

## 典型 Cr-Ni-Mo-N 高合金双相不锈钢热加工性能研究

沈国雄 徐见平 吴汉民 汤磊 夏亚金 吴利阳

(浙江中达特钢股份有限公司, 嘉兴 314312)

**摘要** 试验钢的典型高合金双相不锈钢 S32707 (022Cr27Ni7Mo5N)、S32750 (022Cr25Ni7Mo4N)、S32205 (022Cr23Ni5Mo3N)、S31803 (022Cr22Ni5Mo3N) 在生产坯料上取样, 采取了不同的热处理、热加工和热穿孔以及调整化学成分等方法, 研究了组织及工艺对其热加工性能的影响。结果表明: 两相比率和  $\sigma$  相的析出情况与热穿孔温度和冷变形的中间退火密切相关, S32707 钢的二次相的析出速度和析出量远超过 S32750、S32205 及 S31803 双相不锈钢。对 S32707 双相不锈钢需适当降低 Cr ( $Cr \leq 27\%$ )、N ( $N \leq 0.4\%$ ) 含量, 提高 Mo (4% ~ 5% Mo) 含量, 合理控制加热速度 (2 ~ 2.5  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) 及终轧 (锻) 温度 ( $\geq 1060^{\circ}\text{C}$ ), 并注意回炉加热和圆管坯中心钻孔的影响, 可提高热加工塑性, 防止开裂。

**关键词** 特超级双相不锈钢 022Cr27Ni7Mo5N (S32707) 热穿孔  $\sigma$  相 终轧 (锻) 温度 成品固溶处理

## Study on Hot Working Performance to Typical Cr-Ni-Mo-N High Alloy Duplex Stainless Steel

Shen Guoxiong, Xu Jianping, Wu Hanmin, Tang Lei, Xia Yajin and Wu Liyang  
(Zhejiang Zhongda Special Steel Co Ltd, Jiaxing 314312)

**Abstract** Tested typical duplex stainless steel grades S32707 (022Cr27Ni7Mo5N)、S32750 (022Cr25Ni7Mo4N)、S32205 (022Cr23Ni5Mo3N) and S31803 (022Cr22Ni5Mo3N) are sampled from produced billet, and by various heat treatment, hot working and hot piercing process as well as chemical composition adjustment, the effect of microstructure and produced process on hot working performance has been studied. The results show that the phase ratio and  $\sigma$  phase precipitation are closely related to the temperature of hot piercing and solution treatment and cold forming annealing, and the precipitation speed and amount of second phase in S32707 far exceed S32750, S32205 and S31803 duplex stainless steel grades. For S32707 duplex stainless grades, lowering Cr ( $Cr \leq 27\%$ ) and N ( $N \leq 0.4\%$ ) content, increasing Mo (4% ~ 5% Mo) content, properly controlling the heating rate (2 ~ 2.5  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) and finishing rolling (forging) temperature ( $\geq 1060^{\circ}\text{C}$ ) and paying attention to the effect of reheating and tube billet drilling could improve hot working ductility and prevent cracking.

**Material Index** Hyer Duplex Stainless Steel 022Cr27Ni7Mo5N (S32707), Hot Piercing,  $\sigma$  Phase, Final Rolling (Forging) Temperature, Solution Treatment of Finished Product.

合金含量更高的第一代、第二代、第三代直至特超级双相不锈钢, 由于其良好的耐点腐蚀及耐氯化物应力腐蚀性能以及优异的力学性能, 故得到了广泛应用, 尤其是作为管材, 广泛应用于石油、化工及海洋的各种工艺及输送管线。本文以其典型钢种: 特超级 S32707 (022Cr27Ni7Mo5N)、超级 S32750 (022Cr25Ni7Mo4N) 及标准 S32205 (022Cr23Ni5Mo3N)、S31803 (022Cr22Ni5Mo3N) 的高合金双相不锈钢作为研究材料, 就多种因素对其管材加工流程中的管坯热轧及管材热穿孔等热加工性能展开研究。

### 1 试验材料及方法

#### 1.1 试验材料

##### 1.1.1 试验材料生产工艺流程

初钢水  $\rightarrow$  AOD 精炼  $\rightarrow$  模注钢锭  $\rightarrow$  热锻  $\rightarrow$  热轧

$\rightarrow$  热穿孔  $\rightarrow$  冷轧  $\rightarrow$  热处理  $\rightarrow$  成品管。

##### 1.1.2 试验材料相关技术参数及化学成分

(1) AOD 为北美引进的 6 t 智能精炼炉。

(2) 模注钢锭规格: 700 kg 方锭。

(3) 钢锭可直接热轧, 也可经热锻后热轧。

(4) 5 t 锻锤, 热锻钢锭加热温度: S32707: 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$ ; S32750: 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$ ; S32205 及 S31803: 1 180 ~ 1 200  $^{\circ}\text{C}$ ; 热锻后锻坯规格: 180 mm  $\times$  160 mm 或 200 mm  $\times$  220 mm。

(5)  $\Phi 650$  和  $\Phi 550$  轧机, 热轧锻坯加热温度: S32707: 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$ ; S32750: 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$ ; S32205 及 S31803: 1 180 ~ 1 200  $^{\circ}\text{C}$ ; 热轧后轧坯规格:  $\Phi 65 \sim 100$  mm 圆管坯。

(6)  $\Phi 90$  热穿孔机组一套, 热穿孔圆管坯加热温度: S32707 及 S32750, 分别相应为 1140 ~ 1 200  $^{\circ}\text{C}$ ,

表 1 试验钢的化学成分/%  
Table 1 chemical composition of test steel / %

钢种	炉号	成分/%											PRE
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Co	
S32707	AG-1	0.021	0.38	1.18	0.030	0.0005	28.59	8.71	4.30	0.42	0.57	0.61	49.50
	AG-2	0.023	0.32	1.17	0.028	0.001	28.02	8.76	4.34	0.43	0.67	0.64	49.22
	AG-3	0.020	0.36	0.94	0.032	0.0005	26.65	6.85	4.85	0.40	0.70	0.71	49.05
S32750	BG-1	0.021	0.58	0.74	0.027	0.001	25.50	6.26	3.42	0.28	0.04	0.04	41.27
S32205	CG-1	0.020	0.40	1.32	0.023	0.001	22.13	4.68	3.25	0.15	0.07	0.04	35.26
S31803	DG-1	0.026	0.37	1.36	0.029	0.001	22.21	4.74	2.86	0.17	0.10	0.04	34.37

注:(1)PRE = Cr + 3.3% Mo + 16% N; (2)PRE 含义:PRE 为点腐蚀敏感系数,在氯化物环境中影响点腐蚀性能的重要元素是 Cr、Mo、N,耐点腐蚀性随 PRE 的增大而提高

1 080 ~ 1 200 °C; S32205 及 S31803 为 1 040 ~ 1 100 °C, 热穿孔荒管规格为  $\Phi 65 \text{ mm} \times (5 \sim 6) \text{ mm} \sim \Phi 100 \text{ mm} \times (9 \sim 10) \text{ mm}$ 。

(7) LG60 及 LG30 冷轧机及 2.0 m × 1.2 m 连续辊底式热处理炉,冷轧过程中,每次中间退火后冷轧变形量不大于 60%, S32707 中间退火: 1 150 ~ 1 200 °C, 成品固溶处理温度为 1 100 ~ 1 160 °C; S32750 中间退火: 1 100 ~ 1 150 °C, 成品固溶处理温度为 1 050 ~ 1 120 °C; S32205 及 S31803 中间退火温度 1 080 ~ 1 090 °C, 成品固溶处理温度 1 030 ~ 1 050 °C。

(8) 成品规格为  $\Phi 19 \text{ mm} \times (1.5 \sim 2) \text{ mm} \sim \Phi 32 \text{ mm} \times (2 \sim 3) \text{ mm}$ 。

(9) 试验钢的化学成分见表 1 所示

## 1.2 试验方法

圆管坯热穿孔采用 2 辊斜轧穿孔机,进行荒管的制备及相关研究。

采用 WE-600 液压式万能试验机、JBDW-300C 超低温冲击试验机。金相试样经 40% 的氢氧化钠溶液浸蚀或经 100 mL 蒸馏水加 10 g 铁氰化钾、10 g 氢氧化钾沸腾腐蚀,采用 VERTAI 蔡司显微镜及多相面积百分比测定法对金相组织进行观察测定,统计 10 个视场的铁素体含量及 5 个视场的  $\sigma$  相含量后,分别取平均值,冲击韧性和室温拉伸各检测 3 个试样后,分别取平均值。

## 2 结果与讨论

### 2.1 几种典型双相不锈钢析出相的析出速度及析出量的比较及其对热加工性能的影响

#### 2.1.1 析出相的析出速度及析出量的比较

双相不锈钢会形成大量的二次析出相,如  $\sigma$  相、 $\text{Cr}_2\text{N}$ 、 $\chi$ 、M7C3、M23C6、R、 $\pi$  等项,常见的有  $\sigma$  相、 $\text{Cr}_2\text{N}$ 、 $\chi$  相<sup>[1]</sup>。 $\sigma$  相一般在 650 ~ 950 °C 析出, $\sigma$  相形核的一般机理是  $\sigma$  相和  $\gamma_2$  相通过共析反应发生: $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ ,  $\sigma$  相的形核在  $\delta/\delta$  及  $\delta/\gamma$  晶界上优

先发生,然后核长大进入邻近的铁素体晶粒; $\chi$  相在 700 ~ 900 °C 析出, $\chi$  相与  $\sigma$  相共存,但其数量要比  $\sigma$  相少得多; $\text{Cr}_2\text{N}$  一般在 550 ~ 900 °C 析出,大多数出现在  $\sigma/\gamma_2$  晶界上,少量也可在  $\gamma/\gamma$  晶界上析出;

这些二次析出相对热加工、热处理、焊接性能及力学性能都会带来有害的影响,其中对含 Cr、Mo 的双相不锈钢影响最大的是  $\sigma$  相<sup>[1-4]</sup>。

表 2 所示为几种典型双相不锈钢  $\sigma$  相析出速度和析出量的比较,所采用的热处理制度为分别在各钢种  $\sigma$  相析出量最大的敏感温度 (S32707: 950 °C、S32750: 900 °C、S32205 及 S31803: 850 °C) 下,保温 5、10、15、20、30 min 后,即水淬,然后测定  $\sigma$  相。从表 2 中看出, S32707 (AG-3)  $\sigma$  相的析出量为: 5 min 21.2%, 30 min 31.5%。5 min 析出量占 30 min 析出量的 67.3%。其余钢种中析出量最大的是 S32750, 5 min 3.5%, 30 min 9.2%。S32205 及 S31803 析出量较少, 30 min 的析出量分别为 3.22% 和 2.36%, S31803 在 5 min 的析出量为 0。S32707 在  $\sigma$  相析出敏感温度 950 °C 上,  $\sigma$  相 100 s 及 150 s 的析出量分别为 3% 及 7%<sup>[5]</sup>。

#### 2.1.2 特超级双相不锈钢 S32707 的 Cr、Mo、N 含量的控制

根据双相不锈钢各组成平均化学成分的 EDS 微型分析表明<sup>[4]</sup>: 铁素体相富铬、贫镍; 奥氏体相富镍、贫铬; 而  $\sigma$  相富铬、富钼, 见表 3 所示。

根据 ASTM A790/A790M-18 (2018 年 3 月通过, 2018 年 3 月出版) 规定的 S32707 双相不锈钢元素含量为: Cr: 26% ~ 29%, Mo: 4% ~ 5%, N: 0.30% ~ 0.50%, 而试验中的 S32707 (AG-1) 700 kg 钢锭含 Cr: 28.59%、Mo: 4.3%、N: 0.42%, 见表 1 所示。将该钢锭放入连续炉中加热时, 整支钢锭裂成 6 块, 断口平整, 如同锯床锯断。如表 3 所示:  $\sigma$  相富铬、钼,  $\sigma$  相的大致成分为 Cr: 28.23%、Mo: 8.16%、Ni: 4.71%、Mn: 0.77%、Si: 0.5%, 当钢中 Cr 大于 28%

表 2 典型双相不锈钢  $\sigma$  相析出速度及析出量  
Table 2 Precipitation speed and amount of  $\sigma$  phase in typical duplex stainless steel grades

项目	S32707					S32750					S32205					S31803				
炉号	AG-3					BG-1					CG-1					DG-1				
热处理制度	950 °C 下列保温时间 + 水淬					900 °C 下列保温时间 + 水淬					850 °C 下列保温时间 + 水淬					850 °C 下列保温时间 + 水淬				
保温时间/min	5	10	15	20	30	5	10	15	20	30	5	10	15	20	30	5	10	15	20	30
$\sigma$ 相析出量/%	21.2	24.4	27.2	29.7	31.5	3.5	5.9	7.3	8	9.2	0.85	1.65	1.98	2.11	3.22	0	1.26	1.52	1.94	2.36

表 3 EDS 分析的各相成分/%

表 3 Mass fractions of each phases by EDS analysis %

元素	A	$\gamma$	$\sigma$
Si	0.36 ± 0.04	0.34 ± 0.03	0.5 ± 0.08
Mn	0.69 ± 0.11	0.95 ± 0.18	0.77 ± 0.19
Cr	26.61 ± 0.59	24.41 ± 0.36	28.23 ± 0.56
Mo	5.11 ± 0.34	3.36 ± 0.22	8.16 ± 0.21
Ni	5.59 ± 0.45	8.03 ± 0.33	4.71 ± 0.24

时,与  $\sigma$  相中的 Cr 含量基本相同,钢中的 Cr 不经扩散已达到了  $\sigma$  相中 Cr 的含量,这无疑加快了  $\sigma$  相的析出速度。同样当 N 含量大于 0.4%,实质上也就加快了在高 Cr 含量条件下,  $\text{Cr}_2\text{N}$  的析出速度和增加了  $\text{Cr}_2\text{N}$  的析出量<sup>[6]</sup>。将 Cr 及 N 含量分别降至 26.65% 及 0.4%, Mo 含量提高至 4.85 后的 S32707 (AG-3) 700 kg 钢锭在连续炉中加热,就不发生钢锭开裂现象,成功地轧制成  $\Phi 65$  mm 圆棒。其原因是由于 Cr 含量降至 26.65% 后,明显小于  $\sigma$  相中 Cr 的 28.23%,因此 Cr 必须经扩散后方能达到  $\sigma$  相的 Cr 含量,这就延缓了  $\sigma$  相的析出速度和析出量,而 Mo 含量即使提高至 5%,也远低于  $\sigma$  相中 Mo 的 8.16%,需要经扩散后才能达到  $\sigma$  相成分中的 Mo 含量,虽然 Mo 的提高一定程度上会影响热加工塑性,但与  $\sigma$  相快速析出相比,其对热加工塑性的影响要明显小。另外, N 含量的降低也可减少  $\text{Cr}_2\text{N}$  的析出量。

试验表明  $\text{Cr} \leq 27\%$ ,  $\text{N} \leq 0.4\%$ , Mo 在标准要求的 4% ~ 5% 内适当调整,就可在确保 PRE  $\geq 49$  的条件下,能使 S32707 的热加工塑性明显改善,这个观点与 Sandvik 报道的 SAF 2707HD 的名义化学成分 Cr:27%、Mo:5%、N:0.4%,基本吻合。

### 2.1.3 双相不锈钢热轧工艺的制订

#### 2.1.3.1 合理控制终轧(锻)温度

几种典型双相不锈钢  $\sigma$  相完全溶解温度大致为: S32707: 1 060 °C; S32750: 1 010 °C; S32205 及 S1803: 930 °C (本试验测定的结果)。一般实际操作中测定的终轧(锻)的温度是表面温度,而直径  $\Phi 60$  ~  $\Phi 100$  mm 的加热工件内部温度约比表面高 40 ~

50 °C, 所以对于上述除 S32707 外的双相不锈钢可适当降低终轧表面温度,一般可比  $\sigma$  相完全溶解温度低 30 ~ 40 °C; 而 S32707 因其析出速度极快,析出量又多,即使在终轧(锻)的较短的变形时间内,表面也会析出一定量的  $\sigma$  相,从而使表面塑性下降,产生裂纹,所以为使 S32707 的热轧(锻)顺利进行,其终轧(锻)表面温度必须控制在  $\sigma$  相完全溶解温度以上,即为  $\geq 1 060$  °C。

#### 2.1.3.2 严格控制加热速度

S32205 及 S31803 钢因  $\sigma$  相析出速度较慢,析出量较少,在加热过程中锭、坯一般不会开裂; S32750 钢的  $\sigma$  相析出速度相对较快,析出量也较多,所以不能在  $\sigma$  相析出的温度范围内,特别  $\sigma$  相析出的敏感温度上,停留过长时间,但只要妥善控制好加热速度,一般在加热过程中也不会出现开裂问题。S32707 钢的  $\sigma$  相析出速度极快,析出量多,为使其锭、坯在加热过程中不发生开裂现象,应严格和合理的控制好加热速度,这是极为关键的操作工序,一方面要尽量减少加热的锭、坯在  $\sigma$  相析出的温度范围内,特别是  $\sigma$  相析出的温度区(850 ~ 1 050 °C)所停留时间,一般推荐不宜超过 2.5 h; 另一方面也不能采用过快的加热速度,一般推荐合理加热速度为: 2 ~ 2.5 °C/min。

#### 2.1.3.3 工件回炉加热影响

S32707 (AG-3) 及 S32750 (BG-1) 的金相及室冲试样加热至各自的  $\sigma$  相完全溶解的加热温度 1 060 °C 及 1 010 °C, 保温时间 30 min, 然后以炉冷、空冷、水淬方式冷却至室温,测定  $\sigma$  相析出量及冲击韧性,见表 4。从表 4 中看出,两钢种水淬均未析出  $\sigma$  相,炉冷均析出  $\sigma$  相,其析出量 S32707 (AG-3) 为 33.86% 远多于 S32750 (BG-1) 的 13.7%; 空冷, S32707 (AG-3) 有 5.28% 的  $\sigma$  相析出量, S32750 (BG-1) 未析出  $\sigma$  相; 冲击韧性值与  $\sigma$  相析出量完全吻合,  $\sigma$  相析出量越多,冲击韧性值越低。

对不同钢种空冷开裂的 700 kg 钢锭、开裂的锻坯以及  $\Phi 65$  mm 圆棒进行金相取样,试样不经热处

表4 从1060℃和1010℃至室温的冷却速度对双相不锈钢 $\sigma$ 相析出量及冲击韧性的影响

Table 4 Effect of cooling speed from 1060℃ and 1010℃ to room temperature on  $\sigma$  phase precipitated amount and impact toughness of duplex stainless steel

牌号	加热温度/℃	保温时间/min	冷却方式	$\sigma$ 相析出量/%	冲击韧性 AKV/J
S32707 (AG-3)	1060	30	炉冷	33.86	2
			空冷	5.28	145
			水淬	0	260
S32750 (BG-1)	1010	30	炉冷	13.7	5.17
			空冷	0	232.25
			水淬	0	239.20

理,直接测定空冷的 $\sigma$ 相析出量,其结果示于表5。表中各炉号相对应的工件的显微组织(500x)见图1。

表5中S32707(AG-1)钢锭,炉内加热至1210℃,开裂成6块;S32707(AG-2)锻坯回炉加热至870℃左右时,开裂成7块,断口平整,见图2,其余圆棒都是加热至1190~1210℃。钢锭、锻坯和圆棒均从炉内拉出,在炉外空冷至室温。

表5表明:S32205(CG-1)及S31803(DG-1)未见 $\sigma$ 相析出;S32750有6.67%的少量 $\sigma$ 相析出;S32707(AG-1、AG-2、AG-3)有较多的 $\sigma$ 相析出。其中S32707(AG-2)的开裂锻坯上 $\sigma$ 相析出量最多,为19.52%,这是锻坯回火重新加热时,累积了第一火锻造空冷下来的 $\sigma$ 相析出量之故,所以为避免 $\sigma$

相累积造成工件开裂,应注意以下几点:

(1)S32205及S31803钢的 $\sigma$ 相析出速度较慢,工件回炉加热,一般不会开裂。

(2)S32750钢的 $\sigma$ 相析出速度相对较快,工件在空冷中有少量 $\sigma$ 相析出,但只要在工件的加热过程中合理控制加热速度,在 $\sigma$ 相析出的温度范围内,不停留过长时间,回炉加热一般也不会开裂。

(3)S32707钢的 $\sigma$ 相析出速度极快,工件在空冷中就有较多数量 $\sigma$ 相析出,所以为防止工件在加热中开裂,还应尽可能避免回炉重复加热,如难以避免,则应尽可能利用工件的热加工塑性,将工件轧(锻)至最小尺寸,以加快工件空冷速度,在有条件

表5 锻轧后空冷至室温的双相不锈钢 $\sigma$ 相析出量  
Table 5  $\sigma$  phase precipitated amount in duplex stainless steel after forging or rolling and air-cooling to room temperature

项目	S32707 开裂钢锭	S32707 开裂锻坯	S32707 裂纹圆棒	S32750 圆棒	S32205 圆棒	S31803 圆棒
截面规格/mm	270×270	200×140	Φ65	Φ65	Φ65	Φ65
炉号	AG-1	AG-2	AG-3	BG-1	CG-1	DG-1
$\sigma$ 相析出量/%	15.87	19.52	12.5	6.67	0	0

的情况下,可采取工件水淬的方法,以减少钢中 $\sigma$ 相析出的累积量。

#### 2.1.3.4 圆管坯中心钻孔的影响

一般说双相不锈钢圆管坯中心钻孔后,热穿孔容易进行,穿孔后荒管内表面质量更佳。 $\leq \Phi 80$  mm的S32707圆管坯中心钻孔后,荒管的内表面有裂纹存在,而中心不钻孔的圆管坯,荒管内表面反而无缺陷。该反常现象,经分析认为是:圆管坯出炉后,通过滚道到达穿孔机时,中心内表面温降急剧,进入穿孔机后,圆管坯一面螺旋前进,一面在变形区内反复受碾压,中心部分受交变剪切应力和横向拉应力的作用形成孔隙,如中心钻孔的内表面因温降导致 $\sigma$ 相快速析出,则孔隙内表面受应力的作用会产生裂纹。对直径 $> \Phi 80$  mm的圆管坯中心钻孔的内表面温降会减缓, $\sigma$ 相未必会析出,所以其结果可能也会不一样。

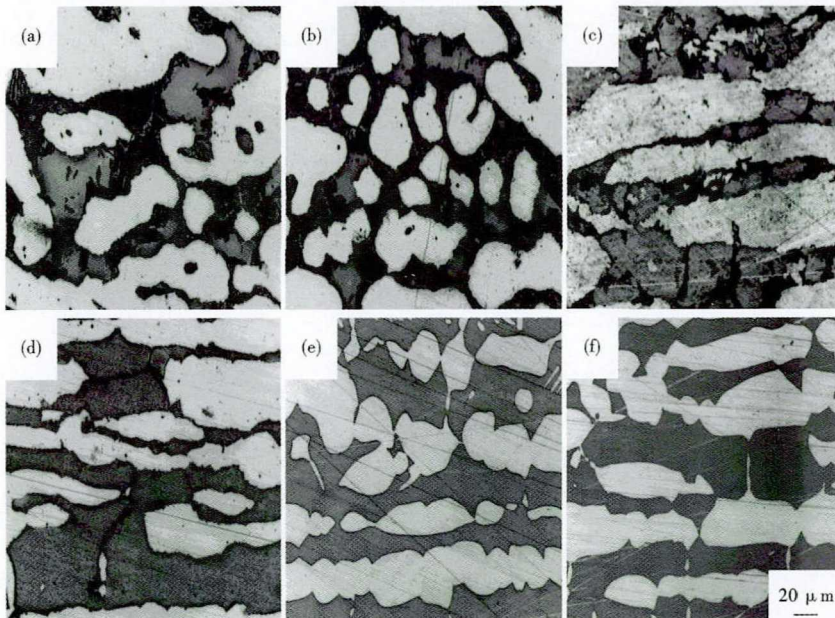


图1 (a) S32707(AG-1);(b) S32707(AG-2);(c) S32707(AG-3);(d) S32750(BG-1);(e) S32205(CG-1);(f) S31803(DG-1)双相不锈钢的组织形貌

Fig.1 Morphology of structure of duplex stainless steel (a) S32707(AG-1);(b) S32707(AG-2);(c) S32707(AG-3);(d) S32750(BG-1);(e) S32205(CG-1) and (f) S31803(DG-1)



图 2 S32707 (AG-2) 钢 200 mm × 140 mm 锻坯开裂照片  
Fig. 2 Photograph of steel S32707 (AG-2) 200 mm × 140 mm cracking forged billet

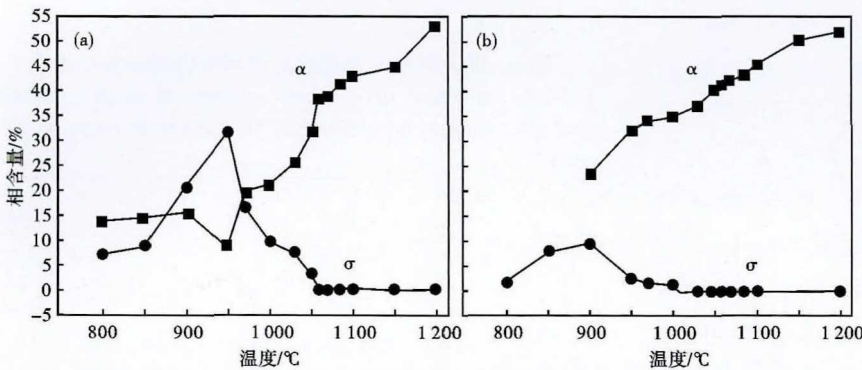


图 3 加热温度对 (a) S32707 (AG-3) 钢和 (b) S32750 (BG-1) 钢  $\alpha$  相和  $\sigma$  相含量的影响  
Fig. 3 Effect of heating temperature on amount of  $\alpha$  phase and  $\sigma$  phase in steel (a) S32707 (AG-3) and steel (b) S32750 (BG-1)

2.2 S32707 及 S32750 双相不锈钢组织和性能的变化及其对热穿孔和热处理工艺的影响

进行 S32707、S32750 的两相比例,有害相析出行为的研究及对热穿孔和热处理工艺制订的建议。

2.2.1 S32707 及 S32750 组织和性能的变化及其与热穿孔工艺制订的关系

双相不锈钢中铁素体和奥氏体两相比例及  $\sigma$  相析出和溶解的规律在很大程度上取决于钢的化学成分,在钢的化学成分确定的条件下,主要取决于加热制度<sup>[7-9]</sup>。图 3 所示为两种典型双相不锈钢 S32707 (AG-3)、S32750 (BG-1) 加热制度 (加热温度 800 ~ 1 200 °C,保温 30 min,水淬)与铁素体含量及  $\sigma$  相的析出量之间关系。从图 3 看出:铁素体含量总的趋势是随着加热温度的提高而增加; $\sigma$  相析出量开始阶段也是随着加热温度提高而增加,但当加热温度达到各自  $\sigma$  相析出最大敏感温度后,随着加热温度提高呈下降趋势,直至  $\sigma$  相完全溶解。S32707 及 S32750 钢的铁素体相含量变化:S32707 (AG-3):800 °C, $\alpha$  含量 13.5%;1 060 ~ 1 200 °C, $\alpha$  含量 38% ~ 53%;S32750

(BG-1):900 °C, $\alpha$  含量 23%;1 010 ~ 1 200 °C, $\alpha$  含量 35% ~ 52%。 $\sigma$  相析出量的变化:S32707 (AG-3):800 °C, $\sigma$  相 7%, $\sigma$  相析出的敏感温度 950 °C 时, $\sigma$  相 31.5%, $\sigma$  相完全溶解温度为 1 060 °C;S32750 (BG-1):800 °C, $\sigma$  相 1.6%, $\sigma$  相析出的敏感温度 900 °C 时, $\sigma$  相 9.2%, $\sigma$  相完全溶解温度为 1 010 °C。相比之下,S32707 (AG-3) $\sigma$  相析出量远超过 S32750 (BG-1) 见图 3(a)、(b)。这表明 Cr、Mo 含量较高的 S32707 双相不锈钢  $\sigma$  相完全溶解温度却高于含 Cr、Mo 较低的 S32750,并且  $\sigma$  相析出的敏感温度也会随着 Cr、Mo 含量的增加而提高<sup>[10-11]</sup>。

图 4 所示为 S32707 (AG-3),加热温度为 800 °C、850 °C、900 °C、950 °C、1 000 °C、1 060 °C,保温时间为 30 min,水淬的显微组织(500X)。

双相不锈钢热穿孔加热温度选择原则为: $\sigma$  相完全溶解及铁素体和奥氏体两相比比例合适的温度范围,因为双相不锈钢中,当铁素体含量为 20 ~ 30% 时,其热塑性最低,单相具有最佳的热塑性,且纯铁素体又远较纯奥氏体为优。

同时,还必须考虑如下因素:(1) 允许加热的最高温度;(2) 圆管坯

出炉后在滚道上滚动的温降;(3) 热穿孔过程中的温升;(4) 热穿孔的穿孔能力。一般情况下圆管坯在连续加热炉内最终出炉的加热温度选择如下:(1) S32707 钢直径  $\leq \Phi 80$  mm 的圆管坯为 1 140 ~ 1 160 °C;直径  $> \Phi 80$  mm,圆管坯为 1 170 ~ 1 200 °C。(2) S32750, $\leq \Phi 80$  mm 的圆管坯为 1 080 ~ 1 140 °C;直径  $> \Phi 80$  mm,圆管坯为 1 150 ~ 1 200 °C,保温时间一般为 20 ~ 40 min。

2.2.2 S32707 及 S32750 组织与性能的变化及其与热处理工艺制订的关系

图 5 及图 6 所示分别相应为 S32707 (AG-3)、S32750 (BG-1) 钢,不同加热制度 (加热温度 800 ~ 1 200 °C,保温时间为 30 min,水淬)与室温拉伸及室温冲击韧性的关系。两种双相不锈钢在室温拉伸和屈服强度都较高,断后伸长率都很低,分别降至 0% 和 9%;室温冲击韧性 (AKV) 分别降至 2 J 和 9 J。当加热温度升高到 1 200 °C 以上,抗拉和屈服强度有明显提高趋势,这是铁素体的体积百分率相应增加,并超过 50%,相变起主导作用的缘故<sup>[12]</sup>,见图 5。在室

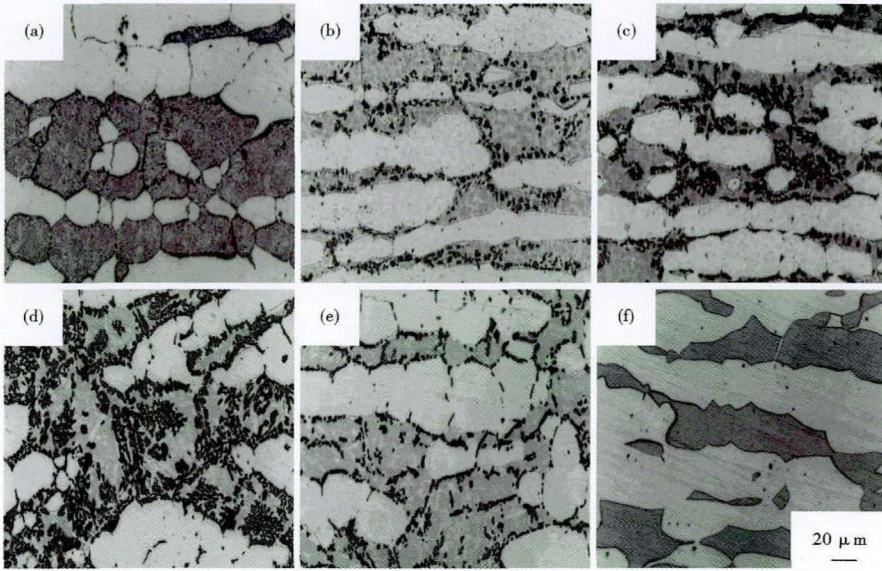


图 4 S32707 (AG-3) 钢(a)800 °C 30 min;(b)850 °C 30 min;(c)900 °C 30 min;(d) 950 °C 30 min;(e)1 000 °C 30 min ;(f)1 060 °C 30 min 加热后组织形貌  
Fig.4 Morphology of microstructure of S32707 (AG-3) steel heating at 800 °C 30 min (a);850 °C 30 min (b);900 °C 30 min (c);950 °C 30 min (d);1 000 °C 30 min (e) and 1 060 °C 30 min (f)

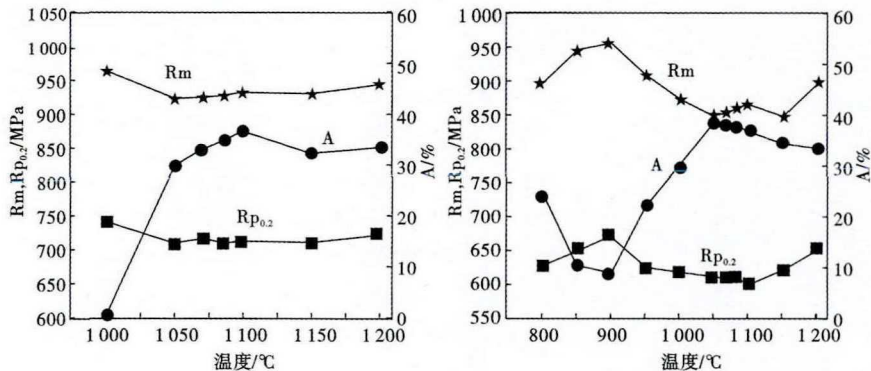


图 5 加热温度对 (a)S32707 (AG-3) 钢和 (b)S32750 (BG-1) 钢室温拉伸性能的影响  
Fig.5 Effect of heating temperature on tensile property of (a) S32707 (AG-3) steel and (b)S32750 (BG-1) steel at room temperature

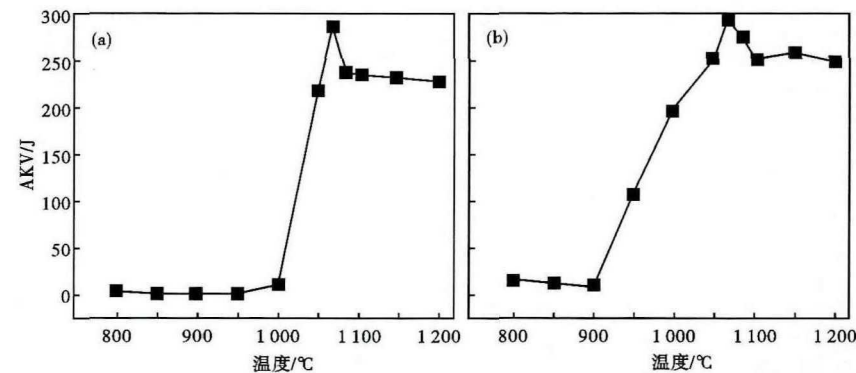


图 6 加热温度对 (a)S32707 (AG-3) 钢和 (b)S32750 (BG-1) 钢室温冲击性能的影响  
Fig.6 Effect of heating temperature on impact toughness of (a) S32707 (AG-3) steel and (b)S32750 (BG-1) steel at room temperature

温冲击韧性方面: S32707 (AG-3)、S32750 (BG-1) 的冲击功 (AKV) 差不多, 基本波动在 230 ~ 295 J 内, 同时, 两钢种室温冲击韧性在加热温度提高到约 1 070 °C 以上显示了明显下降的趋势, 这也源于铁素体的体积百分率增加, 导致塑性下降, 相变起主导作用的缘故, 见图 6。

管材加工过程中的中间退火及成品管材的固溶处理选择如下:

- (1) S32707 钢, 中间退火: 1 150 ~ 1 200 °C, 成品固溶处理温度为 1 100 ~ 1 160 °C;
- (2) S32750 钢, 中间退火: 1 100 ~ 1 150 °C, 成品固溶处理温度为 1 050 ~ 1 120 °C。

保温时间一般选择为 15 ~ 35 min 内。

上述热处理试验在  $\Phi 65$  mm 圆管坯取样进行的, 其试验结果与钢管上取样的试验结果十分接近。

### 3 结语

(1) S32707 钢的二次析出速度最快, 析出量最多。S32707、S32750、S32205 及 S31803 钢的  $\sigma$  相析出最大的敏感温度大致分别相应为: 950 °C、900 °C、850 °C、850 °C;  $\sigma$  相溶解温度大致分别相应为: 1 060 °C、1 010 °C、930 °C、930 °C; 在各自的  $\sigma$  相析出最大的敏感温度上, 保温 30 min, 水淬,  $\sigma$  相析出量分别相应为 31.5%、9.2%、3.22%、2.36%。

(2) S32750、S32205 及 S31803 钢工件内部温度比表面温度高, 故终轧 (锻) 表面温度控制可适当调整, 另外, 对 S32750 钢还应妥善控制加热速度, 防止工件在加热中开裂, 在  $\sigma$  相析出的温度区, 特别是析出敏感温度范围

内,不宜停留过长时间。

(3)防止 S32707 (PRE ≥49) 钢开裂的有效方法为:合理控制钢中 Cr ≤27%, N ≤0.4%, 并适当提高 Mo 含量;一般推荐合理加热速度为 2 ~ 2.5 °C/min, 在 σ 相析出温度区 850 ~ 1 050 °C 停留时间,不宜超过 2.5 h;严格控制终轧(锻)表面温度在 σ 相溶解温度(1 060 °C)以上。

(4)为防止 S32707 钢工件回炉加热前炉外空冷析出 σ 相,而导致回炉加热中因 σ 相累积而发生开裂,一方面应合理控制钢中 Cr、Mo、N 含量,另一方面应尽可能避免回炉重复加热,如操作上难以避免,应尽可能将工件轧(锻)至最小尺寸,以加快工件的冷却速度,在有条件的情况下,可采取工件水淬的方法,以

减少钢中 σ 相累积量。

(5)S32707 及 S32750 钢热穿孔圆管坯的加热温度推荐控制为:直径不大于 Φ80 mm 的圆管坯,分别相应为 1 140 ~ 1 160 °C、1 080 ~ 1 140 °C;直径大于 Φ80 mm 的圆管坯分别相应为 1 170 ~ 1 200 °C、1 150 ~ 1 200 °C,保温时间一般为 20 ~ 40 min。对直径不大于 Φ80 mm 的 S32707 圆管坯,中心钻孔的热穿孔荒管的内表面质量反不如中心不钻孔的。

(6)冷变形过程中,对 S32707 及 S32750 钢的道次间推荐中间退火温度分别为:1 150 ~ 1 200 °C、1 100 ~ 1 150 °C;最终成品推荐固溶处理温度分别为:1 100 ~ 1 160 °C、1 050 ~ 1 120 °C,保温时间一般为 15 ~ 35 min。

参考文献

[1]宋志刚,郑文杰,丰 涵,等.双相不锈钢关键有害相的析出特点及其对力学性能的影响.2012 年第四届中国国际双相不锈钢大会论文集[G],中国特钢企业协会不锈钢分会,2012:56-61.

[2]陈嘉视,杨卓越,杨 武,等.双相不锈钢中 σ 相的形成特点及其对性能的影响[J].钢铁研究学报,2006,18(8):1-6.

[3]Topolska S, Labanowski J. Effect of Microstructure on Impact Toughness of Duplex and Superduplex Stainless Steel. [J] Journal of Achievements in Material and Manufacturing Engineering, 2009, 36(2): 142-149.

[4]Tehovnik F, Arzensek B. Mirostructure Evolution in SAF 2507 Super Duplex Stainless Steel[J]. Materials and Technology, 2011, 45(4): 339-345.

[5]Zhang Binbin, Jiang Zhouhua, Li Huabing. Precipitation Behavior and Phase Transformation of Hyper Duplex Stainless Steel UNS S32707 at Nose Temperature[J]. Materials Characterization, 2017, 129:31-39.

[6]宋志刚,王宝顺,丰 涵,等. S32750 双相不锈钢冲击韧性影响因素探讨[G]. 2018 年第六届中国国际双相不锈钢大会论文集,中国特钢企业协会不锈钢分会,2018:1-7.

[7]陆世英,张 延,扬长强,等.《不锈钢》[M]. 北京:原子能出版社,1995.

[8]吴 玖,康喜范.《双相不锈钢》[M]. 北京:冶金工业出版社,1999.

[9]宋志刚,郑文杰,丰 涵,等.特超级双相不锈钢 022Cr27Ni7Mo5N 组织及性能研究[C]. 2012 年第四届中国国际双相不锈钢大会论文集,中国特钢企业协会不锈钢分会,2012:125-129.

[10]陆世英.超级不锈钢和高镍耐蚀合金[M]. 北京:化学工业出版社,2012.

[11]李国平,太钢双相不锈钢的发展及应用[C]. 2015 第五届中国国际双相不锈钢大会论文集,中国特钢企业协会不锈钢分会,2015: 72-77.

[12]邵 羽,王宝顺,王 坤,等.固溶处理对 022Cr25Ni7Mo4N 无缝钢管组织及力学性能的影响[C]. 2012 年第四届中国国际双相不锈钢大会论文集,中国特钢企业协会不锈钢分会,2012:80-84.

沈国雄(1942-),男,教授级高级工程师,1965 年西安冶金建筑学院(本科)毕业,金属材料 and 工艺研究。  
E-mail:343974519@qq.com

收稿日期:2019-08-15

下 期 要 目

HGH3126 镍基合金热变形行为及组织演变 ..... 付建辉

新型双结构氧枪与转炉熔池交互行为的水模实验 ..... 张国新等

Q235B 钢板坯连铸凝固传热行为的数值模拟计算 ..... 谢集祥等

Si 含量对 10B21 钢热轧盘条组织和性能的影响 ..... 李世琳等

控制 20CrMnTiH 齿轮钢氧含量和夹杂物的生产试验 ..... 王 敏等

120 t BOF-LF-VD-CC 流程高品质重轨钢 U75V 的生产实践 ..... 王建锋等

热处理对 40CrMnSiB 低合金超高强度钢组织和性能的影响 ..... 李建新等

碳对低碳搪瓷用钢密着性能的影响 ..... 张丽琴等

电渣重熔对 4J36 合金组织和力学性能的影响 ..... 李大航等