

S31803 双相钢锻件热加工生产控制要点

(本文主要针对管板的生产特点编写)

工作令号：

委外制造方：

用户：

材料： UNS31803 (等效 A182 F51)

锻件 (图号) 名称、 (精加工) 尺寸、数量：

上管板 $^{OD}1030, ^H75 \times 1 \sim 0.9t/p$

上管板 $^{OD}1460, ^H105 \times 1 \sim 1.53t/p$

下管板 $^{OD}1460, ^H105 \times 1 \sim 1.53t/p$

其余小锻件若干

主要技术要求：(订货文件《尿素用双相钢技术要求》：A4 - 18005 - S31803)

1 化学成分(按《尿素用双相钢技术要求》，方法按 GB/T 223)

C 0.03 Cr:21.00 ~ 23.00 Ni:4.50 ~ 6.50 Mo:2.50 ~ 3.50 Si 1.00 Mn 2.00
P 0.030 S 0.020 N:0.12 ~ 0.20

2 金相(按《尿素用双相钢技术要求》和用户 12 月 28 日“补充技术条件”，方法按 ASTM E562)

交货状态下按计点法检测时的铁素体含量 40 % ~ 60 %，材料形成的金相组织应为均相的铁素体和铁素体所包围的岛状奥氏体组织。且不允许有 相、 相、 相等有害金属相(这些相的简要解释见后) 析出。

3 性能(按管板图纸“04002 - E501 - 02”规定的 A182 中要求，方法按 GB/T 228)

σ_b 620 Mpa $\sigma_{0.2}$ 450 Mpa δ_4 25 % δ_5 45 %

(报出硬度值,方法按 GB/T231)

4 探伤(按用户 12 月 28 日“补充技术条件”，方法按 JB4730)

UT， 级合格。另需做 PT， 级合格 (用户做，我方保)。

5 夹杂物

按用户 12 月 28 日“补充技术条件”评定夹杂物(方法按 ASTM E45 ,参考 GB10561.B.)：A 1, B 1.5, C 1.5, D 1.5; (A+B+C+D) 4。

按《尿素用双相钢技术要求》：(相当于钢锭的冒口或底部端)按批抽棒样或小件实样 (方法按 GB226) 检查冷酸浸后的低倍组织。

6 腐蚀 (按《尿素用双相钢技术要求》和用户 12 月 28 日补充技术条件)

失重试验 (方法按 ASTM A262 .B, 参考: GB/T 4334.2): 在沸腾的硫酸 - 硫酸铁溶液中煮 120 小时, 试样重量损失不超过 $1.6 \text{ gt/m}^2 \text{ hr}$ ($10 \mu \text{ m/48hr}$)。

选择性腐蚀的金相检验 (方法按 ASTM E562): 任意方向上不超过 $100 \mu \text{ m}$ 。

一. 一般介绍

中国自 70 年代中期也开始发展了双相不锈钢, 主要是研制含氮钢, 关注氮对钢性能和工艺的影响。中国的双相不锈钢只是处于国外第二代双相不锈钢的发展水平, 钢中的含氮量在 0.2% 以下。至于目前国外已步入市场的含氮在 0.25% - 0.35% 的超级双相不锈钢。AOD 精炼工艺的成熟使双相不锈钢的生产取得突飞猛进的发展。

国外双相不锈钢已广泛地应用于各工业领域, 诸如纸浆和造纸、陆上和海上的油气工业、化学加工工业、运输业 (化学品船和槽车)、制药和食品工业以及建筑业等。大多用来制造反应容器, 各种工业设备和输送管道等。在大多数应用中, 双相不锈钢被认为是具有成本效益的材料, 填补了普通奥氏体不锈钢如 316 和高合金奥氏体不锈钢之间的空白。

尿素工业是最早使用国产双相不锈钢的部门, 装置中含氯离子水的换热设备使用得较多, 例如尿素装置中 CO_2 压缩机三段冷却器原使用 304L 奥氏体不锈钢管束, 1 个月后即因应力腐蚀破裂而泄漏, 双相不锈钢可用 5 年以上, 随后一、二段冷却器也都换用了 18 - 5Mo 或 2205 双相不锈钢。由于双相不锈钢在尿素介质中有良好的抗腐蚀疲劳性能, 很适合制造尿素生产的关键设备——甲氨泵泵体。

2205 型双相不锈钢的使用量已占双相钢使用总量的 80 %。

双相不锈钢的主要代表牌号 (PREN 耐孔蚀指数 $\text{PREN} = \text{Cr}\% + 3.3 \times \text{Mo}\% + 16 \times \text{N}\%$)

低合金型--代表牌号是 UNS S32304 (23Cr-4Ni-0.1N) PREN 值 23 ~ 25

中合金型--代表牌号是 UNS S31803 (22Cr-5Ni-3Mo-0.15N), PREN 值 32 ~ 34

高合金型--标准牌号有 UNS S32550 (25Cr-6Ni-3Mo-2Cu-0.2N), PREN 值 37 ~ 39

超级双相不锈钢型--标准牌号有 UNS S32750 (25Cr-7Ni-3.7Mo-0.3N), PREN 值 > 40

中合金型 UNS S31803 的耐蚀性能介于 AISI 316L 和 6%Mo+N 奥氏体不锈钢之间。

考虑 W 的影响 $\text{PREW} = \text{Cr}\% + 3.3 (\text{Mo}\% + 0.5\text{W}\%) + 16 \times \text{N}\%$;

考虑 Mn 的影响 $\text{PREMn} = \text{Cr}\% + 3.3 \times \text{Mo}\% + 30 \times \text{N}\% - \text{Mn}\%$;

考虑 S、P 的影响 $\text{PRE(S+P)} = \text{Cr}\% + 3.3 \times \text{Mo}\% + 30 \times \text{N}\% - 123 \times (\text{S} + \text{P})$

注: 相为高温脆性相; 脆性相常出现在经固溶后具有 + 双相组织、再经 400 ~ 550 低温回火的钢中, 即通常所称的 475 脆相; 相最常见于双相组织在 650 ~ 950 中温敏化区域回火或进行其它热加工, 是富 Cr 的脆性相, 可通过再次固溶消除; 相同相,

常以它的伴生相或作为会转变为 相的亚稳相出现。

二 双相钢(中国牌号 00Cr22Ni5Mo3N)相关成品成分比较

牌 号		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N	注
A182 F51	S31803	0.030	2.00	0.030	0.020	1.00	4.50 ~ 6.50	21.0 ~ 23.0	2.50 ~ 3.20	0.08 ~ 0.20	美 ASTM
A240	S32205	"	"	"	"	"	"	22.0 ~ 23.0	3.00 ~ 3.50	0.14 ~ 0.20	"
00Cr22Ni5Mo3N		"	"	"	"	"	"	"	2.75 ~ 3.25	0.12 ~ 0.20	中
SUS329 J3L		"	1.50	0.040	0.030	"	"	21.0 ~ 24.0	2.50 ~ 3.50	0.08 ~ 0.20	日 JIS
目标成分		0.030	2.00	0.027	0.017	1.00	5.00 ~ 6.50	21.5 ~ 23.0	2.75 ~ 3.20	0.14 ~ 0.20	W、Cu < 0.5

从表中可以看出: S32205 是由 S31803 派生出的钢种, 牌号标注时不能完全等同照搬。在 ASTM A240/240M-99a 标准中 S32205 是在 1999 年才纳标的, 它的 Cr、Mo、N 含量已根据实际使用效果加以调整。这种优化后的组分容易达到相的平衡(即两相约各占一半), 改善了钢的强度, 耐腐蚀性和焊接性能。

德国(DIN)w.Nr.1.4462、瑞典 SS2377 和法国 UR45N 的成分均类似美国 UNS 31803 , 差异主要在 N 和 Ni、Mo 含量的少量增减, 有的对 Cu 还有考核。不管怎样, 这些同一类型的双相钢在牌号标注时不能完全混同, 否则易造成验收时的混乱。

三 . 简要分析和控制要点

1 工艺路线

EF(AOD 或 VOD)-Ar 保护浇注 - 锻造 - 刮平面 (切削量尽量小, 允留部分黑皮) - 预探伤 - 固溶 - 机加工、取样 - 探伤、验收

2 冶炼

2.1 做好降碳保铬。高铬钢中铬比碳先氧化, 在正常温度下要把碳降到 0 . 03 % 以下的话, 铬只能平衡在 4 % 左右。根据冶金反应式 $[C] \% = [K_1^{-1} (Cr \%)^3 P_{Co}]^{1/2}$ 可知, 降低一氧化碳的分压可达到降碳保铬目的, 而 AOD 等炉外精炼都有这个特长, 能在较低温度下做到降碳保铬: 一种是真空精炼的上吹 O₂ 下吹 Ar 或 N (如 VOD、LFV 等), 一种是在精炼包底部向钢液中吹 O₂(Ar)或 N₂, 稀释炉气中的 CO, 如 AOD。

2.2 因合金尤其是 Mo 铁涨价幅度很大, 冶炼时的 Ni,Mo 均以达下限为控制目标, 因现场各种原因的牵制, 很容易出现 “ 下出格 ”; 即使勉强进入范围, 也可能会导致用户复验时不及格——这应引起严重关注。Ni,Mo 下出格均会使 / 相近似对称的比例发生变化, 而双相钢的强度在很大程度上靠 相, 其韧性则主要取决于 相, 比例失衡必然使综合性能下降, 同时, 抗点蚀、缝蚀性也急剧变劣。当 Cr 量固定在 22 % 左右、Mo 在 3 % 左右时, Ni 在 5 % ~ 5 . 5 % 时的 $\sigma_{0.2}$ 达到最大值, Ak 值也上升到较高平台; 此时抗点蚀性亦最佳。

2.3 在双相钢中, N 比 Ni 有更大的扩大 相、并在高温下稳定奥氏体、显著推迟铁素体

和有害金属间相（如 δ 相）析出的能力，抗点蚀、缝蚀性是 Ni 的 30 倍，所以 N 含量很重要。冶炼中的很大难度是保氮、控氮。A182 中 4.2 款规定真空熔炼和真空电渣重溶不能用于含氮钢，其用意不言而喻。所以精炼中、后期如果控氮措施不到位的话，N 可能会下出格。

2.4 若钢水纯净度不够，则容易出现成分出格、夹杂物超标等现象，所以冶炼材料（如含 N 铬铁及其它低磷铁合金等）的选用、炉料烘烤等等前期准备非常重要。

2.5 含 Mn 2% 时，钢的耐点蚀性能提高。但 Mn 能扩大 δ 相、代替一些 Ni 的作用，故 Mn 不能太低。适当加 Mn 可提高氮的溶解度。Mn 还能提高 $\sigma_{0.2}$ 。希望 Mn 量在 1.5% 附近。

2.6 双相钢中铬含量越高，耐点蚀性越好，因它能降低钢的钝化电流，使钢的钝化态比较稳定，减小在钝态的溶解速度。铬量的提高对提升 $\sigma_{0.2}$ 值也有好处。希望 Cr 在上限水平。

2.7 Mo 对提高钢对耐点蚀性、耐缝蚀性的显著作用为大家所接受。Mo 同 Cr 一样是扩大 δ 相的元素，在不良的热加工过程中，它会促使一些脆性的金属间相（如 δ 相、 σ 相）的析出：析出范围加宽，析出温度提高，使钢的脆化倾向加剧。所以不要在 950℃ 以下区域锻压作业，不要在高温下多次无锻比（或小于 10% 锻比）下加热，——这样会导致晶粒粗大，使双相钢中铁素体含量超量，同时使大量氮化物或（ ϵ ）相析出，既增加锻压时的开裂机率，又使钢的耐蚀性大大下降。

——总之，除固溶温度外，主要应使 Cr, Ni, Mo, N 等维持在一个能出现铁素体、奥氏体双相对等水平的有效搭配含量上，其中常用、也比较简便的一种方法是计算 Cr 当量、Ni 当量后在舍菲尔（Schaeffler）图（见下图）上预测它的大致位置（需在证明书上报出 Cr 当量、

Ni 当量）。舍菲尔图（A-奥氏体，F-铁素体，M-马氏体， δ -高温铁素体）见附页

Schaeffler 式 $Cr_{\text{当量}} = Cr \% + Mo \% + 1.5 \times Si \% + 0.5 \times Nb$

Delong 式 $Ni_{\text{当量}} = Ni \% + 30 \times (C+N) \% + 0.5Mn \%$

3 锻造

3.1 加热温度 1180℃，加热保温时间一般为 2h/100mm。加热温度过高、保温时间过长时会出现超量铁素体，使双相钢性能上的优势丧失殆尽，并将出现高温脆性相 δ 相。千万注意不要使火焰直射锻件或使它长时间在高温区保温。

3.2 始锻温度 1150℃，终锻温度 $\sim 950^\circ\text{C}$ ，测温点在离边缘或端面 50~100mm 处。开锻前，将加热后的废钢放砧具上预热，吊钳（或叉具）放炉门口预热。锻件出炉后应尽快送到砧上。因锻造温度区间很窄，气温较低时更容易使锻件温度迅速下降，塑性变劣、变形抗力提高，而含 Mo 高达 3% 的钢种对温度更敏感，温度稍降，热强度就迅速提高。对大直径、小高度的饼形件来说，当变形到最后尺寸时，由于直径大，散热表面增大，温降很快，而高度变小的同

时使上下砧接触处摩擦区（不变形及粘滞区）加大，锻件只能在锤击下艰难变形，表面可能会出现大量细小龟裂，上下表面甚至会出现成群的网状裂纹；另外，压不动时反复加热会导致晶粒羽状粗化；外缘冷中心热的非对称变形会产生混晶现象等等，这些都要引起注意。

3.3 钢锭开锻时要轻击快打，消除皮下缺陷，“弥合”表面细晶薄层和里面的柱状晶间显微非融合区，逐步加大锤击力量，另外，大压下量墩粗时最好分步压下，中间停一会，因高温下重击易在中心区产生热效应，导致锻件中心区域开裂；墩扁后可在转台上均匀转动、反复“剥边”，将外缘压下后再打击中间区域——两个好处：外缘趁热打铁，减少裂纹；中心一般是等轴晶的疏松区，外缘成形后再打会产生“模壳效应”，在三向压应力下提高塑性、有利压实、打碎粗晶。整个变形应强调温度监控。每火的有效临界变形量 20 %。锻后空冷，表面无缺陷的可水冷。

3.4 锻中、锻后均应及时清理表面缺陷，防止尖端裂缝沿晶（或位错方向）发展开裂，尤其是一些与打击方向一致的（和变形方向垂直的细长裂纹）表面缺陷更应立即停锻清理，碳刨后马上打磨或直接打磨。清理时将凹坑磨成 1：5 的摊角。

4 热处理

4.1 加热时全功率升温，因中温区（尤其是 700 ~ 900 区域）易使少量碳、氮化合物、特别是金属间相析出沉淀，所以要快速通过中温区。

4.2 固溶温度 1050 ~ 1070 ，过高易促使铁素体加快形成、数量增多，过低会影响固溶效果（如 相不能干净地溶解到奥氏体基体中去）。保温时间一般为 2 . 5h/100mm，按拼炉情况而定。出炉淬水速度要快。入水水温不大于 40 。

4.3 热处理前应将大部分冷加工工作量完成，若仍有许多余量放固溶后加工的话，会产生较大残余应力，不利于腐蚀项目的检验。

4.4 应避免应力集中现象的出现。所有热处理件的棱角应倒成 R 或斜角；凹角应加工成 R 过渡。不要打钢印。磨光表面缺陷后应 PT 确认无裂后再进炉处理。

4.5 原则上不允许黑皮固溶。

4.6 冬天气温较低时，出炉前最好先把吊具靠炉门预热半小时。

4.7 固溶后表面硬度约 HB175 ~ 235。

5 机加工

5.1 按图粗加工交货：单面余量 ~ 5mm。

5.2 低倍试样或小锻件本体实样做低倍时的粗糙度 Ra0.8 μ m。

5.3 锻件表面缺陷可能较多，加工时及时借余量。未经用户许可不能焊补。

$$\text{镍当量} = \% \text{Ni} + 30 \times \% (\text{C} + \text{N}) + 0.5 \times \% \text{Mn}$$

$$\text{铬当量} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \times \% \text{Si} + 0.5 \times \% \text{Nb}$$

