

电磁离心 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的凝固组织与变形性能*

林 刚 杨院生 花福安 郭大勇 胡壮麒
(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要 采用电磁离心铸造方法制备了 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯. 在电磁搅拌作用下, 管坯铸态微观组织被细化, 一次枝晶间距为 40 μm , 与普通离心铸造相比减小 70%; 管坯的室温屈服强度为 274 MPa、延伸率为 77%, 分别比普通离心铸造管坯提高 23% 和 28%. 实验结果表明: 电磁离心铸造可明显提高管坯的塑性加工性能, 利用电磁离心管坯可直接进行冷轧 1Cr18Ni9Ti 不锈钢无缝薄壁管, 实验得到的最大减薄率大于 91.4%.

关键词 电磁离心铸造, 不锈钢, 冷轧, 一次枝晶间距, 塑性加工性能

中图分类号 TG249.4, TG113.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)12-1233-05

SOLIDIFICATION MICROSTRUCTURE AND DEFORMATION OF STAINLESS STEEL 1Cr18Ni9Ti CAST BY ELECTROMAGNETIC CENTRIFUGAL CASTING

LIN Gang, YANG Yuansheng, HUA Fu'an, GUO Dayong, HU Zhuangqi
Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: YANG Yuansheng, professor, Tel: (024)23971728, E-mail: ysyang@imr.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.59995444)

Manuscript received 2003-01-27, in revised form 2003-04-30

ABSTRACT 1Cr18Ni9Ti stainless steel tube blanks were produced by electromagnetic centrifugal casting. It was found that the as-cast microstructure of the blanks was refined due to electromagnetic stirring (EMS). Comparing with the tubes made by ordinary centrifugal casting, the prime dendrite arm space (40 μm) is decreased by 70%; the yield strength is 274 MPa with a 23% improvement; and the elongation ratio (77%) is improved by 28%. The plastic deformation ability of the tubes was greatly improved by electromagnetic centrifugal casting. Thin-wall tubes of 1Cr18Ni9Ti stainless steel can be cold rolled from the as-cast blanks. The maximum reduction ratio of the tube wall is larger than 91.4% in this experiment.

KEY WORDS electromagnetic centrifugal casting, stainless steel, cold rolling, prime dendrite arm space, plastic deformation ability

用传统模铸-轧制(冷拔)工艺生产无缝管材的关键工序是管坯的制备,管坯费用约占生产成本的 70% 以上. 对于合金化很高的金属材料,由于变形抗力大,热塑性差等原因,对设备要求高,而且毛管质量差、管坯制备效率低、成品率低、消耗大^[1,2]. 电磁离心铸造是一种新的制管技术,在对 25Cr-20Ni-Fe-C 耐热合金和 Hastelloy C 耐热合金的研究中发现,它除了具有细化凝固组织提高铸管强度的优点,还明显提高了铸管的塑性^[3-5]. 此外,它可以减少工序,提高材料的利用率和成品率,降低生产成

本,并有效地提高铸件的力学性能,为管坯进一步深加工创造良好塑性条件. 因此,很有必要研究电磁离心凝固组织的变形性能. 本文应用电磁离心工艺制备出 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯,并对其进行轧制加工,分析了离心力和电磁力复合场对 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯铸态组织、力学性能、轧制组织及变形性能的影响.

1 实验方法

实验设备如图 1. 把 1Cr18Ni9Ti 不锈钢母合金加热重熔,温度稳定到 1600 $^{\circ}\text{C}$ 时保持数分钟. 电磁离心模具预热到 500 $^{\circ}\text{C}$, 浇道预热到一定温度,离心机转速为 2400 r/min,重熔和浇注整个过程采用氩气保护. 电磁场励磁线圈电流强度分别为 0, 6, 9, 12, 15A. 管坯经固溶处理(加热到 1100 $^{\circ}\text{C}$, 保温 40 min 后水冷),取管坯中部制备金相组织,进行组织分析,截取拉伸试样,测量其

* 国家自然科学基金资助项目 59995444

收到初稿日期: 2003-01-27, 收到修改稿日期: 2003-04-30

作者简介: 林 刚, 男, 1975 年生, 博士生

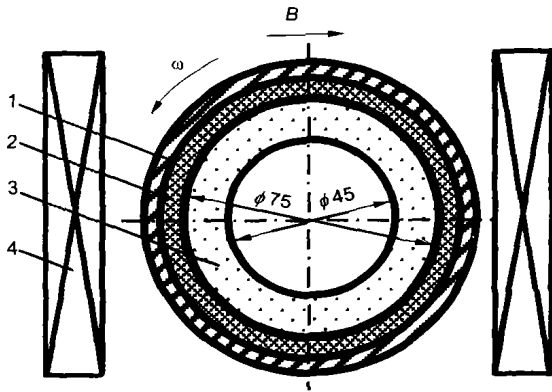


图1 电磁离心铸造装置示意图

Fig.1 Schematic representation of electromagnetic centrifugal casting

1—Steel mold, 2—Graphite mold, 3—Liquid metal, 4—Coil

力学性能。

把固溶处理后的管坯内外径用车床车去氧化皮和表面铸造缺陷, 所得管坯内径为 58 mm, 长为 80 mm, 分别有 5.2 和 3.5 mm 两种壁厚。再用 LG 周期轧机进行冷轧, 管坯轧制到一定程度后, 进行再结晶退火处理 (加热到 950 °C, 保温 30 min 后水冷), 再进行第二次轧制。分别对第一次轧制后和再结晶退火后管坯取样, 进行金相分析。

2 实验结果与分析

2.1 电磁离心铸造对铸态组织的影响

图 2 是在不同磁场强度下电磁离心铸造得到的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢铸态组织。不加电磁场时, 管坯外层奥氏体晶粒粗大, 一次枝晶间距较宽 (图 2a)。随着磁场励磁电流增加即电磁场强度增大, 管坯外层奥氏体晶粒逐渐变小, 一次枝晶和二次枝晶间距减小 (图 2b, c), 一次枝晶间距为 40 μm, 与普通离心铸造相比减小 70%。不加电磁场时, 管坯内层奥氏体也多为粗大的柱状晶, 很少有等轴晶 (图 2d)。加大电磁场强度, 内层奥氏体变得细小, 多为等轴晶 (图 2e, f)。由于熔体在水平磁场中旋转不但受到离心力的作用, 而且受到电磁力的作用^[6], 电磁力迫使液相金属相对凝固界面前沿流动形成电磁搅拌, 从枝晶臂上冲刷下来的晶核增多, 造成晶粒繁殖, 促使管坯内层等轴晶的发展 (图 2e, f)。如果没有电磁场作用, 柱状晶将沿整个壁厚方向由外向内生长, 管坯的外、内层均为较粗大的柱状晶 (图 2a, d)。此外, 液相流动影响固液界面前沿温度场与溶质的重新分布, 有利于热量的传输, 加快了凝固速度, 从而也起到细化凝固组织的作用。

一次枝晶间距 λ_1 和二次枝晶间距 λ_2 与温度梯度和凝固速度的关系如下式^[7]

$$\lambda_1 = 4.3\Delta T'^{\frac{1}{2}} \left(\frac{D_L \Gamma}{\Delta T_0 K} \right)^{\frac{1}{4}} R^{-\frac{1}{4}} G_{TL}^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

$$\lambda_2 = \beta(G_{TL} R)^{-\frac{1}{3}} \quad (2)$$

其中, $\Delta T'$ 为枝晶尖端温度与非平衡固相线温度之差, K 为溶质分配因数, R 为枝晶生长速度, G_{TL} 为液相温度梯度, Γ 为 Gibbs-Thomson 数, D_L 为液相溶质扩散系数, ΔT_0 为平衡凝固温度区间, β 为和合金成分有关的常数。由上式可知, 在一定条件下, 凝固速度加快, 一次枝晶间距和二次枝晶间距减小。由此可得出在电磁离心铸造时, 电磁搅拌加快了凝固速度 R , 因而缩减了管坯一次枝晶间距 λ_1 和二次枝晶间距 λ_2 (图 2a—c)。

由上述分析可知, 电磁离心铸造通过电磁搅拌细化合金组织, 这种方法与其它细化方法相比, 电磁搅拌细化有独特的优越性, 可以避免采用细化剂细化凝固组织所造成的对金属熔液的污染。另外, 电磁搅拌的强弱可以通过调节磁场励磁电流进行控制, 方便地控制电磁离心凝固组织的细化。

2.2 电磁离心铸造对 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯力学性能的影响

图 3 为在电磁离心铸造 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯的屈服强度和塑性与磁场励磁电流的关系。从中可以看出, 在励磁电流小于 12 A 时, 塑性和屈服强度随励磁电流增加而增加, 当励磁电流为 12 A 左右时达到最大值, 屈服强度为 274 MPa, 与普通离心铸造相比提高 23%; 延伸率为 77%, 与普通离心铸造相比提高 28%。可以解释为: 随着电磁场强度的增强, 电磁搅拌作用增大, 管坯铸态组织随之细化, 从而提高了管坯力学性能。一次枝晶间距对铸件的力学性能具有很大的影响, 服从屈服强度与晶粒直径的关系式^[8]

$$\sigma_s = \sigma_0 + m d^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

其中, σ_s 为屈服强度, σ_0 为相当于单晶体金属的屈服强度的常数, d 为多晶体中晶粒直径, m 为表征晶界对强度影响程度的常数。在管坯外层, 几乎全为柱状晶, 可以近似地把一次枝晶间距看作晶粒直径, 即 $d \approx \lambda_1$, 将式 (1) 代入式 (3) 得

$$\sigma_s \approx \sigma_0 + 0.23m\Delta T'^{-\frac{1}{4}} \left(\frac{D_L \Gamma}{\Delta T_0 K} \right)^{-\frac{1}{8}} R^{\frac{1}{8}} G_{TL}^{\frac{1}{4}} \quad (4)$$

由式 (4) 可知, 在一定条件下, 凝固速度增大, 铸件屈服强度随之增大。因而可以得出在电磁离心铸造时, 电磁搅拌促进了熔体热量传输, 加快了凝固速度 R , 因此提高了管坯的屈服强度 σ_s , 即管坯的屈服强度随着凝固速度的增大而提高 (图 3a)。

凝固速度的加快缩小了管坯一次枝晶和二次枝晶间距, 使管坯屈服强度提高, 同时也明显改善管坯的塑性 (图 3b)。这是因为随着一次枝晶和二次枝晶间距的减小,

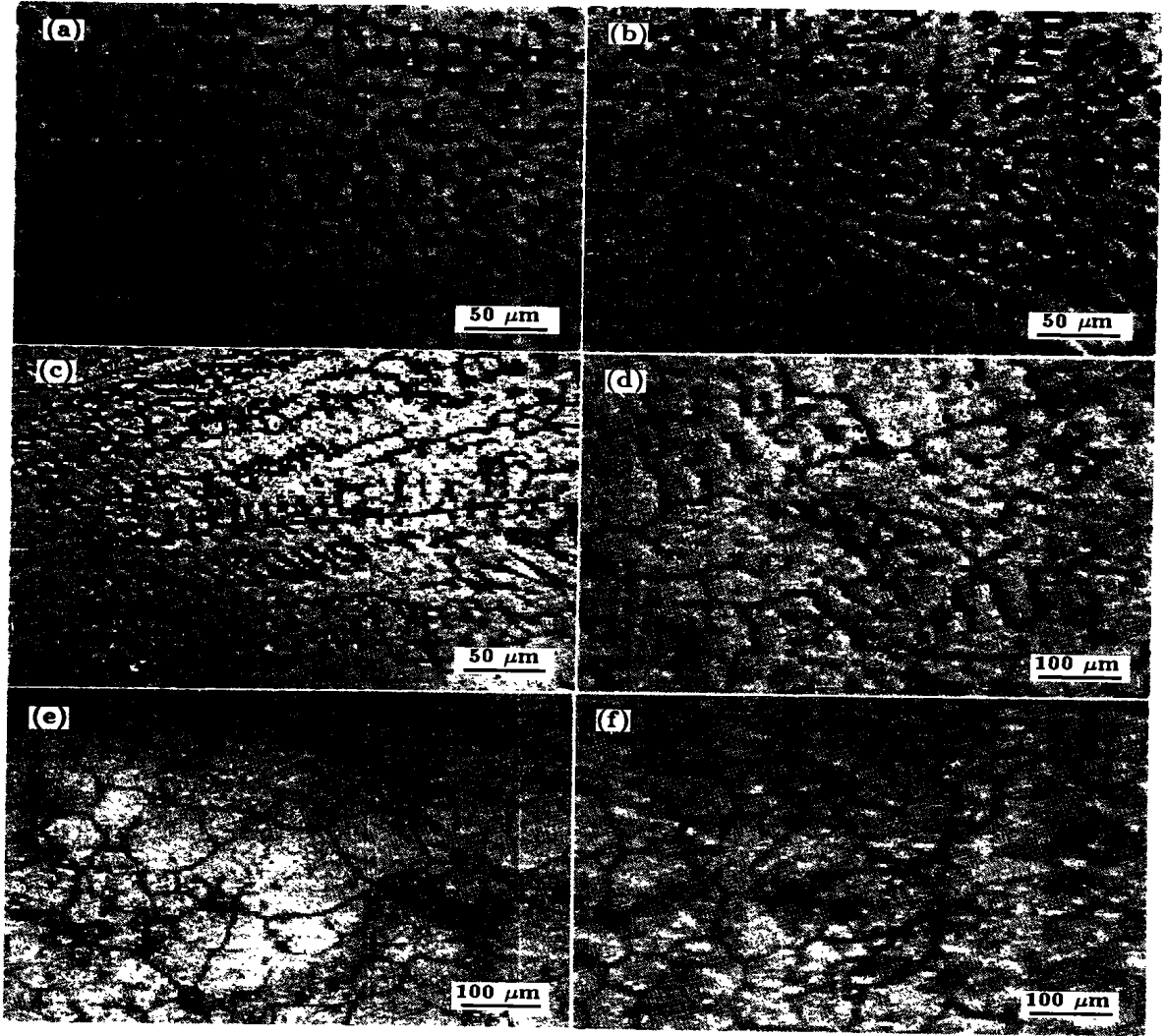


图 2 电磁离心凝固 1Cr18Ni9Ti 铸态组织

Fig.2 Microstructures of electromagnetic centrifugal casting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel; outer (a, b, c) and inner (d, e, f) parts respectively; exciting currents: 0 A (a, d) , 6 A (b, e), 12 A (c, f)

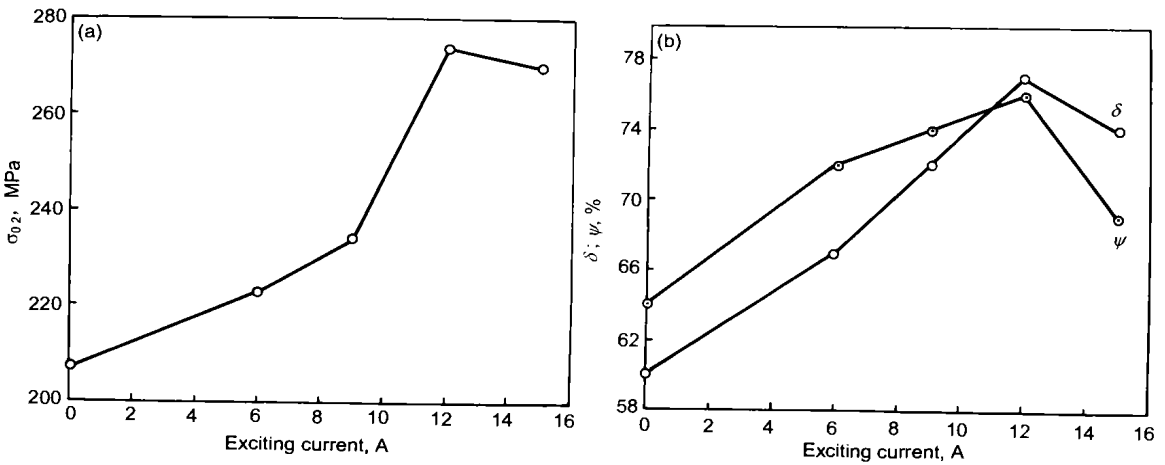


图 3 管坯力学性能与励磁电流的关系

Fig.3 Relationships between mechanical properties of the tubes and exciting current
(a) yielding strength (b) plasticity

管坯的组织随之细化, 晶内偏析、缩松及夹杂的成分趋于均匀, 并有大量均匀细小的等轴晶生成. 冷变形条件下, 金属及合金的塑性变形主要是晶内变形, 晶间变形只起到次要作用, 从变形机理来说, 是滑移和孪生. 电磁离心铸造 1Cr18Ni9Ti 不锈钢随着电磁场强度增加, 枝晶细化, 组织成分均匀, 塑性变形时晶粒相互协调性好, 有利于提高金属的塑性. 而对未加电磁场的管坯, 由于其树枝晶发达, 晶粒粗大, 所以塑性差. 因此可以得出, 电磁离心铸造时, 由于电磁搅拌的作用提高了凝固速度, 使管坯铸态组织细化, 晶内成分均匀, 因此提高了管坯的塑性.

但是, 当励磁电流超过 12 A 时, 管坯的力学性能随之下降. 这可能是由于电磁力的强烈搅拌作用, 使熔体发生激烈的运动, 这种激烈运动减弱了凝固后期的“补缩”作用, 造成铸件中出现“缩松”缺陷, 从而降低铸件的力学性能. 实验发现, 如果提高凝固速度, 能够弥补由于电磁搅拌所带来的铸造缺陷. 文献 [9] 中研究了冷却速度对 Al-Si 合金电磁离心铸造组织的影响, 发现加快金属熔液的冷却速度时, 凝固管坯的等轴晶与柱状晶都较细, 这是由于过冷度的增加提高了形核率, 尤其是内层的等轴晶粒是在电磁搅拌和增加过冷度双重作用下引起的晶体增殖基础上形成的, 所以晶粒细化效果显著, 铸造缺陷也相应减少.

2.3 电磁离心 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯冷轧性能及轧制后组织分析

为了验证电磁离心铸造 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯是否可以用来生产无缝钢管, 利用 LG 周期轧机对管坯进行了冷轧, 轧制结果列于表 1. 第一次轧制后经再结晶退火处理.

从表 1 中可以看出, 利用电磁离心铸造制备的管坯具有优异的轧制变形能力, 最大变形量可达 91.4%, 壁厚可达 0.3 mm, 明显优于普通离心铸造管坯. 第一次轧制后, 未加电磁场管坯前端已出现裂纹, 说明已达到最大变形量, 加电磁场的管坯则没有出现裂纹, 其最大变形量明显大于未加电磁场的管坯. 第二次轧制, 管坯最大减薄量随励磁电流的增加而增大, 励磁电流为 12 A 的管坯减薄

量最大, 超过 91.4% 还未开裂, 远大于未加电磁场管坯 56.5% 的减薄量.

图 4 是在不同电磁场强度下管坯轧制组织. 在轧制过程中, 管坯受到径向的挤压力作用, 晶粒发生明显的压缩变形. 未加电磁场时, 管坯晶粒粗大, 相互协调性差, 其变形不均匀 (图 4a). 随着电磁场强度的增加, 管坯晶粒逐渐细小均匀, 相互协调性好, 从而其变形逐渐趋于均匀 (图 4b, c), 因此管坯变形能力提高. 图 5 是管坯第一次轧制后晶粒尺寸与电磁场强度的关系. 从图 5 中可以看出, 再结晶退火前晶粒直径相对较小、力学性能相对较高的管坯, 退火以后晶粒直径也相对减小, 力学性能也相对提高, 可加工塑性变形能力增大. 因此可得出, 电磁搅拌不但可以细化铸态组织, 优化管坯的力学性能, 而且可以遗传到以后的塑性加工中, 提高了管材的深加工能力.

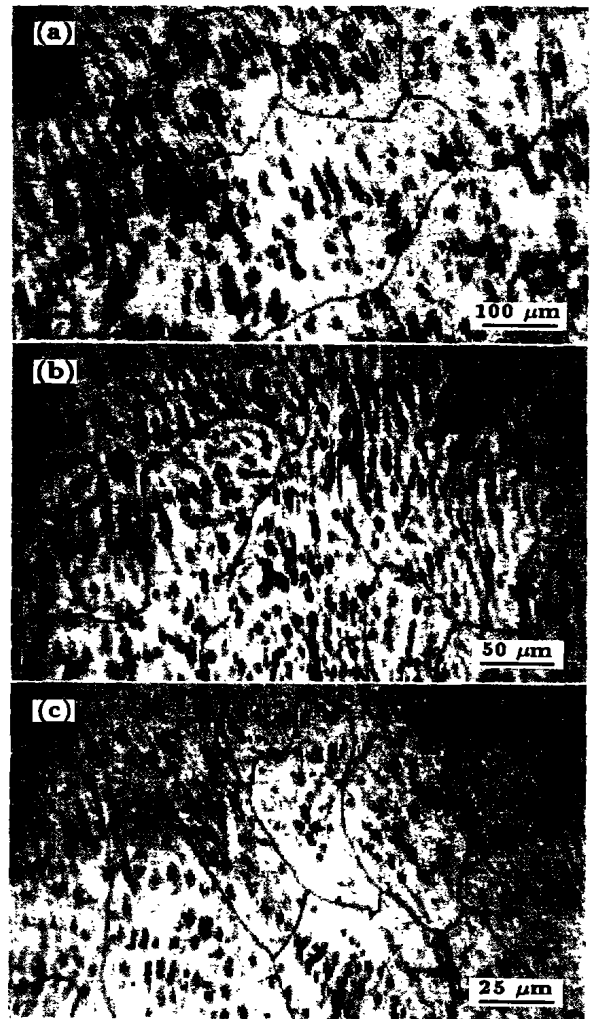


图 4 电磁离心凝固 1Cr18Ni9Ti 轧制组织 (挤压方向沿纸面由右向左)
 Fig.4 Rolling microstructures of electromagnetic centrifugal casting of tubes (Rolling direction from right to left along the page)
 exciting current: (a) 0 A; (b) 9 A; (c) 12 A

表 1 电磁离心铸造 1Cr18Ni9Ti 管坯轧制实验数据
 Table 1 Data of the rolling experiments of the 1Cr18Ni9Ti tubes cast by electromagnetic centrifugal casting

Exciting current	Tube wall thickness <i>t</i>	First (Second) rolling	
		<i>t</i> ₁ (<i>t</i> ₂)	Reduction ratio <i>R</i> ₁ (<i>R</i> ₂), %
0	3.47	1.50	56.5
6	5.20	2.30 (1.00)	55.8 (80.7)
9	3.51	1.50 (0.50)	57.2 (85.7)
12	3.50	1.50 (0.30)	57.1 (91.4)
15	5.25	2.30 (0.50)	55.7 (90.0)

Note: reduction ratio $R_1 = (t - t_1)/t$, $R_2 = (t - t_2)/t$;
 crack occurring only when current to be 0A

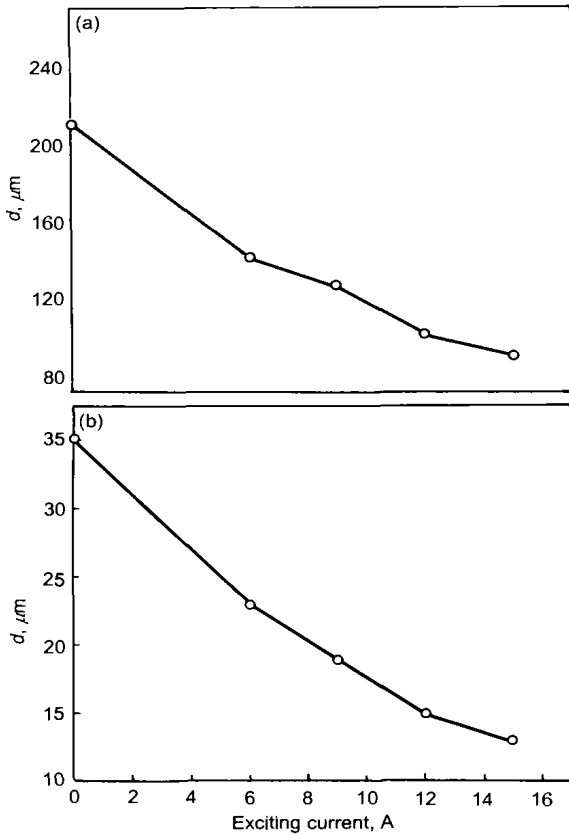


图 5 管坯第一次轧制后平均晶粒直径与励磁电流的关系
 Fig.5 Relationships between average diameter of grains of the tube and exciting current after first rolling
 (a) before annealing (b) after annealing

3 结论

(1) 电磁离心铸造可以明显细化 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的铸态组织, 降低一次枝晶和二次枝晶间距, 并显著提高管坯的力学性能.

(2) 得出了在管坯外层屈服强度与凝固速度的关系式, 由于电磁搅拌作用, 促使凝固速度增加, 凝固组织细化, 管坯的屈服强度提高, 塑性明显改善.

(3) 电磁离心铸造不但可以细化铸件铸态组织, 优化管坯的力学性能, 而且可以遗传到以后的塑性加工中, 提高管材的深加工能力.

(4) 利用电磁离心工艺制备的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管坯可以直接冷轧生产无缝管材, 并明显地提高管材的塑性加工能力, 为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管材生产开辟了一条新的工艺途径.

对张宇男高级工程师、程根发和周全博士生在本文工作中给予的帮助表示衷心感谢.

参考文献

- [1] Zhong Q X, Yan S X. *Steel Pipe*, 2002; 31(5): 1
(钟倩霞, 严圣祥. 钢管, 2002; 31(5): 1)
- [2] Zhou Z H. *Steel Pipe*, 2000; 29(6): 1
(邹子和. 钢管, 2000; 29(6): 1)
- [3] Yang Y S, Jiao Y N, Hu Z Q. *ISIJ Int*, 1995; 35(4): 389
- [4] Yang Y S, Hu Z Q. *Z Metallkd*, 2000; 91(4): 280
- [5] Guo M H, Yang Y S, Hua F A, Guo D Y, He Y L, Hu Z Q. *Mater Eng*, 2002; (9): 7
(郭明虎, 杨院生, 花福安, 郭大勇, 贺幼良, 胡壮麒. 材料工程, 2002; (9): 7)
- [6] Yang Y S, Liu Q M, Jiao Y N, Ge Y L, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 1995; 30(5): 208
(杨院生, 刘清民, 焦育宁, 葛云龙, 胡壮麒. 金属学报, 1995; 30(5): 208)
- [7] Kurz W, Fisher D J. *Acta Metall*, 1981; 29(3): 11
- [8] Cui Z Q. *Metallurgy and Heat Treat*. Beijing: Machinery Industry Press, 1988: 180
(崔忠圻. 金属学与热处理. 北京: 机械工业出版社, 1988: 180)
- [9] Zhang W Q, Yang Y S, Liu Q M, Zhu Y F, Zhang Q S, Hu Z Q. *Mater Sci Technol*, 1998; 14: 306