

高强低合金 T510L 的热模拟工艺研究

尹绍江^{1,2}, 辛凤英¹, 齐长发¹, 陈礼斌¹

(1. 唐山钢铁集团公司技术中心, 河北 唐山 063016; 2. 东北大学 辽宁 沈阳 110004)

摘要: 本文结合唐钢 FTSR 生产线的实际生产工艺参数, 利用 Gleeble 3500C 热模拟机, 分别研究了单道次不同变形温度、变形速率(50%压下率)对高强低合金 T510L 钢变形抗力和奥氏体微观组织演变的影响及两道次(R1→R2)连续变形后奥氏体微观组织演变。实验表明通过高温高压下量的变形, 完全可使该钢种充分发生动态再结晶, 细化奥氏体晶粒度。

关键词: FTSR; 变形温度; 变形速率; 动态再结晶

Process study on HSLA T510L with thermo simulation machine

Yinshaojiang¹, Chenlibin¹, Xinfengying¹

(1Technology Center of TSISC)

Abstract: According to the practical parameters of Tangsteel FTSR product line, we have done a lot of researches on the effects of one pass deformation parameters on T510L's deformation resistance force and microstructure evolution by the Gleeble 3500C simulator. Furthermore, we researched the austenite microstructure evolution after two continued deformation. The experiment shows that, the austenite grain size can be refined by the high temperature dynamic recrystallization.

Keywords: Flexible thin slab rolling Deformation temperature Strain rate Dynamic recrystallization

前言

近些年来,随着钢铁生产技术的高速发展,形成了自动化程度很高的大规模生产流程,使世界的粗钢产量迅猛增长,面对竞争激烈的市场形势,如何能做到“高效、低成本”的开发新品种和新工艺,显得尤为重要,因此这就需要由原来的“炒菜式”的经验型进步到有理论指导的科学型。本文结合唐钢 FTSR 生产线实际生产工艺参数,利用 Gleeble 3500C 热模拟机,分别研究了单道次不同变形温度、变形速率(50%压下率)和两道次(R1→R2)连续变形对高强低合金 T510L 钢奥氏体微观组织演变的影响,为制定合理的轧制工艺参数提供有利的依据,并为进一步开发新品种和新工艺做好技术储备。

1. 实验材料

1.1 化学成分

表 1 给出了实验钢的化学成分。

表 1 实验钢的化学成分(%)

Table1 Chemical composition of Test steel (%)					
C	Mn	S	P	Si	Als
0.20	1.16	0.007	0.015	0.31	0.015

1.2 试样尺寸和取样位置

试样的尺寸为 20mm×15mm×10mm 长方体,用带锯从 85mm×1500mm 铸坯距表面 10mm 柱状晶区位置切取,变形面为 20mm×10mm 两面。其示意图见图 1。

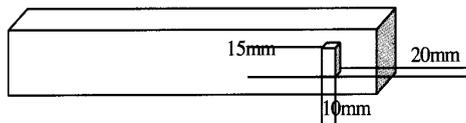


图1 试样尺寸和取样示意图

Fig.1 Size and schematic of samples

2. 实际生产工艺参数和实验工艺方案

2.1 实际生产工艺参数

表2列出了唐钢FTSR生产线生产5mm厚某热轧卷的实际工艺参数。

表2 唐钢FTSR生产线生产5mm厚热轧卷的实际工艺参数

Table2 Pratical parameters for production of 5mm strip

	R1	R2	F1	F2	F3	F4	F5
温度 /℃	1085	1045	992	971	951	928	910
压下率 /%	45	48	46	32	30	17	11
变形速率 /s-1	2..3	6..5	16.2	25..3	42	45	43

2.2 实验工艺方案

2.2.1 单道次压缩实验方案

根据薄板坯连铸连轧轧机的特点(无可逆式粗轧),本实验仅研究了高压下率50%情况下,高温、较低应变速率和不同变形温度、中等变形速率及低温、高应变速率条件下变形抗力和奥氏体组织演变规律,结合表2的实际工艺参数制定热模拟实验工艺方案如图2:先将试样以10℃/s加热至1150℃,保温3分钟后以10℃/s冷却至变形温度T,分别在1100℃、1050℃、1000℃、950℃、

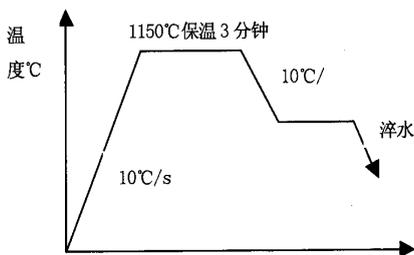


图2 单道次热模拟工艺

Fig.2 One pass simulation process

900℃、850℃下变形,压下率为50%,变形速率分别为2/s、5/s、15/s、25/s、40/s,变形后立即淬水,然后经苦味酸侵蚀。

2.2.2 两道次连续变形压缩实验方案

传统的观点认为,碳锰钢在高温、低应变速率条件下,由于极易发生动态和静态再结晶,很难实现控轧,但是薄板坯连铸连轧由于其独特的物理冶金特点,纳米级的析出氮化物、硫化物、氧化物^[1-2]对高温奥氏体的晶界具有钉扎作用,可细化奥氏体,因此研究高温奥氏体的组织演变规律具有重要意义,根据表2的实际轧制工艺参数制定实验工艺方案如图3所示。

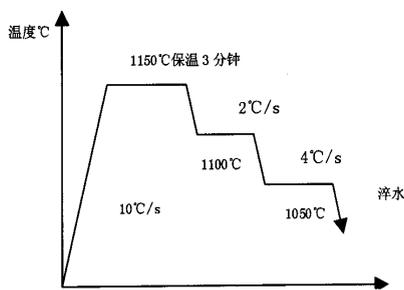


图3 两道次连续变形热模拟工艺

Fig.3 Two continue pass simulation process

3. 实验结果及讨论

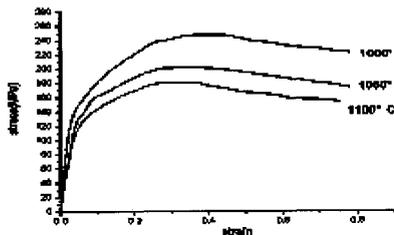
将金相法与应力应变曲线相结合,能更好的反映轧制过程中奥氏体组织演变进度,对指导轧制工艺具有重要意义。

3.1 单道次变形温度对变形抗力和奥氏体组织演变的影响

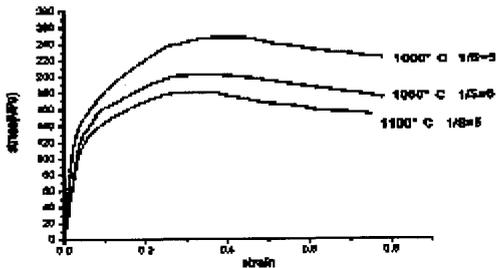
3.1.1 变形温度对变形抗力的影响

图4中的a、b、c、d、e图分别是(变形程度为50%)变形速率为2/s、5/s、15/s、25/s、40/s时不同变形温度情况下的应力应变曲线,由曲线可知,变形温度对变形抗力的影响十分明显。在变形速率一定时(不论何种应变速率),变形抗力峰值 σ_m 随变形温度的升高而降低;同时峰值应变 ϵ_m 也减小,说明越容易发生动态再结晶。随着变形温度的降低,应力峰值向着应变增大的方向移动,这表明了变形温度对动态再结晶发生时的临界变形量的影响趋势,即峰值应力越大,临界变形量越

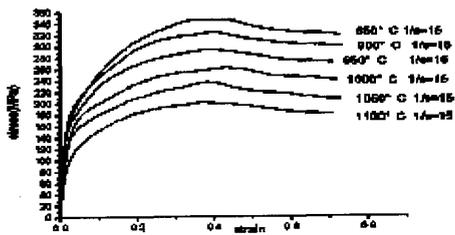
大,再结晶越难发生。这是由于随着变形温度的升高,原子热振动的振幅增大,原子间的结合力降低,临界切变应力降低,则流变应力必然降低。同时,随温度的升高,滑移运动的阻力减小,新的滑移系统及交滑移不断产生和开动,因此变形抗力随温度的升高而降低。且在变形过程中可能会出现动态回复和再结晶现象,引起钢的软化,从而使变形抗力降低。



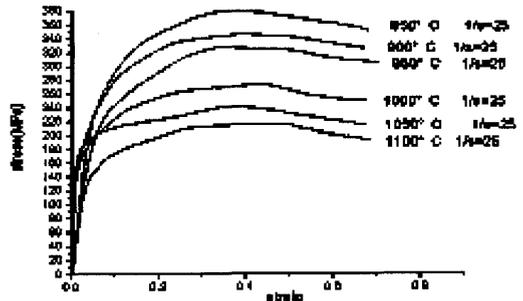
(a) 应变速率为 2/s



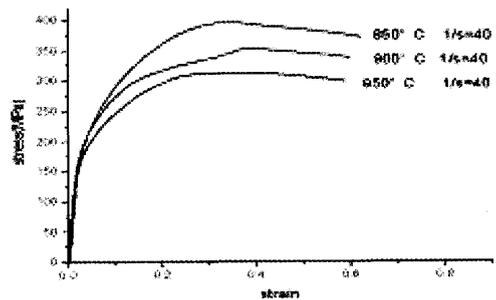
(b) 应变速率为 5/s



(c) 应变速率为 15/s



(d) 应变速率为 25/s



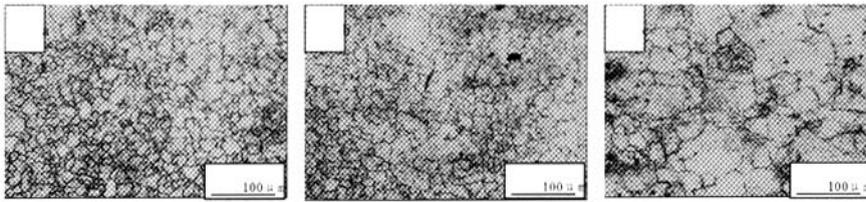
(e) 应变速率为 40/s

图 4 变形温度对变形抗力的影响

Fig.4 The effect of deformation temperature on deformation resistance force

3.1.2 变形温度对奥氏体组织演变的影响

由图 5、6 可看出,在应变速率为 2/s、15/s 的情况下,高温 1100°C、1050°C 均发生动态再结晶;在同一应变速率的情况下,随着变形温度的降低,奥氏体微观组织由完全动态再结晶向部分再结晶发展,部分再结晶组织为再结晶奥氏体和较为粗大形变饼状奥氏体(图 5 中 c、图 6 中 d、e、f),而且随着应变速率的提高,发生部分再结晶的温度降低,如 2/s 时,在 1000°C;15/s 时,950°C;25/s,950°C。由上述分析可知,在应变速率为 15/s、变形程度为 50% 的情况下,该钢种在 950°C 发生部分再结晶,因此在现场工艺控制时,一定要对精轧机入口温度加以控制,以防造成混晶现象,对最终的组织性能不利。



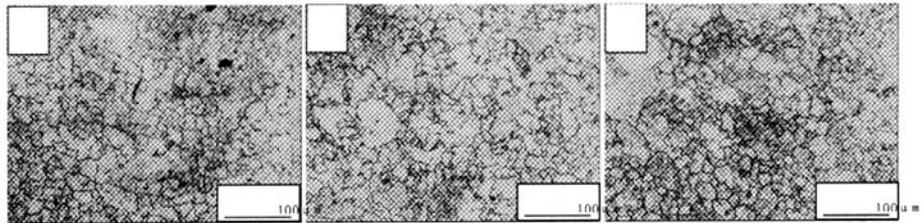
变形温度 1100°C

变形温度 1050°C

变形温度 1000°C

图 5 应变速率为 2/s 淬水试样，经苦味酸侵蚀的原奥氏体晶界

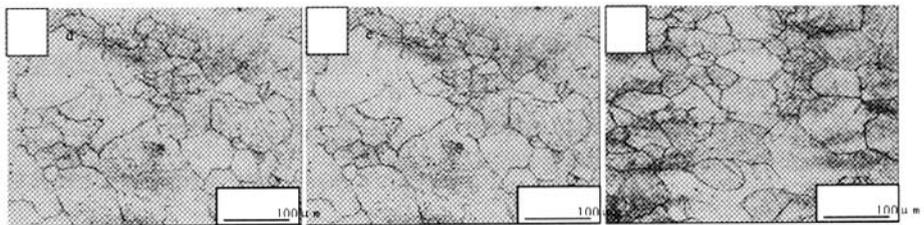
Fig.5 Austenite grain boundary of quenching samples etched by picral-nital, strain rate 2/s,



1100°C

1050°C

1000°C



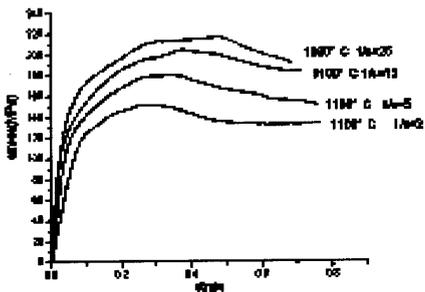
950°C

900°C

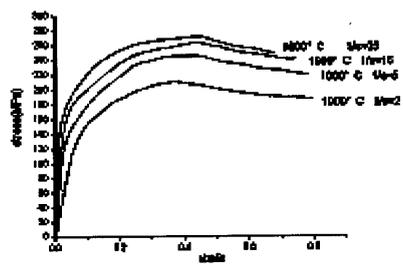
850°C

图 6 应变速率为 15/s 淬水试样，经苦味酸侵蚀的原奥氏体晶界

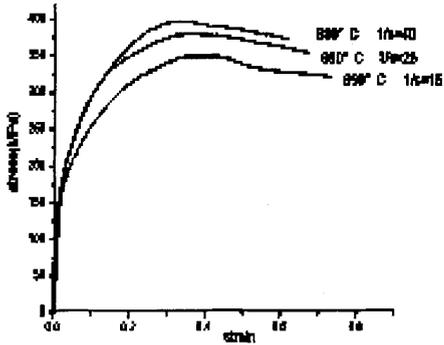
Fig.6 Austenite grain boundary of quenching samples etched by picral-nital, strain rate 15/s,



(a) 变形温度 1100°C



(b) 变形温度 1000°C



(c) 变形温度 850°C

图 7 变形速率对变形抗力的影响

Fig.7 The effect of strain rate on deformation resistance force

3.1.3 变形速率对变形抗力的影响

图 7 中的 a、b、c 图分别为钢在 1100°C、1000°C、850°C 时不同应变速率下的应力应变曲线,由图可知,应变速率对变形抗力的影响较大。在一定的变形温度和变形程度下,变形抗力峰值 σ_m 随着应变速率的增加而增加,动态再结晶难以发生。随着应变速率的增加,位错运动速度加快,

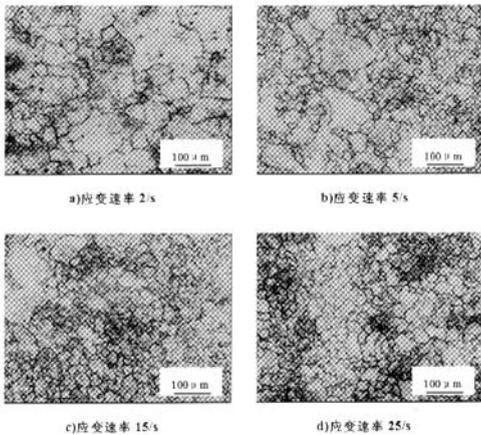


图 8 变形速率对奥氏体组织演变的影响

Fig.8 The effect of strain rate on microstructure evolution

必然需要更大的切应力,则流变应力必然升高。应变速率对变形抗力的影响规律较为复杂,主要取决于在塑性变形过程中,金属内部所发生的硬化和软化这对矛盾作用的结果。应变速率的提高对软化作用具有双重性,由于单位时间内发热率的增加而有利于软化的发生和发展,而过程时间的缩短则不利于软化的迅速完成,变形速率的升高导致了变形抗力一定程度的增加。

3.1.4 变形速率对奥氏体组织演变的影响

由图 8 可看出,在相同变形温度下(1000°C),随着变形速率的提高,再结晶数量增多,由 2/s 时少量再结晶个数发展到 25/s 时的完全再结晶。其原因是,温度补偿应变速率因子 Z 是判断再结晶能否发生的重要依据^[3],由温度补偿应变速率 Zener-Hollomon 参数方程(1)可知,在变形温度一定时,随着变形速率的提高, Z 值增大,越易发生动态再结晶,因而使再结晶数量增多。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (1)$$

3.2 两道次连续变形奥氏体组织演变

由图 9 可看出,奥氏体在高温发生完全动态再结晶,奥氏体晶粒度由原来的 3.5~4 级细化到 7~8 级,与文献^[4]中报道的轧卡件晶粒尺寸相当。

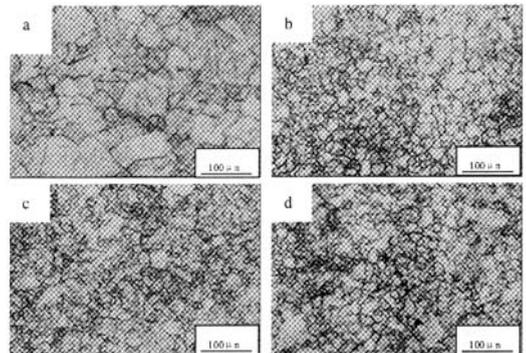


图 9 两道次连续变形的奥氏体微观组织

Fig.9: Austenite microstructure after two pass deformation, quenching samples etched by picral-nital
a: 加热 1150°C 时,未变形原奥氏体微观组织
b: 1100°C 50% 变形后,原奥氏体微观组织
c: 1100°C 50% 变形后,间隔 13 秒,原奥氏体微观组织
d: 1100°C 50% 变形后,间隔 13 秒,1050°C 50% 变形后,原奥氏体微观组织

另外,由图 9 的 b、c 可看出,经过道次间隔后,再结晶晶粒并没有明显长大,这可能是由于在薄板坯连铸连轧过程中析出大量纳米级氮化物、硫化物、氧化物,尽管经二次加热,但由于加热时间短,并未粗化,对奥氏体晶粒仍起钉扎作用,这有待于进一步研究。

4. 结论

(1)变形速率和压下率一定时,变形抗力峰值 σ_m 随变形温度的升高而降低;同时峰值应变 ϵ_m 也减小,说明越容易发生动态再结晶。

(2)该钢高温 1100℃、1050℃ 时易发生动态再结晶;在同一应变速率的情况下,随着变形温度的降低,奥氏体微观组织由完全动态再结晶向部分再结晶发展,部分再结晶组织为再结晶奥氏体和较为粗大形变饼状奥氏体。

(3)在一定的变形温度和变形程度下,变形抗力峰值 σ_m 随着应变速率的增加而增加,动态再结晶难以发生。

(4)在相同变形温度和压下率时,随着变形速率的提高,再结晶数量增多。

(5)在应变速率为 15/s、变形程度为 50% 的情况下,该钢种在 950℃ 以下发生部分再结晶,因此,在现场工艺控制时,一定要对精轧机入口温度加以控制,以防造成混晶现象,对最终的组织性能不利。

(6)两道次连续变形研究表明:由于在薄板坯连铸连轧过程中析出大量纳米级氮化物、硫化物、氧化物钉扎作用,使相对粗大的原奥氏体晶粒。

参考文献

[1]. Xu Kuangdi, Liu Qingyou, Analysis of grain refinement in the thin slab casting and rolling [J], The third technical communicate meeting of thin slab continuous casting and rolling, 2005, 1-9.
 [2] Wong Yuqing, et al, Ultra fine steel-the theory and controlling technology of steel refinement [M], Beijing, metallurgy industry press, 2003, 248-256.
 [3] 王有铭, 李漫云, 钢的控制轧制和控制冷却手册 [M]. 北京, 冶金出版社, 1996.
 [4] 于浩, CSP 热轧低碳钢板组织细化与强化机理研究:【博士学位论文】[D]. 北京: 北京科技大学。

(上接第 42 页)

机控制板形。若轧制厚规格时使用 LOWER 方式,可以使精轧机间翘头改善,有利于轧件通板。

3.6 层流冷却

唐钢热轧薄板厂冷却方式是层流冷却,通过低压大水量把带钢冷却到目标卷取温度,在这个过程中也可以引起板形不良,如带钢的瓢曲,就是由于带钢在输出辊道冷却时上下水量不合理造成带钢冷却不均。所以应该疏通层冷水咀,并调整层冷却水柱的高度,以消除由于层冷不均造成板形不良。

4. 结论

唐钢连铸连轧生产线在生成过程中,以提供良好的板坯为前提,制定了合理的加热制度、工艺制度和完善的冷却制度,对 PC 角度、弯辊、辊缝

水平值、ORG 使用等控制合理,生成出了高质量的热轧薄规格板卷,其板卷的表面质量和板形属国家优质标准。金属收得率由原来的 98.59% 提高到现在的 98.81%。轧机的作业率由原来的 82.1% 提高到 85.3%,由于板形不良引起的轧机事故率明显下降。

参考文献

[1] 王义芳, 邯钢薄板坯连铸连轧工艺优化及创新. 钢铁, 2003, (7): 20~22
 [2] 刘莱萌, 赵立忠, 热轧带钢生产中的板形控制. 轧钢, 2002, (5): 53~54
 [3] 荣锋, 鞍钢 1780mm 热轧带钢生产线板形控制方案. 鞍钢技术, 2003, (1): 37~42
 [4] 赵志业, 金属塑性变形与轧制理论。