

Nb-V-Ti 微合金化高强度钢 08MnCr 连续冷却转变曲线和组织

陈振业 徐光

(武汉科技大学钢铁冶金及资源利用教育部重点实验室, 武汉 430081)

摘要 利用 ThermecMaster-Z 热模拟实验机测定了一种 Nb-V-Ti 微合金化高强度钢 08MnCr (S2) 在 910 ~ 1 200 °C 不变形(静态)和变形(动态)奥氏体 0.05 ~ 30 °C/s 冷速下连续冷却转变(CCT)曲线,并分析和观察了对应的相变及组织。实验结果表明,提高轧后的冷却速度使 A_{r3} 降低,导致钢的晶粒进一步细化;冷却速度大于 10 °C/s 开始出现贝氏体转变。提高加热温度时相变温度降低,变形奥氏体相变温度较不变形奥氏体相变温度高。冷速较低时,铁素体晶粒呈多边形;冷速高时,铁素体晶粒多呈尖角形。

关键词 控轧控冷 CCT 曲线 组织 相变

Continuous Cooling Transformation Curves and Structure of Nb-V-Ti Microalloying 08MnCr High Strength Steel

Chen Zhenye and Xu Guang

(Key Lab for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Abstract Continuous cooling transformation (CCT) curves of non-deformed (static) and deformed (dynamic) austenite of Nb-V-Ti microalloying 08MnCr high strength steel (S2) at 910 ~ 1 200 °C with cooling rate 0.05 ~ 30 °C/s were measured by using ThermecMaster-Z thermal simulator, and corresponding transformation and structure were analyzed and observed. Test results showed that with increasing cooling rate after rolling, the A_{r3} transformation point decreased led to further fine the grain of steel; with cooling rate more than 10 °C/s, the bainite transformation occurred. With increasing heating temperature the transformation temperature decreased, and the transformation temperature for deformed austenite was higher than that for non-deformed austenite. With lower cooling rate the ferrite grain was polygon, and with higher cooling rate the ferrite grain presented pointed shape.

Material Index Controlled Rolling and Controlled Cooling, CCT Curve, Structure, Phase Transformation

CCT 曲线的绘制是钢种开发时的一个基本研究内容^[1,2]。本文利用 ThermecMaster-Z 热模拟实验机和电子显微镜,研究了微合金高强度钢的动、静态连续冷却转变规律和显微组织特征。

1 实验材料和方案

实验材料为 Nb-V-Ti 微合金化高强度钢 08MnCr (钢号为 S2), 其成分为 (%): 0.08C、0.19Si、1.17Mn、0.39Cr、0.029Nb、0.057V、0.022Ti, 模拟实验试样尺寸为 $\Phi 8$ mm \times 12 mm。根据现场生产工艺参数和 ThermecMaster-Z 热模拟实验机的相关参数制定了如下的热模拟实验方案:

(1) 取 10 个试样,以 5 °C/s 的升温速度加热到奥氏体化温度(1 000 °C),保温 5 min,然后以 0.05 ~ 30 °C/s 的冷却速度冷却。

(2) 取 3 个试样,试样的加热温度、保温时间、冷却速度分别为:①950 °C 3 min, 1 °C/s;②1 000 °C

5 min, 1 °C/s;③1 200 °C 5 min, 1 °C/s。

(3) 试样以 5 °C/s 加热到 1 200 °C,保温 5 min,以 10 °C/s 冷却到 910 °C 后进行压缩变形,应变分别为 0.1、0.2、0.4,应变速度为 1 s⁻¹,待温 30 s 后进行第 2 道次压缩变形,应变为 0.2,应变速度为 0.1 s⁻¹,再分别以 0.5、2、10 °C/s 的速度冷却至室温。

2 实验结果及分析

2.1 连续冷却转变曲线及温度

未变形奥氏体 CCT 曲线和组织示于图 1(a) 和表 1。由图 1(a) 可知:随着冷却速度的增大, A \rightarrow F 和 A \rightarrow P 转变的相变开始温度均有不同程度的下降。随着冷却速度增加, γ \rightarrow α 转变的开始转变温度 A_{r3} 显著降低。

由表 2 可见,未变形奥氏体随着加热温度的提高,铁素体转变开始温度逐渐降低,铁素体转变区间也逐渐减小,同时珠光体转变结束温度逐渐降低,珠

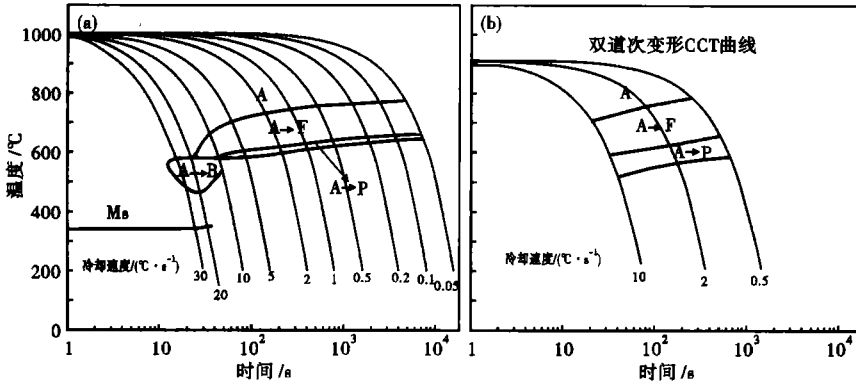


图1 S2 钢未变形(静态)(a)和变形(动态)(b)奥氏体 CCT 曲线

Fig. 1 CCT curves of non-deformed (static) (a) and deformed (dynamic) (b) austenite of steel S2

变能比较大,形核点比较多,更易于新核的结晶和晶粒的长大,所以在温度较高时就开始发生相变。

本实验的 $\gamma + \alpha$ 两相区的温度范围较大:由表 2 可以看出,方案(2)为 130 °C 以上;由表 3 可以看出,方案(1)为 130 ~ 140 °C,方案(3)为 150 °C 以上。两相区温度区间较大有利于工艺控制,但在控制轧制后的冷却中,应采用快速强力冷却措施,避免铁素体晶粒的过分长大。

表1 未变形奥氏体在不同冷却速度下的相变组织
Table 1 Structure of transformation of non-deformed austenite at different cooling rate

冷速/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	组织	F 晶粒度/ 级	P 带状/ 级	P/%
0.05	F + P	6	2	22.29
0.1	F + P	6.5	1.5	23.27
0.2	F + P	8.5	3	21.02
0.5	F + P	9	1	19.69
1	F + P + M(极少)	9	1	15.48
2	F + P + M(极少)	9.5	-	11.01
5	F + P + M	10	-	17.66
10	B + F + P(极少)	10	-	1.33
20	B + M + F	11	-	-
30	B + M + F	11	-	-

表2 未变形奥氏体不同加热温度下的相变温度/ $^{\circ}\text{C}$
Table 2 Transformation temperature of non-deformed austenite at different heating temperature / $^{\circ}\text{C}$

转变温度	加热温度/ $^{\circ}\text{C}$		
	950	1 000	1 200
铁素体转变(转变开始/结束)	757/631	743/626	734/667
珠光体转变(转变开始/结束)	631/610	626/606	667/590

光体转变区间逐渐增大。

根据动态(变形)热模拟实验结果绘制的 CCT 曲线见图 1(b)。表 3 中是变形和未经变形试样的连续冷却转变温度的对比。从表 3 中数据可以看出,经变形后试样相变开始温度比未变形的试样相变开始温度高。这是因为变形程度较大的时候,畸

表3 变形和未经变形奥氏体的连续冷却转变温度/ $^{\circ}\text{C}$
Table 3 Continuous cooling transformation temperature of non-deformed and deformed austenite / $^{\circ}\text{C}$

转变温度	冷却速度/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)		
	0.5	2	10
未变形(转变开始/结束)	756/619	730/597	672/540
变形后(转变开始/结束)	783/591	753/574	698/539

2.2 显微组织观察

图 2 和表 1 可知,未变形奥氏体在冷速较低时,室温组织为先共析铁素体和珠光体,铁素体晶粒大小不均,随冷速加大晶粒得到明显细化。当冷却速度达到 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,开始出现贝氏体,此时室温组织主要为先共析铁素体、贝氏体及少量珠光体的混合组织。

图 3 可见,形变奥氏体在冷速为 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时得到的是铁素体 + 珠光体的混合组织,多边形铁素体的晶粒度为 8,珠光体片层结构十分明显,片层间距在 0.5 μm 以下;当冷速为 2 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,铁素体平均晶粒度为 8.5,珠光体团变得更加细小、弥散,沿原奥氏体晶界有魏氏组织铁素体形成;冷速为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,铁素体和珠光体的数量减少,有明显的贝氏体形成。

在图 3 中,冷速较低时,铁素体晶粒呈多边形;冷速高时,铁素体晶粒基本呈尖角形。

图 3(b, c) 中均有魏氏体组织形成,并且图 3(c) 中更明显。相关研究表明^[3],如果变形奥氏体得到混晶组织(不均匀组织),相变后生成铁素体的混晶组织、魏氏体或粗大的贝氏体会使钢材的韧性下降。

实验钢种采用快速冷却可以细化铁素体晶粒,同时也细化了珠光体,减少了珠光体的量,可减轻或消除珠光体带状组织,减小珠光体的片层间距和渗碳体层的厚度,使得组织更加细小均匀,而当冷却速度足够大时(本实验为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上),就会发生贝氏体相变,避免了魏氏体组织的形成,提高钢材的韧性和强度。同时,考虑到奥氏体晶粒尺寸的影响,在制定工艺的时候可以增加总压下量或每道次采用最

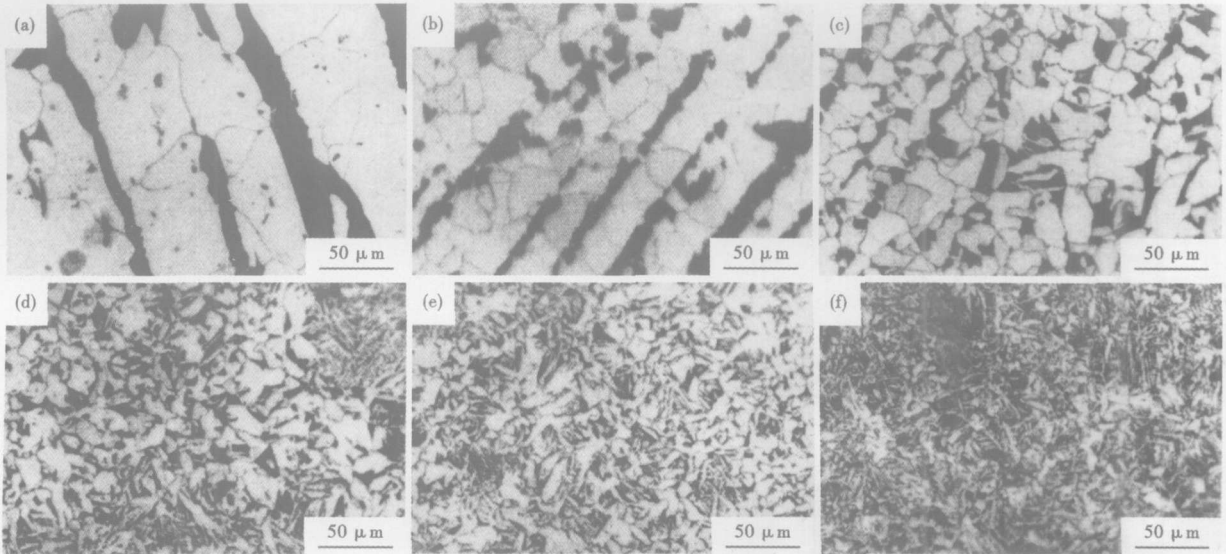


图 2 未变形奥氏体不同冷却速度下的组织/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$):(a)0.05;(b)0.2;(c)1;(d)5;(e)10;(f)30, SEM

Fig. 2 Morphology of transformation structure of non-deformed austenite at different cooling rate /($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$): 0.05 (a); 0.2 (b); 1 (c); 5 (d); 10 (e); 30 (f), SEM

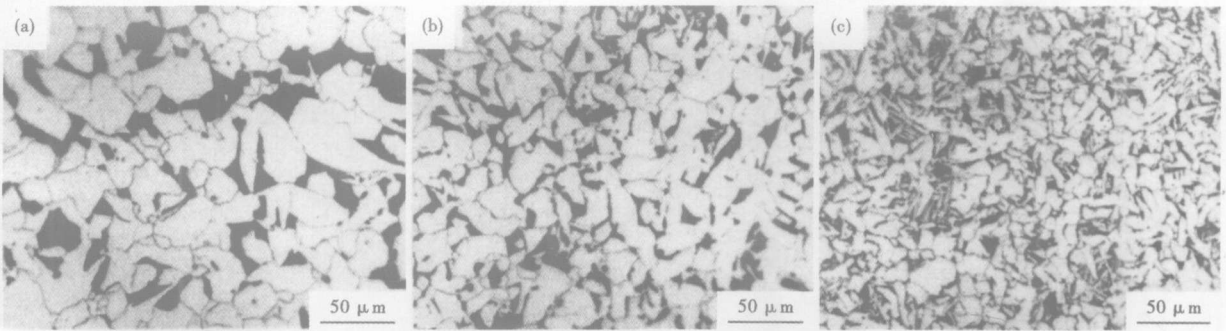


图 3 变形奥氏体不同冷却速度下的组织/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$):(a)0.5;(b)2;(c)10, SEM

Fig. 3 Morphology of transformation structure of deformed austenite at different cooling rate /($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$): 0.5 (a); 2 (b); 10 (c), SEM

高压下量并且保证在奥氏体未再结晶温度与 A_{r3} 温度之间施加足够的变形量,选用足够大的轧后冷却速度。

3 结论

(1) 实验钢种的连续冷却转变温度随冷速的提高而降低;在不同的加热条件下,高温加热降低了相变温度;变形促进相变,使相变开始温度升高。

(2) 冷却速度在 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下时室温组织为先共析铁素体和珠光体,随冷却速度加大,晶粒明显细化;冷却速度在 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上时开始出现贝氏体转变。

(3) 实验钢种的 $\gamma + \alpha$ 两相区的温度范围较大,动态连续冷却转变两相区温度范围都在 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上。但在控制轧制后的冷却中,依据产品的性能要求和设备的能力应采用快速强力冷却措施,避免铁

素体晶粒的过分长大,避免魏氏体的形成。

武汉科技大学博士科研基金资助(010195)

参考文献

- 1 Xu Guang, Wan Lun, Yu Shengfu, et al. A New Method for Accurate Plotting Continuous Cooling Transformation Curves. *Materials Letters*, 2008, 62: 3978
- 2 徐光, 张丕军. 金属低温变形理论与技术. 北京: 冶金工业出版社, 2007
- 3 王有铭, 李曼云, 韦光. 钢材的控制轧制和控制冷却. 北京: 冶金工业出版社, 1995

陈振业(1983-),男,硕士研究生,金属加工过程组织和性能控制研究。

收稿日期:2008-09-16