

26Cr2Ni4MoV 钢组织遗传与晶粒细化工艺的研究

燕山大学材料工程系(秦皇岛066004) 景 勤 牟 军 康大韬

【摘要】 研究了低温预处理对26Cr2Ni4MoV 钢组织遗传性的影响,提出了低温细化处理工艺。研究结果表明,650 °C 回火和770 °C 退火,均可通过减少残留奥氏体薄膜数量和使 α 相再结晶的方式细化奥氏体晶粒。
关键词: 组织遗传 晶粒细化 针形奥氏体

Study on Structure Heredity and Grains Refining of Steel 26Cr2Ni4MoV

Jing Q in, Mou Jun, Kang Datao

【Abstract】 The effect of low temperature pretreatment on structure heredity of steel 26Cr2Ni4MoV was studied. It was found that both 650 °C tempering and 770 °C annealing can refine coarse austenitic grains of the steel by reducing the amount of residual austenite and making α phase recrystallize.
Key words: structure heredity, grain refining, needle-like austenite

26Cr2Ni4MoV 钢主要用于制造单机容量200MW 以上大型发电机转子。这种钢淬透性高,强韧性好,冷热加工工艺性也很好。但是,由于具有强烈的组织遗传,在锻造过程中产生的粗大奥氏体晶粒难于细化,导致钢的冲击韧度明显降低和50% FATT 大大升高,并使锻件在超声探伤时声波信号迅速衰减,以至无法对转子内部质量做出判断。传统工艺采用多次高温正火细化该钢的粗大奥氏体晶粒,不但生产周期长,能源消耗大,而且细化效果不佳。传统工艺的理论基础是钢的不平衡组织加热至高温时的相变硬化再结晶^[1]和不平衡组织加热穿过临界区时沿粗大奥氏体晶界生成球形奥氏体^[2]。本文从抑制针形奥氏体的形成与扩展,切断组织遗传^[3]的途径出发,探讨低温预处理对26Cr2Ni4MoV 钢粗大奥氏体晶粒细化效果的影响。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

试验材料取自第一重型机器厂300MW 发电机转子锻件中心孔套料棒,其化学成分如表1所示。试验材

料直接加工成尺寸为12mm × 12mm × 15mm 的金相试样和尺寸为12mm × 12mm × 55mm 的冲击试样坯料。

1.2 预处理工艺

全部试样首先经1250 °C × 1.5h 粗化处理,出炉后转入低温炉中进行350 °C × 10h 贝氏体化处理,使之获得粗大奥氏体晶粒和针片状下贝氏体组织,以模拟大型转子锻件的锻后组织状况。然后再对经上述处理的试样分别进行650 °C × 20h 或770 °C × 10h 的预处理,最后进行850 °C × 10h 最终处理,并检验其奥氏体晶粒度变化情况。为模拟大型转子锻件心部的加热过程,试样在670 °C 以上温度的加热速度采用5 °C/h,加热保温后的冷却方式采用随炉冷却。850 °C 加热保温后一律采用空冷,以利于奥氏体晶粒的直接显示。表2给出了各种处理工艺的代号。

1.3 试验方法

系列冲击试验按JB/ZQ 6117-87的规定进行。0 °C 温度由冰水获得,0 °C 以下温度由液氮乙醇混合液获得。

表1 试验材料的化学成分 w (%)

元 素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
含 量	0.24	0.04	0.26	0.0125	0.006	1.57	3.47	0.39	0.088

用H-800透射电镜观察试样的电镜组织,用D/MAX-YB 型X 射线衍射仪测定残留奥氏体量。

2 试验结果

经上述各种处理后试样的奥氏体晶粒度测定结果如表3所示。经A + B + C + D + E 并经650 °C × 10h 正常回火处理的冲击试样的系列冲击试验的结果为:

表2 各种处理工艺的代号

代号	A	B	C	D	E
处理工艺	粗化 1250 × 1.5h	贝氏体化 350 × 10h	高温回火 650 × 20h	低温退火 770 × 10h	淬 火 850 × 10h

景勤: 男, 39岁, 工学硕士, 讲师, 主要研究方向为大锻件热处理和不锈钢金属学。本文为国家“八五”攻关项目85-302-04-01的部分工作。收稿日期: 1996年11月19日。

表3 经不同工艺处理后试样的奥氏体晶粒度

序号	1	2	3	4	5
处理工艺	A + B	A + B + E	A + B + C + E	A + B + D + E	A + B + C + D + E
晶粒度级别	- 1	- 1	2~ 4	3~ 4	5~ 6

50% FA TT 值为- 80 ,两个室温冲击试样的冲击吸收功分别为263N·m 和237N·m。

3 分析讨论

由表3可以看出: 26Cr2Ni4MoV 钢具有很强的组织遗传性。以粗大的非平衡组织状态加热奥氏体化时,获得的仍是粗大的奥氏体组织。为使淬火加热时获得细小的奥氏体组织,必须对原组织进行细化处理。若在淬火加热之前进行一次高温回火处理(工艺3)或临界区退火处理(工艺4),则可使在随后的淬火加热过程中获得明显的晶粒细化效果。若两者迭加使用(工艺5),不仅可取得满意的奥氏体晶粒细化效果,而且可获得满意的冲击韧度值和50% FA TT 值。由于这样的预处理温度较低,对于直径(1~ 2.5)m,单重达(80~ 150)t 加热时升温速度很慢的大件热处理而言,必将大量节约能源和缩短生产周期,并可明显简化大型转子锻件的奥氏体晶粒细化处理工艺。

大型转子锻件粗大奥氏体晶粒的传统细化工艺皆采用多次高温正火工艺^[4,5,6]。其理论基础是:(1)针状 α 相在转变成针状 γ 相时产生相变硬化,并导致奥氏体的高温再结晶^[1];(2)针状 α 相在加热穿过临界区时沿粗大奥氏体晶界生成部分球形奥氏体,从而产生一定的细化作用^[2]。这两者中,前者很难掌握,后者的作用是主要的,所以只有通过多次正火才能获得比较满意的细化效果。

G. Y. Lai 等发现4340钢经高温淬火后,在马氏体板条之间有连续的残留奥氏体薄膜存在,厚度为10~ 20nm (100~ 200 Å)^[7]。经透射电镜研究,我们在26Cr2Ni4MoV 钢等温淬火试样中也观察到了残留奥氏体薄膜的存在,如图1所示,图中的 α/γ 两相的取向关系符合K-S 关系。这些残留奥氏体薄膜极为稳定,只有在大于600 × 1000s 加热后的冷却中才可发生少许分解^[6]。十分明显,在普通的淬火加热中,这些残留奥氏体将成为针形奥氏体的既有晶核,与之保持共格联系的 α 相将成为针状奥氏体迅速生成的广阔空间,使得针状奥氏体在刚刚超过 A_{c1} 温度后便迅速生成和长大,并在彼此相遇时合并成与原奥氏体晶粒尺寸、形状和位向完全相同的粗大奥氏体晶粒,使钢的粗大奥氏体晶粒发生遗传。

X 射线衍射和透射电镜分析结果(表4)表明,经一

次高温回火或临界区退火后26Cr2Ni4MoV 钢中残留奥氏体量都明显减少。而且经透射电镜观察, α 相的回复再结晶过程已大量进行。显然,残留奥氏体薄膜的减少将使得再加热时针状奥氏体的形核率大大减少; α 相的回复和再结晶将破坏残留奥氏体薄膜与 α 相间的共格联系和取向关系,从而使针形奥氏体难于长大。这两种作用的迭加必将极大地减少和削弱针形奥氏体的

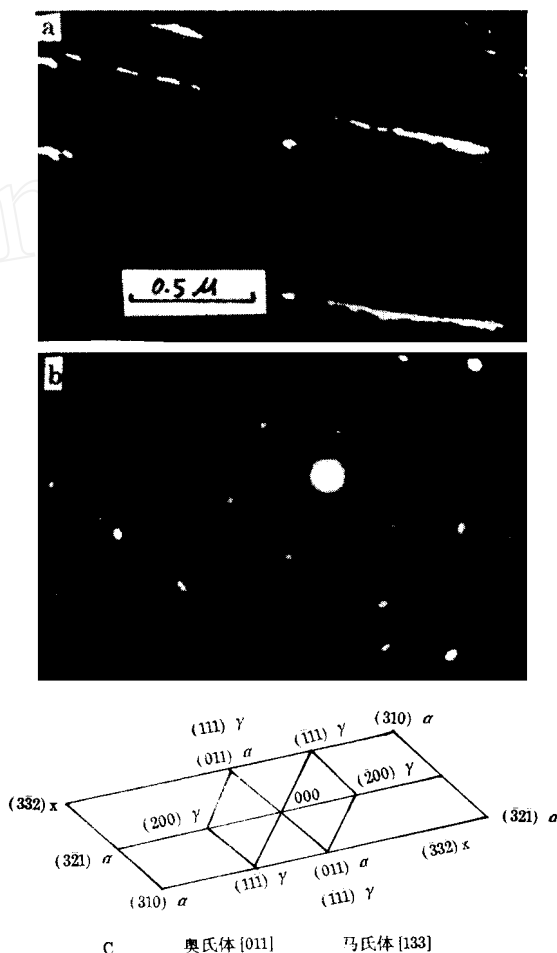


图1 粗化贝氏体化试样中残留奥氏体的电镜像
a. 暗场像 b. 衍射花样 c. 衍射花样标定

表4 高温回火和临界区退火对残留奥氏体薄膜的影响

序号	处理状态	任意30个视野中 出现残留奥氏体 的频率	衍射仪测定的 残留奥氏体量 (%)
1	A + B	16/30	2.87
2	A + B + C	10/30	0.88
3	A + B + D	11/30	2.18

(下转第31页)

表2 定量金相分析结果(体积分数)(%)

工艺规范	F _未	F _先	F _{M-A}	A	$\frac{A}{M-A}$	M
760 水冷	58					42
760 空冷	58	1	59	11.7	< 0.5	
800 水冷	23					77
800 空冷	23	31.4	54.4	16.4	< 0.5	< 3
820 空冷		50.8	50.8	21.7	6.6	30.4
850 空冷		44.7	44.7	32.2		14.2 8.3
950 空冷		43.1	43.1	29.2		15

F_未—未溶铁素体, F_先—先析铁素体
组织, 其最高热加工温度不应超过800 。当水冷强度不足时应延长热加工时间以增加碳化物的溶解和成分均匀化, 从而提高强度。当空冷强度不足时, 除了考虑延长热加工时间外, 一个重要的工艺途径是增加空冷时的冷却速度。

5 结论

(上接第27页)

从随炉退火的 ϕ_{5mm} 的45、GCr15和60SMnA 钢取样分析的结果是: 用肉眼观察不到氧化皮。用金相法测得的脱碳层深度都在0.02mm 以下, 约40% 的样品在0.01mm 以下。用显微硬度、扫描电镜分析结果基本上与金相分析相吻合。

4 结论

(1) 由于城市煤气成分复杂、波动大以及压力经

(1) 连铸JW 船体钢板热加工水冷时的强韧性主要取决于未溶铁素体和马氏体的相对量、碳化物的溶解状况及马氏体的合金化程度。

(2) 连铸JW 船体钢板热加工空冷时的强韧性主要取决于未溶铁素体、先析铁素体和中温转变产物的相对量以及粒状贝氏体在中温转变产物中的数量和M - A 岛的性质。碳化物的溶解情况及混晶程度对强韧性也有影响。

(3) 连铸JW 船体钢板820 左右热加工时其组织和性能较差, 综合考虑, 应将热加工温度控制在800 以下。当强韧性不足时, 应降低热加工温度, 适当延长加热时间或加快冷却速度。

(4) 连铸JW 船体钢板成分偏析所形成的条带状组织, 易导致热加工后组织和成分不均匀及条块状马氏体转变, 其对强韧性均有影响。

参考资料

1 马鸣图, 吴宝榕. 双相钢—物理和力学冶金. 北京: 冶金工业出版社, 1988
2 徐祖耀, 刘世楷. 贝氏体相变与贝氏体. 北京: 科学出版社

常变化等原因, 使制备可控的氮基气氛带来一定的困难, 但是通过严密的设备设计和制造以及正确的工艺规范可以克服这些困难。

(2) 用城市煤气制备N₂-CO-H₂氮基气氛是一种较为经济、方便和产气量大的方法, 适用于结构钢、工具钢、轴承钢等钢材的光亮或光洁热处理。

参考文献

1 许仁麟, 张兴祖 上海金属, 1984(3): 47

(上接第14页)

作用, 组织遗传赖以存在的基础被破坏和消除了。所以再次加热奥氏体化时, 奥氏体晶粒被明显地细化了。

4 结论

(1) 26Cr2Ni4MoV 钢具有强烈的组织遗传性, 经650 × 20h 或770 × 10h 预处理均可使其组织遗传性遭到破坏, 两者迭加使用可获得更佳的细化效果。

(2) 26Cr2Ni4MoV 钢非平衡组织中的残留奥氏体薄膜对该钢的组织遗传与晶粒细化过程有着极为重要的影响。

参 考 文 献

1 . . . , 1973
2 张信. 26Cr2Ni4Mo 钢组织遗传的研究. 东北重型机械学院硕士学位论文, 1983
3 Law N C. et al. Met. Transaction A , 1980, 11A: 33~ 46
4 东北重型机械学院, 第一重型机器厂. 大锻件热处理. 北京: 机械工业出版社, 1974
5 Kawaguchi S. et al. Forgings from gigant ingot with 3550mm diameter and 400 metric ton weight. Paper of the 6th International Forge Masters Conference, Cherry Hill (U.S.A.), 1972
6 Lai G Y. et al. Met. Transaction, 1974, 5(7): 1663~ 1670