

# 固溶处理对含 Nb 双相耐热铸钢组织和性能的影响

张 昭, 滕铝丹, 杨弋涛

(上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444)

**摘要:** 以含Nb双相耐热铸钢为试验对象, 利用金相显微镜、硬度仪、扫描电镜 (SEM)、能谱分析 (EDS)、电化学测试、萃取、XRD等方法研究了不同温度下的固溶处理对其组织和性能的影响。结果表明, 随固溶温度的升高, 含Nb双相耐热铸钢中铁素体相比例增加, 碳化物的含量降低; 服役性能上表现为耐点蚀能力增强, 硬度先增大后减小。经综合考虑, 该铸钢的固溶处理温度建议设置在1 180 ℃。

**关键词:** 固溶处理; 双相耐热铸钢; 金相组织; 耐点蚀性能; 硬度

双相耐热钢作为先进的重要候选高温材料, 在超临界锅炉、核反应堆、超级加热器和化学反应堆等高温工作环境下应用广泛, 其组织由铁素体与奥氏体 (比例接近1:1) 两相所组成<sup>[1-3]</sup>, 同时兼具铁素体耐热钢的高强度、耐点蚀性和奥氏体耐热钢的良好焊接性与韧性等特点。

目前, 对于双相耐热钢的研究较其他钢种少, 一般为高铬、高镍的奥氏体耐热钢, 成本较高。近几年一些研究工作者如吴林才、安立聪等<sup>[4-11]</sup>, 通过降低Ni加入合金元素Mo、Nb达到既提高耐热钢的性能, 又节约成本的目的, 效果良好。另外, 固溶处理能够优化组织, 显著提高钢的性能。所以本试验对含Nb双相耐热铸钢分别进行四种不同温度的固溶处理, 拟探究固溶处理对含Nb双相耐热铸钢组织和性能的影响, 找到该钢种的最佳固溶温度范围。

## 1 试验材料制备与方法

### 1.1 试验材料及加工

本试验的材料是用15 kg的高真空感应炉熔炼的含Nb双相耐热铸钢。试验原材料以45#钢作为配料基础, 通过添加铬铁、纯铬、纯钼、纯锰、硅铁、纯钛、铌铁和纯铁来达到所需材料成分。使用移动式直读光谱直读仪实测得到的化学成分如表1所示。将铸锭在1 200 ℃下均匀化扩散退火2 h, 然后分别在1 060 ℃、1 100 ℃、1 140 ℃和1 180 ℃固溶保温40 min, 水冷, 为后续试验做准备, 这四种试样分别命名其代号为1#、2#、3#、4#, 如表2所示。

### 1.2 微观组织观察与硬度测试

利用JMAT-Pro软件计算试样的平衡相图; 将四组试样分别去氧化皮后, 各选一面进行手工磨样、抛光、腐蚀处理, 腐蚀剂用实验室自行配制的2.5 g FeCl<sub>3</sub>+25 mL HCl+50 mL H<sub>2</sub>O溶液, 腐蚀时间约45 s。制成金相样品后用尼康LV150正立式光学金相显微镜进行金相组织的观察并拍照。每组各选8张200倍金相照片, 用Image Pro Plus图像分析软件统计奥氏体相比例。通过HITACHI SU-1500钨灯丝扫描电子显微镜 (SEM) 和能谱分析 (SEM-EDS) 分析试样的显微组织及成分。使用HBE-3000A电子布氏硬度计进行硬度的测定, 为保证数据准确性每组试样各选五个点并取平均值。

#### 作者简介:

张 昭 (1998-), 女, 满族, 本科生, 主要研究方向为铸造双相耐热铸钢的固溶处理研究。E-mail: zhangzhaowork@126.com

#### 通讯作者:

杨弋涛, 男, 教授。电话: 021-66136550, E-mail: yangyitao@shu.edu.cn

中图分类号: TG156.94

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2019) 11-1220-08

#### 收稿日期:

2019-05-27 收到初稿,  
2019-06-18 收到修订稿。

表1 含Nb铸造双相耐热铸钢成分的设计范围和实测结果

Table 1 Design range and analysis results of chemical composition of Nb-containing duplex heat-resistant cast steel  $w_B/\%$ 

项目	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Ti	Nb	Fe
设计值	0.35~0.45	25.5~27.5	9.0	1.5	1.78	1.38	0.4	0.7	其他
实测值	0.446	26.21	8.95	1.5	1.63	1.26	0.399	0.7	其他

### 1.3 碳化物分析测试

将四组试样去氧化皮并称量，试样作为阳极并用半透膜与烧杯隔开，铜片作为阴极，电解液为实验室自行配制的柠檬酸试剂，通以15 V直流电压进行电解萃取，萃取时间约为10 h，经物理沉降、离心、烘干等处理得到碳化物，根据碳化物的重量与萃取溶解的试样的重量之比可得到碳化物的质量分数。之后，利用X射线衍射仪（XRD）进行物相分析， $2\theta$ 范围为 $30^\circ \sim 90^\circ$ ，扫描速度为 $4^\circ/\text{min}$ 。用Jade软件确定碳化物的种类，完成碳化物的定性定量分析。

### 1.4 电化学测试

将四组试样切割成 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 大小的片状试样，使用AB胶、模具、导电胶、导线等做成电化学试样，经200-2000号的水磨砂纸打磨、抛光，最后用酒精清洗热风吹干备用。电化学测试使用Reference600 Gamry电化学工作站，其具有标准的三电极体系，试样作为工作电极，参比电极为饱和甘汞电极（SCE），辅助电极为260型Pt电极。所测电位均相对于SCE电位，电解质溶液为质量分数为3.5%的NaCl溶液，恒温水浴为 $(50 \pm 2)^\circ\text{C}$ 。并在ZsimDemo软件中选择合适的等效电路，进行交流阻抗结果的拟合。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织和硬度分析

用JMAT-Pro软件计算的试样的平衡相图结果如图1所示。计算结果表明，随着固溶温度升高，铁素体相比例增大，奥氏体相比例减少。碳化物的析出主要有两种，分别是 $M_{23}C_6$ 和 $M(C, N)$ ，含量随固溶温度的升高而降低。

四组试样金相组织图像如图2所示。正如相图计算结果所显示的，其组织主要由铁素体和奥氏体两相组成，其中颜色较深、连在一起的为奥氏体相，浅色组织为铁素体相。奥氏体相中可明显的看见白色析出相，经后续的EDS和XRD测定为富Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。试样在凝固过程中，铁素体相先析出，随后富Cr的 $M_{23}C_6$ 碳化物在铁素体中析出，因奥氏体与碳化物均为面心立方结构，所以奥氏体相在碳化物周围形核并长大，最终表现为奥氏体和铁素体两相均匀分布、富Cr的碳化物分布在两相的相界面处。

表2 四组不同固溶温度的热处理工艺

Table 2 Solution and annealing treatment processes of four groups of samples

试样	固溶处理	退火
1 <sup>#</sup>	1 060 °C保温40 min, 水冷	1 200 °C保温2 h
2 <sup>#</sup>	1 100 °C保温40 min, 水冷	
3 <sup>#</sup>	1 140 °C保温40 min, 水冷	
4 <sup>#</sup>	1 180 °C保温40 min, 水冷	

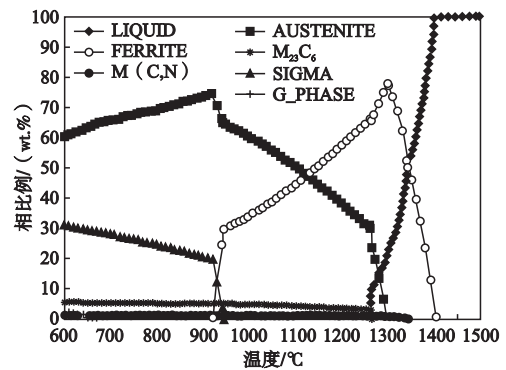


图1 试样的热力学平衡相图

Fig. 1 Thermodynamic equilibrium phase diagram of sample

经不同温度固溶处理后试样的奥氏体相比例以及硬度测试结果如表3所示。由此可见，随着固溶温度升高，试样中奥氏体相的百分含量逐渐降低，铁素体相的百分含量升高，与相图计算结果的趋势一致。在双相耐热铸钢中铁素体相为硬相，所以在固溶温度低于 $1\ 140^\circ\text{C}$ 时，随固溶温度升高，试样的硬度也相应增加。但固溶温度高于 $1\ 140^\circ\text{C}$ 时，试样的硬度反而降低，表明铁素体相不是决定硬度的唯一影响因素。整体来看，四组试样硬度相差不大。

### 2.2 碳化物分析

电解萃取后四种不同试样中碳化物占比结果列于表4。随固溶温度升高，碳化物质量分数逐渐由9.76%减少为7.23%。由图3不同固溶温度处理试样的XRD分析结果可见，碳化物种类均为 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 和 $(Ti, Nb)C$ 两种，其比例统计见表4。根据XRD分析结果可知， $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 衍射峰逐渐由占比72.28%减弱到61.40%，而 $(Ti, Nb)C$ 的衍射峰逐渐由占比27.72%增强到38.60%。

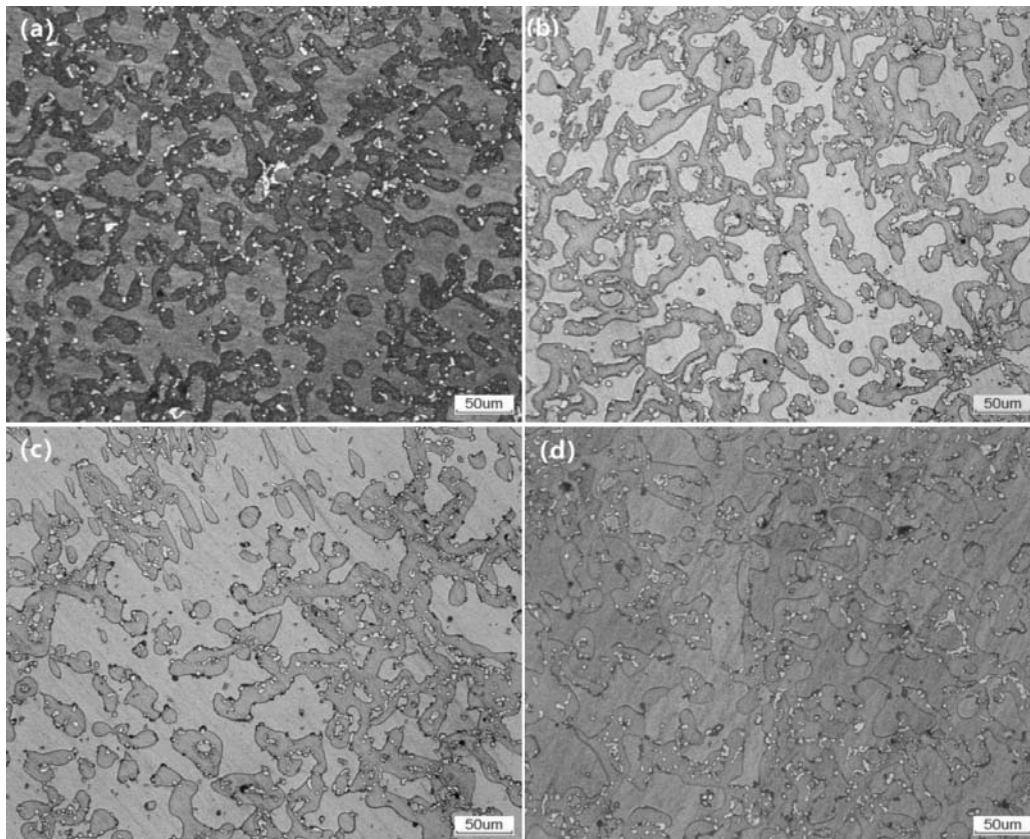
(a) 1<sup>#</sup>; (b) 2<sup>#</sup>; (c) 3<sup>#</sup>; (d) 4<sup>#</sup>

图2 经不同温度固溶处理后的试样金相组织

Fig. 2 Microstructures of solution treated samples at different temperatures

众所周知, Nb和Ti均为强碳化物形成元素, 与C的结合力大于Cr, 因此含Nb、Ti钢在铸造过程中优先形成MC型碳化物。在本试验钢中, 由于碳含量较高, 所有含有大量的 $M_{23}C_6$ 型以及MC型碳化物。从相图结果可知,  $M_{23}C_6$ 型碳化物的溶解温度低于MC型碳化物的溶解温度, 随固溶温度升高,  $M_{23}C_6$ 型碳化物逐渐溶解, MC碳化物比例增加, 这是碳化物的质量分数减少的原因。从前面结果已知, 材料硬度随固溶温度升高, 表现为先升后降, 这主要与双相耐热铸钢中硬的铁素体相逐渐增加, 而碳化物逐渐减少有关。在1 140 ℃以下, 铁素体相是影响硬度的主要因素, 而随着固溶温度进一步上升, 碳化物的减少成为影响硬度的主导因素。

## 2.3 电化学测试结果分析

### 2.3.1 极化曲线测试结果

四组不同固溶温度处理后试样的动电位极化曲线如图4所示。在曲线的阳极极化区, 当电路的电压较小还不足以击穿钝化膜时, 钝化膜能有效地阻止点蚀的

表3 经不同温度固溶处理后试样的奥氏体相比例和硬度  
Table 3 Austenite phase proportion and hardness of solution treated samples at different temperatures

试样	奥氏体相比例/%	硬度平均值HB
1 <sup>#</sup>	53.83	274
2 <sup>#</sup>	53.15	281
3 <sup>#</sup>	50.31	285
4 <sup>#</sup>	48.18	277

表4 经不同温度的固溶处理后试样的碳化物的质量分数及比例统计

Table 4 Mass fraction and proportion statistics of carbides in solution treated samples at different temperatures

试样	碳化物/%	(Cr, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> : (Ti, Nb) C
1 <sup>#</sup>	9.76	72.28 : 27.72
2 <sup>#</sup>	8.33	70.14 : 29.86
3 <sup>#</sup>	7.34	69.38 : 30.62
4 <sup>#</sup>	7.23	61.40 : 38.60

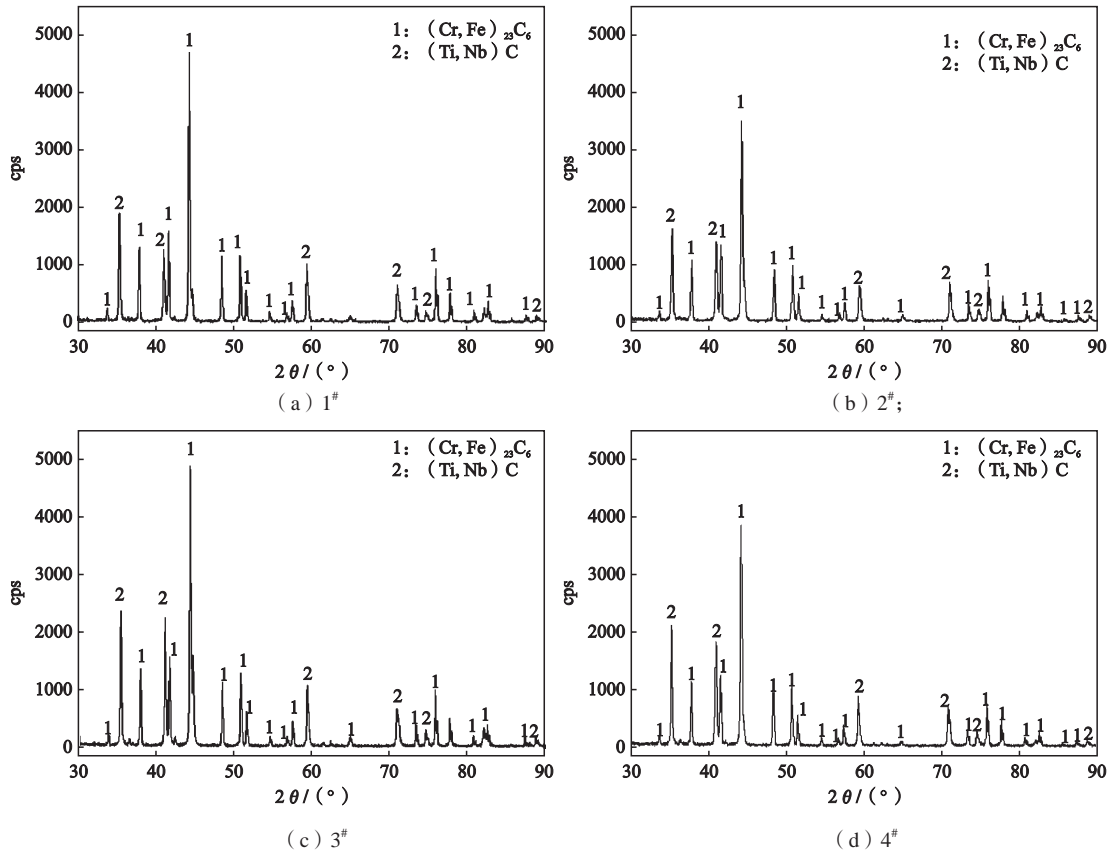


图3 经不同温度固溶处理后试样的XRD结果

Fig. 3 XRD results of solution treated samples at different temperatures

扩散，这时电路的电流密度缓慢稳定的增加；当电压达到一定值时，亚稳态点蚀坑的形成导致钝化膜的破裂和再钝化过程，曲线上表现为不同程度的小波动；当电压增加到击穿电压后，钝化膜被完全破坏，表面出现较稳态的点蚀坑<sup>[12]</sup>。由图中可以看出，随固溶温度升高，阳极极化区电流密度逐渐降低，曲线向正方向移动，因此可以判断固溶温度对双相耐铸钢的耐腐蚀性有一定影响。

为进一步对比不同固溶温度试样的耐点蚀性能，运用塔菲尔极化外推法测定不同试样的腐蚀电位 $E_{corr}$ 、腐蚀电流 $I_{corr}$ ，同时找到电流密度为 $0.01 \text{ mA/cm}^2$ 时曲线所对应的点蚀电位 $E_p$ ，结果如表5所示。

试样的腐蚀电位 $E_{corr}$ 、腐蚀电流 $I_{corr}$ 以及点蚀电位 $E_p$ 大小代表了试样耐点蚀性能的强弱。一般试样的腐蚀电位越高，电路中电压越大、腐蚀电流越小、点蚀电位越高，试样在腐蚀溶液中抵抗点蚀的能力就越强<sup>[2]</sup>。如表5结果可知，随着固溶温度升高，试样的腐蚀电位增加，腐蚀电流减小，点蚀电位升高，所以耐点蚀性能随固溶温度的升高而增强。试样4#的 $E_{corr}$ 最高、 $I_{corr}$ 最小、 $E_p$ 最高，因此试样4#的耐点蚀性能最好。

2.3.2 电化学交流阻抗测试结果

试样的电化学阻抗图谱用Zsindemo软件进行等效

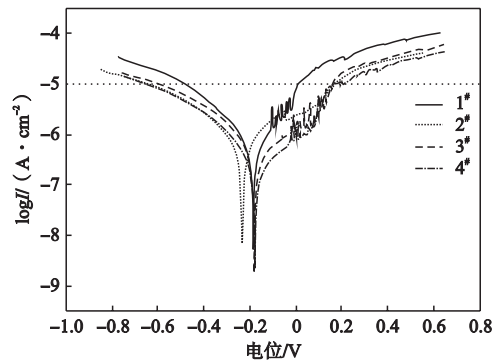


图4 经不同温度固溶处理后试样的动电位极化曲线

Fig. 4 Dynamic potential polarization curves of solution treated samples at different temperatures

表5 经不同温度固溶处理后试样的腐蚀电位、腐蚀电流和点蚀电位

Table 5 Corrosion potential, corrosion current and pitting potential of solution treated samples at different temperatures

试样	$E_{corr}/V$	$I_{corr}/(\text{nA} \cdot \text{cm}^{-2})$	$E_p/V$
1#	-0.195	295.12	0.005
2#	-0.235	251.19	0.160
3#	-0.182	190.55	0.152
4#	-0.175	123.03	0.164

电路拟合, 等效电路模型为R ( Q ( R ( QR ) ) ) , 如图5所示。等效电路中,  $R_s$ 、 $R_1$ 、 $R_2$ 分别为溶液电阻、微孔内电阻以及电荷转移电阻; 常相位角元件CPE1、CPE2分别替代钝化膜电容和基体金属与钝化膜之间的电双层电容<sup>[12]</sup>。由于电双层电容会受位错、晶界等因素影响, 造成钝化膜表面的不均匀, 与“纯电容”存在一定的偏离, 所以用常相位角元件CPE代替, 其阻抗的表达式如式(1)所示<sup>[13-15]</sup>:

$$Z_{CPE} = 1/Y_0 \cdot (j\omega)^{-n}, \quad 0 < n < 1 \quad (1)$$

式中:  $Y_0$ 是等效电路模型中元件CPE的导纳;  $n$ 是CPE的弥散系数。

拟合完成后输出并保存原始数据和拟合数据, 将数据导入origin软件中进行绘图操作。结果如图6所示。其中, 图6a、b是Bode图, 分别为阻抗-频率关系图和相角-频率的关系图; 图6c是Nyquist图, 为阻抗虚部与实部关系图, 每个图的散点为原始数据, 曲线为拟合数据。

Bode图6a、b中与Nyquist图中的分析结果趋势相同。随着频率的增大, 试样的阻抗呈现不断减小后趋于稳定, 然后又有减小趋势的情况; 在高频区和低频区都出现了一次相位角峰值, 相应于双电层的容抗弧引起了高频区的峰值, 相应于等效电容CPE1的容抗弧引起了低频区的峰值。

在Nyquist图中, 对于耐点蚀性能的判断要根据容抗弧的半径大小。在图6c中可以看到, 试样的Nyquist

图出现了两个容抗弧, 高频率的前边小半径的容抗弧对应的是钝化膜电阻 $R_1$ , 而后边的低频区的大半径的容抗弧对应的是电荷转移电阻 $R_2$ , 试样大容抗弧半径随固溶温度的升高而逐步增大, 说明其对应的等效电路的电荷转移电阻逐步增大, 耐点蚀性能逐渐增强。

利用ZSimDemo软件获得拟合后的等效电路模型中各元件的等效电路的拟合参数, 得到的参数拟合结果在表6中。

$n$ 值越接近于1, 体系越接近于纯电容。本次试验的 $n$ 值均为0.8左右, 说明体系与“纯电容”体系还存在一定的偏差, 主要是由于试样表面的不均匀性导致的, 四组试验 $n$ 值相近, 由试样表面不均匀引起的偏离可以暂时忽略。从表6中可以看出, 溶液电阻的电阻值 $R_s$ 是比较相近的, 说明试验的条件是相近的。试样表面的电荷转移电阻( $R_2$ )是影响试样在腐蚀溶液中耐点蚀能力的关键因素,  $R_2$ 越大, 试样在腐蚀介质中的腐蚀

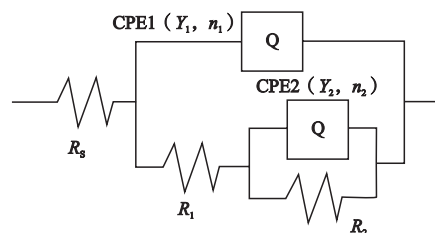


图5 等效电路模型R ( Q ( R ( QR ) ) )  
Fig. 5 Equivalent circuit model R ( Q ( R ( QR ) ) )

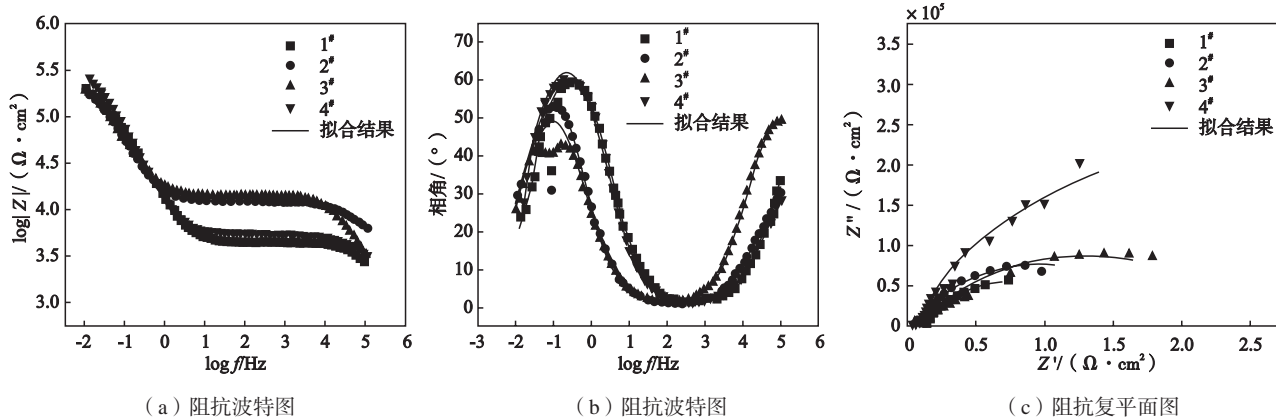


图6 经不同温度固溶处理后试样的阻抗测试结果

Fig. 6 Impedance test results of solution treated samples at different temperatures

表6 经不同温度固溶处理后试样的等效电路参数  
Table 6 Equivalent circuit parameters of solution treated samples at different temperatures

	$R_s / (\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$n_1$	$Y_1 / (\text{S} \cdot \text{s}^{n_1} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_1 / (\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$n_2$	$Y_2 / (\text{S} \cdot \text{s}^{n_2} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_2 / (\Omega \cdot \text{cm}^2)$
1 <sup>#</sup>	840.2	0.82	$3.41 \times 10^{-9}$	13 624	0.8	$3.07 \times 10^{-5}$	$1.41 \times 10^5$
2 <sup>#</sup>	1 280	0.78	$1.60 \times 10^{-8}$	9 380	0.83	$2.64 \times 10^{-5}$	$1.82 \times 10^5$
3 <sup>#</sup>	1 101	0.82	$6.01 \times 10^{-9}$	4 095	0.84	$1.91 \times 10^{-5}$	$3.10 \times 10^5$
4 <sup>#</sup>	1 010	0.8	$3.31 \times 10^{-9}$	49 690	0.8	$1.72 \times 10^{-5}$	$8.34 \times 10^5$

电流越小,其抵抗点蚀能力越好。由表6可知,试样4#的 $R_2$ 值最大,然后依次是试样3#、2#、1#,耐点蚀能力随固溶温度的升高而增强。与上文中阻抗谱图分析结果和动电位极化曲线分析结果相同。随着固溶温度升高,试样的耐腐蚀能力增强,耐腐蚀能力最强的是试样4#,故该钢种最适宜的固溶温度为1 180 ℃。

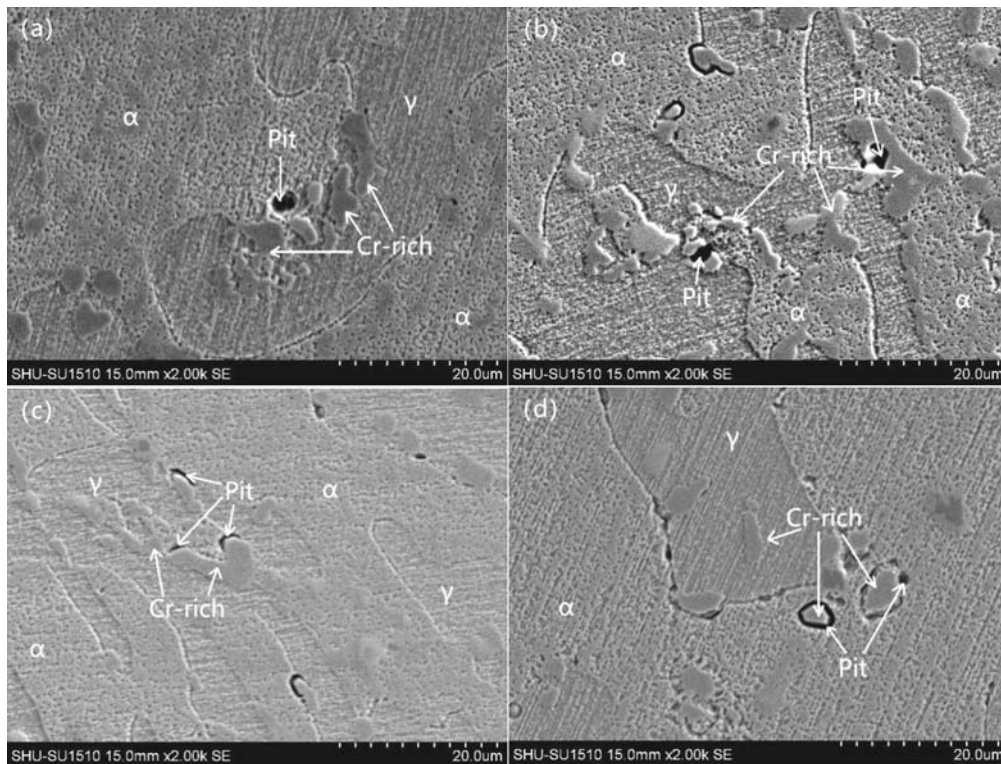
### 2.3.3 点蚀形貌观察及机理分析

图7是经动电位极化曲线测定后四组试样的腐蚀形貌。电化学腐蚀后的试样用氯化铁盐酸进行表面组织的腐蚀处理后再进行扫描和能谱分析,主要观察分析试样发生点蚀的区域。

为了更加准确地判断微观组织的组成及点蚀坑所

在位置,用型号HITACHI SU-1500型扫描电镜的能谱分析软件INCA对试样1#的表面组织进行点扫描分析,根据成分来确定和分析点蚀坑的位置,1#试样腐蚀形貌点扫描分析区域如图8所示,点扫描结果如表7所示。

由于Cr是铁素体形成元素,在铁素体中溶解度高,根据表7中的EDS分析结果判断,图8中较光滑的区域1中Cr溶解度较低为奥氏体相,凸出的区域2中Cr的溶解度较高为铁素体相,而在奥氏体相中以及两相交界处存在较深色的块状相(区域3)为富Cr的 $M_{23}C_6$ 碳化物。基体被腐蚀后,从图中可看出在基体表面出现点蚀坑。点蚀坑主要分布在富Cr碳化物周围奥氏体中和两相相界处。



(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#; (d) 4#

图7 经不同温度固溶处理后试样的腐蚀形貌

Fig.7 Corrosion morphologies of solution treated samples at different temperatures

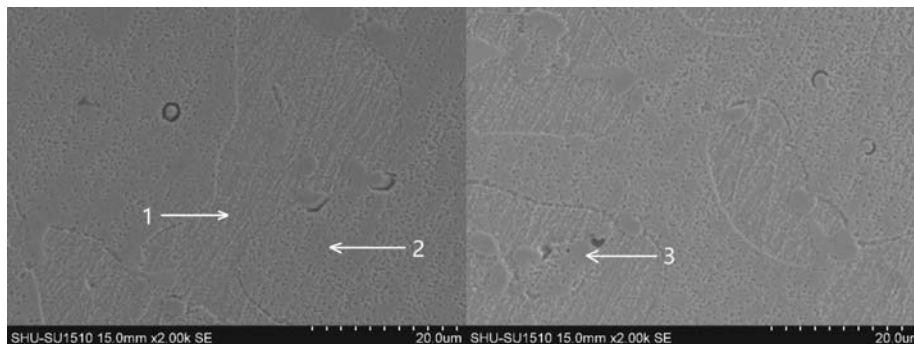


图8 1#试样腐蚀形貌点扫描分析区域

Fig. 8 Point scanning analysis areas of sample 1#

综上, 含Nb双相耐热铸钢中产生点蚀坑的区域主要集中在奥氏体相中的富Cr碳化物周围以及铁素体与奥氏体两相相界面。由于Cr元素富集在富Cr碳化物中, 导致其周围区域Cr元素的贫乏, 而Cr是组成钝化膜的重要元素, 当试样在含Cl<sup>-</sup>的溶液中时, 贫Cr区钝化膜的稳定性相对较弱, 容易形成稳态点蚀坑, 所以富Cr碳化物周围是形成点蚀坑的常见区域。另外, 含Nb双相耐热铸钢中合金元素含量较高, 碳化物也较多, 尤其是富Cr碳化物极易沿两相相界面析出, 导致相界面溶解的Cr元素含量下降, 钝化膜的稳定性减弱, 所以与富Cr碳化物附近易发生点蚀的原因相同, 铁素体与奥氏体相的相界面也是形成点蚀坑的常见区域<sup>[2]</sup>。因此在本试验钢中富Cr碳化物的析出是加速钝化

膜的破坏和萌生点蚀坑的最主要原因, 是影响含Nb双相耐热铸钢耐腐蚀能力的关键因素。所以控制富Cr碳化物的析出是提高铸造双相耐热铸钢抗点蚀能力的关键。

同时, 含Nb钢中Nb元素能够加入到钝化膜中并起到促进钝化膜的作用。当钝化膜在Cl<sup>-</sup>的腐蚀环境中被破坏时, Nb元素能减缓钝化膜被腐蚀的速度, 同时能促进钝化膜的再生, 作者思考归纳的机理示意图如图9所示。当固溶温度升高时, 可能会有更多的Nb加入到钝化膜中, 使钝化膜更加稳定, 从而增强了耐点蚀能力<sup>[13]</sup>。所以, 随着固溶温度升高, 在富Cr碳化物含量减少和钝化膜中更多Nb的加入的双重积极影响下, 试样的耐点蚀能力得以增强。

表7 1<sup>#</sup>试样点扫描不同区域成分统计  
Table 7 Point scanning results of different areas in sample 1<sup>#</sup>

区域	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	C	区域	w <sub>B</sub> /%
1	1.69	23.69	1.07	58.84	14.10	0.61		奥氏体	
2	1.52	26.77	2.09	61.11	8.16	0.35		铁素体	
3		69.71		20.65			9.64	富Cr碳化物	

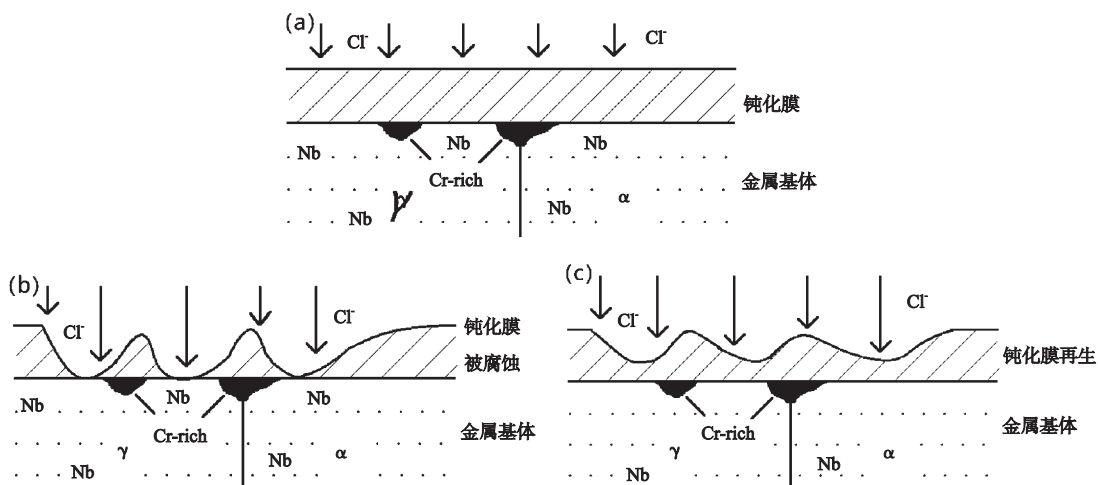


图9 Nb元素促进钝化膜再生的机理示意图

Fig. 9 Schematic diagram of Nb promoting regeneration of passivation film

### 3 结论

(1) 随着固溶温度升高, 含Nb双相耐热铸钢中奥氏体相比例减少, 铁素体相比例增加, 硬度先增加后下降, 但总体相差不大; 固溶温度为1 140 ℃时, 试样硬度最高, 为HBS 285。

(2) 随着固溶温度升高, 碳化物析出的质量分数越来越少, 其组成主要为M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>和(Ti, Nb)C两种类型。

(3) 电化学试验结果表明, 随着固溶温度升高, 含Nb双相耐热铸钢的耐点蚀性能增强, 这主要与富Cr碳化物的析出减少以及钝化膜稳定性提高有关, 点蚀主要发生在富Cr碳化物周围和铁素体与奥氏体两相的相界面。

(4) 综合考虑材料的硬度以及耐点蚀性能等结果, 对于含Nb双相耐热铸钢而言, 建议在固溶处理时将固溶温度设置在1 180 ℃为宜。

## 参考文献:

- [1] 安立聪, 曹静, 杨弋涛. 27Cr-1.7Mn-9Ni-1.5Mo-0.3Nb铸造双相不锈钢高温氧化行为研究 [J]. 铸造, 2016, 65 (11): 1102-1105.
- [2] 滕铝丹, 曹静, 张拓, 等. 含Ti铸造双相不锈钢组织与耐腐蚀性能研究 [J]. 铸造, 2017, 66 (12): 1317-1321.
- [3] 刘腾轼, 杨弋涛. 钼对含钨低合金铸钢碳化物析出行为的影响 [J]. 铸造, 2015, 64 (1): 60-64.
- [4] 吴林才, 安立聪, 杨弋涛. 一种节镍经济型耐热铸钢的点蚀行为研究 [J]. 铸造, 2016, 65 (2): 146-15.
- [5] WU H C, YANG B, WANG S L, et al. Effect of thermal aging on corrosion fatigue of Z3CN20.09M duplex stainless steel in high temperature water [J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 655: 183-192.
- [6] 安立聪, 吴林才, 曹静, 等. 固溶处理对低镍耐热铸钢微观组织及主要元素分布的影响 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36 (S2): 88-93.
- [7] 滕铝丹, 张拓, 臧其玉, 等. Nb对铸造双相耐热钢高温氧化的影响 [J]. 钢铁研究学报, 2019, 31 (4): 415-423.
- [8] 杨征, 赵新宝, 张醒兴, 等. 热处理工艺对S31042奥氏体耐热钢显微组织和力学性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39 (2): 93-100.
- [9] 吴林才, 徐京, 杨弋涛. Mo和Nb对节镍型耐热铸钢组织和力学性能的影响 [J]. 铸造技术, 2016, 37 (5): 875-879.
- [10] 吴玖. 双相耐热钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999: 134-148.
- [11] YAN J, GU Y, SUN F, et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of a 25Cr-20Ni heat resistant alloy after long-term service [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 675: 289-298.
- [12] 曹静, 安立聪, 齐兴, 等. 含Ti铸造双相不锈钢点蚀行为研究 [J]. 材料研究学报, 2017, 31 (7): 553-560.
- [13] BAI Guanshun, LU Shanping, LI Dianzhong, et al. Influences of niobium and solution treatment temperature on pitting corrosion behaviour of stabilised austenitic stainless steels [J]. Corrosion Science, 2016, 108: 111-124.
- [14] 安立聪, 刘腾轼, 边璐, 等. 合金元素Mo和Nb对中碳低合金铸钢组织和性能的影响 [J]. 铸造技术, 2015, 36 (4): 847-850.
- [15] 曹楚南. 腐蚀电化学原理 [M]. 2版. 北京: 化学工业出版社, 2004: 169-190.

---

## Effect of Solution Treatment on Microstructure and Properties of Nb-Containing Duplex Heat-Resistant Cast Steel

ZHANG Zhao, TENG Lü-dan, YANG Yi-tao

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**Abstract:**

The effects of solution treatment at different temperatures on the microstructure and properties of Nb-containing duplex heat-resistant cast steel were studied by means of metallographic microscope, hardness tester, SEM, EDS, electrochemical testing, extraction experiments and XRD. The results show that the proportion of ferrite phase increases and the content of carbides decreases with increasing solution temperature. In terms of service performance, pitting corrosion resistance increases, and the hardness first increases and then decreases. By comprehensive assessment of all factors, it is advised that solution treatment of the Nb-containing duplex heat-resistant steel castings is carried out at 1 180 °C .

**Key words:**

solution treatment; duplex heat-resistant cast steel; metallographic structure; pitting corrosion resistance; hardness