780	10.5	63.0
790	810	10.7	62.9
790	840	11.2	64.5
820	750	9.5	62.5
820	780	11.4	64.0
820	810	10.5	61.7
820	840	12.3	62.3

形量条件下, 奥氏体晶粒越细, 晶粒内部位错密度增加, 形核率增大, 从而使铁素体晶粒变细^[9,10]。

此外, 铁素体百分含量受变形温度和初始冷却温度影响的规律并不明显, 但铁素体含量普遍较高。当变形温度为 790 °C, 初始冷却温度为 840 °C 时为最大值, 达到 64.5%, 远高于同类型普通中碳钢的 54%^[11]。这是因为热变形过程中, 应变产生大量能量, 促使 α 相从 ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 大量析出, 从而使铁素体含量普遍偏高。

从图 2 中可以看出片状的 Fe_3C 、熔断的 Fe_3C 和粒状 Fe_3C , 这在一定程度上反映了珠光体的球化过程。片状珠光体球化或粒化需经过两个过程: 片状渗碳体熔断; 熔断的渗碳体球化^[12]。当试样快速冷却到变形温度时, 能量无法在短时间释放, 变形温度

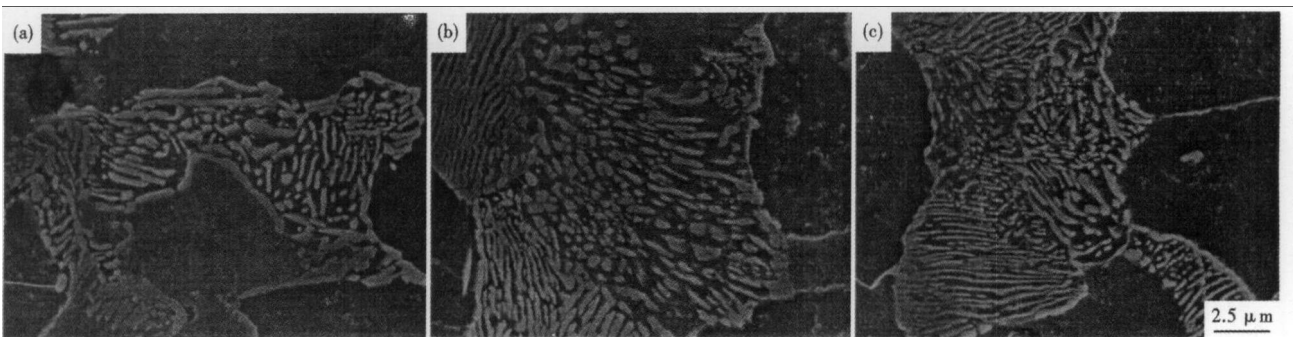


图 2 在 760 °C (a), 790 °C (b), 820 °C (c) 变形, 780 °C 初始冷却的 B 微合金化中碳钢的珠光体形貌, SEM

Fig. 2 Morphology of pearlite in B microalloying medium-carbon steel hot deformed 760 °C (a), 790 °C (b) and 820 °C (c) then initial cooled at 780 °C, SEM

越低, 来不及释放的能量就越多, 从而为片状渗碳体球化提供更多能量。因此会出现变形温度降低时, 珠光体逐渐分散并部分球化的现象。而且在扫描电镜下观察发现, 不同变形温度条件下, 都不同程度上存在珠光体球化的现象, 变形温度越低, 珠光体球化趋势越明显。

从图 3(a) 中可以看出, 局部晶界处出现明显的碳富集现象。当材料发生热变形时, 在奥氏体晶粒内形成亚结构、高密度的位错, 为碳原子的加速扩散和铁素体的形核提供了条件, 从而造成碳在 α/γ 界面处富集。

通过扫描能谱分析后发现, 在晶界处存在一定

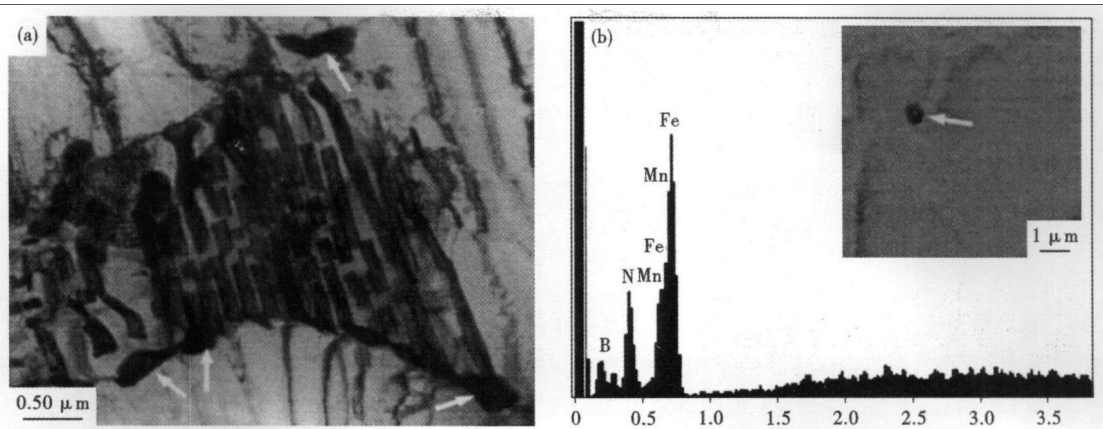


图3 热变形后B微合金化中碳钢晶界处的碳富集,TEM

Fig. 3 Carbon richened at grain boundary in B microalloying medium-carbon steel after hot deformation, TEM

数量的BN颗粒,如图3(b)所示。在钢的冶金过程中,Al作为一种脱氧剂而被加入到钢中,但是Al对钢的高温塑性是有害的,这是因为Al会与N形成细小的AlN颗粒,并在奥氏体晶界析出,AlN颗粒钉扎了晶界,降低了奥氏体晶界的迁移率,从而使钢的热塑性降低,这对热钢的轧制是不利的。

B是一种强的氮化物形成元素,Engl和Drewes^[13]已证明虽然AlN比BN更稳定,但是在奥氏体中它的形成速度要比BN颗粒慢得多。在奥氏体中,B具有高的扩散速度(约是Al的200倍)与N结合,因此BN要优于AlN析出。这种现象不仅削弱AlN的细晶强化和沉淀强化作用,而且由于BN析出物自身粗大,不影响奥氏体再结晶晶粒长大,几乎没有细晶强化和沉淀强化作用,从而降低了细小

AlN析出物导致的屈服强度增加问题^[14,15],有利于改善材料塑性变形性能。

3 结论

(1)变形温度一定时,铁素体平均晶粒度随初始冷却温度的升高而增大;初始冷却温度一定时,平均晶粒度随变形温度的降低而减小。热变形温度降低,珠光体球化趋势更明显且铁素体百分含量增加。

(2)变形温度为790℃,初始冷却温度为840℃时为最佳工艺条件,此时铁素体含量最大值达到64.5%,远高于同类型普通中碳钢的54%。

(3)在晶界处存在一定数量的BN颗粒。它的存在抑制了细小AlN的析出,有利于改善材料塑性变形性能。

参考文献

- 1 惠卫军,于同仁,苏世怀,等.中碳钢球化退火行为和力学性能的研究.钢铁,2005,40(9):60
- 2 Arno B, Hendrik J. Theoretical and Experimental Damage Prediction in Cold and Semi-hot Bulk Forming of Ductile Steels. Steel Research, 2005,76(2-3):210
- 3 Jia Y P, Wu D, Guo J, et al. Online Controlled Cooling for Hot Rolled Beam. Iron and Steel, 2006,41(7):45
- 4 Chown L H, Cornish L A. Investigation of Hot Ductility in Al-killed Boron Steels. Materials Science and Engineering, 2008,494:263
- 5 Cho Y R, Kim S I. Effect of Boron Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Steels. Iron & Steel Technology, 2004(3):46
- 6 Lo'pez-Chipres E, Meji'A I. Hot Ductility Behavior of Boron Microalloyed Steels. Material Science Engineering: A, 2007,464:460
- 7 Choi J K, Seo D H, Lee J S, et al. Effect of Processing Parameters of Strain Induced Dynamic Transformation on the Microstructures and Mechanical Properties of Ultrafine-grained Low Carbon Steels. In: Proceedings of First International Conference on Advanced Structural Steels (ICASS 2002), Japan; 2002:11
- 8 Hurley P J, Hodgson P D. Effect of Process Variables on Formation of Dynamic Strain Induced Ultrafine Ferrite during Hot Torsion Testing. Material Science Technology, 2001,17:1360
- 9 Xu Y B, Liu X H, Wang G D. Prediction on α Grain Size of Transformed Austenite by TMCP. Journal of Northeastern University, 2002, 23(2):144
- 10 Choo W Y, Lee J S, Lee C S, et al. Strain Induced Dynamic Transformation of Austenite to Fine Ferrite and It's Characteristics. CAMP-ISIJ 2000,13:1144
- 11 田鹏,惠卫军,刘荣佩,等.形变参数对中碳钢组织演变的影响.材料热处理学报,2005,26(4):69
- 12 孙维,华刚,许健,等.免退火高强度冷镦钢盘条SWRCH35K-M的研制.安徽工业大学学报,2007,24(1):25
- 13 Banks K, Stumpf W. Inconsistent Flow Stress in Low Carbon Boron Steels during Finishing. Material Science Engineering: A, 2006,421:307
- 14 雍岐龙,孙新军,刘清友,等.薄板坯连铸连轧时夹杂物在奥氏体中形成与控制的理论考虑.特殊钢,2005,26(1):1
- 15 仇圣桃,肖丽俊,刘家琪,等.薄板坯流程连铸连轧含硼低碳热轧带钢的软化机理.金属学报,2006,42(11):1202

袁武华(1973-),男,教授,金属材料加工研究。

收稿日期:2010-03-19