

1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带凝固组织区的 形成机理*

杨明波^{1,2} 潘复生² 张丁非² 丁培道²

(1. 重庆工学院 2. 重庆大学)

摘 要 在双辊薄带连铸实验和薄带凝固组织特征分析的基础上, 结合对薄带凝固组织区的模拟预测结果, 研究了 1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带凝固组织区 (特别是等轴晶区) 的形成机理. 结果表明: 1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带凝固组织中的等轴晶区不但在凝固类型为半固态时形成, 在轧制或理想型时也能形成. 其形成机理为, 熔池中悬浮游离晶体的沉积、聚集以及在枝晶生长前沿的长大和薄带离开二铸辊最小间隙 (铸辊出口) 后, 薄带/空气界面换热系数骤然降低抑制了柱状枝晶的生长, 并促使薄带中部未凝固熔体中游离晶体的择优长大.

关键词 金属材料, 双辊薄带, 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 凝固组织区, 形成机理

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2005)03-0325-00

Forming mechanism of solidification structure zone on 1Cr18Ni9Ti stainless steel twin-roll thin strip

YANG Mingbo^{1,2**} PAN Fusheng² ZHANG Dingfei² DING Peidao²

(1. Chongqing Institute of Technology, Chongqing 400050

2. Chongqing University, Chongqing 400044)

* Supported by National Natural Science Foundation of China No.59995440.

Manuscript received May 25, 2004; in revised form August 19, 2004.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(023)68668874,

E-mail: yangmingbo@cqit.edu.cn

ABSTRACT On the basis of twin-roll thin strip continuous casting experiments and solidification structure characteristic analysis of thin strip and combining with the simulation results of effects of technological parameters, the forming mechanism of solidification structure zone (especially equiaxed crystal zone) on 1Cr18Ni9Ti stainless steel twin-roll thin strip was investigated. The results show that the equiaxed crystal zone in the solidification structure of 1Cr18Ni9Ti stainless steel twin-roll thin strip was formed possibly under the condition of semi-solid solidification type and the rolling solidification type or the ideal solidification type. The forming mechanism of the equiaxed crystal zone was associated with the sedimentation and accumulation of free crystals in the molten pool and the growth of the accumulation crystals onto the dendritic solidification fronts, and the suppression of the growth of columnar dendritic and the preferential growth of free crystals in unsolidified layer near the strip center by the abrupt decrease of heat transfer coefficient on the strip surface after leaving roll nip.

* 国家自然科学基金重大基金 59995440 资助项目. 2004 年 5 月 25 日收到初稿; 2004 年 8 月 19 日收到修改稿.
本文联系人: 杨明波, 重庆市 400050, 重庆工学院材料科学与工程系

KEY WORDS metallic materials, twin-roll thin strip, 1Cr18Ni9Ti stainless steel, solidification structure zone, forming mechanism

双辊薄带连铸技术的主要优点是简化工序,大幅度降低设备投资和能源消耗.通过快速凝固效应能改善材料的性能,生产塑性差、难于加工的材料^[1~6].但是双辊薄带连铸过程控制难度大,制备出的薄带质量较差.在影响双辊薄带质量的各种因素中,凝固组织的影响最为显著^[7,8].例如,当薄带凝固组织中某处柱状晶区比例小于正常柱状晶区比例的70%时可能会出现表面裂纹.但目前国内外对于双辊薄带凝固组织区(特别是凝固组织中等轴晶区)的形成及其机制还缺乏统一的认识^[9].本文在1Cr18Ni9Ti不锈钢双辊薄带连铸实验和薄带铸态组织特征分析的基础上,结合数值模拟的研究结果,研究双辊薄带凝固组织区(特别是等轴晶区)的形成及其机理.

1 实验方法

1Cr18Ni9Ti不锈钢(Cr 18.5、Ni 9.1、Cu 0.22、S 0.009、P 0.027、Mn 0.95、Si 0.38、C 0.07)薄带的连铸试验在双辊铸机上完成的,其中铸机铸辊材料为钢辊,侧封由绝热性较好的石英材料烧接制成,铸机的主要技术参数列于表1.实验时,钢液通过铸辊上方放置的中间浇包进行浇注,中间浇包的浇口为长方形,其长度与铸辊的宽度接近,能减少注流冲击影响,使熔池液面的波动非常小.当薄带在二辊间形成后,须加以引带,以免造成薄带卷曲,阻碍铸造过程的连续进行.

薄带连铸实验的工艺参数为:浇铸温度1500℃、熔池高度70mm、铸造速度157mm/s.当薄带铸出后,从其厚度均匀部分取样,经FeCl₃盐酸水溶液腐蚀后在Olympus GX-51倒置式金相显微镜上观察薄带沿铸造方向的凝固组织,并用Q500MC图像分析仪测定薄带沿厚度方向的枝晶间距和取向度.

表1 双辊铸机的主要技术参数

Table 1 Primary technical parameters of twin-roll caster

Technical parameter	Value
Roll size	φ250 mm×150 mm
Caster deflection angle	0°
Roll gap	0~10 mm
Roll rotation speed	3~30 m/min
Thin strip thickness	1~10 mm
Thin strip width	150 mm
Roll separation force	150 kN

2 结果与讨论

2.1 双辊薄带的凝固组织

从图1可见,在厚度为2.64mm的1Cr18Ni9Ti不锈钢双辊薄带的铸态组织中几乎观察不到表层细等轴晶区,仅由内部柱状晶区和中心等轴晶区组成,但柱状晶区并不呈严格的对称分布.这可能与二辊的冷却条件不同有关.

图2为铸出的1Cr18Ni9Ti不锈钢双辊薄带沿厚度方向的枝晶间距及取向度的测试结果.从图2(a)可以看到,随着离薄带表面距离的增加,一次枝晶间距和二次枝晶间距均逐渐增大.依据测试结果,1Cr18Ni9Ti不锈钢双辊薄带一次枝晶间距和二次枝晶间距的变化范围分别为6.5~15.8 μm和2.1~7.8 μm,平均分别为11.15和4.95 μm,远小于传统薄板坯的一次枝晶间距和二次枝晶间距.根据Easaka等^[9]提出的二次枝晶间距与平均冷却速率间的经验关系式,可以近似计算出从薄带中心到表面的平均冷却速率为1003 K/s.此外,从图2(b)还可以看到,一次枝晶沿垂直于薄带表面方向成一定角度生长,并且生长方向的变化比较紊乱,其中离薄带表面越近,枝

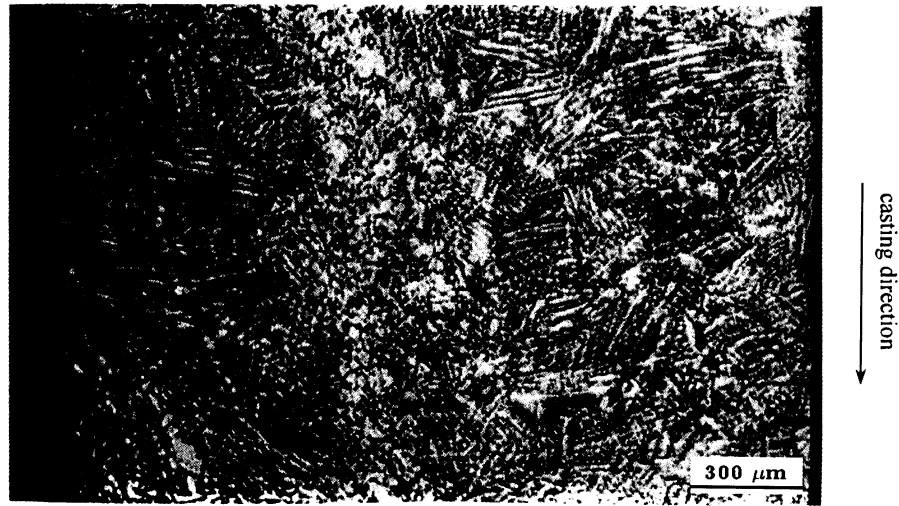


图 1 1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带在铸造方向上的凝固组织

Fig.1 As-cast structure of twin-roll thin strip of 1Cr18Ni9Ti stainless steel

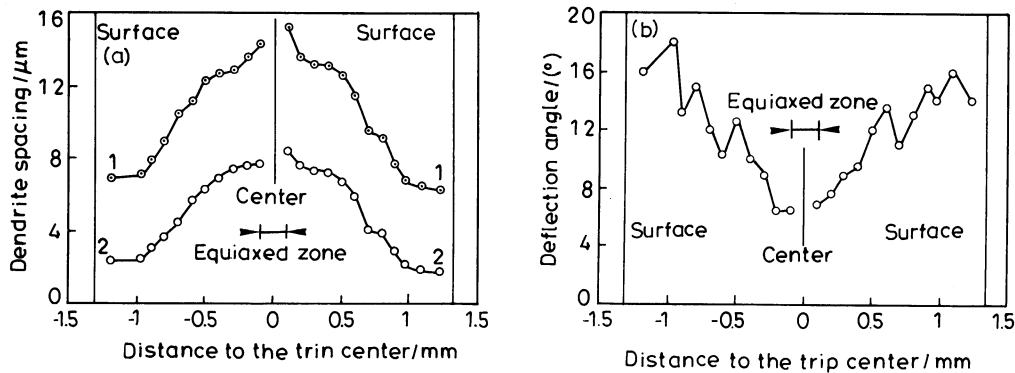


图 2 1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带的柱状枝晶间距和取向度

Fig.2 Columnar dendrite spacing (a) and deflection angle (b) of twin-roll thin strip of 1Cr18Ni9Ti stainless steel. 1.primary arm spacing; 2.secondary arm spacing

晶的生长方向越紊乱。

薄带凝固组织中柱状晶区的形成与传统板坯凝固组织中柱状晶区的形成并没有本质区别^[10~13], 都可以用经典凝固理论知识来解释: 在双辊薄带的铸造过程中, 当液态金属浇注入两个反向旋转的水冷结晶辊之间时, 由于水冷结晶辊的激冷作用而在表面形核, 产生大量的结晶晶核。由于双辊表面的强制热流, 随着凝固的不断进行, 晶核在与热流相反的方向上发生择优生长; 柱状晶开始生长, 并最终形成柱状晶区。而对于薄带凝固组织中等轴晶区的形成, 目前仍然存在较大的争议。Mizoguchi 等^[9]认为等轴晶区仅在薄带凝固类型为半固态型时形成, 而 Yamauchi 等^[9,13]则认为等轴晶区是在薄带凝固类型为轧制型时形成的。在双辊薄带连铸过程中, 浇铸温度、溶池高

度和铸造速度等参数直接影响薄带的凝固类型, 并进而影响薄带凝固组织区的构成. 因此, 应定量研究不同凝固类型下工艺参数对薄带凝固组织区的影响以揭示等轴晶区形成的机理.

2.2 工艺参数对双辊薄带凝固组织区的影响

本文利用已有的数学模型^[7,8], 采用数值模拟的方法, 定量研究并预测不同凝固类型下工艺参数对薄带凝固组织区的影响. 关于本文所用的数学模型, 由于薄带的凝固类型与全凝固点位置存在对应关系, 薄带的凝固类型可根据熔池中心温度计算得到的全凝固点位置直接判断. 而在根据熔池中心温度计算确定全凝固点位置时, 不同薄带凝固类型采用的方法存在一定的差别: 薄带凝固类型为理想型时, 为了保证工艺参数变化时薄带凝固类型为理想型, 必须经过试算调整两铸辊最小间隙, 以确保全凝固点位于两铸辊最小间隙的中心处. 即在数学模型计算时, 两铸辊最小间隙是通过试算确定的. 而薄带凝固类型为轧制型或半固态型时, 因为不存在薄带凝固类型为理想型时那种限制, 两铸辊最小间隙为初始给定值.

确定了全凝固点的位置, 凝固结束时的薄带厚度也可同时得到. 图3表明, 对于不同的凝固类型, 凝固结束时薄带的厚度与薄带最终的厚度或两铸辊最小间隙存在一定的差别; 对于凝固类型为理想型或半固态型时, 凝固结束时的薄带厚度与最终薄带厚度或两铸辊最小间隙相等; 而对于凝固类型为轧制型时, 凝固结束时的薄带厚度大于最终薄带厚度或两铸辊最小间隙. 尽管在凝固类型为轧制型时存在这种差别, 但因为本文研究双辊薄带凝固组织区的形成, 特别是揭示等轴晶区的形成机理, 而这主要与凝固结束前的形核生长过程有关, 因此这种差别不影响本文的结果. 与此相类似, 由于凝固结束时柱状晶区的长度主要与凝固结束前的形核生长过程有关, 因此无论薄带为那种凝固类型, 凝固结束时薄带凝固组织中的柱状晶区长度均可通过柱状晶前沿在每个微观时间步长内沿薄带厚度方向移动的距离以及柱状枝晶生长方向与薄带表面垂直方向之间的角度直接计算出, 而不需考虑薄带形成后是否会受到铸辊的挤压作用.

当薄带凝固类型为理想型(图3a、4a和5a)或轧制型(图4b、5b和6b)时, 随着浇铸温度的升高或铸造速度的提高或熔池高度的下降, 凝固结束时的薄带厚度、等轴晶区厚度和柱状晶区厚度均呈减小的趋势. 虽然浇铸温度高或铸造速度大或熔池高度低会使得凝固壳与铸辊间热流加

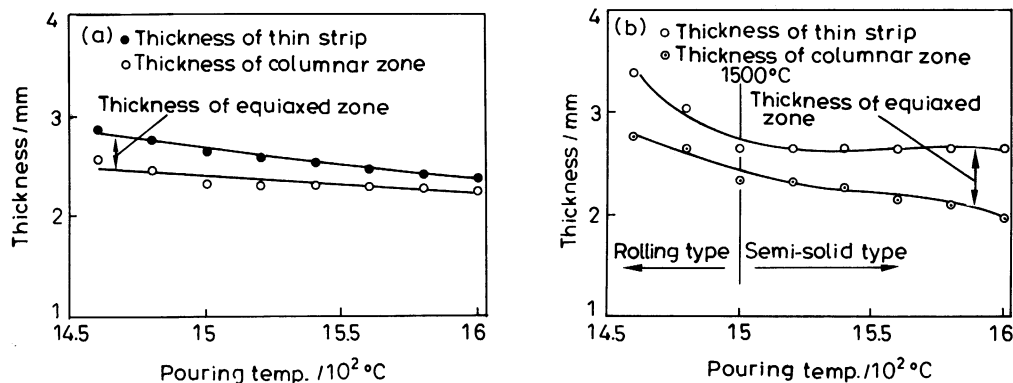


图3 浇注温度对凝固结束时的薄带厚度和柱状晶区厚度的影响

Fig.3 Influence of pouring temperature on the thickness of thin strip and columnar crystal zone under the condition of solidification ending (a) ideal type, (b) rolling and semi-solid type (casting velocity: 157 mm/s; molten pool height: 70 mm)

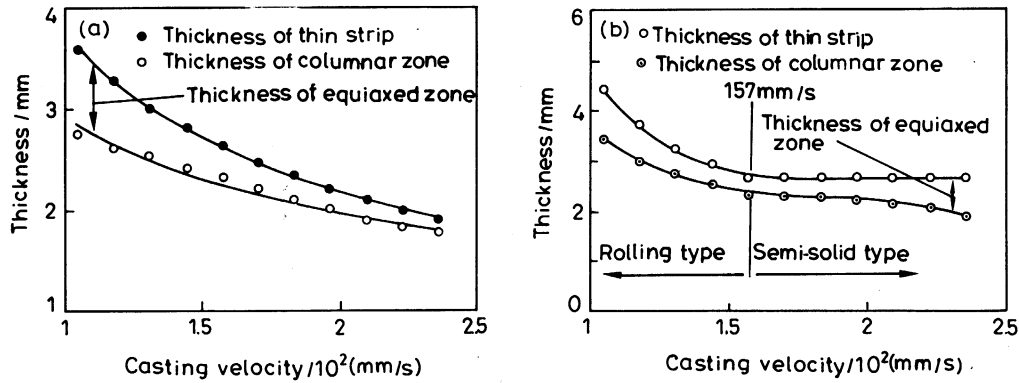


图 4 铸造速度对凝固结束时的薄带厚度和柱状晶区厚度的影响

Fig.4 Influence of casting velocity on the thickness of thin strip and columnar crystal zone under the condition of solidification ending (a) ideal type, (b) rolling and semi-solid type (pouring temperature: 1500 °C; molten pool height: 70 mm)

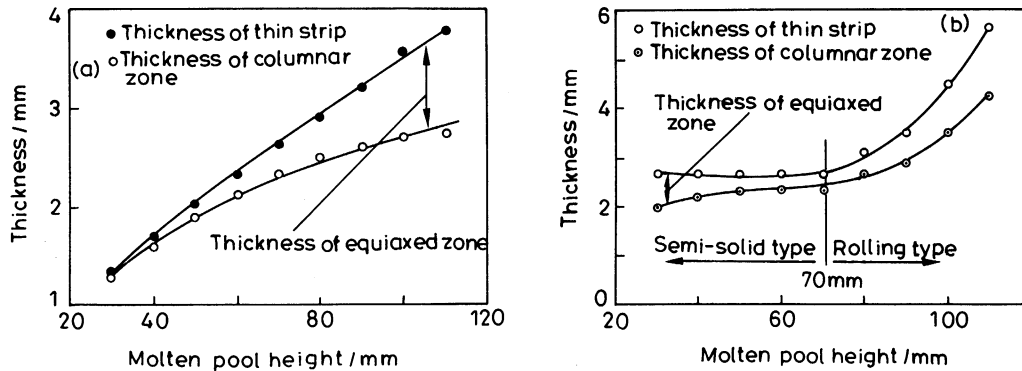


图 5 熔池高度对凝固结束时的薄带厚度和柱状晶区厚度的影响

Fig.5 Influence of molten pool height on the thickness of thin strip and columnar crystal zone under the condition of solidification ending (a) ideal type, (b) rolling and semi-solid type (pouring temperature: 1500 °C; casting velocity: 157 mm/s)

强, 凝固速率增大, 但由于凝固时间短, 随着浇铸温度升高或铸造速度增加或熔池高度减小, 凝固结束时的薄带厚度和柱状晶区厚度减小. 而凝固结束时的等轴晶区厚度减小则是浇铸温度高或铸造速度大或熔池高度低造成柱状晶生长前沿液相过冷区小, 不利于等轴晶的形核生长和凝固时间短所致; 当薄带凝固类型为半固态型 (图 3b、4b 和 5b) 时, 随着浇铸温度的升高或铸造速度的提高或熔池高度的下降, 凝固结束时的薄带厚度几乎保持不变, 柱状晶区的厚度减小, 等轴晶区的厚度增加. 主要原因是全凝固点已位于铸辊出口处下面, 此时薄带/空气界面换热系数远小于薄带/铸辊界面换热系数, 使冷却强度降低, 柱状晶前沿液相温度梯度和柱状晶尖端生长速率大大减小, 柱状晶生长前沿液相过冷区大. 这有利于等轴晶的形核和生长, 加快了柱状晶生长向

等轴晶生长的转变.

2.3 等轴晶区的形成机理

从浇铸温度、溶池高度和铸造速度对凝固结束时薄带凝固组织区影响的预测结果可以看到, 无论薄带属于哪种凝固类型, 薄带的凝固组织中均存在柱状晶区和等轴晶区. 将薄带连铸实验时的工艺参数代入数学模型计算的结果也表明: 与图 1 给出的薄带凝固组织相对应的凝固类型近似为理想型. 这说明双辊薄带凝固组织中的等轴晶区不但在凝固类型为半固态型时形成, 在凝固类型为轧制型或理想型时也可能形成.

依据经典凝固理论, 铸件凝固组织中等轴晶区的形成与悬浮在金属熔体中游离晶体的形成和长大以及晶体的沉积和聚集有关. 关于游离晶体的形成, 有人从熔体中形核和长大的观点出发已提出了本质过冷熔体成核、铸模壁附近激冷熔体中成核以及弯月液面下大量降下的游离晶体的成核等机理^[9,10]. 也有人从晶体增殖观点提出了从铸模壁附近晶体的分离和从枝晶的分离等机理^[9,10~12]. 根据已有的理论和本文的结果, 可以认为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带凝固组织中等轴晶区的形成与以下因素有关: (1) 熔池中悬浮游离晶体的沉积和聚集以及在枝晶生长前沿的长大; (2) 薄带离开二铸辊最小间隙(铸辊出口)后, 薄带/空气界面换热系数骤然降低抑制了柱状枝晶的生长, 并促使薄带中部未凝固熔体中游离晶体的择优长大.

3 结 论

1Cr18Ni9Ti 不锈钢双辊薄带凝固组织由柱状晶区和等轴晶区构成, 等轴晶区不但在凝固类型为半固态型时形成, 在凝固类型为轧制型或理想型时也能形成; 凝固组织中等轴晶区的形成与熔池中悬浮游离晶体的沉积、聚集以及在枝晶生长前沿的长大有关, 也与薄带离开二铸辊最小间隙(铸辊出口)后, 薄带/空气界面换热系数骤然降低抑制柱状枝晶的生长, 并促使薄带中部未凝固熔体中游离晶体的择优长大有关.

参 考 文 献

- 1 R.Cook, P.G.Grocock, P.M.Thomas, J. Mater. Proc. Tech., **55**, 76(1995)
- 2 C.Hendricks, MPT Int., **18**(3), 42(1995)
- 3 JIN Zhumei, HE Yicheng, XU Guangxie, Acta Metall Sinica, **36**(4), 391(2000)
(金珠梅, 赫冀成, 徐广携, 金属学报, **36**(4), 391(2000))
- 4 Miao Yu-chuan, Xu Jian-zhong, Wang Guo-dong, Liu Xiang-hua, J. Iron & Steel Res.Int., **10**(4), 23(2003)
- 5 T.Haga, S.Suzuki, J. Mater. Proc. Tech., **118**, 165(2001)
- 6 YU Jueqi, HUANG Hongwu, HUANG Guixiang, YIN Bangyao, Chinese Journal of Materials Research, **12**(6), 594(1998)
(虞觉奇, 黄洪武, 黄桂湘, 尹邦跃, 材料研究学报, **12**(6), 594(1998))
- 7 YANG Mingbo, PAN Fusheng, PENG Xiaodong, HOU Shidong, DING Peidao, Journal of Iron and Steel Research, **13**(4), 19(2001)
(杨明波, 潘复生, 彭晓东, 侯仕东, 丁培道, 钢铁研究学报, **13**(4), 19(2001))
- 8 YANG Mingbo, PAN Fusheng, PENG Xiaodong, HOU Shidong, DING Peidao, Journal of Iron and Steel Research, **13**(5), 30(2001)
(杨明波, 潘复生, 彭晓东, 侯仕东, 丁培道, 钢铁研究学报, **13**(5), 30(2001))
- 9 T.Mizoguchi, K.Miyazawa, ISIJ Int, **35**(6), 771(1995)
- 10 N.Zapuskalov, ISIJ Int., **39**(5), 463(1999)
- 11 M.C.Flemings, C.M.Adams, E.E.Hucke, H.F.Taylor, AFS Trans., **64**, 636(1956)
- 12 M.A.Cunha, G.W.Johnson, J. Mater. Sci., **25**, 2481(1990)
- 13 A.R.Büchner, J.W.Schmite, Steel Res., **63**(1), 7(1992)