



# 双相不锈钢 加工制造实用指南

## 双相不锈钢加工制造实用指南

2018年第三版

© 国际钼协会 1999–2018

ISBN 978-1-907470-37-0

国际钼协会(IMOA)出版, 英国伦敦

[www.imoa.info](http://www.imoa.info)

[info@imoa.info](mailto:info@imoa.info)

美国宾州匹兹堡TMR不锈钢咨询机构撰写

德国慕尼黑circa drei设计

### 致谢

IMOA感谢国际不锈钢论坛和欧洲不锈钢协会对本手册的支持和审阅。我们还要感谢以下公司对本手册详细的建议和贡献: 阿塞里诺克斯、阿里根尼路德卢姆、安普朗、Aquatech, 安赛乐米塔尔、宝钢, 哥伦布不锈钢、JSL有限公司、日本冶金工业、北美不锈钢、奥托昆普不锈钢、山特维克、世伟洛克和烨联钢铁公司。

国际钼协会 (IMOA) 竭力确保所提供的信息在技术上是正确的。但是, IMOA不代表或保证本手册信息的准确性或对于任何一般或特殊用途的适用性。本文仅供读者参考, 不能代替任何个人的决策步骤。在未获得专业意见前不应当用于任何一般或特殊用途。对于使用本出版物信息所引起的损失、损害或伤害, IMOA及其成员、职员和顾问不承担任何责任或义务。本出版物主要使用ASTM和EN国际标准规范, 而各国材料标准可能有所不同。

封面照片: 英国布里斯托Temple Quay的Meads Reach桥,  
[www.m-tec.uk.com](http://www.m-tec.uk.com) (加工制造商), [www.photogenics.com](http://www.photogenics.com) (照片)

## 目录

<b>1</b>	<b>引言</b>	<b>4</b>	<b>11</b>	<b>双相不锈钢的机加工</b>	<b>36</b>
			11.1	双相不锈钢机加工的一般原则	36
<b>2</b>	<b>双相不锈钢的历史</b>	<b>5</b>	11.2	车削和端面车削	37
			11.3	采用硬质合金刀具进行端面铣削	38
<b>3</b>	<b>化学成分和合金元素的作用</b>	<b>8</b>	11.4	采用高速钢钻头进行螺旋钻	39
3.1	双相不锈钢的化学成分	8			
3.2	双相不锈钢中合金元素的作用	8	<b>12</b>	<b>双相不锈钢的焊接</b>	<b>40</b>
			12.1	一般焊接准则	40
<b>4</b>	<b>双相不锈钢的冶金学</b>	<b>10</b>	12.1.1	双相不锈钢和奥氏体不锈钢的区别	40
4.1	奥氏体-铁素体相平衡	10	12.1.2	原材料的选择	40
4.2	析出相	11	12.1.3	焊前清理	40
			12.1.4	接头设计	40
<b>5</b>	<b>耐腐蚀性能</b>	<b>14</b>	12.1.5	预热	42
5.1	耐酸腐蚀性能	14	12.1.6	热输入与层间温度	42
5.2	耐碱腐蚀性能	15	12.1.7	焊后热处理	42
5.3	耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能	15	12.1.8	理想的相平衡	42
5.4	耐应力腐蚀断裂	17	12.1.9	异种金属的焊接	43
			12.2	焊接工艺评定	44
<b>6</b>	<b>终端用户技术要求和质量控制</b>	<b>20</b>	12.3	焊接方法	44
6.1	标准试验要求	20	12.3.1	气体保护钨极电弧焊 (GTAW/TIG)	44
6.1.1	化学成分	20	12.3.2	气体保护金属极电弧焊 (GMAW/MIG)	46
6.1.2	固溶退火和淬火	20	12.3.3	药芯焊丝电弧焊 (FCW)	48
6.2	特殊试验要求	21	12.3.4	手工电弧焊 (SMAW/焊条)	48
6.2.1	拉伸和硬度试验	21	12.3.5	埋弧焊 (SAW)	50
6.2.2	弯曲试验	22	12.3.6	堆焊 - 电渣焊 (ESW)	50
6.2.3	冲击试验和有害相的金相检查	22	12.3.7	电子束焊和激光焊	51
6.2.4	用金相或磁性法测定相平衡	23	12.3.8	电阻焊	51
6.2.5	腐蚀试验	24			
6.2.6	生产性焊接和检验	25	<b>13</b>	<b>其他连接方法</b>	<b>52</b>
<b>7</b>	<b>力学性能</b>	<b>26</b>	13.1	坡口准备	52
			13.2	粘合剂	52
<b>8</b>	<b>物理性能</b>	<b>29</b>	13.3	软钎焊	52
			13.4	硬钎焊	52
<b>9</b>	<b>切割</b>	<b>31</b>	<b>14</b>	<b>加工后清理</b>	<b>53</b>
9.1	锯切	31	14.1	标记笔印迹、油漆、灰尘和油污	53
9.2	剪切	31	14.2	嵌入铁 (含铁化合物污染)	53
9.3	纵切	31	14.3	焊接飞溅、焊接变色、焊剂、焊渣、引弧斑	54
9.4	冲孔	31			
9.5	等离子和激光切割	31	<b>15</b>	<b>双相不锈钢的应用</b>	<b>55</b>
<b>10</b>	<b>成形</b>	<b>32</b>			
10.1	热成形	32		<b>补充资料</b>	<b>58</b>
10.1.1	固溶退火	33		<b>参考文献</b>	<b>61</b>
10.2	温成形	34		<b>附录1: 双相不锈钢命名和产品名称</b>	<b>62</b>
10.3	冷成形	34		<b>附录2: 标准规范汇总</b>	<b>64</b>
10.4	冲压成形	35			
10.5	旋压成形	35			

# 1 引言

双相不锈钢是一个集优良耐腐蚀性、高强度和易于制造加工等诸多优异性能于一身的钢类。其物理性能介于奥氏体不锈钢和铁素体不锈钢之间，但更接近于铁素体不锈钢和碳钢。双相不锈钢耐氯化物点蚀和缝隙腐蚀的能力取决于铬、钼、钨和氮含量，它们可以类似于316不锈钢，也可高于海水用不锈钢如6%Mo奥氏体不锈钢。所有双相不锈钢耐氯化物应力腐蚀断裂的能力均明显优于300系奥氏体不锈钢，而且其强度也大大高于奥氏体不锈钢，同时表现出良好的延展性和韧性。

双相不锈钢的制造加工与奥氏体不锈钢有许多相似之处，但也有重要区别。双相不锈钢的高合金含量和高强度要求在制造工艺上进行一些改变。这本小册子是为加工制造商和承担制造任务的最终用户准备的，它集中介绍了双相不锈钢成功进行加工制造的实用信息。本书假定读者已具备不锈钢的加工制作经验，因此，给出了双相不锈钢和300系奥氏体不锈钢及碳钢之间的性能和加工方法的对比数据。

我们希望这本出版物能够使读者了解双相不锈钢部件和设备的加工制造，认识到双相不锈钢的加工制造不同于一般的不锈钢，但并不困难。



瑞典斯德哥尔摩的双相不锈钢桥 © Outokumpu

## 2 双相不锈钢的历史

双相不锈钢已有近80年的历史，其显微组织中铁素体相与奥氏体相大约各占一半。早期的牌号是铬、镍和钼的合金。第一批锻轧双相不锈钢于1930年在瑞典生产，并用于亚硫酸盐造纸工业，开发这些牌号是为了减少早期高碳奥氏体不锈钢的晶间腐蚀问题。1930年芬兰生产出双相不锈钢铸件，1936年Uranus 50的前身在法国获得专利。二战后，AISI 329不锈钢成为成熟的牌号并广泛用于硝酸装置的热交换器管道。3RE60是专为提高耐氯化物应力腐蚀断裂(SCC)性能而开发的第一代双相不锈钢牌号之一；后来，锻轧和铸造双相不锈钢牌号均用于各种加工工业，包括容器、热交换器和泵。

第一代双相不锈钢具有良好的性能，但在焊接状态下有局限性。焊缝的热影响区(HAZ)由于铁素体过多而韧性低，并且耐腐蚀性明显低于母材。1968年不锈钢精炼和氩氧脱碳(AOD)工艺的发明，使一系列新不锈钢钢种的产生成为可能。AOD所带来的诸多进步之一便是氮作为合金元素的刻意添加。双相不锈钢的氮合金化使焊接状态下HAZ的韧性和耐腐蚀性能够接近于母材。随着奥氏体稳定性的提高，氮也降低了有害金属间相的形成速率。

第二代双相不锈钢具有氮合金化的特征。这一新的商品化进展始于70

年代后期，正好与北海海上油气田的开发以及对具有优异耐氯离子腐蚀性能、良好的加工性能和高强度的不锈钢的需求相吻合。2205成为第二代双相不锈钢的主要牌号并广泛用于海上石油平台集气管线和处理设施。由于这类钢的强度高，允许平台设备壁厚减薄，重量减轻，因此其应用有很大的吸引力。

如同奥氏体不锈钢一样，双相不锈钢包含一系列腐蚀特性各不相同的牌号，其耐腐蚀性能取决于它们的合金成分。双相不锈钢一直在不断发展，本指南根据耐腐蚀性，将现代双相不锈钢分为五类。也曾有其它的分类方法被提出，但对各类的定义未达成一致。

- 不刻意添加钼的**经济型双相不锈钢**，如2304；
- **含钼的经济型双相不锈钢**，如S32003；
- Cr含量约22%、Mo含量3%的**标准双相不锈钢**，如2205，是主要的牌号，约占双相不锈钢用量的60%；
- Cr含量约25%、Mo含量3%**超级双相不锈钢**，PREN值40-45，如2507；
- **特超级双相不锈钢**，Cr和Mo含量比超级双相不锈钢更高，PREN值大于45，如S32707。

不锈钢耐局部腐蚀性能与其合金元素含量有很强的相关关系。能够增加耐点蚀能力的元素主要有Cr、Mo和N。尽管W不常用，但它的有效贡献约为Mo的一半(以重量百分比计)。不锈钢在氯离子溶液中的相对耐点蚀能力与不锈钢成分之间的关系可以用一个经验关系式来描述，叫做耐点蚀当量数(PREN)。奥氏体不锈钢和双相不锈钢的PREN计算公式如下：

$$\begin{aligned} * \text{PREN} &= \text{耐点蚀当量} \\ &= \text{Cr} + 3.3(\text{Mo} + 0.5\text{W}) + 16\text{N} \end{aligned}$$

这里Cr、Mo、W和N分别代表这些元素的含量，单位是重量%。

表1给出了第二代锻轧双相不锈钢和铸造双相不锈钢的化学成分和典型的PREN值范围，为便于比较，第一代双相不锈钢和最常用的奥氏体不锈钢也包括在其中。

注：文中以牌号或企业名称形式引用的每一个双相不锈钢均可在表1或附录1中找到。

表1 锻轧和铸造双相不锈钢的化学成分(重量%)和PREN值范围\*(为便于比较,也列出了奥氏体钢牌号)

牌号	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PREN
锻轧双相不锈钢											
第一代双相不锈钢											
<b>329</b>	S32900	1.4460	0.08	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	-	1.00	-	-	30-31
	S31500	1.4424	0.03	18.0-19.0	4.3-5.2	2.5-3.0	0.05-0.10	-	-	-	28-29
	S32404		0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2.0-3.0	0.20	2.00	1.00-2.00	-	29-30
第二代双相不锈钢											
经济型双相不锈钢											
	S32001	1.4482	0.03	19.5-21.5	1.00-3.00	0.6	0.05-0.17	4.00-6.00	1.00	-	21-23
	S32101	1.4162	0.04	21.0-22.0	1.35-1.70	0.1-0.8	0.20-0.25	4.00-6.00	0.10-0.80	-	25-27
	S32202	1.4062	0.03	21.5-24.0	1.00-2.80	0.45	0.18-0.26	2.00	-	-	25-28
<b>2304</b>	S32304	1.4362	0.03	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.60	0.05-0.20	2.50	0.05-0.60	-	25-28
	S82011		0.03	20.5-23.5	1.0-2.0	0.1-1.0	0.15-0.27	2.00-3.00	0.50	-	25-27
	S82012	1.4635	0.05	19.0-20.5	0.8-1.5	0.10-0.60	0.16-0.26	2.00-4.00	1.00	-	24-26
	S82122		0.03	20.5-21.5	1.5-2.5	0.60	0.15-0.20	2.00-4.00	0.50-1.50	-	24-26
		1.4655	0.03	22.0-24.0	3.5-5.5	0.1-0.6	0.05-0.20	2.00	1.00-3.00	-	25-27
		1.4669	0.045	21.5-24.0	1.0-3.0	0.5	0.12-0.20	1.00-3.00	1.60-3.00	-	25-27
含钼经济型双相不锈钢											
	S32003		0.03	19.5-22.5	3.0-4.0	1.50-2.00	0.14-0.20	2.00	-	-	30-31
	S81921		0.03	19.0-22.0	2.0-4.0	1.00-2.00	0.14-0.20	2.00-4.00	-	-	27-28
	S82031	1.4637	0.05	19.0-22.0	2.0-4.0	0.60-1.40	0.14-0.24	2.50	1.00	-	27-28
	S82121		0.035	21.0-23.0	2.0-4.0	0.30-1.30	0.15-0.25	1.00-2.5	0.20-1.20	-	27-28
	S82441	1.4662	0.03	23.0-25.0	3.0-4.5	1.00-2.00	0.20-0.30	2.50-4.00	0.10-0.80	-	33-34
标准双相不锈钢											
<b>2205</b>	S31803	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	2.00	-	-	33-35
<b>2205</b>	S32205	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	0.14-0.20	2.00	-	-	35-36
	S32950		0.03	26.0-29.0	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	2.00	-	-	36-38
	S32808		0.03	27.0-27.9	7.0-8.2	0.8-1.2	0.30-0.40	1.10	-	2.1-2.5	36-38
超级双相不锈钢											
	S32506		0.03	24.0-26.0	5.5-7.2	3.0-3.5	0.08-0.20	1.00	-	0.05-0.30	40-42
	S32520	1.4507	0.03	24.0-26.0	5.5-8.0	3.0-4.0	0.20-0.35	1.50	0.50-2.00	-	40-43
<b>255</b>	S32550	1.4507	0.04	24.0-27.0	4.4-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.50	1.50-2.50	-	38-41
<b>2507</b>	S32750	1.4410	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	1.20	0.50	-	40-43

表1 (续) 锻轧和铸造双相不锈钢的化学成分(重量%)和PREN值范围\*(为便于比较, 也列出了奥氏体钢牌号)

牌号	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PREN
超级双相不锈钢 (续)											
	S32760	1.4501	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-0.30	1.00	0.50-1.00	0.5-1.0	40-43
	S32906	1.4477	0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.50	0.80	-	41-43
	S39274		0.03	24.0-26.0	6.8-8.0	2.5-3.5	0.24-0.32	1.00	0.20-0.80	1.50-2.50	40-42
	S39277		0.025	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.23-0.33	0.80	1.20-2.00	0.8-1.2	40-42
特超级双相不锈钢											
	S32707		0.03	26.0-29.0	5.5-9.5	4.0-5.0	0.30-0.50	1.50	1.0	-	49-50
	S33207		0.03	29.0-33.0	6.0-9.0	3.0-5.0	0.40-0.60	1.50	1.0	-	52-53
锻轧奥氏体不锈钢											
<b>304L</b>	S30403	1.4307	0.03	17.5-19.5	8.0-12.0	-	0.10	2.00	-	-	18-19
<b>316L</b>	S31603	1.4404	0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	0.10	2.00	-	-	24-25
铸造双相不锈钢											
<b>CD4MCu</b> Grade 1A	J93370		0.04	24.5-26.5	4.75-6.0	1.75-2.25	-	1.00	2.75-3.25	-	32-33
<b>CD4MCuN</b> Grade 1B	J93372		0.04	24.5-26.5	4.7-6.0	1.7-2.3	0.10-0.25	1.00	2.70-3.30	-	34-36
<b>CD3MCuN</b> Grade 1C	J93373		0.03	24.0-26.7	5.6-6.7	2.9-3.8	0.22-0.33	1.20	1.40-1.90	-	40-42
<b>CE8MN</b> Grade 2A	J93345		0.08	22.5-25.5	8.0-11.0	3.0-4.5	0.10-0.30	1.00	-	-	38-40
<b>CD6MN</b> Grade 3A	J93371		0.06	24.0-27.0	4.0-6.0	1.75-2.5	0.15-0.25	1.00	-	-	35-37
<b>CD3MN</b> Cast 2205 Grade 4A	J92205		0.03	21.0-23.5	4.5-6.5	2.5-3.5	0.10-0.30	1.50	-	-	35-37
<b>CE3MN</b> Cast 2507 Grade 5A	J93404	1.4463	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	4.0-5.0	0.10-0.30	1.50	-	-	43-45
<b>CD3MWCuN</b> Grade 6A	J93380		0.03	24.0-26.0	6.5-8.5	3.0-4.0	0.20-0.30	1.00	0.50-1.00	0.5-1.0	40-42
铸造奥氏体不锈钢											
<b>CF3</b> (cast 304L)	J92500	1.4306	0.03	17.0-21.0	8.0-12.0	-	-	1.50	-	-	18-19
<b>CF3M</b> (cast 316L)	J92800	1.4404	0.03	17.0-21.0	9.0-13.0	2.0-3.0	-	1.50	-	-	24-25

\* 最大值, 除非指明范围或最小值。

- 标准中未指明。

# 3 化学成分和合金元素的作用

## 3.1 双相不锈钢的化学成分

一般认为，如果双相不锈钢（包括焊接的部件）的铁素体与奥氏体相均在30% – 70%的范围，则可以获得良好的性能。但双相不锈钢常常被认为含有大致等量的铁素体和奥氏体，在目前的商品化生产中，为了获得最佳的韧性和加工性能，倾向于奥氏体的比例稍大一些。主要的合金元素尤其是铬、钼、氮和镍的相互作用是非常复杂的。为了获得稳定的双相组织及良好的加工和制造性能，必须注意使每种元素有适当的含量。

除了相平衡以外，有关双相不锈钢及其化学成分的第二个主要问题是高温下有害金属间相的形成。 $\sigma$ 相和 $\chi$ 相在高铬、高钼不锈钢中形成，并优先在铁素体相内析出，氮的添加显著推迟了这些相的形成。因此，固溶体中足够的氮含量非常重要。随着双相不锈钢制造经验的增加，控制窄的成分范围的重要性变得越来越明显。2205双相钢 (UNS S31803, 表1) 最初设定的成分范围过宽，经验表明，为了得到最佳的耐腐蚀性能及避免金属间相的形成，S31803的铬、钼和氮含量应控制在含量范围的中上限，由此开发出成分范围较窄的改进

型2205双相钢UNS S32205 (表1)。S32205的成分就是今天大批量生产的2205双相不锈钢的典型成分。在本文中，除非另有说明，2205通常指的就是S32205。

## 3.2 双相不锈钢中合金元素的作用

以下简单介绍几个最重要的合金元素对双相不锈钢的力学性能、物理性能和腐蚀性能的影响。

**铬：**钢中铬含量最低须达到10.5%才能形成稳定的铬钝化膜，保护钢不受大气腐蚀。不锈钢的耐腐蚀性能随铬含量的增加而增加。铬是铁素体形成元素，钢中加铬可促使体心立方结构的铁素体形成。钢中铬含量较高时，需要加入更多的镍才能形成奥氏体或双相（铁素体 – 奥氏体）组织，较高的铬含量也会促进金属间相的形成。奥氏体不锈钢中铬含量至少为16%，双相不锈钢中铬含量至少为20%。铬还能增加钢在高温下的抗氧化能力。铬的这一作用很重要，它影响热处理或焊接后氧化皮或回火色的形成和去除。双相不锈钢的酸洗和回火色的去除比奥氏体不锈钢要困难。

**钼：**钼提高了不锈钢的耐点蚀性能。当不锈钢中铬含量至少为18%时，钼对改善耐氯化物点蚀和缝隙腐蚀能力的有效作用是铬的三倍。钼是铁素体形成元素，同时也增大了不锈钢形成有害金属间相的倾向。因此，奥氏体不锈钢的钼含量通常小于约7%，双相不锈钢的钼含量小于4%。

**氮：**氮增加奥氏体和双相不锈钢耐点蚀和缝隙腐蚀的能力。它还能显著提高钢的强度。事实上它是最有效的固溶强化元素。它是低成本合金元素和强奥氏体形成元素，能够代替部分镍，起到稳定奥氏体的作用。含氮双相不锈钢韧性的提高得益于其较高的奥氏体含量和较少的金属间相。氮并不能阻止金属间相的析出，但可推迟金属间相的形成，这样便留出足够的时间进行双相不锈钢的加工和制造。氮被添加到铬和钼含量高的高耐腐蚀性奥氏体和双相不锈钢中，以抵消它们形成 $\sigma$ 相的倾向。

氮通过固溶强化提高了奥氏体的强度，也提高了其加工硬化率。双相不锈钢一般都添加氮并调整镍含量以获得理想的相平衡。铁素体形成元素铬和钼，与奥氏体形成元素镍和氮平衡以获得双相组织。

**镍：**镍是奥氏体稳定化元素，促使不锈钢的晶体结构从体心立方结构（铁素体）向面心立方结构（奥氏体）转变。铁素体不锈钢含极少的镍或不含镍，双相不锈钢含镍量为低至中等，如1.5%–7%，300系奥氏体不锈钢

至少含有6%的镍（见图1、2）。添加镍延迟了奥氏体不锈钢中有害金属间相的形成，但是在双相不锈钢中镍延迟金属间相形成的效果远不如氮。面心立方结构使得奥氏体不锈钢具有很好的韧性。与铁素体不锈钢相比，双

相不锈钢中约一半的奥氏体组织使得双相钢的韧性显著提高。

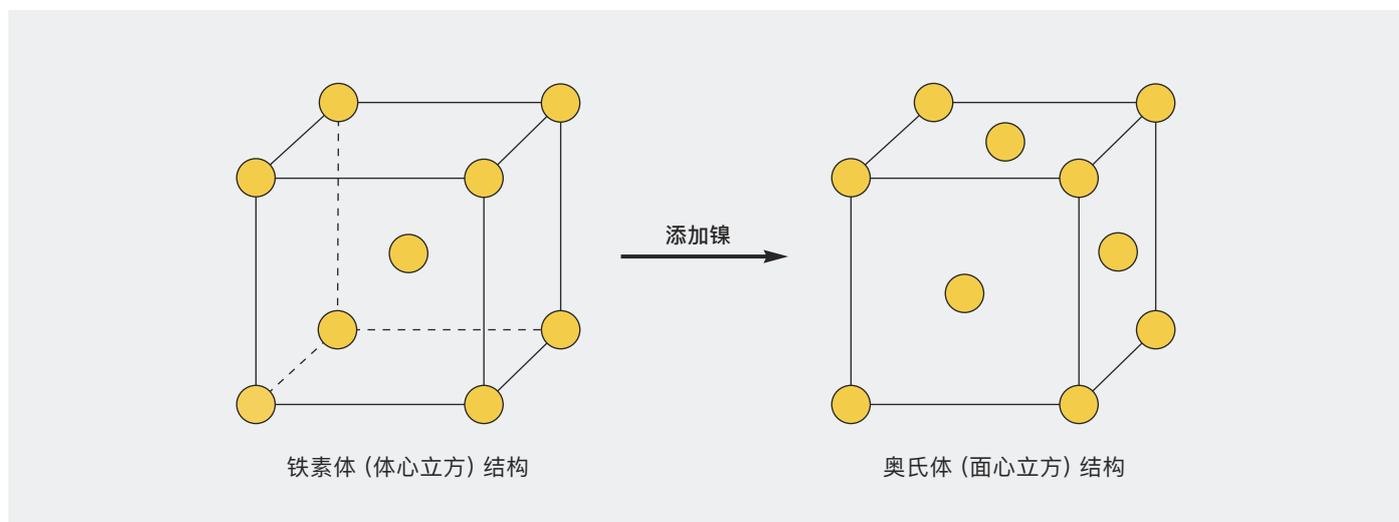


图1 通过添加镍，使晶体结构从体心立方结构（很少量的镍或无镍）转变为面心立方结构（至少6%的镍 – 300系）。含有中等镍含量的双相不锈钢组织中一些晶粒是铁素体，一些晶粒是奥氏体，其理想状态是二者数量相等（图2）

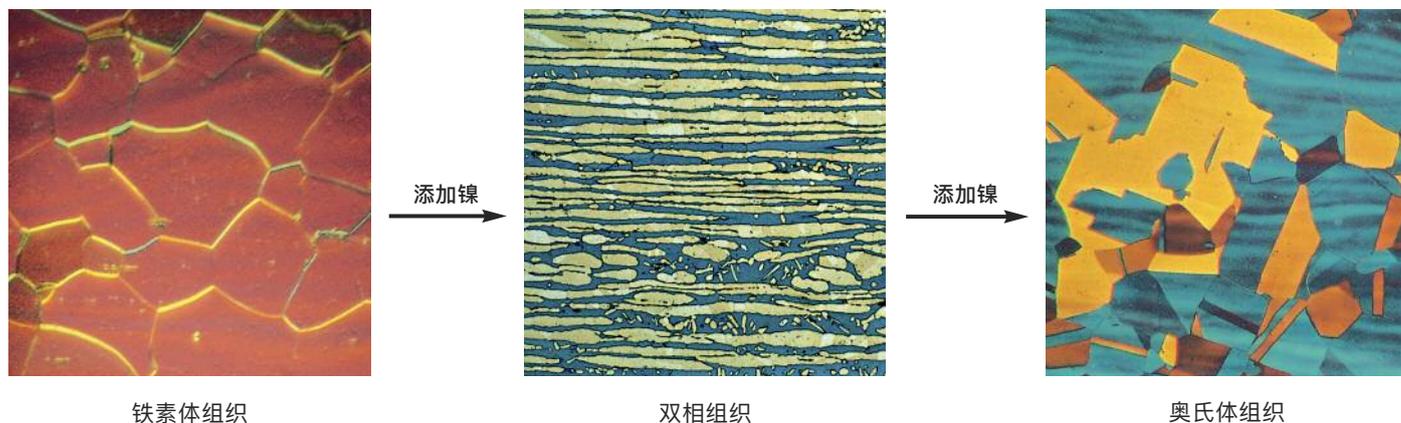


图2 增加镍含量使不锈钢的显微组织从铁素体（左）转变为双相（中）直至奥氏体（右）（这些照片由Outokumpu提供，显示了光学显微镜下放大的经抛光和侵蚀试样的组织。双相组织中，铁素体被染色，呈深色）

# 4 双相不锈钢的冶金学

## 4.1 奥氏体-铁素体相平衡

Fe-Cr-Ni合金三元相图是双相不锈钢冶金行为的指路图。从铁含量为68%处的三元截面图(图3)可看出:这些合金以铁素体( $\alpha$ )相凝固,然后随着温度的下降,部分铁素体转变成奥氏体( $\gamma$ )(取决于合金成分)。当从固溶退火温度水淬时,在室温下可获得大约50%铁素体和50%奥氏体的金相组织。增加氮含量可提高铁素体向奥氏体转变的起始温度[1],并改善双相不锈钢尤其是热影响区的结构稳定性。

双相不锈钢轧制产品或加工后的产品中铁素体和奥氏体的相对数量取决于其化学成分和热加工历史。如相

图所显示,成分上微小的变化可能对两相的相对体积分数有较大影响。某单一合金元素会促进铁素体或奥氏体的形成。金相组织中铁素体/奥氏体的相平衡可通过如下的多变量线性回归来预测:

$$\text{铬当量 } Cr_{eq} = Cr + 1.73 Si + 0.88 Mo$$

$$\text{镍当量 } Ni_{eq} = Ni + 24.55 C + 21.75 N + 0.4 Cu$$

$$\% \text{ 铁素体} = -20.93 + 4.01 Cr_{eq} - 5.6 Ni_{eq} + 0.016 T$$

T( $^{\circ}C$ )是退火温度,1050-1150 $^{\circ}C$ ,元素含量为重量百分数[2]。

通过调整铬、钼、镍和氮的含量,并控制好加热操作,可获得所希望的相平衡即铁素体相比比例为45-50%,其余为奥氏体相。

对于双相不锈钢的轧制生产来说,在适当的固溶退火温度进行固溶退火处理,随后立刻进行水淬,可得到最佳结果。重要的是,使材料从离开加热炉到水淬之间的时间尽可能地短,这样便最大程度地减少了热量损失,而在水淬至室温之前,热量损失可能导致有害相的析出。

对于双相不锈钢的焊接来说,必须针对每一种牌号和焊接配置给出最佳的热输入,以便冷却速度能够足够快从而避免有害相的析出,但又不是太快以至于熔合线附近保留了过量的铁素体。在实践中,当焊接断面尺寸差异较大的部件或采用低热输入焊接厚断面时,可能出现这种情况。在这种情况下,厚断面上的薄焊缝淬火过快,没有留出充足的时间使足量的铁素体转变为奥氏体,结果导致焊接热影响区铁素体过量。

由于氮提高了从铁素体开始形成奥氏体时的温度,见图3,它也加快了铁素体转变为奥氏体的速度。因此,如果不锈钢中含氮,即使在相对快速的冷却速度下,奥氏体数量也几乎能达到平衡状态时的水平。对第二代双相不锈钢而言,这一效应可减少焊缝热影响区铁素体过量的可能性。

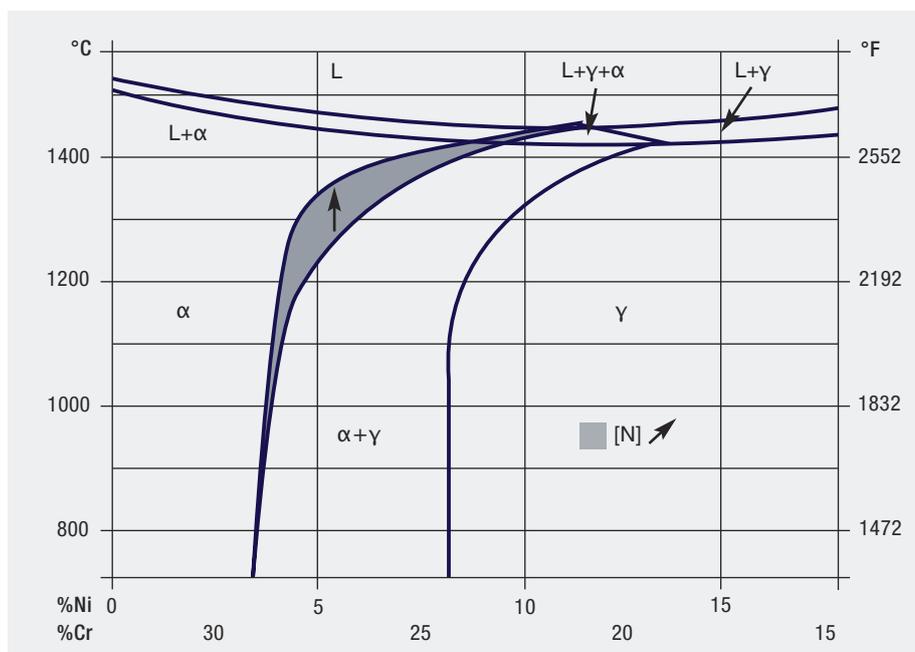


图3 Fe-Cr-Ni三元相图的68%Fe截面图(镍和铬含量微小的变化对双相不锈钢中奥氏体和铁素体的数量有很大的影响)

## 4.2 析出相

有害相在临界温度下若干分钟便可形成，见图4的2205和2507双相不锈钢等温析出曲线[4、5、6、7]。析出相会显著降低不锈钢的耐腐蚀性和韧性，因此，在析出温度范围累积停留的时间，如成形操作、尤其是退火后的焊接和冷却时间必须尽可能地缩短。现在已经开发出耐腐蚀性能最大化并可延迟有害相析出的现代双相不锈钢牌号，它们使加工制造得以顺利完成。可是一旦形成有害相，只能通过完全的固溶退火及随后的水淬来去除。

如果在700-1000°C (1300-1830°F) 的温度范围冷却速度过慢，则 $\sigma$ 相(图5)和其它金属间相如 $\chi$ 相会在低于奥氏体形成温度的温度下从铁素体相中析出。为避免钢厂轧制产品中出现 $\sigma$ 相，可控制退火温度，确保钢从退火温度尽快地水淬冷却，以避免 $\sigma$ 相的形成区间(图6)。

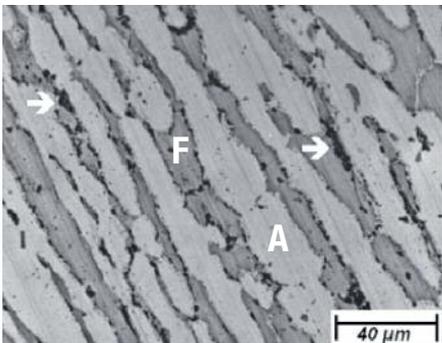


图5 在850°C (1560°F) 下时效处理40分钟的2205样品的显微组织，显示了在奥氏体/铁素体晶界析出的 $\sigma$ 相(箭头)。照片中铁素体相(F)比奥氏体相(A)颜色深[3]

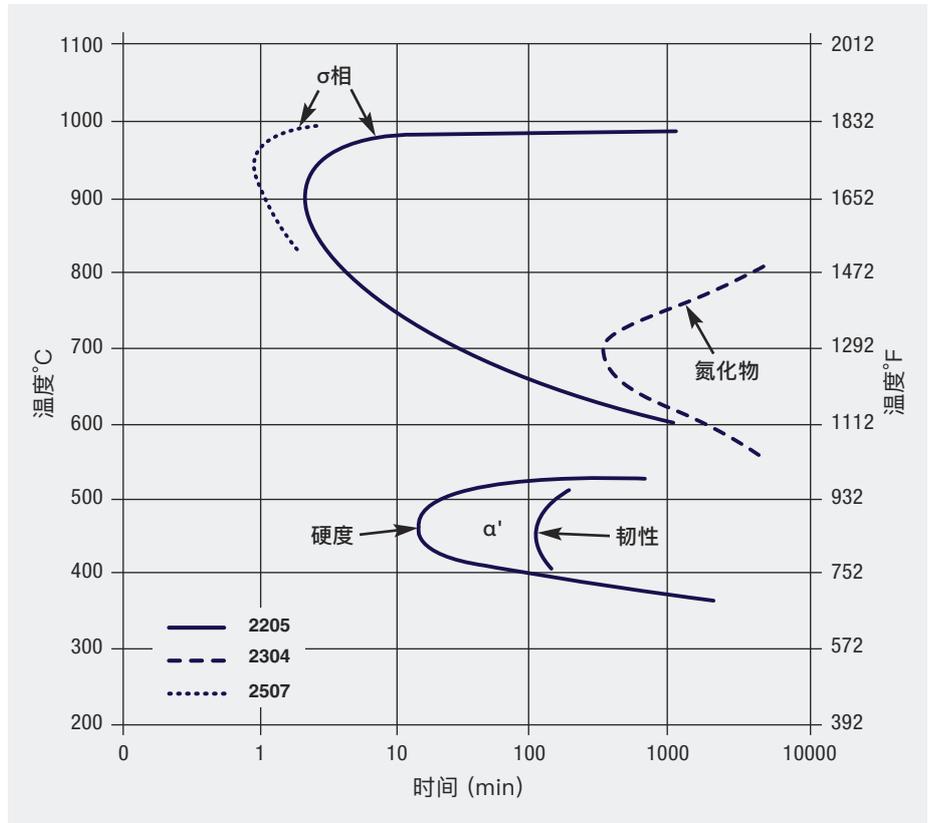


图4 2205双相不锈钢等温析出曲线，1050°C (1920°F) 退火(分别给出了2304和2507双相钢 $\sigma$ 相和氮化物析出曲线作为对比)

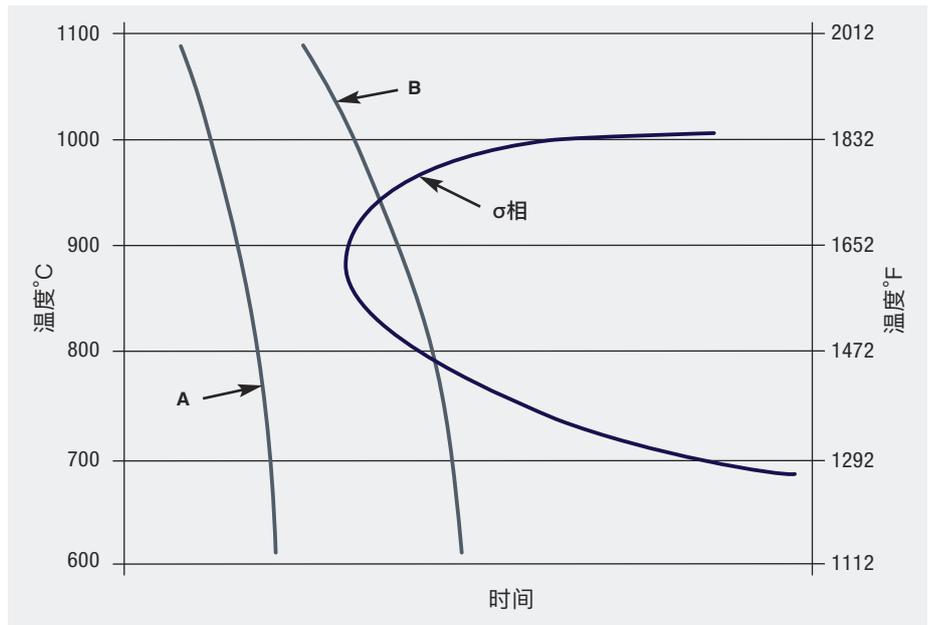
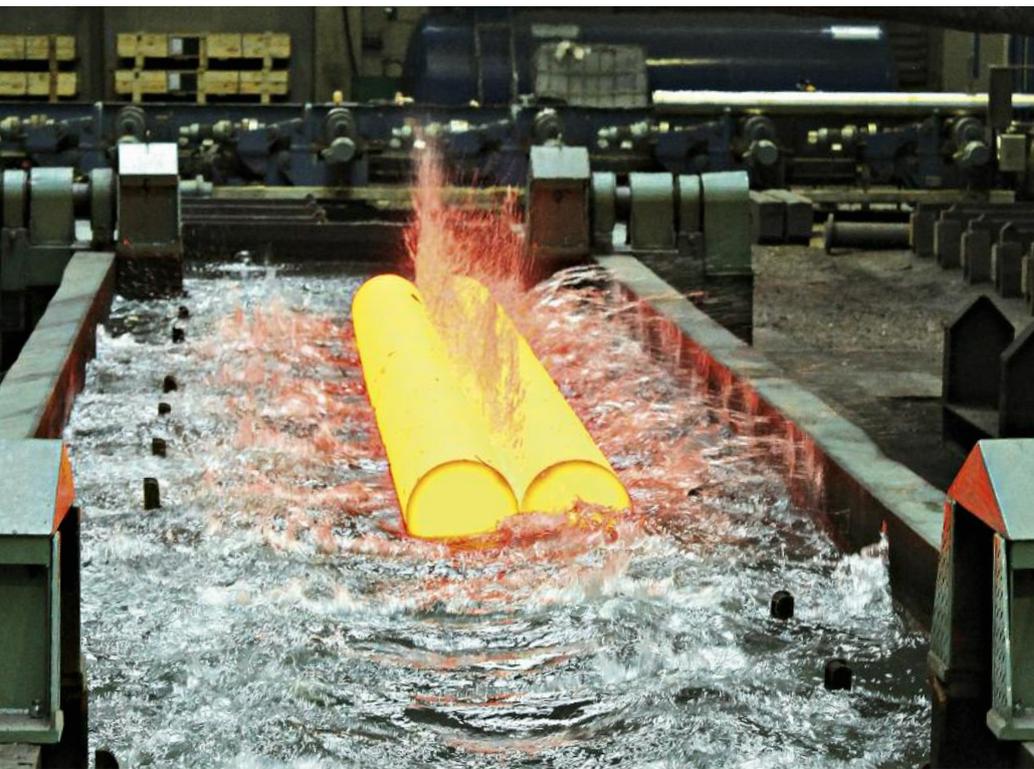


图6 从固溶退火温度冷却应该足够快(冷却曲线A)以避免 $\sigma$ 相的形成区间(冷却曲线B)



双相不锈钢固溶退火之后必须立即水淬 © Bosch-Gotthard-Hütte

钢中钼和铬含量越高，形成 $\sigma$ 相的倾向越大，因此比2205牌号更高级的较高合金化牌号受影响最大。合金元素含量越高，金属间相的析出越快，如图4所示，2507牌号的析出曲线在2205的左侧（时间更短）。经济型双相不锈钢2304不太容易形成金属间相，而更容易发生氮化物的析出。

$\sigma$ 相的存在降低了双相不锈钢的耐点蚀性能，原因是周围区域发生了铬和钼的贫化，导致析出物旁边区域耐腐蚀性能的降低。当发生金属间相析出时，材料的韧性和延展性也大幅降低。

对于某些牌号，在临界温度停留仅1-2分钟即发生氮化铬的析出，

它可以由于在600-900°C (1100-1650°F) 温度区间冷却过慢而发生在晶界或相界。在大多数双相不锈钢中，氮化物的形成不是很常见，但在某些经济型双相钢中可能是个问题，因为与较高合金化的双相不锈钢牌号相比，经济型牌号的氮含量相对较高，氮的溶解度较低。同避免 $\sigma$ 相的方法类似，轧钢厂采用固溶退火后水淬的方法可避免氮化铬的形成。

氮化铬也会在焊接部件的焊缝金属和热影响区析出，由于熔合线附近十分快速的冷却而带来的高铁素体含量会导致氮的过饱和。氮在铁素体中的溶解度很低且随温度降低而进一步降低。所以如果氮没有留在铁素体中，它可在冷却中以氮化铬析出。较

慢的冷却速率会造成氮化物的析出与奥氏体再形成之间的竞争。较多的奥氏体可以溶解较多的氮，减少氮在铁素体晶粒中的过饱和及氮化铬的量。通过采用较高热输入（较慢冷却速率），或在焊缝金属中添加奥氏体形成元素镍，或在保护气体中加氮，可提高奥氏体含量，从而减少氮化铬在焊缝的析出。

如果形成大量的氮化铬，会对耐腐蚀性能和韧性有不利的影响。

$\alpha'$ 相在低于525°C (950°F) 的铁素体相中形成，其形成所需要的时间比前面讨论的其它相所需时间长得多。 $\alpha'$ 相的形成开始会造成硬度的增大，后面会造成韧性的损失（图4）。

当铁素体不锈钢长时间暴露在475°C (885°F) 左右的温度后，其中的 $\alpha'$ 相会造成常温韧性的丧失，这就是所谓的475°C/885°F脆性。幸运的是，由于双相不锈钢含有50%的奥氏体，这种硬化和脆化的效果不像它在全铁素体钢中那样有害。它对双相不锈钢有影响，在高钼牌号中影响最显著，在经济型牌号中影响小得多。

由于发生脆化需要较长的时间，所以在加工制造时 $\alpha'$ 相脆性极少成为问题。有一个例外即双相不锈钢与碳钢的复合结构的应力消除处理，必须仔细评估。必须避免在 $\alpha'$ 相形成温度300-525°C (575-980°F) 范围（或700°C-950°C (1300-1750°F)，2205金属间相的形成温度范围）的任何热处理操作。如果被要求进行应力消除处理，则最好咨询复合板生产厂家的意见。

双相不锈钢使用温度的上限受到 $\alpha'$ 相形成的制约。压力容器设计规范已确立了最大许用设计应力下的使用温度上限值。德国TüV规范区别对待了焊接和非焊接结构件，它的温度上限值比ASME锅炉和压力容器规范更

保守。压力容器设计规范对各种双相不锈钢规定的温度限值见表2。

第二代双相不锈钢碳含量都很低，因此，通常无需考虑碳化物的有害影响。

表3总结了许多重要的析出反应和双相不锈钢的温度限值。

表2 压力容器规范中双相不锈钢最大许用应力值下的温度上限值

牌号	状态	ASME		TüV	
		°C	°F	°C	°F
2304	非焊接	315	600	300	570
2304	焊接，匹配的焊条	315	600	300	570
2304	焊接，2205/2209焊条	315	600	250	480
2205	非焊接	315	600	280	535
2205	焊接	315	600	250	480
2507	无缝管	315	600	250	480
合金255	焊接或非焊接	315	600		

表3 双相不锈钢中析出反应和其他典型反应的典型温度

	2205		2507	
	°C	°F	°C	°F
凝固温度范围	1470-1380	2680-2515	1450-1350	2640-2460
在空气中加热起皮温度	1000	1830	1000	1830
$\sigma$ 相形成温度	700-950	1300-1740	700-1000	1300-1830
氮化物、碳化物析出	450-800	840-1470	450-800	840-1470
475°C/885°F脆化温度	300-525	575-980	300-525	575-980

# 5 耐腐蚀性能

在绝大多数标准奥氏体不锈钢应用的环境中，双相不锈钢都显示出很高的耐腐蚀性能，值得注意的是它们在某些情况下具有非常明显的优势，这是由于它们含铬量高，在氧化性酸中很有利，并且含有足够量的钼和镍，能耐中等还原性酸介质的腐蚀。双相不锈钢相对较高的铬、钼和氮含量也使它们具有很好的耐氯化物点蚀和缝隙腐蚀性能，其双相结构在可能发生氯化物应力腐蚀断裂的环境是一个优势。如果双相不锈钢的显微组织中含有至少30%的铁素体，则其耐氯化物应力腐蚀断裂的性能远比奥氏体

不锈钢304或316好。但铁素体对氢脆敏感，因此在氢有可能进入金属、导致氢脆的环境或应用中，双相不锈钢耐蚀性不高。

## 5.1 耐酸腐蚀性能

为了说明双相不锈钢在强酸溶液中的耐腐蚀性能，图7给出了在硫酸溶液中的腐蚀数据。介质条件从低酸浓度的弱还原性环境到高浓度的氧化性环境及中等浓度热溶液的强还原性环境。2205和2507双相不锈钢在酸

浓度最大约15%的溶液中，性能优于许多高镍奥氏体不锈钢；在酸浓度至少为40%的范围内，双相钢优于316或317不锈钢。双相不锈钢在这种含氯化物的氧化性酸中也很有用。双相不锈钢的含镍量不足以耐受中等浓度硫酸溶液或盐酸的强还原性腐蚀。在还原性环境有酸浓缩的湿/干界面，腐蚀尤其是铁素体的腐蚀就会开始并快速进展。双相不锈钢耐氧化性腐蚀的性能使它们成为硝酸装置和强有机酸中优良的候选材料。

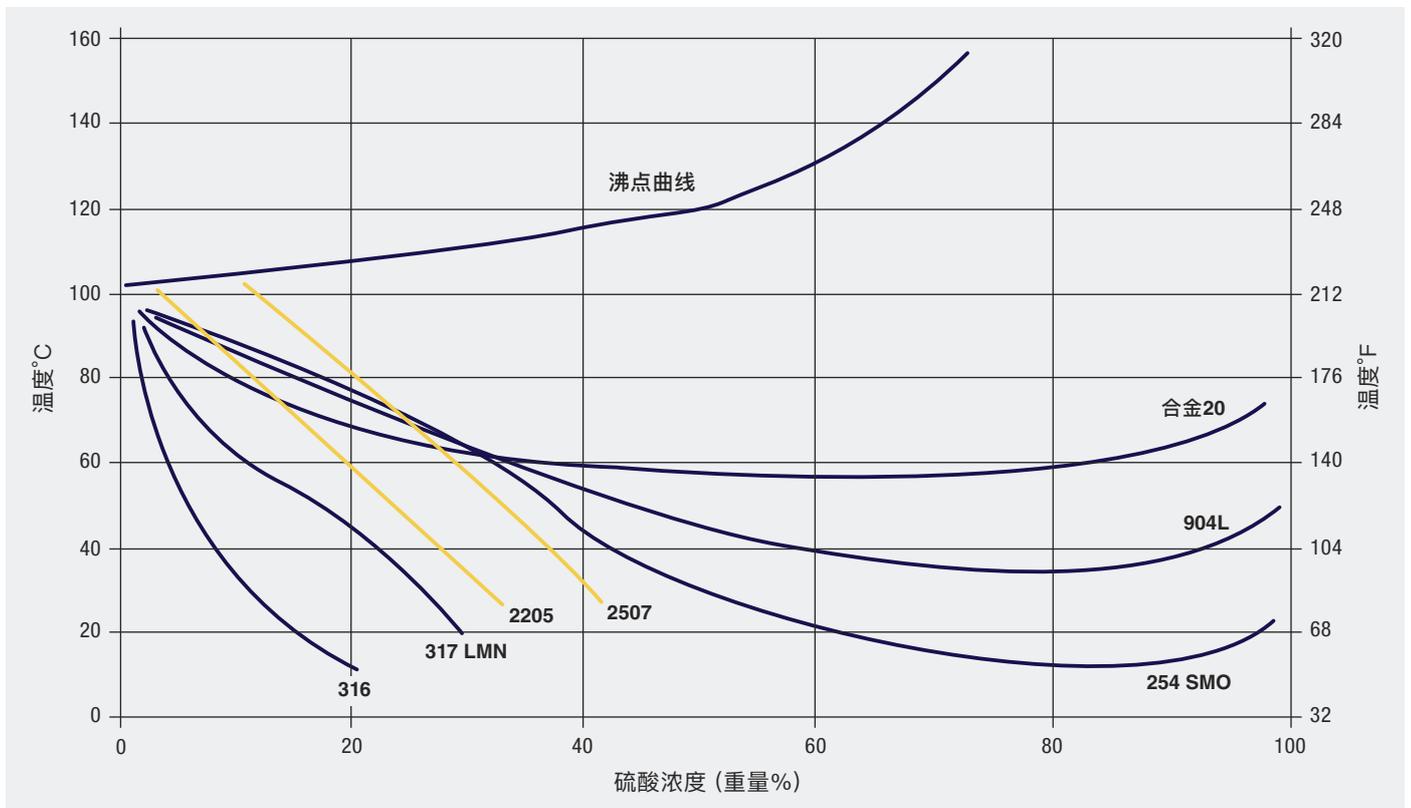


图7 在不含氧的硫酸中的腐蚀，0.1毫米/年 (0.004英寸/年) 等腐蚀曲线 (实验室采用试剂纯度的硫酸)  
(来源：生产商材质单，254SMO是Outokumpu的商标)

图8显示了在沸点温度下，在50%醋酸和不同含量甲酸的混和溶液中双相不锈钢和奥氏体不锈钢的腐蚀。尽管304和316不锈钢可用于室温和中等温度下的强有机酸介质，但2205和其他双相不锈钢在许多涉及高温有机酸的工艺中占优势，而且由于它们耐点蚀和耐应力腐蚀，也可用于卤代烃工艺。

## 5.2 耐碱腐蚀性能

双相不锈钢的高含铬量和铁素体相的存在使其在碱性介质中具有良好的性能。在中等温度下，其腐蚀速度低于标准奥氏体不锈钢。

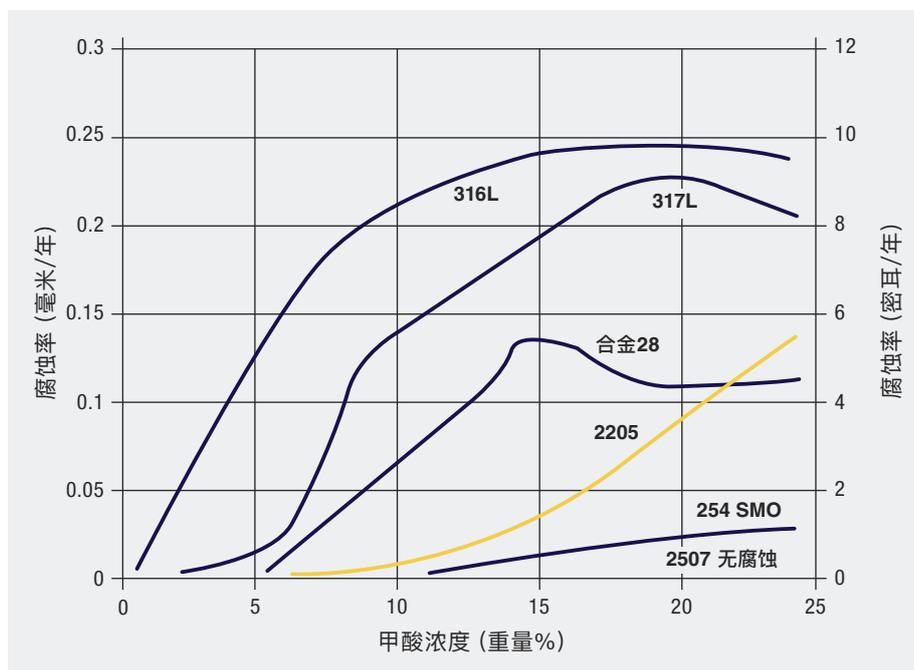


图8 双相不锈钢和奥氏体不锈钢在50%醋酸和不同含量甲酸的沸腾混合溶液中的腐蚀 (来源: Sandvik)



瑞典Sodra Cell Mönsterås纸浆厂的2205硫酸盐纸浆连续蒸煮器和浸渍塔 © Kvaerner Pulping

## 5.3 耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能

为讨论不锈钢的耐点蚀和缝隙腐蚀的性能，引入临界点蚀温度这一概念是有用的。对于某一个氯化物环境，每个牌号的不锈钢都可用一个温度来描述其特征，高于此温度则点蚀开始产生，并且24小时之内可发展到肉眼可见的程度。低于此温度则不发生点蚀。这一温度即所谓的临界点蚀温度 (CPT)。它是对特定的不锈钢牌号和特定环境的表征。由于点蚀的起始发生从统计学上看是随机的，而且CPT对牌号或产品的微小变化敏感，因此，对于不同牌号的不锈钢，其CPT通常以一个温度范围来表示。

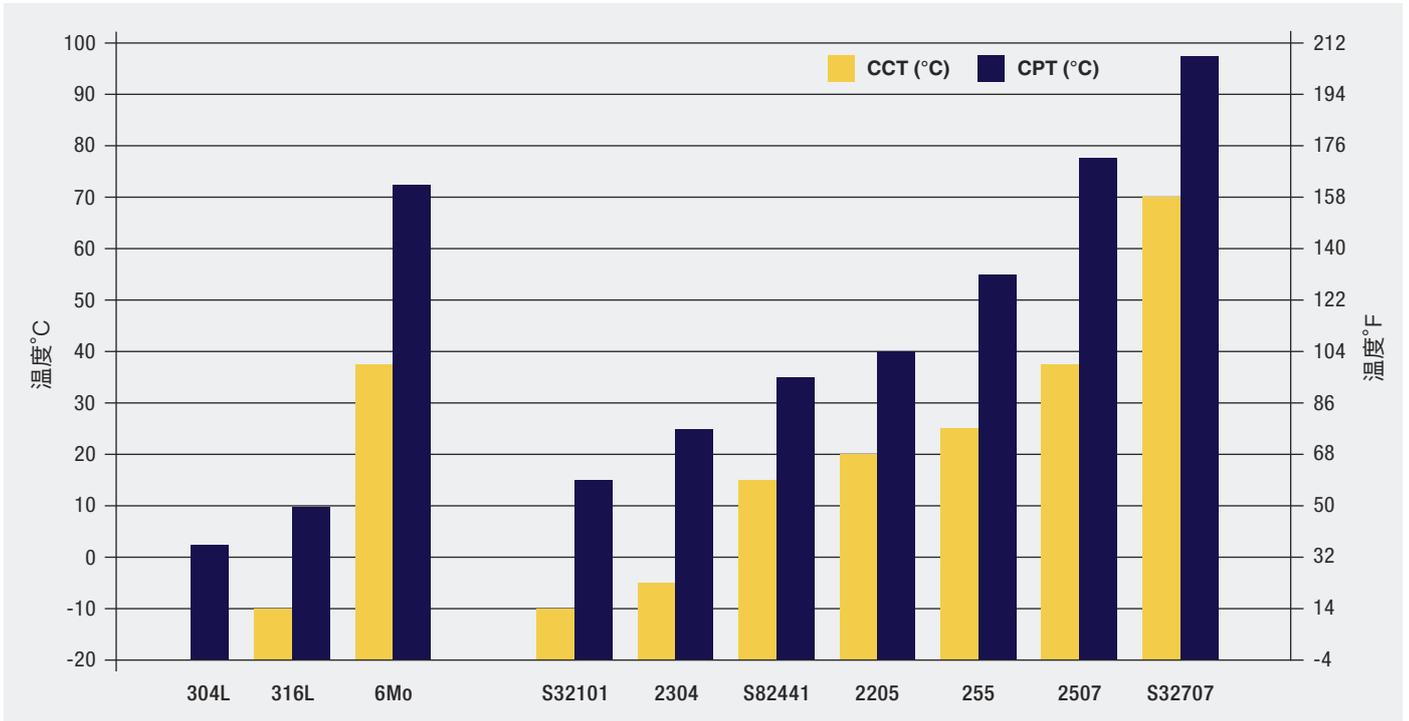


图9 非焊接态奥氏体不锈钢(左)和固溶退火的双相不锈钢(右)的临界点蚀和缝隙腐蚀温度(按照ASTM G48 在6%的三氯化铁溶液中测量)

然而, 采用ASTM G 150<sup>1</sup>标准介绍的研究方法, 有可能通过电化学测量法准确和可靠地测定CPT。

缝隙腐蚀常常发生在接头垫圈部位, 沉积物的下面以及螺栓连接的缝隙处。缝隙腐蚀也有一个类似的临界温度。临界缝隙腐蚀温度(CCT)取决于不锈钢试样、氯化物环境和缝隙的特性(紧密度, 长度等)。由于缝隙的几何形状以及实际中很难再现同样缝隙的尺寸, CCT的测量数据要比CPT更分散。对于同样的钢种和腐蚀环境, CCT往往比CPT低15-20°C (27-36°F)。

双相不锈钢的高铬、钼和氮含量使其在含水环境中具有非常好的耐氯离子局部腐蚀的性能。根据合金含量的不同, 某些双相不锈钢牌号已跻身于性能最好的不锈钢之列。由于双相不锈钢的铬含量相对较高, 所以具有高耐腐蚀性而且非常经济。图9给出了按照ASTM G 48<sup>2</sup> (6%FeCl<sub>3</sub>) 测定的固溶退火状态下各种不锈钢耐点蚀和缝隙腐蚀性能的比较。材料焊接状态下的临界温度要低一些。临界点蚀或缝隙腐蚀温度越高, 则表明材料耐腐蚀起始发生的能力越强。2205不锈钢的CPT和CCT都显著高于316不锈钢。这使2205钢成为用途广泛的

材料, 适用于因蒸发导致氯离子浓缩的环境, 例如热交换器的蒸汽空间或保温层的下面。2205双相钢的CPT还表明它可用在碱水和脱氧盐水中。它还成功地用于脱氧海水中, 在这些应用中, 通过高流速的海水或用其他方法使钢的表面没有沉积物。在苛刻的海水应用环境中, 如薄壁热交换器管, 或表面有沉积物或有缝隙时, 2205不锈钢没有足够的耐缝隙腐蚀能力。然而, CCT高于2205的高合金化双相不锈钢如超级双相不锈钢和特超级双相不锈钢, 已经用于许多既要求高强度又要求高耐氯离子腐蚀的苛刻海水条件。尽管超级双相不

1 ASTM G 150不锈钢临界点蚀温度电化学测量标准试验方法

2 ASTM G 48不锈钢和相关合金耐点蚀、缝隙腐蚀三氯化铁溶液标准试验方法

锈钢在较低温度的海水中不发生腐蚀，但其在高温下的应用有一定的局限性。特超级双相不锈钢更好的耐腐蚀性将双相不锈钢的应用扩展到强腐蚀性的氯离子环境，如高温热带海水环境尤其是存在缝隙的场合。

因为CPT与材料和特定环境成函数关系，有可能对单一要素的影响进行研究。利用按照ASTM G48 A法确定的CPT，采用回归分析法得出钢的成分（每种元素作为一个独立变量）和测定的CPT（相关变量）的关系。结果显示只有铬、钼、钨和氮对CPT有稳定的影响。关系式如下：

$$CPT = \text{常数} + Cr + 3.3 (Mo + 0.5 W) + 16 N.$$

式中4个合金元素乘以各自的回归常数之和通常被称为耐点蚀当量值（PREN）。不同研究者给出的氮的系数不同，通常使用16，22和30 [8]。

可根据PRE值给某一钢类的牌号排序，但要注意避免对这一关系式的过分依赖。式中合金元素为“独立变量”，但实际并不真正独立，因为试验的钢是平衡成分。这种关系不是线性或交叉关系，例如铬和钼的协同作用被忽略。此关系式假定材料的加工呈理想状态，没有考虑金属间相、非金属相以及不当的热处理带来的影响，热处理不当会对耐蚀性带来不利影响。

#### 5.4 耐应力腐蚀断裂

双相不锈钢最早期的某些应用是基于它们耐氯化物应力腐蚀断裂（SCC）的性能。与具有类似耐氯化物点蚀和缝隙腐蚀性能的奥氏体不锈钢相比，双相不锈钢表现出明显优越的耐应力腐蚀断裂性能。双相不锈钢在化学加工工业的许多应用是代替奥氏体不锈钢，用于有很大的应力腐蚀断

裂危险的场合。然而，和许多材料一样，双相不锈钢在特定条件下也会发生应力腐蚀断裂。这种情况可能发生于高温、含氯化物的环境或促使氢致开裂的介质条件。双相不锈钢可能会发生应力腐蚀断裂的环境条件如42%的沸腾氯化镁溶液试验，金属处于高温并暴露于加压含水氯化物系统的液滴蒸发条件（系统中的温度可能高于常压下的温度）。

图10给出了若干轧制退火的双相不锈钢和奥氏体不锈钢在苛刻的氯化物介质中的相对耐氯化物应力腐蚀断裂性能 [9]。得出这些数据的液滴蒸发试验腐蚀条件很苛刻，因为试验温度为120°C (248°F) 的高温，并且氯化物溶液由于蒸发而浓缩。试验中三种双相不锈钢UNS S32101、2205和2507最终在所受应力达到其屈服强度的某一百分比时发生断裂，但这一百分数比316不锈钢相应的百分比值高得多。由于双相钢在常压下的氯化

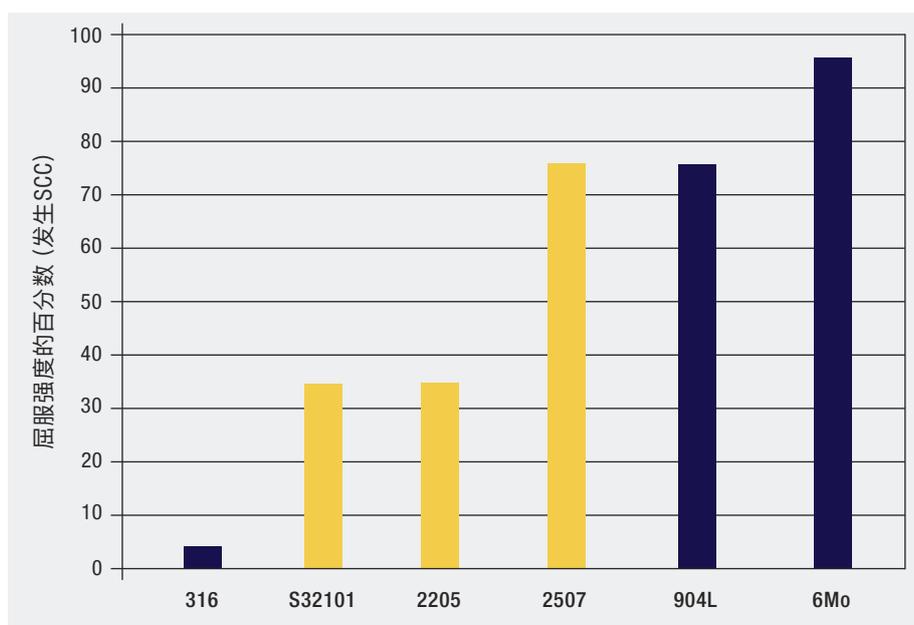


图10 轧制退火的双相不锈钢和奥氏体不锈钢在120°C (248°F) 氯化钠溶液液滴蒸发试验中的耐应力腐蚀断裂性能（造成断裂的应力以屈服强度的百分数表示）（来源：Outokumpu）

物水溶液中能够耐应力腐蚀断裂，例如耐保温层下的腐蚀，所以在已知304和316不锈钢会发生断裂的氯化物介质中，可以考虑使用双相不锈钢。表4总结了在不同腐蚀程度的各类试验介质中，几种不锈钢的氯化物应力腐蚀断裂行为。表的上部所列介

质由于含有酸性盐而条件苛刻，表的下部由于温度高而条件苛刻。表中间的介质条件不那么苛刻。钼含量小于4%的标准奥氏体不锈钢在所有这些条件下均发生氯化物应力腐蚀断裂，而双相不锈钢能够耐受上述中间范围的中等试验条件。

耐氢致应力腐蚀受多种因素影响，不仅与铁素体含量有关，而且与强度、温度、充氢条件、外加应力等有关。双相不锈钢尽管对氢致开裂敏感，但只要仔细评估和控制操作条件，在含氢介质中仍可以利用其强度优势。这些应用中最突出的是输送弱

表4 未焊接双相不锈钢和奥氏体不锈钢在实验室加速试验中耐应力腐蚀断裂性能的比较 (来源：各种文献资料)

牌号	304L 316L	3RE60	S32101 S32202	2205	超级双相 不锈钢	特超级双相 不锈钢
42% MgCl <sub>2</sub> 沸腾 154°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂
35% MgCl <sub>2</sub> 沸腾 125°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂
液滴蒸发 0.1M NaCl 120°C 0.9x 屈服强度	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
Wick 试验 1500 ppm Cl NaCl 100°C	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
33% LiCl <sub>2</sub> 沸腾 120°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
40% CaCl <sub>2</sub> 100°C 0.9x 屈服强度	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
25-28% NaCl 沸腾 106°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
26% NaCl 高压釜 155°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
26% NaCl 高压釜 200°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
600 ppm Cl (NaCl) 高压釜 300°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足
100 ppm Cl (海盐+O <sub>2</sub> ) 高压釜230°C U形弯曲试样	预计会发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	可能发生断裂	数据不足

预计会发生断裂
  可能发生断裂
  预计不会发生断裂
  数据不足

酸气体和盐水混合物的高强度管道。  
图11说明了2205双相不锈钢在含氯化钠的酸性介质中不发生腐蚀和易发生腐蚀的条件范围 [10]。



双相不锈钢管道 © Butting

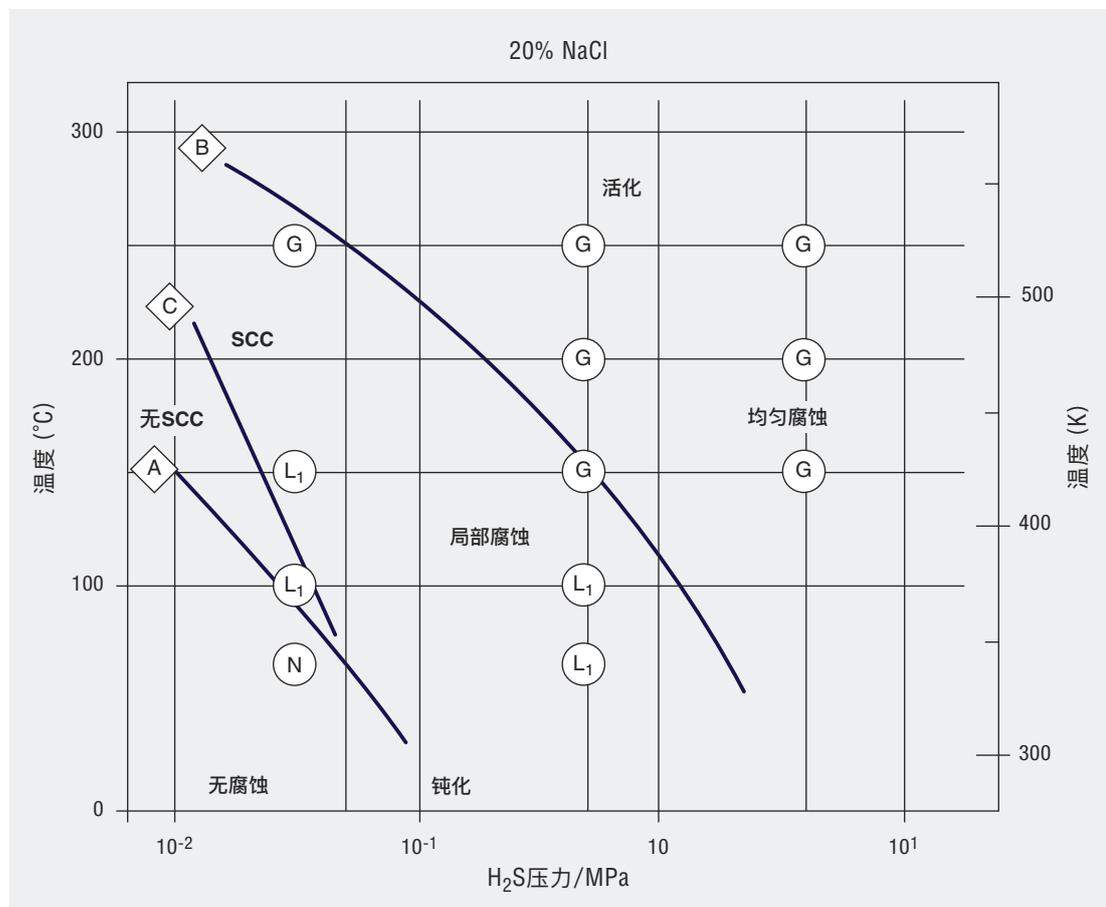


图11 2205双相不锈钢在20%NaCl-H<sub>2</sub>S介质中腐蚀的电化学预测和实验结果

# 6 终端用户技术要求和质量控制

双相不锈钢加工制造的技术要求和质量控制方面一个关键的实际问题是焊接后性能的保持。双相不锈钢原始供货态的成分和工艺必须确保焊接后(采用合格的焊接工艺)仍具有良好的性能。

## 6.1 标准试验要求

### 6.1.1 化学成分

ASTM或EN标准是选择第二代双相不锈钢的一个恰当的开始点。双相不锈钢中添加氮是有利的,既可以避免热影响区(HAZ)出现过多的铁素体,又可以使材料有更好的冶金学稳定性。双相不锈钢含氮量的上限就是氮在钢水中的溶解度,从标准规定的氮含量范围的最大值可以反映出来,但是所列出的最小氮含量不一定反映出获得最佳焊接特性所需要的氮含量。例如2205双相不锈钢最初的标准成分是S31803 [11]。

S31803的氮含量在其允许范围0.08%–0.20%的下限时,2205热处理和焊接后的效果并不稳定一致。实际经验显示,对于2205双相不锈钢的焊接加工而言,“最小氮含量为0.14%”是必要的。由于经常要规定这一条件,为了方便需要焊接的终端用户,将2205的S32205版本引入到

双相不锈钢标准中。超级双相不锈钢也有较高的氮含量范围,反映出人们对氮含量重要性的认识。

有一些终端用户的双相不锈钢技术条件是基于“PREN”关系。尽管PREN值在对某一钢类中成分平衡的不同牌号的耐腐蚀性排序可能有效,但为了满足特定的PREN值而改变成分不一定会获得合适的冶金学平衡。PREN值有助于从一系列牌号中选择其中一个,如果从成分变化来看某个牌号的耐点蚀当量,似乎铬和钼可被氮所替代,但从冶金学的角度看,铬和钼促进铁素体相和金属间相的形成,而氮促进奥氏体相,阻止金属间相的形成。

因此,最好根据标准规范中所列的标准牌号来选择双相不锈钢的成分,有可能每个牌号的氮含量都规定为标准范围的上限。不论材料的成分如何规定,它都应当与焊接工艺评定所用的材料相同,这样,评定对于加工制造预期的结果才是有意义的。

### 6.1.2 固溶退火和淬火

除了化学成分,轧材的实际退火条件对于焊接也是重要的。奥氏体不锈钢退火的目的是使金属再结晶,并且溶解碳化物。“L”牌号的低碳不锈钢可以采用水淬或相对较慢的空气冷

却,因为重新形成有害碳化物需要的时间很长。但对于双相不锈钢而言,即使有理想的氮含量,在临界温度范围内停留几分钟也会对其耐腐蚀性能和韧性有不利影响 [12]。当轧材在轧钢厂慢速冷却时,材料通过700–980°C (1300–1800°F) 温度范围已花费一定的时间,不再容许在此温度范围再进一步地受热如焊接,所以留给焊工焊接出热影响区(HAZ)无金属间相的焊缝的时间较少。

尽管ASTM等标准允许某些双相不锈钢“水淬或通过其他方法快速冷却”,但焊接的最佳冶金学条件是通过最快速地从退火温度淬火得到的。然而,这样忽视了水淬导致的变形和残余应力的增加。对于薄板生产,空气冷却在现代化卷板生产线中效率高;但对于厚板及较厚断面的产品,水淬可以获得对焊接而言最佳的冶金学条件。在淬火前让板材或组件冷却到700–980°C (1300–1800°F) 会导致金属间相的形成。

另一个保证最佳初始状态的方法是要求对轧材进行检验,确保其不存在有害的金属间相。ASTM A 923<sup>3</sup>和ASTM A 1084<sup>4</sup>运用金相检查、冲击试验或腐蚀试验来证明金属间相未达到有害的程度。这一试验仅考虑是否已出现了有害析出相,没有考虑有害相的数量和程度。采用这种试验,可

3 ASTM A 923检测奥氏体/铁素体双相不锈钢中有害金属间相的标准试验方法

4 ASTM A 1084检测经济型奥氏体/铁素体双相不锈钢中有害相的标准试验方法

证明轧制工艺能保证在轧制过程中不形成有害的金属间相。此试验类似于ASTM A 262<sup>5</sup>或EN ISO 3651-2<sup>6</sup>试验检验奥氏体不锈钢是否存在碳化铬析出导致的敏化。ASTM A 923标准仅包括2205、2507、255和S32520，ASTM A 1084标准包括了经济型双相不锈钢S32101和S32304。很多加工制造商采用这些试验和类似试验以及其他验收标准，作为加工设备部件焊接工艺评定的一部分。

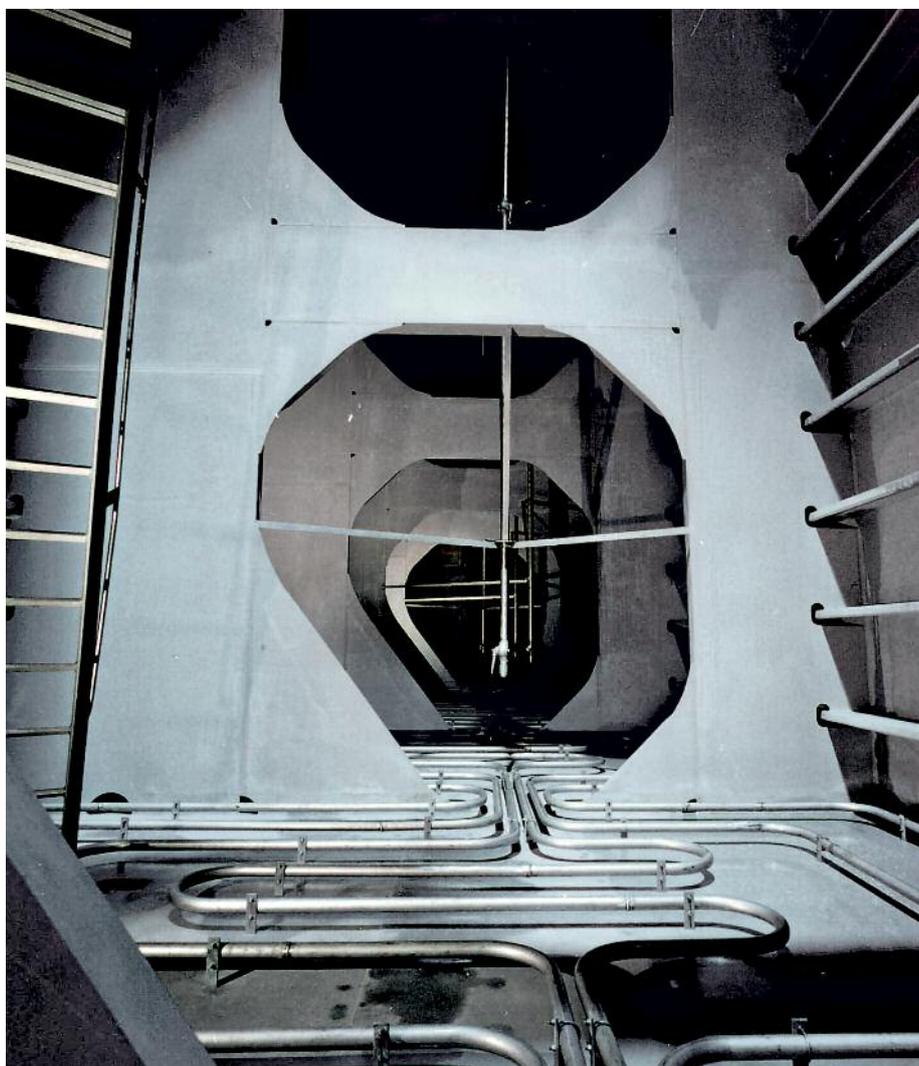
## 6.2 特殊试验要求

### 6.2.1 拉伸和硬度试验

相对奥氏体不锈钢而言，双相不锈钢具有较高的强度，但是偶尔仍有最终用户技术要求规定了强度或硬度的最大值。强度或硬度引入最大值可能是借鉴了马氏体不锈钢的经验，而马氏体不锈钢的高强度和硬度来自于未经回火处理的马氏体。但是双相不

锈钢在冷却过程中不形成马氏体，双相不锈钢的高强度和高硬度缘于其高的氮含量、本身的双相结构、成型或矫直操作中可能发生的加工硬化。

硬度试验可能是证明加工中没有过度冷加工的有效手段；但当硬度试验用于这一目的时，很重要的一点是测量位置应当介于表面和断面的中心之间，而不是在发生局部硬化和表面硬化的表面上。



海上化学品船2205双相不锈钢货舱内部 © Outokumpu

5 ASTM A 262检测奥氏体不锈钢晶间腐蚀敏感性的标准方法

6 EN ISO 3651-2测定不锈钢的耐晶间腐蚀性能-第2部分：铁素体，奥氏体和铁素体-奥氏体（双相）不锈钢-含硫酸介质中的腐蚀试验

### 6.2.2 弯曲试验

弯曲试验可以证明轧材没有轧制裂纹，但对于大型材、小工件或某些几何形状的轧材可能是困难的。弯曲试验并不是双相不锈钢质量的一个保守指标，因为弯曲点可能与不合格的部位不一致，由于弯曲的方向性，某些情况如中心线的金属间相未必能被检测出来。

弯曲试验通常作为奥氏体不锈钢焊接工艺评定的一部分，因为焊缝有发生热裂的危险，特别是对于奥氏体含量高的严重受限的焊缝组织。由于双相不锈钢没有热裂纹倾向，所以用弯曲试验来检测焊缝质量的意义不大。如果试验位置正好与受影响的区域相吻合，则弯曲试验可能会粗略地检测出过多的铁素体，但弯曲试验不能检测出对耐腐蚀性和韧性有害的少量金属间相的存在。

### 6.2.3 冲击试验和有害相的金相检查

用冲击试验来规定材料和评定工艺有两种方式：

- 在已知条件下试验，检测不合格的材料，例如过多的铁素体或金属间相的存在；
- 证明对于预期的使用环境，加工制成品的性能足以满足要求。

对于冲击试验的第一种使用方法，ASTM A 923给出了双相不锈钢和超级双相不锈钢的验收标准，ASTM A 1084给出了经济型双相不锈钢的验收标准。ASTM A 923方法B指出，在 $-40^{\circ}\text{F}/^{\circ}\text{C}$ 标准的纵向夏比冲击试验(Charpy)中，如果结果小于54J(40ft-lb)，表明退火轧材不合格。为了保证满意的热处理和淬火，作为一

种生产控制手段，轧材的每一个批次都应当按照A 923方法B进行试验(或方法C，腐蚀试验)。而ASTM A 923允许采用金相检查(方法A)作为一种以接受而不是判废为目的的筛分试验。因为方法A的操作要求高水平的金相技术来完成，用户比较谨慎的做法是除了金相检查，还可要求采用方法B夏比冲击试验。

ASTM A 923方法A的一个好处是可以确认中心线金属间相，如ASTM A 923的图7所示。根据方法A的筛选法，中心线金属间相将造成材料不合格，但不一定导致在A 923方法B冲击试验中材料被判废。由于这种中心线金属间相可能导致中厚板在成型、热剪或焊接过程中分层，所以除了方法B或C以外，用户还应当要求进行方法A的检验，任何显示有中心线金属间相的材料应该判废。尽管ASTM A 923已声明方法A不用于材料的判废，但允许终端用户提出更严格的要求。材料如果呈现出ASTM A 923的图7所示的接近厚度中部的中心线金属间相，则应当被判废。

冲击试验的第二个用途即在比预期的使用温度更低的温度下评价母材、熔合区和热影响区，这可能是一种谨慎和具成本效益的方法。对于焊缝的评价，试验温度和合格标准必须针对具体的焊接类型并与使用条件结合。韧性将不会像固溶退火的双相不锈钢轧材那样高。焊缝金属较低的韧性不一定表明存在金属间相，而常常是由于氧含量增高造成的，特别是采用了焊剂保护焊接工艺。



2507不锈钢降膜蒸发器 © Gary Carinci, TMR不锈钢



在一个大型桥面上安装双相不锈钢钢筋 © Hardesty & Hanover, LLP

ASME已发布了新的适用于断面厚度大于9.5毫米 (0.375英寸) [13] 的双相不锈钢的技术要求。这些要求需要在金属最低设计温度 (MDMT) 或以下采用夏比冲击试验, 并以横向膨胀作验收标准来证明初始母材和产品焊缝的韧性足以满足预期的使用环境。ASME检验与ASTM A 923试验的不同之处在于ASME 检验要求夏比冲击试验包含三个试样, 并且要求报告最小值和平均值。ASME要求对每一批母材和填充材料进行母材、焊缝和HAZ(共9个试样)的试验。

为了节约同时得到谨慎的结果, 可以采用两个试验温度 (ASTM A 923 的 $-40^{\circ}\text{F}/^{\circ}\text{C}$ 或ASME标准中的金属最低设计温度MDMT)中较低的一个, 通过测量三个试样的冲击功和横向膨胀来衡量其韧性。

#### 6.2.4 用金相或磁性法测定相平衡

双相不锈钢轧材的奥氏体-铁素体相平衡在炉号与炉号或批号与批号之间的变化很小, 这是因为生产中化学成分被控制在很窄的范围, 而且退

火操作有明确规定。一般2205双相钢含有40%–50%的铁素体, 因此, 测定退火轧材的相平衡意义不大。

但是, 测定铁素体含量对于评定焊接工艺是适合的, 这样做可以防止热影响区出现过多的铁素体。双相不锈钢相平衡的准确测定通常要求采用金相检查和数点法, 如ASTM E 562<sup>7</sup> (手动) 或E 1245<sup>8</sup> (自动) 方法。由于双相不锈钢是铁磁性的, 奥氏体和铁素体的间距特别细, 如果没有同样的几何形状和相平衡的金相测量结果

7 ASTM E 562 — 用系统人工点计数法测定体积分数的标准试验方法

8 ASTM E 1245 — 利用图像自动分析确定金属的夹杂物或者第二相组成的标准做法

作参考标准，则磁性检测法的可靠性是有限的。AWS A4.2<sup>9</sup>和EN ISO 8249<sup>10</sup>描述了校准磁性测量仪来测量双相不锈钢焊缝处铁素体并以铁素体数FN报告结果的方法步骤。焊缝相平衡的合格范围比母金属要宽得多。如果ASTM A 923试验证明，焊缝及热影响区的韧性和耐腐蚀性合格的话，那么铁素体范围在25%–75%时，可保证双相不锈钢理想的性能。磁性测量得出铁素体数在30–90之间是可以接受的。

对已经在服务中心或经销商库存清单中的材料要求进行相平衡的测定，比对在工厂进行生产的材料提出同样的要求要花费更多，获取试样并进行单独的试验也可能影响及时供货。

因为金属间相是非磁性的，所以磁性试验不能用来检测 $\sigma$ 相和 $\chi$ 相。但是，如果双相不锈钢显示出较低的铁素体磁性读数，可能是铁素体已经转

表5 根据ASTM A 1084C 和 ASTM A 923C，不同双相不锈钢牌号的腐蚀试验温度。合格的最高腐蚀率为10毫克/分米<sup>2</sup>天。

牌号	位置	试验	试验温度°C (°F)
S32101	母材	ASTM A 1084C	25 (77)
S32304	母材	ASTM A 1084C	25 (77)
S31803	母材	ASTM A 923C	25 (77)
S31803	焊缝金属	ASTM A 923C	22 (72)
S32205	母材	ASTM A 923C	25 (77)
S32205	焊缝金属	ASTM A 923C	22 (72)
S32750	母材	ASTM A 923C	40 (104)
S32550	母材	ASTM A 923C	40 (104)
S32520	母材	ASTM A 923C	40 (104)

变为金属间相。双相不锈钢在热处理或冷却过程中，如果在金属间相析出温度区间停留时间过长，可能会显示出低铁素体含量的结果。

### 6.2.5 腐蚀试验

按照ASTM A 923/A 1084方法C对固溶处理的轧材进行腐蚀试验是检测有害状态最具成本效益的方法之一。金属间相的析出以及存在的氮化铬和过量的铁素体，都可表现为耐点蚀性能的降低，因而可被检测出来。这些相造成临界点蚀温度 (CPT) 比正常退火的材料低15°C或更多。测定试样的实际临界点蚀温度花费较高，因为它需要按照ASTM G 48进行多次



正在安装特超级双相不锈钢螺栓，保护瑞典的古沉船瓦萨战舰  
© Anneli Karlsson 瑞典国家海事博物馆

9 AWS A4.2 – 测量奥氏体及铁素体-奥氏体双相不锈钢焊接金属中 $\delta$ 铁素体含量的磁性测量仪的校准程序  
10 EN ISO 8249 – 焊接—测定奥氏体和铁素体-奥氏体双相Cr-Ni不锈钢焊缝金属中的铁素体数 (FN)

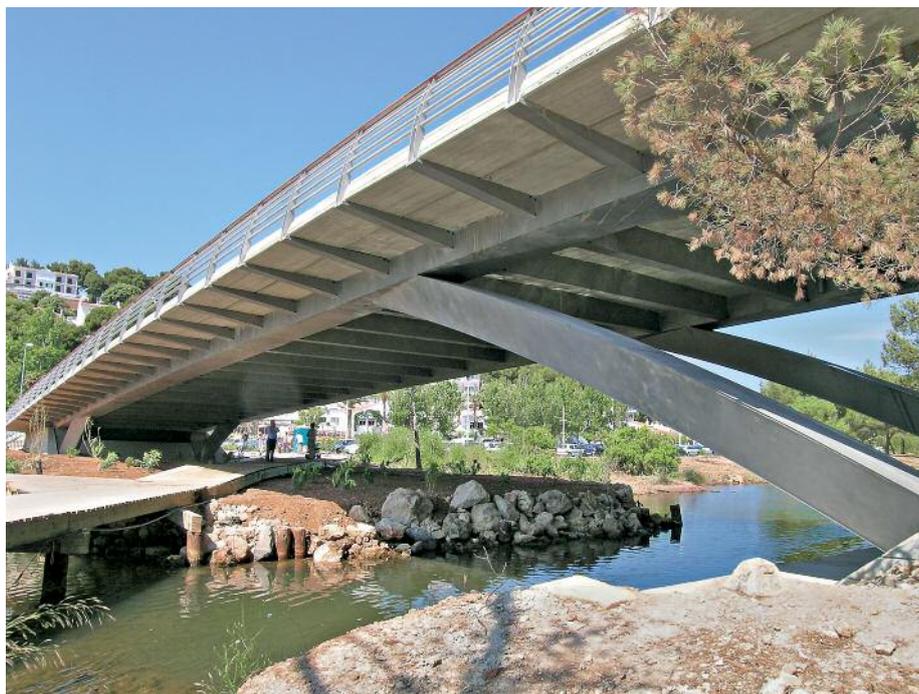
试验或按ASTM G 150对单个试样试验。然而，在比双相不锈钢典型临界温度低10–15°C的温度下，采用ASTM A 923方法C进行单一腐蚀试验将揭示有害相的存在。当采用腐蚀试验来检测有害相的存在时，任何正面或侧面及边缘的点蚀都应当被当作拒收的依据。尽管在实际设备里边缘可能不接触介质，但试验的目的是检测金属间相，而它们较可能出现在中心线上，当把边缘的腐蚀考虑进去时就对中心线进行了评估。

在ASTM A 923颁布之前，腐蚀试验通常是参考“改进ASTM G 48 试验”，但G 48是一个实验室的研究方法而不是材料合格性的验收方法。如果要求做G 48试验，但没有确定是哪种G 48操作方法并指出其它试验条件，那么这种要求是不完整的。其它试验条件包括：

- 表面准备
- 试验温度
- 试验持续时间
- 是否包括边缘的腐蚀
- 合格标准的确定

ASTM A 923是一项验收试验，目的是用一种经济有效而相对快速的方法证明轧材不存在有害的金属间相。ASTM A 923方法C是以腐蚀速率作为验收的标准。这样来检测点蚀似乎令人惊讶；然而采用这个方法是基于以下两个原因：

1. 通过重量损失来考察合格与否，就避免了判断金属表面是否有蚀坑这种麻烦且可能带主观色彩的问题。达到拒收标准的重量损失足够大，很容易进行测量，但它又



西班牙梅诺卡Cala Galdana 桥采用双相不锈钢2205建造 © PEDELTA

足够小，在24小时的试验里就可以容易地检测出与金属间相相关的点蚀类型。

2. 采用腐蚀速率这一标准，只要能确定总表面积，则几乎任何尺寸和形状的样品都能进行试验。

与易受方向和缺口位置影响的夏比试验相比，腐蚀试验是比较保守的方法，而且对试样的几何形状和位置不敏感。腐蚀试验适合作为焊接工艺评定的一部分，而且，当可以获得样品时，它还作为一种具有经济有效的质量控制试验方法用于产品生产中焊缝样品的检验。但必须考虑到退火轧材与焊接接头在耐腐蚀性方面的差

异，即便是一个焊接得当的焊缝，由于焊接工艺、保护气体和所焊接的双相不锈钢牌号的不同，其临界点蚀温度也可能比母金属低5–15°C。

## 6.2.6 生产性焊接和检验

双相不锈钢可能发生的问题对焊工来说并不是显而易见的，也无法用无损检测方法检测出来。焊工必须认识到焊缝的总体质量取决于严格地遵循焊接工艺规程，并通过其在使用中的韧性和耐腐蚀性来衡量。偏离规定的工艺规程不一定在车间被检测出来，但每一次偏离都对材料安全、经济的使用是一个威胁。

# 7 力学性能

双相不锈钢力学性能优异，标准双相不锈钢牌号的力学性能见表6。它们在固溶退火状态下的室温屈服强度是未添加氮的标准奥氏体不锈钢的两倍多，这样设计师在某些应用中就可减小壁厚。图12比较了室温到300°C (570°F) 温度区间几种双相不锈钢与316L奥氏体不锈钢屈服强度。由于铁素体相有475°C (885°F) 脆性的危险，所以双相不锈钢不应长时间用于温度高于压力容器设计规范规定的条件 (见表2)。

锻轧双相不锈钢的力学性能是高度各向异性的，即性能随测试样品的方向而变化。这种各向异性是由拉长了的晶粒和热轧或冷轧产生的晶体组织造成的 (见图2)。尽管双相不锈钢

的凝固组织通常是各向同性的，但它经过轧制或锻造及后续的退火，组织中仍存在两相。最终产品两相的形貌揭示出加工的方向性，双相不锈钢垂直于轧制方向的强度比沿轧制方向的强

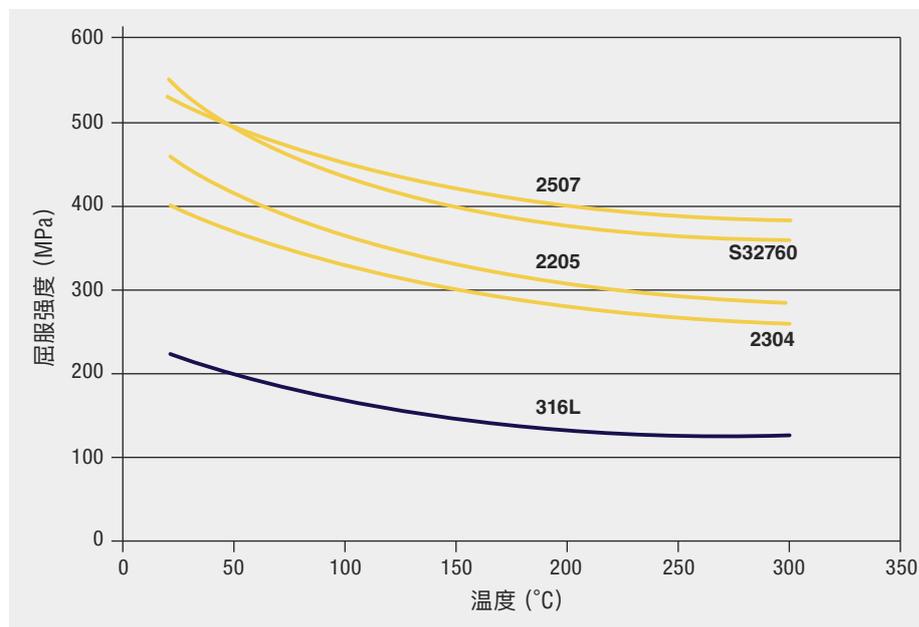


图12 双相不锈钢与316L奥氏体不锈钢在室温到300°C (572°F) 温度范围典型屈服强度的对比 (来源: 生产商数据表)

表6 ASTM 和EN 双相不锈钢板最低力学性能限值

ASTM					EN			
牌号	UNS No.	屈服强度 0.2% /MPa(ksi)	抗拉强度 /MPa(ksi)	延伸率 2“%”	EN No.	规定非比例延伸强度 Rp0.2 /MPa (ksi)	抗拉强度 Rm /MPa(ksi)	延伸率 A5 /%
2304	S32304	400 (58)	600 (87)	25	1.4362	400 (58)	630 (91)	25
2205	S32205	450 (65)	655 (95)	25	1.4462	460 (67)	640 (93)	25
2507	S32750	550 (80)	795 (116)	15	1.4410	530 (77)	730 (106)	20

表7 根据ASTM A 240和EN 10088-2的要求，双相不锈钢与奥氏体不锈钢延展性的比较

牌号	ASTM A 240		EN 10088-2			
	UNS No.	最小延伸率/%	EN No.	最小延伸率/%*		
				P	H	C
	S32101	30	1.4162			
	S32202	30	1.4062			
2304	S32304	25	1.4362	25	20	20
	S32003	25				
2205	S32205	25	1.4462	25	25	20
2507	S32750	15	1.4410	20	15	15
304L	S30403	40	1.4307	45	45	45
316L	S31603	40	1.4404	45	40	40

P = 热轧板      H = 热轧卷      C = 冷轧卷和薄板      \* 横向

度高。冲击试样的缺口垂直于轧制方向时的冲击韧性高于沿轧制方向时。试样“纵向”(L-T)夏比冲击试样测得的韧性高于其他方向的试验结果。一个双相不锈钢板横向试样的冲击功一般相当于一个纵向试样的1/2至2/3。

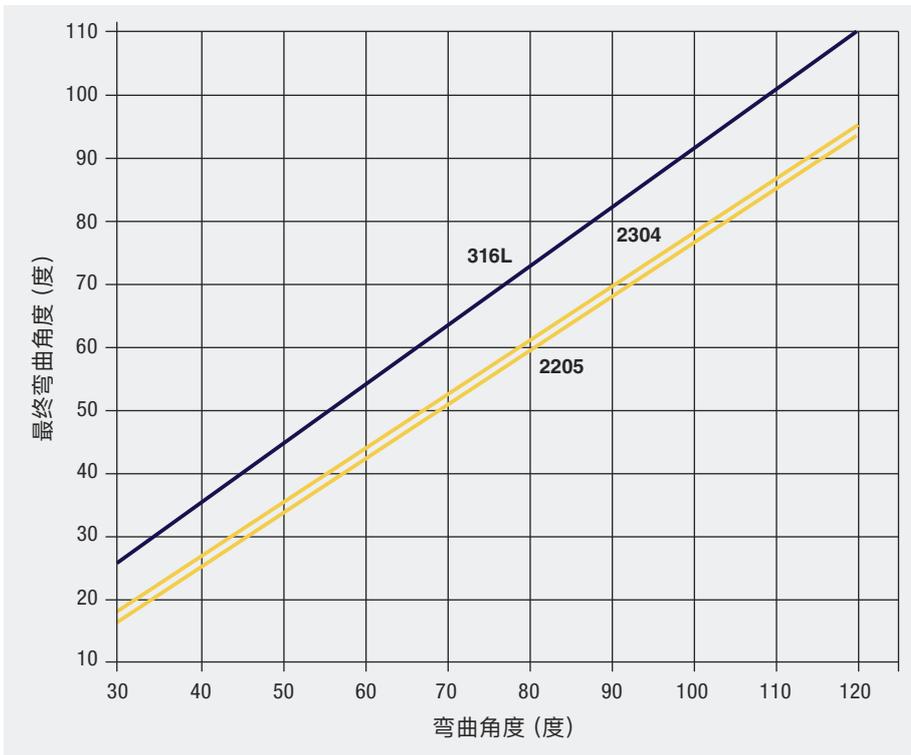
尽管双相不锈钢强度高，但它们仍表现出良好的塑性和韧性。与碳钢或铁素体不锈钢相比，双相不锈钢塑性-脆性的转变是平缓的。双相不锈钢即使在很低的环境温度如-40°C/F

下仍保持良好的韧性；但是双相不锈钢的韧性和塑性通常比奥氏体不锈钢差。奥氏体不锈钢一般没有塑性-脆性转变，在低至深冷温度的条件下仍保持优异的韧性。表7给出了标准奥氏体不锈钢和双相不锈钢在拉伸试验中最小延伸率的比较。

尽管双相不锈钢的高屈服强度允许厚度减薄，但由于弯曲和杨氏模量的限制，在制造过程中也会带来困难。由于双相不锈钢强度较高，其变形需要更大的外力，因此在弯曲操作



普拉德霍湾垂直支撑架上24英寸2205双相不锈钢保温管道的安装 © Arco Exploration and Production Technology



中的回弹比奥氏体不锈钢要大，两种双相不锈钢与316L奥氏体不锈钢回弹的比较见图13。双相不锈钢的延展性比奥氏体不锈钢差，为避免断裂需要增加弯曲半径。

由于双相不锈钢较高的硬度和高加工硬化率，与标准奥氏体不锈钢相比，它降低了机加工操作中工具的使用寿命或需要更多的机加工次数。在成型或弯曲操作之间可能需要退火，因为双相不锈钢的延展性差不多是奥氏体不锈钢的一半。冷加工对2205双相不锈钢力学性能的影响见图14。

图13 2毫米 (0.08英寸) 厚的双相不锈钢板与316L奥氏体不锈钢板回弹的比较 (来源: Outokumpu)

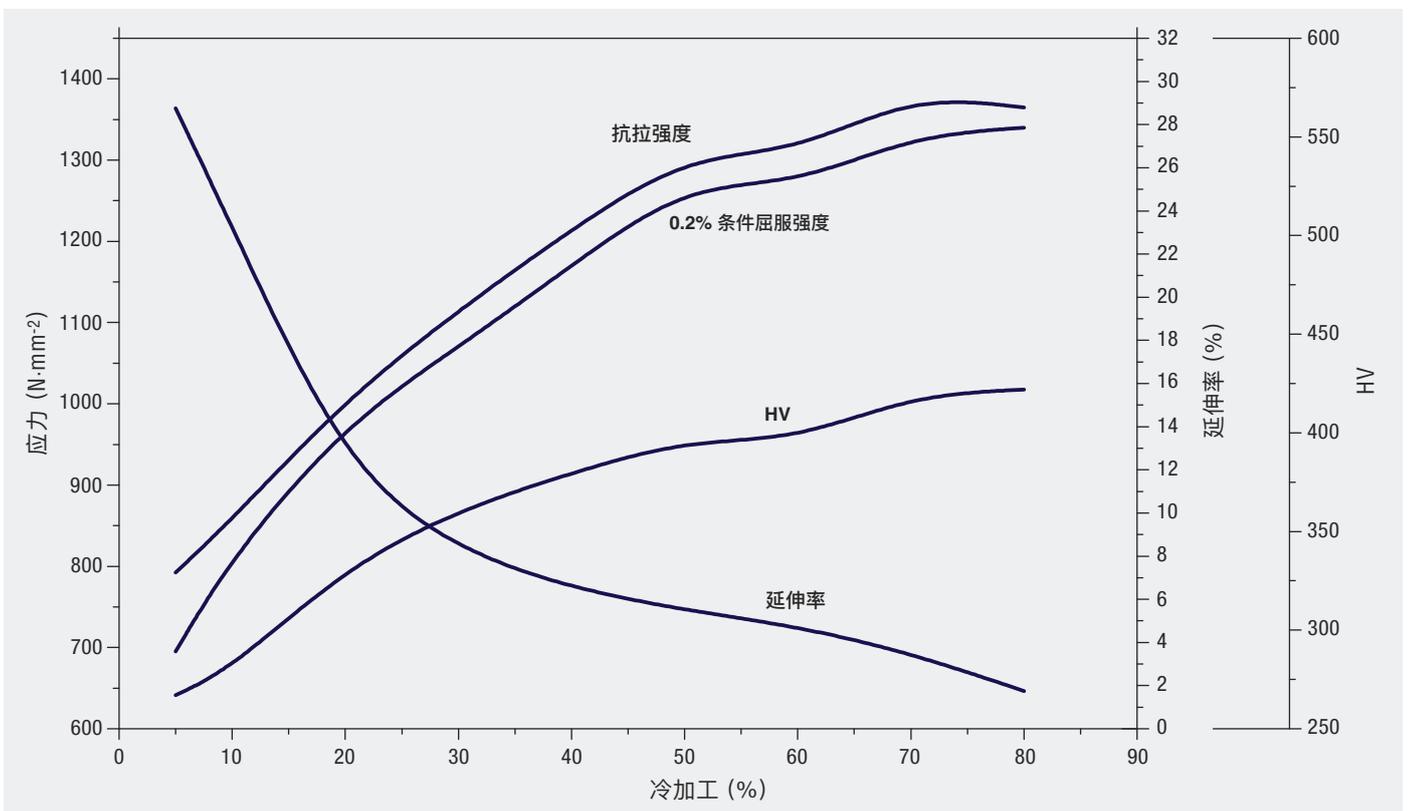


图14 冷加工对2205双相不锈钢力学性能的影响 (来源: 宝钢)

# 8 物理性能

表8给出了一组双相不锈钢室温下的物理性能，表9给出了高温下的性能数据，为便于比较，也包括了碳钢和奥氏体不锈钢数据。

在所有的情况下，双相不锈钢牌号之间物理性能的差异很小，可能只是测试方法的差异。双相不锈钢的物理性能介于奥氏体不锈钢和碳钢之间，更接近于不锈钢的性能。

表8 双相不锈钢与碳钢和奥氏体不锈钢室温物理性能的比较 (来源：生产商的数据表)

牌号	UNS No.	密度		比热		电阻		杨氏模量	
		/g·cm <sup>-3</sup>	/lb·in <sup>3</sup>	/J·(kg·K) <sup>-1</sup>	Btu·(lb·F) <sup>-1</sup>	micro Ω m	micro Ω in.	/GPa	x10 <sup>6</sup> psi
碳钢	G10200	7.64	0.278	447	0.107	0.10	3.9	207	30.0
<b>304</b>	S30400	7.98	0.290	502	0.120	0.73	28.7	193	28.0
<b>316</b>	S31600	7.98	0.290	502	0.120	0.75	29.5	193	28.0
<b>329</b>	S32900	7.75	0.280	460	0.110	0.80	31.5	200	29.0
	S32101	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
<b>2304</b>	S32304	7.75	0.280	482	0.115	0.80	31.5	200	29.0
	S31803	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
<b>2205</b>	S32205	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
	S31260	7.80	0.281	502	0.120			200	29.0
<b>255</b>	S32550	7.82	0.282	488	0.116	0.84	33.1	210	30.5
	S39274	7.80	0.281	502	0.120			200	29.0
	S32520	7.75	0.280	450	0.108	0.85	33.5	205	29.7
<b>2507</b>	S32750	7.75	0.280	485	0.115	0.80	31.5	200	29.0
	S32760	7.80	0.281			0.85	33.5	190	27.6
	S32707	7.80	0.281	470	0.112	0.75	29.5	197	28.5

表9 双相不锈钢与碳钢和奥氏体不锈钢高温物理性能的比较 (来源: 生产商数据)

牌号	UNS No.	20°C (68°F)	100°C (212°F)	200°C (392°F)	300°C (572°F)	400°C (754°F)	500°C (932°F)
<b>拉伸弹性模量随温度的变化, 单位: GPa(×1000ksi)</b>							
碳钢	G10200	207 (30.0)					
<b>304</b>	S30400	193 (28.0)	192 (27.9)	183 (26.6)	177 (25.7)	168 (24.4)	159 (23.0)
<b>329</b>	S32900	200 (29.0)	195 (28.0)	185 (27.0)			
	S32101	200 (29.0)	194 (28.0)	186 (27.0)	180 (26.1)		
<b>2304</b>	S32304	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
	S31803	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
<b>2205</b>	S32205	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
<b>255</b>	S32550	210 (30.5)	200 (29.9)	198 (28.7)	192 (27.8)	182 (26.4)	170 (24.7)
	S32520	205 (29.7)	185 (26.8)	185 (26.8)	170 (24.7)		
<b>2507</b>	S32750	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
	S32707	197 (28.5)	189 (27.5)	178 (25.7)	168 (24.2)		
<b>20°C(68°F)-T的热膨胀系数, 单位: 10<sup>-6</sup>/K (10<sup>-6</sup>/°F)</b>							
碳钢	G10200	NA	12.1 (6.70)	13.0 (7.22)		14 (7.78)	
<b>304</b>	S30400	NA	16.4 (9.10)	16.9 (9.40)	17.3 (9.60)	17.6 (9.80)	18.0 (10.0)
<b>329</b>	S32900	NA	10.9 (6.10)	11.0 (6.30)	11.6 (6.40)	12.1 (6.70)	12.3 (6.80)
	S32101	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)		
<b>2304</b>	S32304	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
	S31803	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
<b>2205</b>	S32205	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
<b>255</b>	S32550	NA	12.1 (6.72)	12.6 (7.00)	13.0 (7.22)	13.3 (7.39)	13.6 (7.56)
	S32520	NA	12.5 (6.94)	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)		
<b>2507</b>	S32750	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
	S32707	NA	12.5 (6.94)	12.5 (6.94)	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)
<b>导热率随温度的变化, 单位: W·(m·K)<sup>-1</sup>(Btu in/h ft<sup>2</sup>°F)</b>							
碳钢	G10200	52 (360)	51 (354)	49 (340)		43 (298)	
<b>304</b>	S30400	14.5 (100)	16.2 (112)	17.8 (123)	19.6 (135)	20.3 (140)	22.5 (155)
	S32101	15.0 (105)	16.0 (110)	17.0 (118)	18.0 (124)		
<b>2304</b>	S32304	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
	S31803	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
<b>2205</b>	S32205	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
<b>255</b>	S32550	14.3 (98.5)	16.4 (113)	18.6 (128)	19.1 (133)	20.9 (145)	22.5 (156)
	S32520	17.0 (118)	18.0 (124)	19.0 (132)	20.0 (138)		
<b>2507</b>	S32750	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
	S32707	12.0 (84)	14.0 (96)	16.0 (110)	18.0 (124)	19.0 (132)	

# 9 切割

通常用于奥氏体不锈钢和碳钢的工艺可用于双相不锈钢的切割，但对参数做一些调整是必要的，以适应力学性能和热特性的不同。

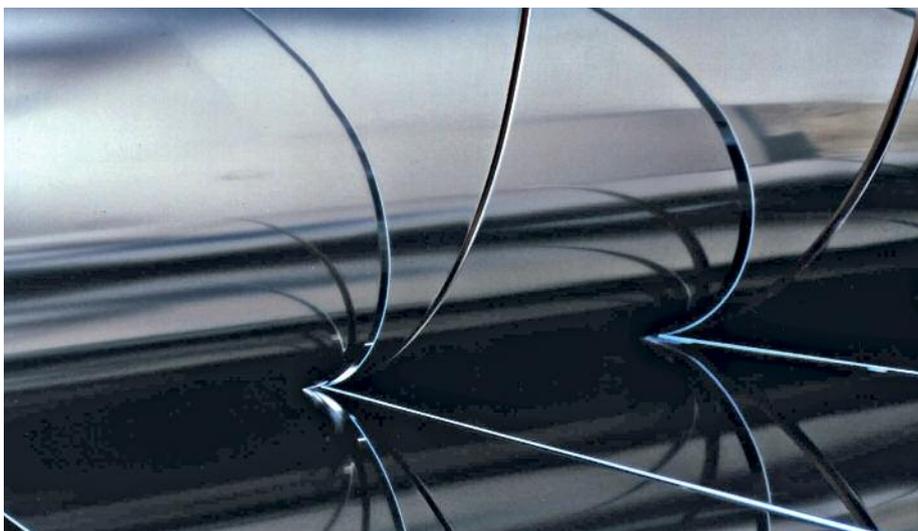
## 9.1 锯切

由于双相不锈钢的高强度、高加工硬化率以及缺乏起断屑作用的夹杂物，它比碳钢更难锯切。采用大功率的机器、强大的锯条矫直系统、粗锯齿形的锯条、慢速—中速的切割速度、重进刀、冷却剂的充分流动（最好是既起润滑又起冷却作用的合成乳化剂以便锯条将冷却剂传递到工件上）等可以得到最佳的结果。切割速度和进刀量应与316奥氏体不锈钢的情形类似。

## 9.2 剪切

双相不锈钢的剪切采用与剪切304和316不锈钢同样的设备，一般无需特殊调整。但由于双相不锈钢的剪切强度较高，必须加大剪切力或减小剪切厚度。

对于热轧和冷轧板，不锈钢的剪切强度约为抗拉强度的58%。按照实际的剪切强度比，双相不锈钢的表现如同一个较厚的316不锈钢。因此，在一个特定的剪切中，2304和2205双相不锈钢能够被剪切的最大厚度是304和316不锈钢厚度的75%左右，而超级双相不锈钢能够被剪切的最大厚度是普通奥氏体不锈钢的65%。



双相不锈钢的纵切 © Outokumpu

## 9.3 纵切

传统的钢卷纵切机可用于剪切双相不锈钢卷板和钢带。双相不锈钢卷从开卷机送出，从纵切线上下刀架的圆形分切刀片中通过，卷带盘将剪切后的钢卷重卷。分切刀片的位置可根据所希望的板卷产品的宽度调整。由于双相不锈钢的强度比奥氏体不锈钢高，纵切刀具磨损和边部的稳定性比较难控制。保持双相不锈钢卷良好的纵切边部质量需要使用工具钢或硬质合金刀片。

## 9.4 冲孔

冲孔可被看作是一种困难的剪切形式。高强度、快速加工硬化和抗撕裂性使得双相不锈钢相对较难冲孔，且会磨损刀具。比较好的一个切入点和

指导原则是，把双相不锈钢当做两倍厚度的奥氏体不锈钢来处理。氮含量较高的高合金化双相不锈钢的冲孔更加困难。

## 9.5 等离子和激光切割

双相不锈钢通常采用与奥氏体不锈钢同样的等离子切割和激光切割设备进行加工。双相不锈钢略高的导热率和低的含硫量可能对最佳的参数略微有影响，但无需特殊调整便可得到满意的结果。等离子切割工艺的热影响区（HAZ）一般很窄，大约0.25毫米（0.010英寸），这是因为切割采用单道次、快速操作的方式，且板材冷却迅速。通常焊接坡口的机加工以及焊接过程中母材金属附近的熔化可去除等离子切割的热影响区。

# 10 成形

## 10.1 热成形

双相不锈钢通常表现出优异的热成形性，在高达至少1230°C (2250°F) 的温度下具有相对低的成形负荷。但是，如果热成形的温度太低，变形就会聚集在较弱而且延展性较差的铁素体，结果造成变形区铁素体开裂。此



双相不锈钢板的热轧辊弯曲操作  
© Outokumpu

外，当热加工温度降得太低时，会析出大量的 $\sigma$ 相。

大多数生产商建议最大热成形温度范围在1100–1150°C (2000–2100°F) 之间。由于高温会影响工件的尺寸稳定性，而且温度高于1150°C (2100°F) 时，氧化皮形成趋势增大，所以建议了温度上限。在高温下，双相不锈钢会变软，被加工的工件如容器封头或管道如果在炉内不加以支撑就会弯曲或凹陷。在这样的温度下，钢也会变得太软(对于某些热成形操作来说)。表10汇集了几种双相不锈钢的热成形温度范围和最低均热温度。没有必要从该范围内的最高温度开始热加工，而且有时也并不建议这样做。但是，钢在热加工前至少要达到最小均热温度，炉子应该预热以避免缓慢加热通过 $\sigma$ 相形成的温度区间。

温度的均匀性对于双相不锈钢的成功热成形是重要的。如果工件的形

状不规整，则边缘可能比主体温度低得多，这些较冷的区域有发生开裂的风险。为了避免开裂，当局部区域冷却到温度低于最小加工温度时，需要对工件重新加热。只有当工件特别是边缘或较薄部分的温度保持均匀一致，热成形温度范围的下限才能稍加扩展。

对于断面较厚的型材，需要考虑水淬的速度是否足以防止金属间相的析出。对于锻轧2205双相钢板材，板材厚度的限值约为150–200毫米(6–8英寸)，对于锻轧超级双相不锈钢板材，厚度限值为75–125毫米(3–5英寸)，准确的限值随双相不锈钢的成分和淬火装置效率的不同而不同。对于简单的2205双相钢圆柱形工件，直径限值在约375毫米(15英寸)。如果成品部件的内径是完全穿透的，则在最终热处理之前对通孔进行穿孔或机加工，会大大改善工件最后退火后的冷却状况。

表10 双相不锈钢的热成形温度范围及最低均热温度 (以常见的奥氏体牌号作对比) (来源：生产商数据)

牌号	UNS No.	EN No.	热成形温度		最低均热温度	
			/°C	/°F	/°C	/°F
	S32101	1.4162	1100–900	2000–1650	950	1750
2304	S32304	1.4362	1150–950	2100–1740	980	1800
2205	S32205	1.4462	1230–950	2250–1740	1040	1900
2507	S32750	1.4410	1230–1025	2250–1875	1050	1920
	S32520	1.4507	1230–1000	2250–1830	1080	1975
	S32760	1.4501	1230–1000	2250–1830	1100	2010
304	S30400	1.4301	1205–925	2200–1700	1040	1900
316	S31600	1.4401	1205–925	2200–1700	1040	1900

### 10.1.1 固溶退火

热成形之后，需要进行完全的固溶退火，然后快速淬火使力学性能和耐腐蚀性能完全恢复。工件应当加热到最低固溶退火温度以上，然后保持足够长的时间使金属间相完全溶解，一个比较保守的指导原则是，保温时间应当与工件继前一次完全退火后在650–980°C (1200–1800°F)范围停留的总时间相当。工件应当从固溶处理温度进行水淬。最终退火后转至淬火位置时，不允许在700–1000°C (1300–1830°F)的温度范围停留几分钟。表11总结了双相不锈钢的最低固溶退火温度。

双相不锈钢在固溶退火温度下非常软，工件如果没有足够的支撑，可能发生弯曲和变形，这对于管材产品特别是大口径薄壁的管材是一个很大问题。由于双相不锈钢的室温强度高，已弯曲的双相不锈钢产品的整形或矫直比奥氏体不锈钢困难。通过缩短退火时间、缓慢加热到退火温度范围或采用低于推荐值的固溶温度来尽量减小这种变形，但上述这些做法可能无法使金属间相溶解，甚至导致更多数量金属间相的形成，降低了耐腐蚀性和韧性。最好的做法可能是，在薄断面部件的退火过程中，采用临时的支撑装置来保持部件产品的形状。



固溶退火之后将红热的双相不锈钢从热处理炉中移走 © Bosch-Gotthard-Hütte

表11 双相不锈钢最低固溶退火温度 (来源：生产商数据和ASTM A 480)

牌号	UNS No.	最低退火温度	
		/°C	/°F
	S32001	1040	1900
	S32101	1020	1870
	S32202	980	1800
2304	S32304	980	1800
	S82011	1010	1850
	S32003	1010	1850
	S82441	1000	1830
2205	S32205	1040	1900
	S32506	1020–1120	1870–2050
	S32520	1080–1120	1975–2050
255	S32550	1040	1900
2507	S32750	1025–1125	1880–2060
	S32760	1100	2010
	S32707	1080–1120	1975–2050

利用消除应力处理来减少成型或矫直操作的冷加工应力并不可取，双相不锈钢本身就具有很好的耐氯化物应力腐蚀断裂性能，降低残余的冷加工应力仅在一定程度上改善这一性能。在固溶处理温度以下，没有一个适当的温度，既可在该温度下进行应力消除处理又不会形成使耐腐蚀性和韧性降低的金属间相。

## 10.2 温成形

有时采用温和地加热方式来协助工件的成型操作是有用的，但双相不锈钢在315°C (600°F) 以上长时间加热会由于475°C (885°F) 脆性(见图4)导致室温韧性和耐腐蚀性的下降。在较高温度下，金属间析出有更快速和不利的影 响。由于这些相不干扰成型工艺，双相不锈钢可以采用温热成形。但是，当加工温度超过300°C (570°F) 时，温成形之后应当进行完全的固溶退火和快速淬火(见表11)。

## 10.3 冷成形

双相不锈钢在各种加工制造中表现出良好的成形性。大多数双相不锈钢的应用要求比较简单的成形，如圆筒形断面的滚压、冲压成形、容器和

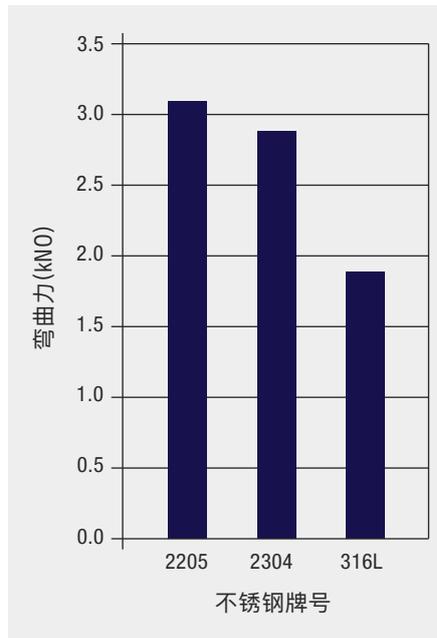
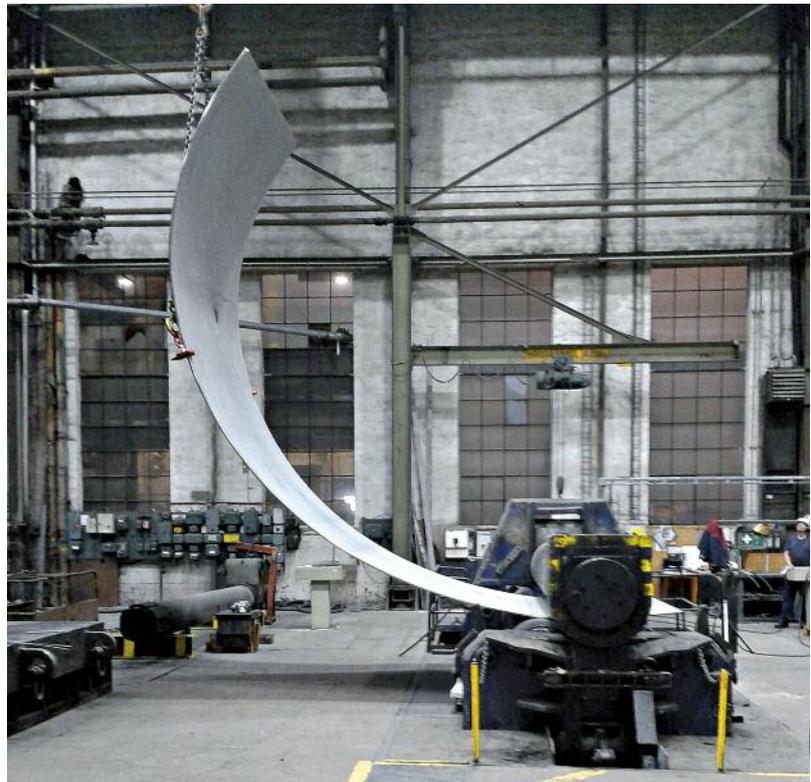


图15 2304, 2205和316L不锈钢弯曲过程中开始塑性变形所需的最小外力, 试样宽50毫米(2英寸), 厚2毫米(0.08英寸)(来源: Outokumpu)

罐封头的冲压或滚压成型。在这些应用中，一个主要关注因素是双相不锈钢的高强度和成型设备的功率。通常的估计是双相不锈钢的成形类似于厚度是其两倍的300系列奥氏体不锈钢的成形，几种不锈钢在弯曲过程中开始塑性变形所需的最小外力的比较见图15。双相不锈钢除了弯曲所需的初始外力较大，变形过程中也有很强的加工硬化。当确定材料可在压机上成形的最大厚度时，也必须考虑到变形过程中强度的快速增加。即使设备的功率足够高，也必须为双相不锈钢的高强度所造成的较高的回弹留出余量(见图13)。

还必须考虑到双相不锈钢相比于奥氏体不锈钢较低的塑性。大多数技术规范对双相不锈钢延伸率的要求是最低15%–30%，而对奥氏体不锈钢延伸率的要求是最低40%。尽管实际延伸率可能要大一些，但两者最低值



28mm厚双相不锈钢板的卷板机弯曲成形 © Outokumpu

之间的关系是适当的，可以作为冷加工操作的有用指南。与奥氏体不锈钢相比，双相不锈钢需要更大的弯曲半径，并且由于它们较低的塑性，在苛刻或复杂的成形中需要中间退火。

## 10.4 冲压成形

双相不锈钢容易进行冲压成形，但是在许多情况下，部件已经针对奥氏体不锈钢、碳钢或铁素体不锈钢选定了最佳条件，双相不锈钢是作为替代品。首次试用通常不改变厚度，尽管双相不锈钢的高强度允许壁厚减薄，但重新设计的花费可能抵消成本节约和重量减轻带来的优势。在大部分情况下，减小厚度实际上有利于成形加工，但是在初次的双相不锈钢成形实验中，人们常常认为还是有点“困难”。

当与碳钢或铁素体不锈钢的成形做比较时，问题几乎全部与强度和回弹有关。双相不锈钢的屈服强度高30%–50%，铁素体不锈钢的加工硬化有限，操作负荷相对较低。双相不锈钢开始时强度就高，随后强度越来越高，因此回弹是一个问题。另一方面，双相不锈钢塑性较大，过度弯曲将补偿回弹。与铁素体不锈钢相比，双相不锈钢对弯曲方向与轧制方向的关系不太敏感，弯曲方向与轧制方向有关。由于双相组织的轧制，双相不锈钢表现出由于轧制带来的一定程度的力学性能各向异性，但因为双相组织塑性较高，其实际影响比铁素体钢小。

铁素体不锈钢薄板的成型常常利用深冲。在操作过程中，当板材压入模具中，板面在最薄的地方发生变形。金相组织的形成发展，大大提高了铁素体不锈钢的这种成型性。

对于双相不锈钢，这种做法尚未被证实有效。但是，为解决这一缺陷，已经开发出一种新的双相不锈钢。这种新型可成形双相不锈钢具有独特的性能组合：既有高强度，又有利用相变诱导塑性 (TRIP) 而显著改善的成形性。其特点是通过TRIP效应而非良好的晶体结构，获得优于其它双相不锈钢牌号的机械强度和成形性。

可成形双相不锈钢牌号 UNS S82012和S82031，其化学成分均衡，可达到最佳奥氏体稳定性。这样在冷成形操作中，奥氏体向马氏体的转变 (TRIP效应) 是可控制的。就固溶退火状态下的奥氏体含量而言，可成形双相钢牌号稍高于其它双相钢牌号。

这些牌号的拉伸成形性类似于标准奥氏体不锈钢。与其它双相钢牌号相比，相变诱导塑性效应带来了较高的均匀延伸率，较高的加工硬化率和更大的塑性变形。这些独特的力学性能带来了拉伸成形性能的改善，而深冲特性类似于其它的双相不锈钢牌号。

冲压试验已证实可成形双相钢适合于成形板框换热器板、柔性管道、泵部件、家用热水器和汽车部件等较难成形的部件。

## 10.5 旋压成形

双相不锈钢的强度和耐腐蚀性尤其是耐氯化物应力腐蚀断裂性能，使它们成为旋转部件如离心设备等应用的候选材料。旋压成型是一种经济和常用的制造这些部件的方法。

旋压成形是一项复杂的操作，很大程度上取决于设备的好坏和操作者的技术。奥氏体不锈钢经常进行旋压成形，但它们在成形工序中通常需要多次中间退火来恢复其塑性。双相不锈钢在旋压成形方面有限的经验表明，其成形负荷非常高，特别是相对于奥氏体不锈钢，部件厚度未减小时。采用功率和强度足够大的设备进行双相不锈钢的旋压成形效果不错，但由于双相钢塑性较低，它需要比奥氏体不锈钢更频繁的中间退火。对于旋压操作，重要的是平直度以及尽量减小初始坯料的“隆起面”，但重型机械矫平如轧辊矫平在旋压成形的第一阶段可能会消耗掉一部分塑性。有些双相不锈钢已经在650°C (1200°F) 以上进行旋压成形，随后进行完全的固溶退火处理。

# 11 双相不锈钢的机加工

双相不锈钢的屈服强度一般是非氮合金化的奥氏体不锈钢屈服强度的两倍，它们的初始加工硬化率至少与常见的奥氏体不锈钢相当。双相不锈钢的切削碎屑坚硬，对刀具具有磨损作用，较高合金化的双相不锈钢更是如此。因为在双相不锈钢的生产中硫含量控制得尽可能地低，所以对断屑没有什么帮助。

由于这些原因，双相不锈钢比具有同样耐腐蚀性的300系列奥氏体不锈钢更难进行机加工，双相不锈钢的机加工一般要求更大的切割力，并且刀具的磨损更快。当采用硬质合金刀具时，机加工的困难程度最明显。图16给出了几种双相不锈钢和316不

锈钢的相对机加工性能指标比较。注意，与316不锈钢相比，经济型双相不锈钢S32101的机加工性能等级更高。

## 11.1 双相不锈钢机加工的一般原则

下述的机加工原则适用于所有的不锈钢，而对于双相不锈钢而言，遵循这些原则尤为重要。

- 使用大功率、坚固的设备，刀具和工件需要很牢固地固定（对于同样的切割，双相不锈钢需要的切削力比相应奥氏体不锈钢的大得多）。

- 保持刀具伸出的部分尽可能地短，以使振动最小化。
- 刀尖半径不大于所必要的值。
- 选用形状锋利的硬质刀具，既有“锋利”的刀口，又有足够的强度
- 设计机加工的顺序，使切削深度总是在前几道切削形成的加工硬化层以下。
- 切削速度要足够大，但不要过快，以避免切削瘤和快速磨损。
- 定期更换刀具的刀片或重新研磨以保证刀刃的锋利。
- 使用大流量的冷却剂/润滑剂，利用切削油或加有极压（EP）添加剂的乳液。
- 使用带分屑沟形状的硬质合金涂层刀片。

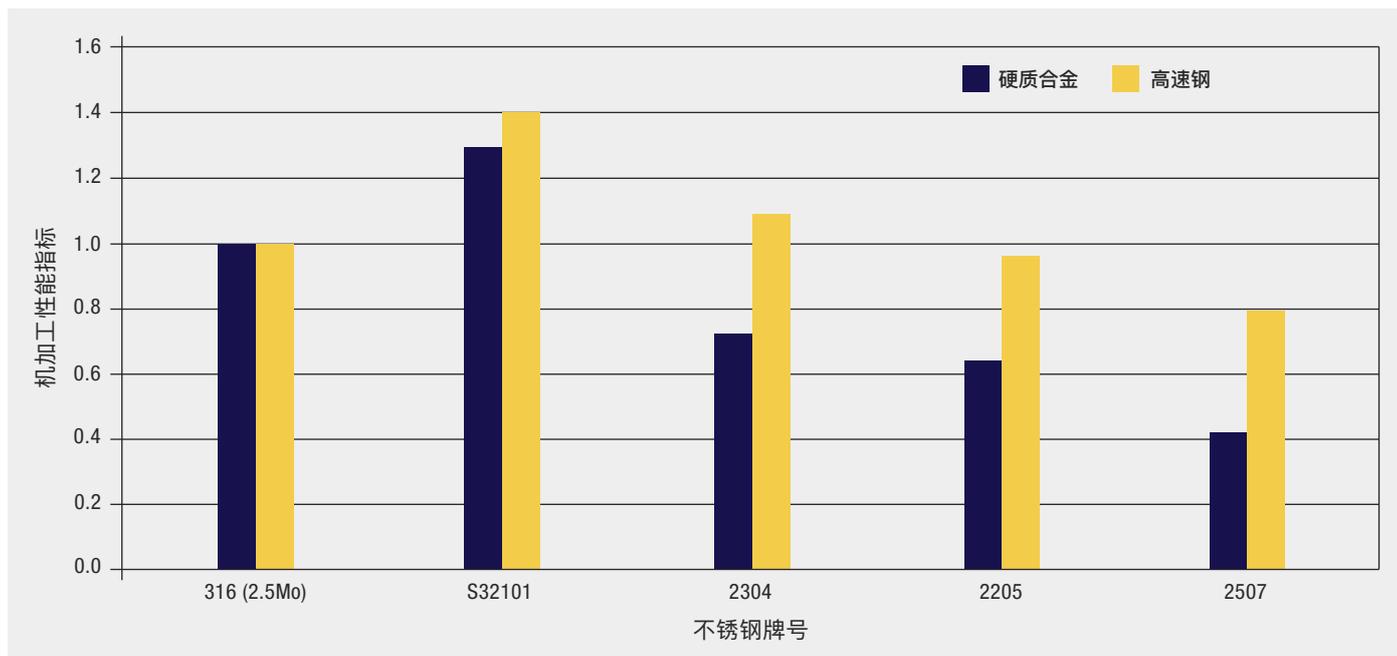


图16 采用硬质合金刀具和高速钢刀具，双相不锈钢和316不锈钢 (2.5Mo) 机加工性能的比较 (来源: Outokumpu)

## 11.2 车削和端面车削

车削和端面车削操作涉及许多变量，因此不可能给出适用于所有情况的具体建议。图17和表12给出了车削和切割的一般准则。车削操作可使用硬质合金刀具，允许使用比高速工具钢更高的速度。然而，要更加注意硬质合金刀具和工件的刚度，而且应当避免断续地切割。

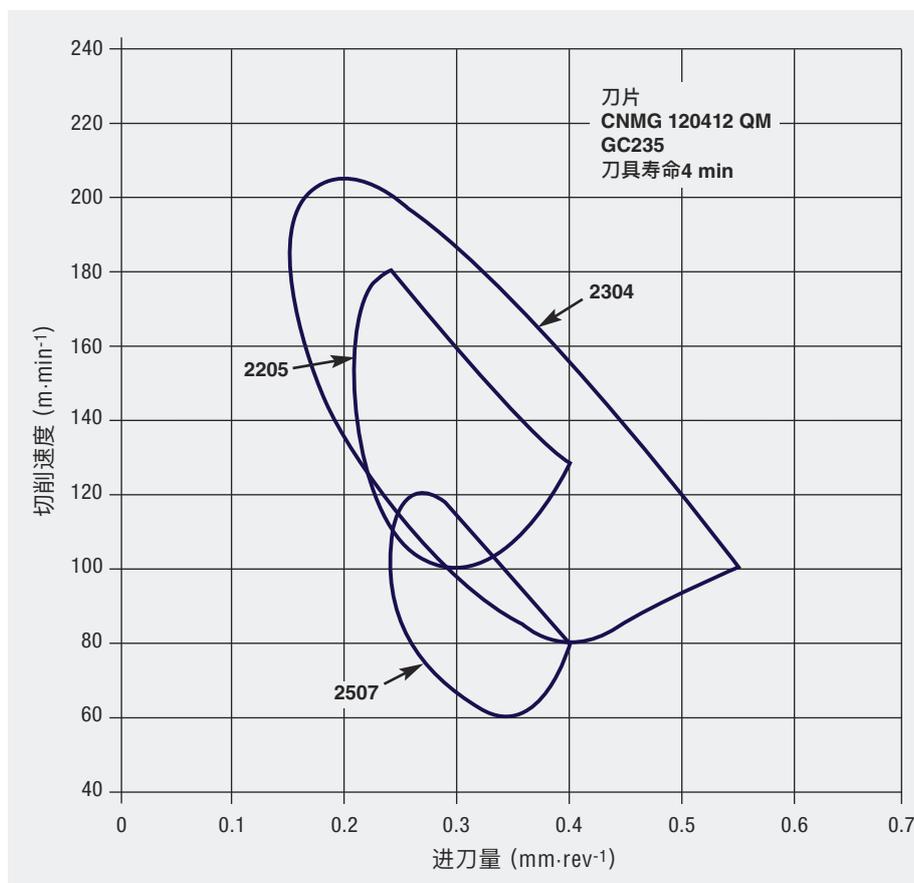


图17 采用硬质合金刀具车削双相不锈钢车削参数的比较，刀具寿命为4分钟  
(来源：Sandvik)

表12 双相不锈钢端面车削指导原则 (来源：Outokumpu)

不锈钢 (或切削数据)	硬质合金刀具				高速钢刀具	
	粗加工		精加工		速度/m·min <sup>-1</sup>	速度/sfm
	速度/m·min <sup>-1</sup>	速度/sfm	速度/m·min <sup>-1</sup>	速度/sfm		
S32101	170–240	560–790	200–280	660–925	20–30	65–100
2304	120–160	400–525	150–210	500–680	18–25	60–85
2205	90–120	300–400	120–160	400–525	15–20	50–65
2507	50–70	165–230	70–105	230–350	10–15	35–50
进刀量(每转)	0.3–0.6 mm	0.012–0.024 in.	0.05–0.3 mm	0.002–0.012 in.	0.05–0.2 mm	0.002–0.008 in.
切削深度	2–5 mm	0.080–0.200 in.	0.5–2 mm	0.020–0.080 in.	0.5–2 mm	0.020–0.080 in.
牌号	2101, 2304, 2205: ISO P20-P35 (C5) 超级双相钢: ISO P30-P50		2101, 2304, 2205: ISO P10-P15 (C6-C7) 超级双相钢: ISO P25-P35		高质量	



端面铣削操作 © AB Sandvik Coromant

### 11.3 采用硬质合金刀具进行端面铣削

采用硬质合金刀具进行双相不锈钢端面铣削的指导原则见表13。

- 采用带涂层的刀片或高韧性的镶装刀片进行粗加工，当需要更精细的精加工时，可以使用更坚硬的镶装刀片。
- 采用同向铣削，其切屑平均厚度至少为0.1毫米(0.004英寸)，随着进刀角度从45°增大到90°，进刀量的调整比例系数为1.0–0.7。
- 为了使切屑很好地从刀具抛出，加工过程特别是在粗加工过程中，不使用冷却剂。

表13 采用硬质合金刀具进行双相不锈钢端面铣削的指导原则 (来源: Outokumpu)

不锈钢 (或机加工数据)	粗加工		精加工	
	速度/m·min <sup>-1</sup>	速度/sfm	速度/m·min <sup>-1</sup>	速度/sfm
S32101	180–230	595–760	200–250	660–825
2304	100–130	330–425	130–150	425–525
2205	50–80	165–260	80–110	260–360
2507	30–50	100–165	50–70	165–230
进刀量(每齿)	0.2–0.4 mm	0.008–0.016 in.	0.1–0.2 mm	0.004–0.008 in.
切削深度	2–5 mm	0.080–0.200 in.	1–2 mm	0.040–0.080 in.
硬质合金牌号	S32101, 2304, 2205: ISO P20-P40 超级双相钢: ISO P25-P40		S32101, 2304, 2204: ISO P10-P25 超级双相钢: P20-P30	

## 11.4 采用高速钢钻头进行螺旋钻

表14和15给出了采用高速钢钻头对双相不锈钢进行螺旋钻的准则。

- 钻头形状：钻尖角130°，推荐采用自动定心的钻头形状，对于大直径的钻头，建议采用横刃修磨。

- 冷却剂：10%的乳化剂充分流动到钻头，对于深度大于两倍直径的情形，通过定期用冷却剂在孔道溢流排出切屑。
- 提高速度：采用TiN涂层，速度增加10%，采用钻头冷却剂，速度可以提高10%–20%。



螺旋钻操作 © Sandvik

表14 双相不锈钢采用高速钢进行螺旋钻的参数 (SI制) (来源: Outokumpu)

钻头直径/mm	速度/m·min <sup>-1</sup>				进刀量/mm·rev <sup>-1</sup>	
	S32101	2304	2205	2507	S32101, 2304, 2205	2507
1–3	12–37	6–10	6–8	5–8	0.05	0.04
5	12–37	10–12	10–12	9–11	0.10	0.08
10	12–37	12–15	10–12	9–11	0.20	0.15
15	12–37	12–15	10–12	9–11	0.25	0.20
20	12–37	12–15	10–12	9–11	0.30	0.25
30	12–37	12–15	10–12	9–11	0.35	0.30
40	12–37	12–15	10–12	9–11	0.41	0.35

表15 双相不锈钢采用高速钢进行螺旋钻的参数(英制) (来源: Outokumpu)

钻头直径/in.	速度/sfm				进刀量/mm·rev <sup>-1</sup>	
	S32101	2304	2205	2507	S32101, 2304, 2205	2507
0.040–0.120	40–120	20–33	20–25	16–25	0.002	0.0015
0.20	40–120	33–40	33–40	30–36	0.004	0.003
0.40	40–120	40–50	33–40	30–36	0.008	0.006
0.60	40–120	40–50	33–40	30–36	0.010	0.008
0.80	40–120	40–50	33–40	30–36	0.012	0.010
1.20	40–120	40–50	33–40	30–36	0.014	0.012
1.60	40–120	40–50	33–40	30–36	0.016	0.014

# 12 双相不锈钢的焊接

## 12.1 一般焊接准则

### 12.1.1 双相不锈钢和奥氏体不锈钢的区别

奥氏体不锈钢的焊接问题常常与焊缝金属本身有关，尤其是在全奥氏体或奥氏体占优势的焊缝凝固过程中产生的热裂纹倾向。对于一般奥氏体不锈钢，调整填充金属的成分，使之具有一定的铁素体含量，可将这些问题减至最低程度。高合金奥氏体不锈钢需要使用镍基填充金属，奥氏体凝固不可避免，则通过降低热输入、多道焊来控制。

由于双相不锈钢铁素体含量高，具有非常好的抗热裂性，焊接时很少考虑热裂。双相不锈钢焊接最主要的问题与热影响区有关，而不是焊缝金属。热影响区的问题是耐蚀性及韧性损失或焊后开裂。为了避免发生上述问题，焊接工艺的重点是最大程度减少在“红热”温度范围总的停留时间，而不是控制任何一道焊接的热输入。经验表明，这种方法可使焊接工艺从技术和经济角度都最优化。

根据上述介绍，将给出双相不锈钢焊接的一些一般准则，以及将这些基本知识和准则在具体焊接方法中应用。

### 12.1.2 原材料的选择

双相不锈钢对焊接的适应性可随化学成分和生产工艺的变化而发生显著变化。已反复强调过母材含有足够氮的重要性。如果原材料缓慢地冷却通过700–1000℃ (1300–1800°F)温度区间，或允许在水淬前空冷通过该区间一分钟左右，那么本应留给焊工完成焊接而不产生任何有害相析出的时间被耗尽。重要的一点，实际进行加工制造的材料，其成分和生产过程的冶金条件应当与用于焊接工艺评定的材料的质量条件相同。终端用户技术条件和质量控制章节(第6章)给出了根据成分和合适试验规范选择原材料的方法。

### 12.1.3 焊前清理

焊前清理全部加热部位，这一要求不仅适用于双相不锈钢，而且适用于所有不锈钢。确定母材和填充金属

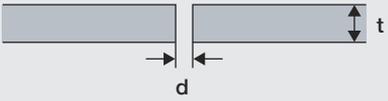
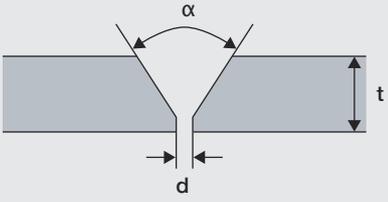
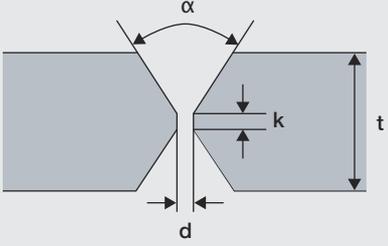
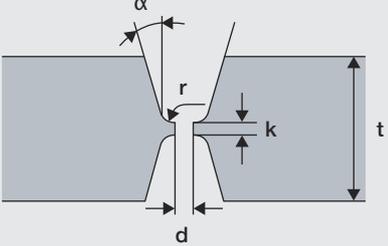
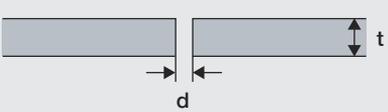
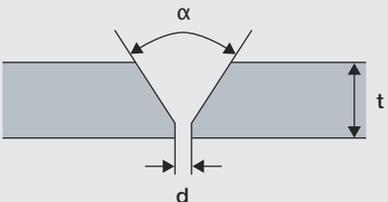
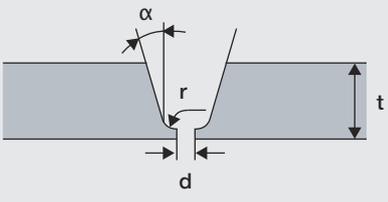
化学成分的前提条件是没有额外的污染源。灰尘、油脂、油污、油漆和任何形式的水分都会干扰焊接操作并对焊件的耐蚀性和力学性能产生不利影响。如果焊前不对材料进行彻底清理，则无论多少工艺评定均是无效的。

### 12.1.4 接头设计

双相不锈钢的接头设计必须有助于完全焊透并避免在凝固的焊缝金属中存在未熔合的母材。最好采用机加工而不采用砂轮打磨坡口，以便使焊接区厚度或间隙均匀。必须打磨时，应特别注意坡口加工及其装配的均匀一致。为了保证完全熔合和焊透，应当去掉任何打磨毛刺。对于奥氏体不锈钢，有经验的焊工可通过控制焊炬克服坡口加工的某些缺陷。但对于双相不锈钢，这些技巧会造成材料在有害温度区间停留时间比预期的时间长，导致结果超出合格工艺要求。

双相不锈钢的一些接头设计如图18所示。其他设计如能保证焊缝完全焊透且烧穿的危险最低，则它们也是合理的。

图18 双相不锈钢焊接接头设计的例子 (来源: ArcelorMittal)

坡口	工艺	厚度 t/mm	间隙 d/mm	钝边 k/mm	坡口角度 $\alpha/^\circ$
	GTAW	3-5	1-3	-	-
	GMAW	3-6	1-3	-	-
	SMAW	3-4	1-3	-	-
	SMAW	4-15	1-3	1-2	55-65
	GTAW	3-8	1-3	1-2	60-70
	GMAW	5-12	1-3	1-2	60-70
	SAW	9-12	0	5	80
	SMAW	>10	1.5-3	1-3	55-65
	GMAW	>10	1.5-3	1-3	60-70
	SAW	>10	0	3-5	90
	SMAW	> 25	1-3	1-3	10-15
	GMAW	> 25	1-3	1-3	10-15
	SAW	> 25	0	3-5	10-15
	GTAW	> 3	0-2	-	-
	GMAW	> 3	0-2	-	-
	SMAW	> 3	0-2	-	-
	SMAW	3-15	2-3	1-2	60-70
	GTAW	2.5-8	2-3	1-2	60-70
	GMAW	3-12	2-3	1-2	60-70
	SAW	4-12	2-3	1-2	70-80
	SMAW	12-60	1-2	2-3	10-15
	GTAW	> 8	1-2	1-2	10-15
	GMAW	>12	1-2	2-3	10-15
	SAW	>10	1-2	1-3	10-15



加拿大不列颠哥伦比亚省乔治王子城Kalowna, Enterprise Steel Fab的2205氧脱木素反应器 © Outokumpu

### 12.1.5 预热

由于预热可能是有害的，所以一般不推荐进行预热。如果没有特殊正当的理由，不应当把预热作为一个工序。若用于消除天冷或夜间冷凝形成的湿气时，预热可能是有益的。当采用预热去除湿气时，应将钢均匀地加热到约 $100^{\circ}\text{C}$  ( $200^{\circ}\text{F}$ ) 且只能在坡口清理后进行。

### 12.1.6 热输入与层间温度

双相不锈钢能够容许相对高的热输入。焊缝金属凝固后的双相组织的抗热裂性大大优于奥氏体焊缝金属。双相不锈钢具有较高的导热率和较小的热膨胀系数，焊缝处没有像奥氏体不锈钢那样高的局部热应力。尽管有必要对焊缝要求提出严格限制，但热裂纹不是个常见的问题。

极低的热输入可导致母材熔合区和热影响区铁素体含量过高，韧性和耐蚀性降低。极高的热输入增加了形成金属间相的危险。为了防止热影响区的问题，焊接工艺规程应允许该区域焊后快速冷却。工件温度很重要，因为它对热影响区的冷却影响最大。作为一般准则，经济型和标准双相不锈钢的最高层间温度限制在 $150^{\circ}\text{C}$  ( $300^{\circ}\text{F}$ )，超级双相不锈钢限制在 $100^{\circ}\text{C}$  ( $210^{\circ}\text{F}$ )。进行焊接工艺评定时应采用该限制值，生产性焊接中也应监测以确保层间温度不高于工艺评定时所采用的温度。电子温度探头和热电偶是监控层间温度较好的手段。在焊接工艺评定中，使多道焊试件的层间温度低于实际制造中能够经济合理地达到的层间温度，这种做法是不慎重的。进行大量焊接时，规划好焊接工序使各道次间有足够的冷却时间是良好、经济的做法。

### 12.1.7 焊后热处理

双相不锈钢不需要进行焊后应力消除处理，且这样做可能是有害的，因为热处理可使金属间相 ( $700-1000^{\circ}\text{C}/1300-1830^{\circ}\text{F}$ ) 或 $\alpha'$  ( $475^{\circ}\text{C}/885^{\circ}\text{F}$ ) 脆性相析出，降低韧性和耐蚀性。焊后热处理温度超过 $315^{\circ}\text{C}$  ( $600^{\circ}\text{F}$ ) 会导致有害相的析出。

双相不锈钢的焊后热处理应当包括完全固溶退火，然后水淬 (见表 11)。自熔焊后应考虑完全固溶退火，因为如果在焊接过程中没有采用过合金化的填充金属，则显微组织中铁素体含量将很高。

如果焊后打算进行完全固溶退火和淬火，例如零部件的制造，则热处理应视为焊接工艺的一部分。退火处理可解决铁素体过多及金属间相关的问题，制造工艺允许在最终退火处理前存在一些不太如意的中间状态。

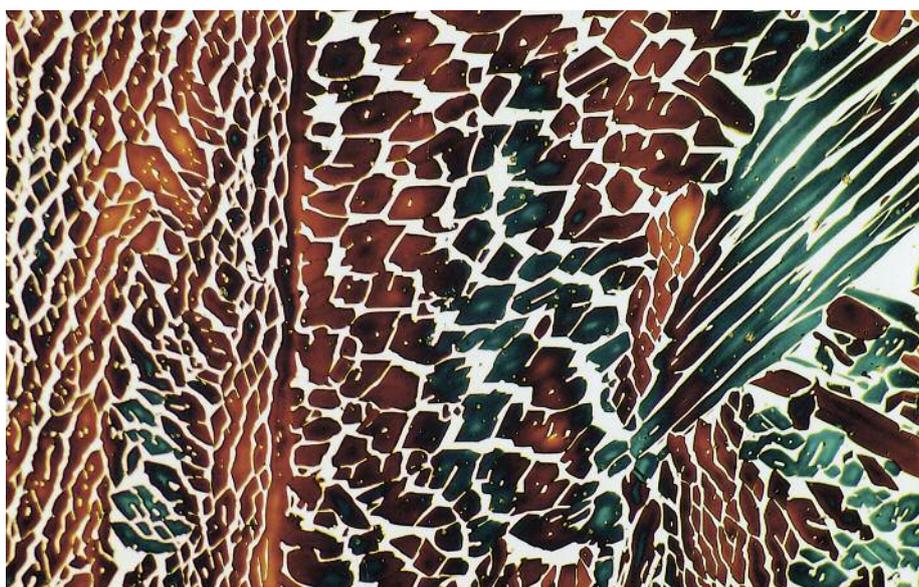
### 12.1.8 理想的相平衡

常常说双相不锈钢的相平衡为“50-50”，等量的奥氏体与铁素体。然而，严格说来这是不正确的，因为现代双相不锈钢中铁素体约为40%-50%，其余为奥氏体。通常认为，当铁素体含量至少为25-30%、其余为奥氏体时，可以获得双相不锈钢特有的优点。

在一些焊接方法中，特别是以焊剂保护为基础的方法中，相平衡向奥氏体含量较高的方向调整以改善韧性，补偿因焊剂使焊缝氧含量增加引起的韧性损失。这些填充金属的韧性远低于钢板或钢管固溶处理后可能达到的很高的韧性值，但焊缝金属的韧

性仍足以满足预期的要求。没有一种焊接方法可使焊缝金属的韧性与锻轧材完全退火处理后所达到的韧性一样高。如果控制焊缝金属的铁素体含量大于轧钢厂退火处理的双相不锈钢所要求的最小值，可能对可采用的焊接方法形成不必要的限制。

热影响区的相平衡，即原始锻轧钢板或钢管加上额外的焊接热循环，其铁素体含量通常略高于原始材料。用金相法精确测定热影响区的相平衡几乎是不可能的。如果该区域铁素体含量很高，也许说明出现过极度快速冷却的异常情况，从而导致铁素体含量过高和韧性降低。



2205双相钢焊缝金属的金相组织，500× © Lincoln Smitweld bv

### 12.1.9 异种金属的焊接

双相不锈钢可与其他双相不锈钢、奥氏体不锈钢、碳素钢和低合金钢焊接。

双相不锈钢与其他双相不锈钢焊接时，通常使用镍含量高于母材的双相不锈钢填充金属。提高填充金属的

镍含量可保证焊缝在冷却过程中形成足够的奥氏体。

双相不锈钢与奥氏体不锈钢焊接时，常使用低碳和钼含量介于二者之

间的奥氏体不锈钢填充金属；通常使用AWS E 309LMo/ER309LMo。双相不锈钢与碳素钢和低合金钢的焊接一般采用上述同样的填充金属或AWS E309L/ER309L。如果使用镍基填充金属，则它们不应当含有铌。由于奥氏体不锈钢的强度比双相不锈钢低，故使用奥氏体不锈钢填充金属的焊接接头不如双相不锈钢母材强度高。

表16 异种金属焊接用焊接材料

	经济型双相不锈钢	标准双相不锈钢	超级双相不锈钢
经济型双相不锈钢	E2307 E2209 E309L	E2209	E2209
标准双相不锈钢	E2209	E2209	E2594
超级双相不锈钢	E2209	E2594	E2594
304	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
316	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
碳钢 低合金钢	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo

表16归纳了双相不锈钢与异种金属焊接时常用的填充金属。这些例子给出了AWS焊条牌号(E)，但是根据焊接工艺，接头形状和其他条件的不同，可考虑采用焊丝(AWS牌号ER)和药芯焊丝。

## 12.2 焊接工艺评定

对于标准奥氏体不锈钢，焊接工艺评定试验是相当简单的，仅进行一定数量的试验以证明材料、焊材和焊接方法是合格的。这些评定试验包括硬度试验和弯曲试验（分别检验马氏体和热裂），反映了长期使用铁素体、马氏体或奥氏体不锈钢时可能出现的问题。双相不锈钢满足这些要求没有困难，但是这些试验不可能发现双相不锈钢中可能出现的金属间相或过量铁素体问题。同时，由于需要限制在热影响区温度范围内的总时间，双相不锈钢的性能将对截面厚度和实际焊接操作的细节很敏感。因此，必须广义地考虑“评定”，即证明在制造过程中将使用的焊接工艺不会导致材料的工程特性，特别是韧性和耐蚀性出现不可接受的损失。

对每种厚度和形状的焊接都进行焊接工艺评定是比较保险的做法，因为方案上的微小差别在实际制造结果中差别可能很大。然而，实际加工的复杂性使得这样的试验成本很高。如果每种焊接方法对最厚断面进行焊接工艺评定，则可达到节约的目的。

## 12.3 焊接方法

20世纪80年代初以来，第二代双相不锈钢商品化取得很大进展。由于对氮控制相稳定的作用理解有限，早期的观点集中在限制热输入方面。由于热输入的严格控制，许多更经济、熔敷率更高的焊接方法，如埋弧焊，被认为不适用于双相不锈钢。然而，双相不锈钢有令人满意的性能，因此针对如何采用更经济的工艺作了很多努力。结果是，除氧乙炔

焊接因伴生焊缝的碳污染外，几乎所有的焊接工艺现在均可用于双相不锈钢。

### 12.3.1 气体保护钨极电弧焊 (GTAW/TIG)

气体保护钨极电弧焊 (GTAW) 有时也叫做惰性气体保护钨极 (TIG) 焊，特别适用于短焊道手工焊。对于简单的几何形状它可以自动操作，但作为大型设备大量焊接的主要方法一般是不经济的。由于许多加工即使把另一种工艺作为主要焊接方法也需要一些GTA焊接，因此，对于维修和局部修整，对GTAW工艺进行评定通常是恰当的。

#### 设备

GTAW最好采用恒定电流电源，用高频电路辅助起弧。GTA焊应采用直流正极性 (DCSP)，焊条为负极。使用直流反极性 (DCRP)会损坏电极。

双相不锈钢的焊接可采用2%钍钨 (AWS EW-Th2)、2%铈钨电极 (EW-Ce2) 或2%镧钨电极 (EWG-La2)。通过将电极研磨成顶角为30到60度、锥点为小平面的锥形，帮助控制电弧。应通过实际生产中的一些试验来确定GTAW自动焊确保焊透的理想顶角。



钨极氩弧焊 © Sandvik



大口径双相不锈钢跨境管道的机械化焊接  
© Arco Exploration and Production  
Technology

### 填充金属

用于双相不锈钢焊接的填充金属多数是“匹配”的，但相对于与之匹配的锻轧产品，其镍含量一般更高。通常镍含量比锻轧产品高约2%—4%。填充金属中的氮含量一般略低于母材。普遍认为较高合金化的双相不锈钢填充金属适用于焊接低合金化的双相不锈钢。采用“匹配”填充金属焊接双相不锈钢与奥氏体不锈钢或碳钢和合金钢可以获得令人满意的结果。

### 保护

像所有的气体保护焊接工艺一样，采用GTAW时，必须保护焊接熔池免受空气氧化和污染。通常采用惰性气体，氩气，纯度为99.95%或更高的干燥焊接级氩气实施这种保护。

重要的是气体处理系统应清洁、干燥和无泄漏，可调节流量以供应足量气体，以及防止保护气体紊流和吸入空气。应在起弧前几秒钟启动气体，灭弧后再保持几秒钟，保持时间最好足够长，以使焊缝和热影响区冷却到不锈钢氧化温度范围以下。为保护焊条，使用常规气体扩散网屏(气筛)时建议流速为12–18l/min (0.4–0.6cfm)，使用常规喷嘴时要求流速为上述流速的一半。

焊缝背面用保护气体(也是纯氩)流速取决于焊缝根部体积，但应足以确保空气完全排净并使焊缝获得完全的保护(以没有回火色为准)。由于氩气比空气重，应从封闭体积的下部向上送气，吹洗氩气的用量最少为焊缝根部体积的7倍。

用纯氩保护可得到满意的焊接效果，但也有进一步改进的可能。添加高达3%的干燥氮气有助于保留焊缝金属的氮含量，尤其对于较高合金化的双相不锈钢而言。但发现加氮后增加了电极消耗，而加入氦可局部抵消这种影响。

应避免向保护气体中加入氧气和二氧化碳，因为它们会降低焊缝的耐蚀性。由于双相不锈钢中的铁素体相可能产生氢脆或氢致开裂，所以在保

护气体和焊缝背面用保护气体中不应当使用氢气。

如果焊炬配有气体输送系统和水冷系统，则应对它们进行定期检查，以保证保存的气体干燥、清洁。

### 技术和参数

对于双相不锈钢来说，坡口、对准、根部钝边和间隙准备的均匀一致特别重要。虽然奥氏体不锈钢允许使用一些焊接技巧克服坡口准备的缺陷，但使用这些技巧却使双相不锈钢有在相应温度区间停留时间延长的危险。如果可能的话，不建议使用铜垫板，因为双相不锈钢对铜造成的表面污染敏感。

在焊接区外起弧会产生局部自熔焊点，冷却速度很快，导致局部高铁素体含量及耐蚀性的下降。为了避免产生这种问题，应在焊接接头上起弧。

应采用完全的气体保护进行定位焊。在根部焊道的起点不应当进行定位焊。理想情况下，为了避免定位焊引起的根部焊道开裂，根部焊道最好采用断续焊且磨掉定位焊缝或在焊接根部前局部修磨定位焊缝。应仔细保持根部间隙宽度以确保根部焊道热输入和稀释的一致。应在焊接填充焊道前研磨根部焊道的起点和终点。各焊接道次间，应允许工件冷却到150°C (300°F) 以下(对于标准双相不锈钢)和100°C (210°F) 以下(对于超级双相不锈钢)，以便后续焊接中使热影响区有足够的时间冷却。

用GTAW法焊接双相不锈钢时最常用的填充金属为镍略高的“匹配”填充金属。超级双相不锈钢填充金属已成功用于焊接2205母材。一般使用的焊丝直径为1.6、2.4和3.2mm (1/16、3/32和1/8英寸)。焊丝应当清洁、干燥，使用前应保存在有盖容器内。在平焊位置进行焊接效果最佳。焊炬应保持尽可能接近垂直以使保护气体中吸入的空气量最少。

为满足多种材料厚度和接头设计要求，选择热输入的灵活性很大。按下列公式计算，热输入一般在0.5–2.5kJ/mm (15–65kJ/英寸) 范围内。

$$\text{热输入(kJ/mm)} = (V \times A) / (S \times 1000)$$

其中 V = 电压 (伏特)  
A = 电流 (安培)  
S = 移动速度 (mm/s)

或

$$\text{热输入(kJ/inch)} = (V \times A \times 6) / (S \times 100)$$

其中 V = 电压 (伏特)  
A = 电流 (安培)  
S = 移动速度 (in/min)

一般推荐的热输入：

2304或经济型双相不锈钢：  
0.5–1.5 kJ/mm (15–38 kJ/in)

2205：  
0.5–2.5 kJ/mm (15–65 kJ/in)

2507：  
0.3–1.5 kJ/mm (8–38 kJ/in)

采用GTAW焊接，如果有良好的气体保护，并适当地控制在某些温度的停留时间，则焊接的焊缝具有良好的韧性和耐蚀性。GTAW适用于各种场合的焊接。GTAW经常用来补充和完成采用其他焊接方法组装的大型构件。对各类可能使用GTAW的情况进行焊接工艺评定是很重要的。



经济型双相不锈钢建造的沥青运输船 © Outokumpu

### 12.3.2 气体保护金属极电弧焊 (GMAW/MIG)

气体保护金属极电弧焊 (GMAW) 有时称为惰性气体保护金属极电弧焊 (MIG)，它特别适用于要求经济地熔敷大量焊缝金属的长焊道的焊接。对简单形状的结构可进行自动焊接。经常使用GMAW进行长焊道的焊接，随后用GTAW进行补充以获得复杂操作中的最佳控制。

#### 设备

GMAW需要专用设备，包括可变斜率和可变电感控制或具有产生脉冲电弧电流能力的恒压电源。GMAW应采用直流反极性 (DCRP)，焊条为正极。GMAW可有三种电弧过渡方式。

#### 短路过渡

这种方式需要单独的斜率和二次电感控制，适用于焊接厚度约3毫米 (1/8英寸) 的材料。该方式使GMAW的热输入最低，且特别适用于薄规格

轧材，薄断面材料采用较高热输入时有变形的危险。它也可用于非正常位置的焊接。

#### 脉冲电弧过渡

这种方式需要两个电源提供两级的输出功率，由电源转换提供脉冲。在喷射过渡阶段金属过渡量大，而在颗粒状熔滴过渡阶段金属过渡量少。这种组合具有金属熔敷速度较高但又限制了热输入的优点。

#### 喷射过渡

这种方式熔敷速度高，电弧稳定，但热输入高。一般局限于平焊。采用这种方式进行中等大小焊缝的长、直焊道的焊接是很经济的。

#### 填充金属

GMAW使用的自耗电极为连续焊丝，由自动进料系统通过焊炬供丝。用GMAW法焊接双相不锈钢的填充金属是镍含量高的“匹配”成分，以达到所期望的焊态相平衡和性能。

## 保护

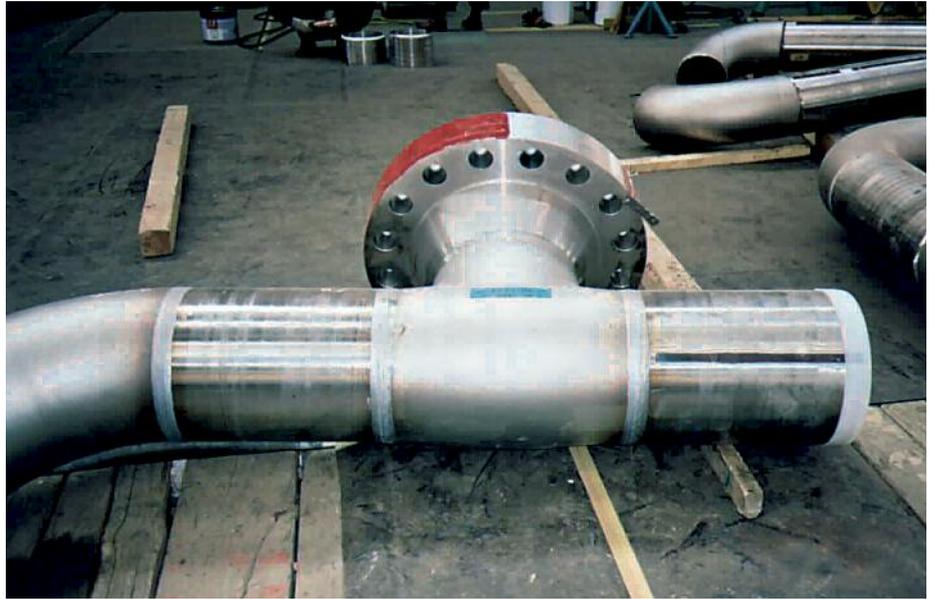
GMAW保护气体的选择略复杂于GTAW，且在很大程度上取决于金属加工厂是依赖于已购混合气体，还是具有现场混合气体能力。GMAW的保护气体从纯氩到氩气含量为80%并添加氦气、氮气、氧气和二氧化碳，添加这些气体来提高焊接构件的可焊性和成品性能。气流速度取决于过渡方式、过渡速度和焊丝直径，但对于直径为1–1.6mm (0.035到0.063英寸)的焊丝，气流速度一般在12–16l/min (0.4–0.6cfm)。焊接过程中应避免焊丝过度伸出以保持其处于气体保护状态。和GTAW一样，完好的气体输送系统很关键，应采取预防措施防止保护气体吸入空气。如果进行较长焊道的焊接，为了保证焊接质量，应从通风装置开始进行气体保护。保护气体或焊缝背面保护气体不应当使用氦气，因为双相不锈钢中的铁素体相有可能产生氢脆或氢致开裂。

## 技术和参数

表17总结了短路电弧过渡和喷射电弧过渡的典型焊接参数。

表17 采用短路电弧过渡和喷射电弧过渡方式、不同焊丝尺寸进行双相不锈钢气体保护金属极电弧焊 (GMAW) 的典型参数 (来源: Avesta Welding)

短路电弧过渡			
焊丝直径		电流	电压
mm	Inch	A	V
1.0	0.035	90–120	19–21
1.2	0.045	110–140	20–22
喷射电弧过渡			
1.0	0.035	170–200	25–28
1.2	0.045	210–280	26–29
1.6	0.063	270–330	27–30



2205双相不锈钢T形法兰 © Arco Exploration and Production Technology

就像GTAW焊接双相不锈钢一样，GMAW要求良好且一致的坡口加工、对准和根部钝边或间隙。如果可能的话，应避免使用铜垫板，因为双相不锈钢对铜造成的表面污染敏感，

且铜垫板在某些情况下会导致冷却过快。

任何在焊接区以外起弧会产生自熔焊局部焊点，其冷却速度很快，导致局部高铁素体含量和耐蚀性的损失。为了避免产生问题，应在焊接接头本身起弧。任何焊缝区外的起弧点均应采用精细打磨的方法去除。

应采用完全的气体保护进行定位焊。在根部焊道的起点不应当进行定位焊。为了避免定位焊引起的根部焊道开裂，根部焊道最好采用断续焊且磨掉定位焊缝，或在焊接根部前局部修磨定位焊缝。应仔细保持根部间隙宽度以确保根部焊道热输入和稀释的一致。应在焊接填充金属前研磨根部焊道的起点和终点。应允许工件在各道次间冷却到150°C (300°F) 以下以使后续焊道的热影响区有足够时间冷却。



阿拉斯加北坡的大直径双相不锈钢管道的机械化焊接  
© Arco Exploration and Production Technology

一般使用的焊丝直径为1.0, 1.2和1.6mm (1/32, 3/64和1/16英寸)。焊丝应清洁、干燥, 使用前应保存在有盖容器内。导管应保持清洁干燥。在平焊位置进行焊接效果最佳。焊炬应尽可能保持接近垂直以使吸入保护气体中的空气量最少。

### 12.3.3 药芯焊丝电弧焊 (FCW)

药芯焊丝电弧焊是双相不锈钢焊接的最新工业化进展之一。它的成功应用恰好表明了双相不锈钢技术的发展是多么地深远和迅速。FCW法使用与GMAW相同的设备, 通过焊炬自动供给填充助焊剂的焊丝。焊丝中的粉末提供了部分焊缝金属的合金元素和焊渣, 保护焊缝免受空气氧化和污染, 通过焊炬提供补充保护气体对热影响区起到了保护作用。FCW是一种

经济的焊接方法, 因为其熔敷率高。它适用于不规则的位置和各种厚度材料的焊接。

#### 设备

实施药芯焊丝电弧焊使用的设备与GMAW相同。

#### 填充金属

由于采用助焊剂保护的焊接方法焊接的焊缝韧性略低, 这可能是由焊缝金属中氧含量增加引起的, 所以FCW的填充金属镍含量高以使焊缝金属中的奥氏体含量高于接近平衡的母材组织。因为助焊剂成分和FCW焊丝的生产属于各自的专利, 故不同供应商生产的FCW填充材料可能存在很大差别。采用FCW进行生产性焊接时, 应采用焊接工艺评定时所使用的同一来源的焊丝以避免生产的不稳定。

#### 保护

用FCW法进行平焊和立焊时最常用的保护气体分别为80%氩气-20%二氧化碳和100%二氧化碳。每种保护气体或焊接方法的气流速率均为20-25l/min (0.7-0.9cfm)。控制焊丝伸出长度很重要, 可抑制增碳, 特别是采用100%CO<sub>2</sub>时。

#### 技术和参数

对于直径为1.2mm (0.045英寸)的焊丝, 平焊和立焊时典型的电流电压设定分别为150-200A、22-38V和60-110A、20-24V。此外, 对于FCW焊接技术的建议与GMAW相同。

### 12.3.4 手工电弧焊 (SMAW/焊条)

手工电弧焊, 有时称为焊条或涂药焊条电弧焊, 是在位置或保护相对困难的情况下焊接复杂形状构件的一种很通用的方法。虽然整体结构可以依靠SMAW工艺, 特别是较小和较复杂结构的焊接, 但是最常见的情形是SMAW与成本更具竞争力的焊接方法相互配合应用于大型结构的焊接。

#### 设备

SMAW所需设备为恒电流电源。SMAW采用直流反极性 (DCRP), 焊条为正极。

#### 填充金属

SMAW焊条由带药皮的熔化电极组成。药皮可含有或不含有额外的带入焊缝中的合金元素。药皮是一种复杂的混合专有产品, 它能够稳定电弧, 在电弧过渡期间保护金属, 保护焊缝在凝固过程中和凝固后不与空气接触。由于药皮的专有特性, 名称相

表18 用不同尺寸焊条焊接双相不锈钢时的典型焊条电弧焊 (SMAW) 参数  
(来源: Outokumpu)

焊条直径			
焊丝直径		电流	电压
/mm	/Inch	/A	/V
2.0	5/64	35-60	22-28
2.5	3/32	60-80	22-28
3.25	1/8	80-120	22-28
4.0	5/32	100-160	22-28

似但来自不同供货商的产品可能差别很大。药皮的突出作用是改善焊缝韧性或物理外观, 可为特定位置焊接如平焊、非正常位置、立焊专门设计药皮以获得最优性能。

SMAW焊条的药皮易吸水, 水的存在将大大降低它们的性能。焊条使用前应保存在出厂密封箱内。一旦打开包装, 就应当将焊条保存在加热到95°C (200°F)或更高温度的炉子中, 防止水分聚集导致焊缝气孔或开裂。由于药皮增加了焊缝的氧含量, 从而降低了韧性, 因此一般SMAW焊条中的奥氏体含量应接近于最大值, 而此时焊缝金属仍具有双相组织的良好效果。焊缝韧性远低于母材, 但通常远高于碳素钢和合金钢所要求的韧性值。2205双相钢的SMAW焊接工艺评定有时会出现的一个错误, 就是采用ASTM A 923方法B试验但没有适当地调整验收标准。SMAW焊缝较低的韧性值并不表示存在金属间相,

而是由于保护药皮中的氧。若按照对母材的要求来要求焊缝金属达到-40°C/°F时最低54J/40ft lb的冲击值, 则将导致已使用多年并取得很好效果的这一通用焊接方法被不恰当地判为不合格。按照ASTM A 923

方法B, 焊缝金属冲击功的最小合格值为34J/25ft lb, 热影响区冲击功的最小合格值为54J/40ft lb。

### 保护

对于SMAW来说, 保护通常不是问题, 因为这种焊接方法依赖于焊剂和焊条药皮产生的气体保护。

### 技术和参数

如表18所示, SMAW的焊接工艺参数基本上是焊条直径的函数。

为了最大程度地发挥焊剂的保护作用, 焊工应保持尽可能短的电弧。间隙太宽, 称为“长弧”, 可能会导致焊缝气孔, 过度氧化, 热输入过多并降低力学性能。

焊缝根部焊道应使用小尺寸的焊条, 填充焊道使用较大尺寸焊条。应始终在焊缝区内起弧。任何其他起弧点或飞溅物都应当通过精细打磨来去除。



2507双相不锈钢强化采油设备 © Aquatech

厚度小于2毫米(0.08英寸)的双相不锈钢不应当使用SMAW焊接。工件应尽可能平放,但SMAW焊条几乎能够用于任何位置的焊接。焊条应与工件呈20°角(牵引角)。焊条夹具应前倾于焊接移动方向。应采用横摆量最小的直窄焊道熔敷焊缝金属。电流设定足以使电弧稳定,焊缝和母材熔化良好即可。

### 12.3.5 埋弧焊 (SAW)

埋弧焊可用于熔敷较大焊缝,与多道次而每道次熔敷量少的焊接方法相比,它在热影响区温度范围的总停留时间较少。由于焊缝金属中铁素体相的凝固和双相组织的转变,双相不锈钢可用SAW焊接而热裂危险最小。然而为了使焊缝完全焊透,相对奥氏体不锈钢而言,有必要对接头设计和焊接参数作一些调整。SAW操作若移动速度非常快,且坡口设计不当,会导致焊缝中心线裂纹,而降低焊接速度一般可解决裂纹问题。对于大型构件和大型直焊道的焊接,SAW是一种具有成本效益且效果较好的焊接双相不锈钢的方法。SAW常用于制造厚壁双相不锈钢管并用于带极堆焊工艺。

#### 填充金属和保护

通常的双相不锈钢匹配填充金属适用于SAW。然而正确选择焊剂以获得所期望的性能很重要。据报道,采用高碱度焊剂,双相不锈钢的冲击韧性最好。

#### 技术和参数

表19归纳了双相不锈钢SAW的典型参数。

表19 用不同尺寸焊丝进行双相不锈钢埋弧焊 (SAW) 的典型参数 (来源: Outokumpu)

焊丝直径		电流	电压
/mm	/Inch	/A	/V
2.5	3/32	250-450	28-32
3.25	1/8	300-500	29-34
4.0	5/32	400-600	30-35
5.0	11/64	500-700	30-35

注: 移动速度一般为30-60厘米/分钟 (12-24英寸/分钟)



埋弧焊 © Outokumpu

### 12.3.6 堆焊 — 电渣焊 (ESW)

对于要求必须有较厚厚度和高强度结构材料的应用,获得既耐腐蚀又经济的材料的一个方法是,采用埋弧

焊或电渣焊在低合金钢表面堆焊带状焊条。

与其它堆焊工艺相比,带极埋弧堆焊和带极电渣堆焊的总热输入较高。带极电渣堆焊和带极埋弧堆焊利用同样的设备,但前者采用导电熔融焊剂和电阻热而不是电弧。ESW不用电弧(除了在焊接开始时要熔化焊剂),熔融的焊剂是导电的,利用电阻加热来提供足够的热量熔化带极和母材。稀释率大约为10-15%,对于同样尺寸的带极,熔敷率比SAW提高了50-60%。与埋弧焊相比,因为电渣焊靠电阻热熔化带极熔渣,其优势在于焊接速度更快,焊道更加干净光滑。

双相不锈钢特别适合表面堆焊,因为其热膨胀系数与碳钢和低合金钢母材类似,而奥氏体不锈钢热膨胀系数较高。因此,采用双相不锈钢堆焊,焊接部件的应力较低,发生问题(与焊接相关)的概率较低。

### 填充金属及保护

电渣焊的电极是连续的带极，用自动送进系统送入焊机头。加入焊剂覆盖带极和焊接熔池并熔化形成熔渣，电流通过熔渣在工件和电极之间产生的电阻热熔化带极，熔融带极进入熔渣，熔渣在焊道顶部凝固，对熔池起到了有效的保护作用。双相不锈钢和超级双相不锈钢电渣焊所用填充

金属的成分与母材是“匹配”的，镍含量要高些以便焊接状态下获得理想的相平衡和性能。

### 技术和参数

带极沉积为焊缝，单层焊缝一般4-5毫米厚。双相钢和超级双相钢焊接参数见表20。

表20 双相及超级双相不锈钢电渣焊典型的焊接参数 (来源: Sandvik)

带极尺寸(宽度 x 厚度)		电流	电压
/mm	/Inch	/A	/V
30 x 0.5	1.181 x 0.020	550-700	23-26
60 x 0.5	2.362 x 0.020	1100-1400	23-26
90 x 0.5	3.543 x 0.020	1650-2100	23-26

注: 移动速度一般为13-22厘米/分钟 (5-9英寸/分钟)



带极电渣堆焊 © Sandvik

### 12.3.7 电子束焊和激光焊

采用这些焊接方法焊接双相不锈钢上的经验已经得到肯定。采用这些焊接工艺，可获得非常窄的热影响区和快速冷却，可避免金属间相形成。但是，这种方法的高冷却速度会导致焊缝中形成过量的铁素体，因此，当采用这些焊接方法时，焊接工艺评定很关键。焊后的固溶退火可降低铁素体含量，改善焊缝中奥氏体/铁素体相的比例。

### 12.3.8 电阻焊

采用单脉冲电阻焊进行点焊时，热影响区冷却很快。双相不锈钢的这种急冷甚至比奥氏体不锈钢快很多，因为双相不锈钢具有较高的热传导率。在这种情况下，紧邻熔合线处有一薄层材料的温度会达到双相组织完全转变为铁素体的温度范围。冷却如此之快甚至氮含量较高的双相不锈钢在该温度范围内也不可能形成奥氏体，这样可能的结果就是，母材韧性较好，而焊缝因中间有一层连续的铁素体层而韧性不佳。

程控电阻焊机可提供双脉冲焊接循环，这足以降低冷却速度，防止产生连续的铁素体层。同样，有必要对不同厚度的材料进行焊接工艺评定。

电阻缝焊机产生类似问题的可能性较小，并且停留时间不可能长到足以形成金属间相，但在焊接工艺评定中应特别关注过量铁素体形成的可能性。

# 13 其他连接方法

除焊接（将母材熔化进行连接）以外的其他连接方法的优点包括翘曲最小和残余应力低。接头可达到无泄漏并具有相当的强度。然而，非焊接接头的性能绝不会像焊接接头那样，焊缝金属的耐蚀性和强度同母材一样好或几乎一样好。对于强度和耐腐蚀性优于300系列奥氏体不锈钢的双相不锈钢而言，这是一个重要的考虑问题。

## 13.1 坡口准备

对于所有的连接操作，进行连接操作前，彻底清洁不锈钢是非常重要的。表面应当无油、油脂、灰尘或指印。应当用溶剂去除这些表面污染。油或油脂会阻止焊剂去除软钎焊和硬钎焊中的氧化层。松散的表面污染减少了有效的连接面积。一般表面稍微粗糙的产品比表面光滑的好连接。有时用细磨料进行粗糙化处理可增加表面的润湿性，这对于良好的连接是至关重要的。

## 13.2 粘合剂

连接金属表面可以使用各种商业粘合剂。双相不锈钢可采用与其他任何金属相同的方法使用粘合剂连接。粘合剂生产商可以帮助用户选择适合特定连接强度、使用温度和使用环境的粘合剂。

## 13.3 软钎焊

软钎焊与硬钎焊的区别在于填充材料的熔化温度不同。软钎焊的温度通常在450°C (840°F) 以下。一般情况下，软钎焊的接头强度不如硬钎焊的高，使用温度低于硬钎焊的使用温度。典型的软钎焊填充材料包括锡-铅、锡-铋、锡-银和锡-铅-铋合金。这些低熔点填充材料加工的接头具有不同强度和耐腐蚀性及不同颜色搭配。

为了获得良好的软钎焊，在进行软钎焊之前必须用焊剂去掉不锈钢表面的氧化层。不锈钢，特别是含钼双相不锈钢的保护性氧化层具有高度稳定性，进行适当的熔化非常困难。酸性助焊剂一般含氯化物。如果使用了含氯化物的助焊剂，在软钎焊之后必须立即用水冲洗干净或用中和剂处理。如果没有完全去除助焊剂，则有可能引发点蚀，甚至在设备投入使用前就会出现。

## 13.4 硬钎焊

硬钎焊填充材料的熔点在450°C (840°F) 以上。硬钎焊的填充金属包括银钎焊合金、镍钎焊合金和铜钎焊合金。银钎焊合金的熔点较低，在618–705°C (1145–1300°F) 之间进行钎焊，铜合金钎焊温度在1100–1150°C (2000–2100°F) 之间，镍钎

焊合金的熔点较高，可达1175°C (2150°F)。镍钎焊接头可承受的温度高于铜和银钎焊接头。

双相不锈钢应避免在705–980°C (1300–1800°F) 的温度范围钎焊。因此，应在1040°C (1900°F) 以上或705°C (1300°F) 以下钎焊。钎焊温度超过1040°C (1900°F) 时，钎焊接头可以从钎焊温度快冷。

应当根据所要求的耐腐蚀性、使用温度和接头强度选择合适的钎焊材料。虽然不像双相不锈钢2205那样耐腐蚀，但镍钎焊材料含铬量最高25%，使它们具有一定的耐腐蚀性。

有报道说含氮不锈钢不容易钎焊。这会影晌氮含量较高的第二代双相不锈钢。除了2205牌号，关于双相不锈钢钎焊的数据不多，因此加工制造者应当进行实验找出理想的钎焊参数。

像软钎焊一样，为了焊接出良好的钎焊接头，硬钎焊前和钎焊过程中必须去除氧化层。同样，这是用助焊剂完成的，钎焊后必须将其除去。清理过程与软钎焊类似，包括用热水或中和化学品清洗。

# 14 加工后清理

双相不锈钢的加工后清理与其他不锈钢的要求没有差别。加工后清理很重要，其重要性与控制层间温度或在焊接过程中使用保护气体一样。加工后未经适当清理的不锈钢，可在比母材低得多的温度下或腐蚀性弱得多的环境中失效。这意味着除非所加工材料保持或恢复最佳表面，否则使用耐蚀性更好的材料所带来的额外费用就被浪费掉。焊接飞溅物、焊接氧化色、标记笔痕迹、起弧点和咬边在含水环境中均可成为缝隙。同时，它们也可能有不同于不锈钢表面的腐蚀电位，因此可能发生电化学反应。消除这些对保护性钝化膜有破坏作用的缺陷非常重要。图19归纳了焊接过程中可能出现、且应当在不锈钢投入使用之前清除的缺陷。

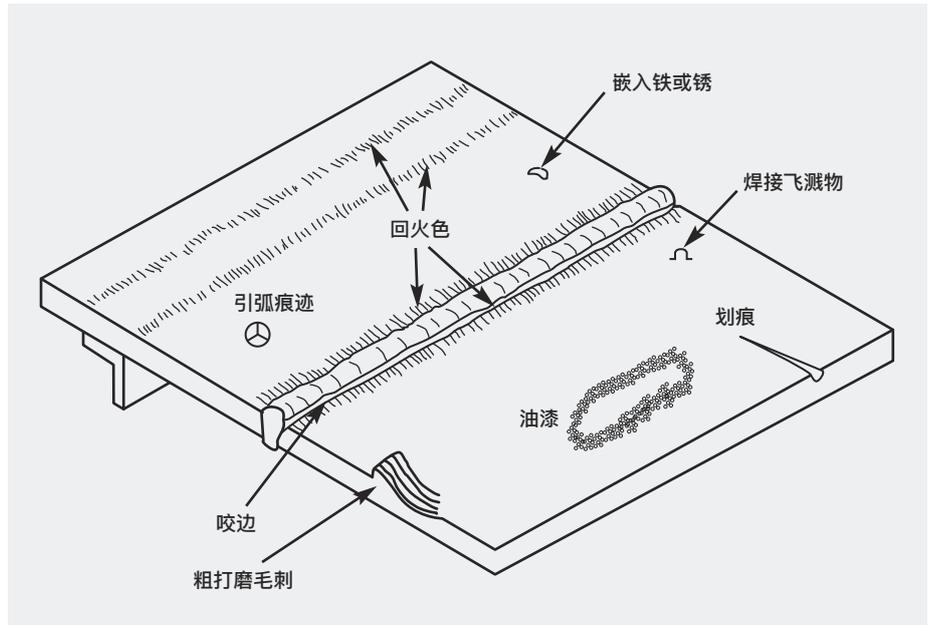


图19 常见加工缺陷或表面状况 (来源：镍协会出版物10026)



滚压成形加工双相不锈钢板时嵌入的铁 © Gary Carinci, TMR不锈钢

## 14.1 标记笔印迹、油漆、灰尘和油污

所有这些表面污染物均可成为缝隙和不锈钢点蚀或缝隙腐蚀的源头。此外，它们还可能导致碳污染。如果进行下一步焊接，可能会发生碳化物析出。材料会发生敏化，并在使用过程中产生晶间腐蚀。应用溶剂去除这些污染物。

## 14.2 嵌入铁 (含铁化合物污染)

不锈钢上的嵌入铁或游离铁，是由于用碳素钢工具加工或运输不锈钢带来的。如果用碳钢工具处理不锈钢，或在存放不锈钢的地方附近加工碳钢，则铁会转移到不锈钢表面。随后铁在潮湿或湿润的环境中生锈并可能引发不锈钢表面的腐蚀。一种解决

方法是避免不锈钢与碳钢的所有接触。不锈钢的加工应当仅使用不锈钢工具、不锈钢钢丝刷、不锈钢夹具和未沾污的新砂轮。在车间里经常用不同颜色为工具编号。

但是，要完全不使用碳钢工具和避免车间环境中的铁污染可能是不现实和不经济的。另一个方法就是，承认可能会有铁沾污，但承诺在不锈钢投入使用前确保将其去除。清除铁污染的方法包括机械清理、化学清理或机械和化学清理相结合。最佳清理方法取决于设备的尺寸和形状、预计服役环境和某些实际问题包括清理废物的处理。一种常用的清理方法是用硝酸进行化学处理，它可溶解不锈钢表面的游离铁但不侵蚀不锈钢或钝化膜保护层。许多不同的化学清理方法可获得预期的效果。ASTM A 380<sup>11</sup>详尽地探讨了清理方法的细节。用户应熟悉ASTM A 380所列的安全问题。

ASTM A 967<sup>12</sup> (代替美国联邦标准QQP-35c) 给出了关于选择适

当的试验方法来证明不锈钢已进行有效的钝化处理的信息。该标准希望买主规定所要求达到的钝化等级，允许厂家选用经济有效的适用方法进行表面处理。

### 14.3 焊接飞溅、焊接变色、焊剂、焊渣、引弧斑

所有这些缺陷都有可能在焊接过程中产生。它们能够形成缝隙并在含氯化物的环境中诱发缝隙腐蚀，应当避免产生这些缺陷或在焊后清除。在加工过程中使用防飞溅化合物可防止焊接飞溅。焊接变色由于钝化层的破坏而造成耐腐蚀性的降低。用惰性气体保护和用惰性气体清洗焊缝背面可防止严重的焊接变色或回火色。然而，通常回火色不可能完全避免，必须在焊后清理中去除。在将设备投入使用前也应当清除焊剂和焊渣夹杂物以及引弧斑。焊接飞溅、焊接氧化色、焊剂、焊渣、引弧斑和焊接咬边均可采用机械清理方法如细磨料打磨

来去除。应采用细砂轮，因为在使用过程中粗磨痕迹会导致沉积物粘附并形成缝隙，在缝隙处引起腐蚀。

双相不锈钢的一个显著特点是焊缝回火色薄、粘着，且比耐蚀性与其相当的奥氏体不锈钢更耐化学清理。可采用酸洗的方法对焊缝变色进行化学清理，例如，用20%硝酸-5%氢氟酸溶液酸洗2205。该溶液能够溶解氧化铬，也能侵蚀不锈钢，从而去掉了贫铬层。酸洗膏的作用相似，但更易于处理大型工件，可用来代替酸溶液。然而，应当认识到，冲洗时酸洗膏会产生一种有害溶液，使用者有责任采取适当的安全、操作和处理措施。根据双相不锈钢耐蚀性的不同，可以要求采用侵蚀性更弱或更强的酸去除氧化色。

研究表明，焊后进行化学清理可获得最佳耐蚀性。



装有2205不锈钢舱的海上化学品运输船 © ArcelorMittal

11 ASTM A 380不锈钢部件、设备和系统的清洁、除锈和钝化标准方法

12 ASTM A 967不锈钢部件化学钝化处理标准规范

# 15 双相不锈钢的应用

## 纸浆和造纸

二十世纪三十年代双相不锈钢的首次应用之一便是在亚硫酸盐造纸工业。如今，双相不锈钢用作纸浆造纸工业的漂白设备、蒸煮器、木片储罐、黑液和白液储罐以及吸水辊外壳等。由于双相不锈钢强度高，耐腐蚀性能优越，对于同样的压力等级，允许使用壁厚较薄的板材，因此现在双相不锈钢已经取代了奥氏体不锈钢和碳钢的应用。加工制造壁厚较薄的板材，其综合材料成本较低，焊接时间较短，运输和装卸费用也较低。



用S32101和2205双相不锈钢制造的多级闪蒸海水淡化装置 © Outokumpu

## 海水淡化

海水淡化由于其高氯化物含量、高温的腐蚀性工艺环境，使材料经受了最严格的一种考验。海水淡化的历史基本上是材料发展的历史，因为海水淡化业的客户需要在满足耐腐蚀性要求与将投资控制在可承受范围的要求之间寻求平衡。早期的海水淡化项目中，多级闪蒸 (MSF) 和多效 (MED) 海水淡化设备的蒸发器使用碳钢制造。后来，MSF蒸发器一般用316L奥氏体不锈钢包覆。MED蒸发室先是采用环氧树脂涂层，后来用不锈钢包覆。

使用双相不锈钢的好处是它的高强度 (是传统奥氏体不锈钢的两倍) 与高耐腐蚀性能相结合。因此，双相不锈钢蒸发器可用更薄的钢板制造，所需的材料和焊接较少。其它好处包括容易处理，对环境的综合影响较少。

关于双相不锈钢的理念在2003年有了突破，2205双相不锈钢被用来制造实体双相钢蒸发器，安装在利比亚的Melittah MSF设备和Zuara MED设备中。

双相不锈钢应用于海水淡化的下一个阶段起始于2004年，两种不同类型的双相不锈钢被用于蒸发器装置

一采用耐腐蚀性能好的2205制造在最恶劣条件下使用的部件，使用2304制作不太恶劣条件下使用的部件。

采用2205和UNS S32101两种双相钢结合的理念建造了三套多级闪蒸MSF设备：Taweelah B (阿布扎比，产能69.2百万加仑/天 (MIGD))，Jebel Ali L2 (迪拜，55 MIGD) 和RAS Abu Fontas B2 (卡塔尔，30 MIGD)。



用于海上石油和天然气开采的2507脐带缆 © Sandvik

## 石油和天然气

在油气工业中，双相钢在帮助抵抗恶劣条件方面发挥了至关重要的作用。这是由于其强度、耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能优于标准的奥氏体不锈钢，双相不锈钢点蚀当量值 (PREN) 通常高于40。



高31米 (102英尺) 的2205双相不锈钢储罐的一部分 © Outokumpu

双相不锈钢主要应用在流体管、工艺管线系统和设备，如分离装置、洗涤装置和泵。在海下，这些材料用于井下生产管道、管件和集合管、采气树零件、流体管和运输腐蚀性油气的管线。超级双相不锈钢 (25%Cr) 因为强度高，经常用于棒材、锻件、铸件、薄板、厚板、管材、紧固件等。超级双相钢还具有优良的抗疲劳性能以及与其他高合金不锈钢良好的电偶相容性。

使用液压线进行井口操作控制要用到脐带缆，它也用于化学品注入。自从钢脐带缆被引入市场以来，双相不锈钢一直是最常用的材料。最近几年，开发深海油气田成为趋势，这需要更长的脐带缆。提高材料的强度可降低脐带缆的重量，这样长度可以更长。目前将脐带缆用在温水中，并正在开发新概念，将立管引入脐带缆。因此，这些趋势要求更好的耐腐蚀性能和机械强度。已开发出比超级双相

不锈钢耐腐蚀性更好、强度更高的新型特超级双相不锈钢用于脐带缆。

## 食品和饮料

在食品和饮料工业中，经济型双相钢也证明了其价值。这种材料在西

班牙的两个项目中得到应用，一个食品储存库和一个酒品储存库。在巴塞罗那港，Emypro SA建造的食品储罐全部采用S32101，取代了EN304/304L。在西班牙南部的代米耶尔，由西班牙储罐制造商Martinez Sole 为 Garcia Carrión 建造的酒品储存库，第一次使用了双相不锈钢：S32101和2304，作为304/316L低成本的替代品，用于建造所有新储罐的顶盖和最上层顶板。

## 建筑行业

双相钢不断在桥梁建造中发挥重要作用，桥梁在腐蚀和含盐环境使用，同时要求较高的承载强度。近期的两个实例均来自于亚洲，分别是香港的昂船洲大桥和新加坡的双螺旋步行桥，它们均使用了2205双相不锈钢。2006年昂船洲大桥使用了2000吨2205双相钢板材和管材，其表层部分由中国的制造厂用定制尺寸的板材建造。板材经过抛光和喷丸处理，以便在白天和晚上均能有最佳的反射性。



香港昂船洲大桥 © Ove Arup & Partners

此外，双螺旋步行桥使用了570吨双相不锈钢。这座桥令人惊叹的设计包含了类似于DNA结构的两个螺旋形管状不锈钢部分，其双螺旋支撑结构分别使用2205双相钢管材和板材。不锈钢表面通过反射灯光来提供晚间照明，反射灯光被用来增强设计效果。

位于卡塔尔多哈新国际机场的世界最大的不锈钢屋面使用含钼的经济型双相不锈钢 (S32003) 建造。航站楼最突出的特点是它的波浪形屋顶，据说是世界上最大的不锈钢屋顶。屋顶面积约为195000平方米 (210万平方英尺)，使用了约1600吨 (350万磅) 双相不锈钢。在选择不锈钢牌号时必须考虑几个因素，其中最重要的是机场离大海的距离。屋顶不仅要抵抗中东地区的高温和湿度，还必须能经受盐的腐蚀。与其他钢种相比，选择双相不锈钢材的其他因素包括成本和良好的强度重量比。



新加坡双螺旋步行桥，由2205双相不锈钢建造



卡塔尔多哈哈马德国际机场航站楼的双相不锈钢屋面 © Hmad International Airport

## 补充资料

### 综合信息

P. Johansson, M. Liljas, A New Lean Duplex Stainless Steel for Construction Purposes, Proceedings of 4<sup>th</sup> European Stainless Steel Conference Science and Market, Paris 2002.

M. Liljas, J.Y. Jonsson, S.Wessman, Stress Relief Treatment of 22Cr Duplex Stainless Steel EN 1.4462, Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2005.

M. Liljas, 80 Years with Duplex Steel, a Historic Review and Prospects for the Future, Proceedings of 6<sup>th</sup> European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008.

H. Liu, P.Johansson, M.Liljas , Structural Evolution of LDX 2101 During Isothermal Ageing at 600–850°C, Proceedings of 6<sup>th</sup> European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008.

Z. Wei, J. Laizhu, H. Jincheng, S. Hongmei, Study of Mechanical and Corrosion Properties of a Fe-21.4Cr-6Mn-1.5Ni-0.24N-0.6Mo Duplex Stainless Steel, Materials Science and Engineering A, 2008, 497: 501–504.

J. Charles, Why and Where Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 29.

M.G. Mecozzi, M. Barteri, Effect of Alloying Elements and Impurity on Hot Ductility of 23% Cr 4% Ni Stainless Steel, 5<sup>th</sup> World Conference Duplex Stainless Steels, Conference Proceedings, KCI Publishing, 1997, p. 1011–1016.

J. Charles, Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 3 and p. 151.

F. Dupoirion, S. Faucheur, and G. Varvat, Fabrications of Process Equipment in Duplex Stainless Steels, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 621.

C. W. Kovach, High-Performance Stainless Steels, Nickel Development Institute Reference Book Series No 11021, Toronto, Canada, 2000.

### 物理冶金

R. Sanchez, I. Moreno, J. Amagro, J. Botella, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless Steel, 4<sup>th</sup> Stainless Steel Science and Market Congress, Conference Proceedings, Paris 2002, p. 108–113.

J.-O. Nilsson, The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 73.

J.-O. Nilsson, The Use of Modern Physical Metallurgy in the Development and Characterization of Special Stainless Steels, Journal de Physique, 4, 1993, Vol. 3, Number 7/V1, p. C7-67–C76.

B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in Duplex Steels and the Relation Between Continuous Cooling and Isothermal Heat Treatment, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.

## 机加工

C. Bergqvist, J. Olsson, Machining in the New Duplex Grade LDX 2101-Easier Than Expected. Proceedings of Duplex 2007, Grado, Italy 2007.

B. Pellegrini, B.N. Di Caprio and R. Pacagnella, Tool Performance in Continuous Cutting of Duplex Stainless Steel, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 175.

C.G. Carlborg, Å. Nilsson and P-Å. Frandlind, Machinability of Duplex Stainless Steel, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 685.

## 焊接

F. Hägg, M.Liljas, B.Holmberg, The welding consequences of replacing austenitic with duplex stainless steel. Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2007.

C. Baxter, M.Young, Practical aspects for production welding and control of duplex stainless steel pressure and process plants. Proceedings of Duplex America, Houston, TX, 2000.

C. Baxter, N.A McPherson, High-productivity welding of duplex stainless steel. Proceedings of Duplex America, Houston, TX, 2000.

B. Holmberg, M.Larén, Welding and applications of the new lean duplex steel LDX 2101. IIW Annual meeting, Prague, Czech Republic, 2005.

C. Eriksson, P.Johansson, M.Liljas, E.M. Westin, Mechanical properties of welds in the new lean duplex stainless steel LDX 2101. Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2003.

L. Duprez, B. De Cooman, N. Akudt, Microstructure Evolution During Isothermal Annealing of a Standard Duplex Stainless Steel Type 1.4462, Steel Research, 71, 2000, No.10, p. 417–422.

L. van Nassau, H. Meelker, F. Neessen and J. Hilkes, Welding duplex and superduplex stainless steel, an update of the guide for industry, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 17.

L. Karlsson, Duplex stainless steel weld metal – effects of secondary phases, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 43.

C. Baxter, L. Tuveson-Carlström, L. Svensson and A. Brorson, The significance of filler metal type on the stress corrosion cracking and fracture toughness of welded 2205 duplex stainless steel, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 279.

B. Holmberg, How to Perform Welding in Duplex Stainless Steels to Obtain Optimum Weld Metal Properties, Stainless Steel World, March 1997, p. 28.

P. Rouault and C. Bonnet, A new shielding gas range for the TIG, plasma and MIG welding of duplex and superduplex stainless steels, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 289.

R.N. Gunn, Intermetallic formation in superduplex stainless steel heat affected zone, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 335.

L. Karlsson, S.L. Andersson and S. Rigdal, Welding superduplex stainless steels with Ni-base consumables, Proceedings of the 5<sup>th</sup> World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 433.

B. Bonnefois, J. Charles, A. Bruyere, and R. Cozar, Welding of super duplex steels: new efficient solutions for joining using Ni alloys filler materials, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 499.

D.N. Noble, W. A. Bruce, and R.N. Gunn, Hot tapping 22% Cr duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 471.

K. Yasuda, R.N. Gunn, and T.G. Gooch, Prediction of austenite content in duplex stainless steels weld metals, Paper 26, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

L. Odegard, C-O Pettersson and S-A Fager, The selection of welding consumables and properties of dissimilar welded joints in the superduplex stainless steel Sandvik SAF 2507 to carbon steel and highly alloyed austenitic and duplex stainless steels, Paper 94, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

V. van der Mee, H. Meelker, and L. van Nassau, How to avoid hydrogen cracking in (super) duplex stainless steel weldments, Paper 119, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

M. Liljas, The welding metallurgy of duplex stainless steels, Paper KV, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

D.J. Kotecki and J.L. P. Hilkes, Welding processes for duplex stainless steels, Paper KVI, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

## 检验

F.H. Dijkstra and J.A. de Raad, Non-destructive testing of duplex welds, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 509.

D.J. Kotecki, Ferrite measurement in duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 957.

C.I.K. Sinclair and B.W.O. Shepherd, Non-destructive testing of welds in duplex stainless steels, Paper 63, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

J.D. Redmond and R.M. Davison, Critical Review of Testing Methods Applied to Duplex Stainless Steels, Stainless Steel World, April 1998, p. 37–45.

## 参考文献

- 1 J. Charles, Super duplex stainless steels: structure and properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, p. 3, 1991.
- 2 R. Sánchez, I. Moreno, J. Almagro, J. Botella, X. Llovet, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless, Fourth Stainless Steel Science and Market Congress, Paris 2002, Conference Proceedings.
- 3 I. Zucato, M. C. Moreira, I. F. Machado and S. M. Giampietri Lebrão, Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C, Materials Research Print version ISSN 1516-1439, Mat. Res. vol.5 no.3 São Carlos July/Sept. 2002.
- 4 B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.
- 5 C. Hounglu and S. Hertzman, Kinetics of Intermetallic Phase Formation in Duplex Stainless Steel and Their Influence on Corrosion Resistance, Report IM-2689, Swedish Institute of Metals Research, Stockholm, Sweden.
- 6 G. Herbsleb and P. Schwaab, Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and their Influence on Corrosion Behavior in Acids, Proceedings of Duplex Stainless Steels Conference, ASM, Metals Park, Ohio, 1983, p.15.
- 7 L. Iturgoyen and M. Anglada, The Influence of Aging at 475°C on the Fatigue Crack Propagation of a Duplex Stainless Steel, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 2, p. 746, 1991.
- 8 D. Bauernfeind and G. Mori, Corrosion of Superaustenitic Stainless Steels in Chloride- and Sulfate-Containing Media-Influence of Alloying Elements Cr, Mo, N, and Cu, Proceedings of NACE Corrosion 2003 Conference, Paper 03-257.
- 9 P.-E. Arnvig, and W. Wasielewska, Stress Corrosion Behaviour of Highly Alloyed Stainless Steels under Severe Evaporative Conditions, ACOM 3-1993, Avesta Sheffield AB, 1993.
- 10 A. Miyasaka, K. Denpo and H Ogawa, Prediction of Application Limits of Stainless Steels in Oilfield Equipment, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 1, p. 241, 1991.
- 11 J.J. Eckenrod, et al, "Effects of Chemical Composition and Thermal History on the properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel", New Developments in Stainless Steel Technology, R. A Lula, Ed., ASM 1985.
- 12 R.M. Davison and J.D. Redmond, Paper No. 302, CORROSION/91, NACE International, Houston, Texas, 1991.
- 13 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1, Paragraph UHA 51.

## 附录1：双相不锈钢命名和产品名称

UNS No.	牌号	EN No.	EN 名称	JIS/日本	GB/中国	KS/韩国	产品名称
S31200					022Cr25Ni6Mo2N		44LN
S31260					022Cr25Ni7Mo3 WCuN		DP3 DP12
S31500		1.4424	X2CrNiMoSi 18-5-3				3RE60
S32001		1.4482	X2CrMnNiMoN21-5-3				Nitronic 19D
S32003							ATI 2003
S32101		1.4162	X2CrMnNiN21-5-1				LDX 2101 B2101
S32202							UR 2202
S31803 S32205	2205*	1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	SUS 329 J3L	022Cr22Ni5Mo3N	STS 329J3L	SAF 2205 UR 2205 UR 2205+ UR 2205Mo DMV 22-5 ATI 2205 2205 Code Plus Two NAS 329J3L NSSC DX1 DP8 B2205
S32304	2304*	1.4362	X2CrNiN23-4		022Cr23Ni5Mo3N		SAF 2304 UR 2304 B2304
S32506							NAS 64
S32520		1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3				UR 2507Cu
S32550	255*				03Cr25Ni6Mo3Cu2N		Ferrallium 255 UR 2507Cu
S32707							SAF 2707 HD
S32750	2507*	1.4410	X2CrNiMoN25-7-4	SUS 329 J4L	022Cr25Ni7Mo4N	STS 329 J4L	AF 2507 UR 2507 NAS 74N SAF 2507
S32760		1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4				Zeron 100 UR 2507W NAS 75N
S32808							DP28W
S32900	329*	1.4460	X3CrNiMoN27-5-2	SUS 329 J1	0Cr26Ni5Mo2	STS 329 J1	
S32906							SAF 2906

\* 通用名，不是商标名，广泛使用，与任何生产商无关

附录1 (续): 双相不锈钢命名和产品名称

UNS No.	牌号	EN No.	EN 名称	JIS/日本	GB/中国	KS/韩国	产品名称
S32950							7-Mo Plus
S32960							
S33207							SAF 3207 HD
S39274							DP-3W
S39277							AF918
S82011							ATI 2102
		1.4655	X2CrNiCuN23-4				
		1.4477	X2CrNiMoN29-7-2				SAF 2906
S82012		1.4635					FDX 25
S82121							329LA
S82122							NSSC 2120
S81921							329LD
S82031		1.4637					FDX 27
S82441		1.4662					LDX 2404

## 附录2：标准规范汇总

### ASTM/ASME 标准规范

UNS No.	牌号	A 182	A 240/M SA 240	A 270	A 276 SA 276	A 314	A 479/M SA 479	A 480/M SA 480	A 484/M SA 484
S31200		X	X					X	
S31260			X					X	
S31803		X	X	X	X	X	X	X	X
S32001			X					X	
S32003			X	X		X		X	
S32101			X		X	X	X	X	X
S32202		X	X		X	X	X	X	X
S32205	2205	X	X	X	X	X	X	X	X
S32304	2304		X		X	X		X	X
S32506			X		X		X	X	X
S32520		X	X					X	
S32550	255	X	X		X		X	X	X
S32707									
S32750	2507	X	X	X	X		X	X	X
S32760		X	X		X	X	X	X	X
S32900	329		X					X	X
S32906		X	X				X	X	X
S32950		X	X			X	X	X	X
S33207									
S39274		X	X					X	
S39277		X					X		X
S82011			X					X	
S82012			X					X	
S82031			X					X	
S82121			X					X	
S82122			X					X	
S82441			X		X	X	X	X	X

### EN 规范

EN No.	EN 名称	EN 10028-7	EN 10088-2	EN 10088-3	EN 10088-4	EN 10088-5	EN 10095	EN 10216-5
1.4362	X2CrNiN23-4	X	X	X	X	X	X	X
1.4655	X2CrNiCuN23-4		X					
1.4460	X3CrNiMoN27-5-2			X		X		
1.4477	X2CrNiMoN29-7-2		X	X	X	X		
1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	X	X	X	X	X		X
1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3	X	X	X				X
1.4410	X2CrNiMoN25-7-4	X	X	X	X	X		X
1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4	X	X	X				X
1.4424	X2CrNiMoSi18-5-3		X	X	X	X		X
1.4062	X2CrNiN22-2							
1.4162	X2CrMnNiN21-5-1				X	X		



## 铸造双相不锈钢

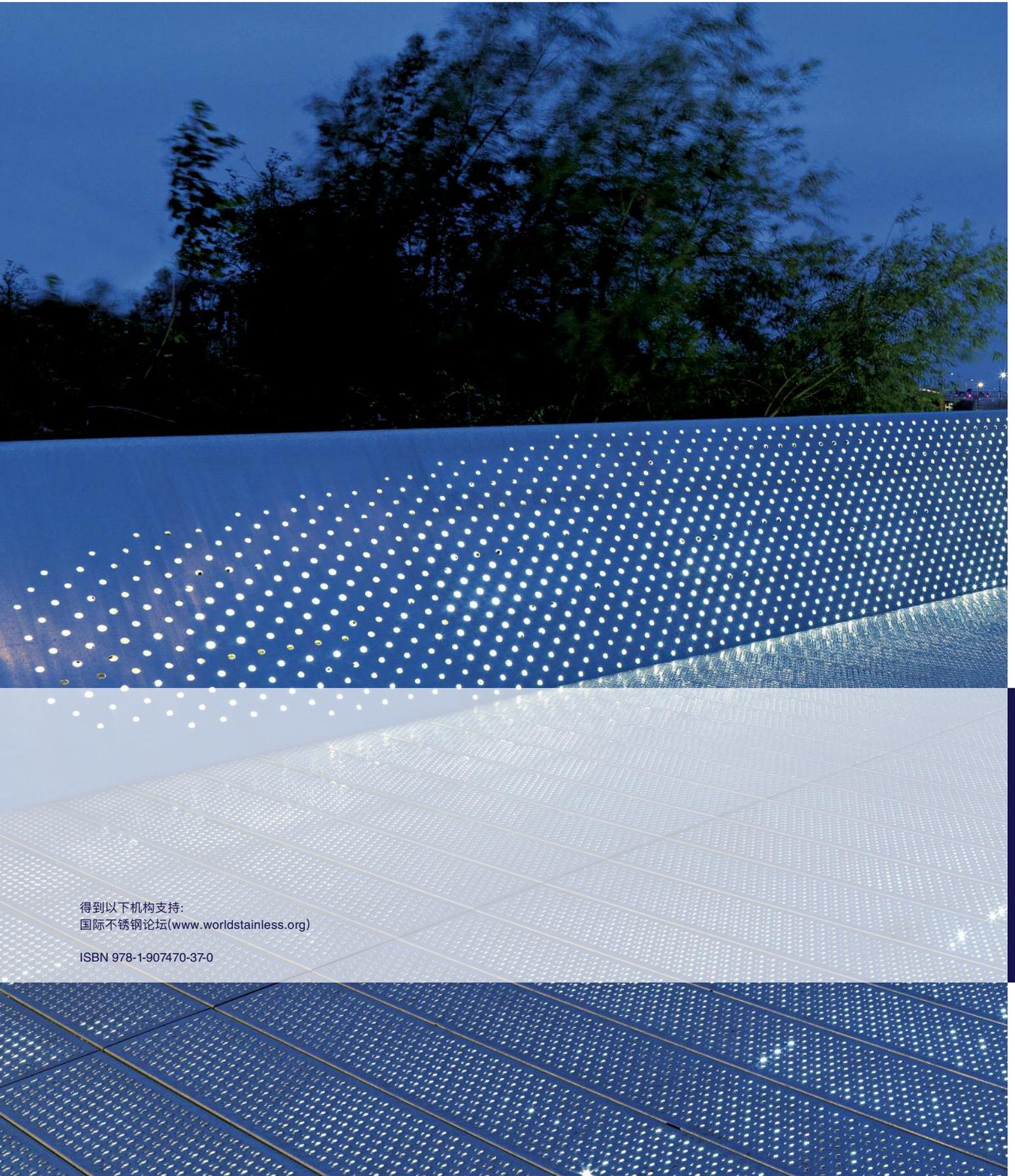
	UNS No.							
	J93370	J93372	J93373	J93345	J93371	J92205	J93404	J93380
ASTM 890 铸件, 一般用途	X	X	X	X	X	X	X	X
ASTM A 995 铸件, 承压部件		X		X	X	X	X	X

## 美国规范标题

规范标题	
A 182/A 182M	Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service
A 240/A 240M	Standard Specification for Heat-Resisting Cr and Cr-Ni Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for General Applications
A 270/A 270M	Standard Specification for Seamless and Welded Austenitic and Ferritic/Austenitic Stainless Steel Sanitary Tubing
A 276	Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes
A 314	Stainless Steel Billets and Bars for Forging
A 479/A 479M	Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes for Use in Boilers and Other Pressure Vessels
A 480/A 480M	Standard Specification for General Requirements for Flat-Rolled Stainless and Heat-Resisting Steel Plate, Sheet, and Strip
A 484/A 484M	Standard Specification for General Requirements for Stainless Steel Bars, Billets, and Forgings
A 580/A 580M	Standard Specification for Stainless Steel Wire
A 789/A 789M	Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service
A 790/A 790M	Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe
A 815/A 815M	Standard Specification for Wrought Ferritic, Ferritic/Austenitic, and Martensitic Stainless Steel Piping Fittings
A 890/A 890M	Standard Specification for Castings, Fe-Cr-Ni-Mo Corrosion-Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application
A 923	Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels
A 928/A 928M	Standard Specification for Ferritic/Austenitic (Duplex) Stainless Steel Pipe Electric Fusion Welded with Addition of Filler Metal
A 959	Standard Guide for Specifying Harmonized Standard Grade Compositions for Wrought Stainless Steels
A 988/A 988M	Standard Specification for Hot Isostatically-Pressed Stainless Steel Flanges, Fittings, Valves, and Parts for High Temperature Service
A 995/A 995M	Standard Specification for Castings, Austenitic-Ferritic (Duplex) Stainless Steel, for Pressure-Containing Parts
A 1082/A 1082M	Standard specification for high strength precipitation hardening and duplex stainless steel bolting for special purpose applications
A 1084	Standard test method for detecting detrimental phases in lean duplex austenitic/ferritic stainless steels
API 650	Welded Tanks for Oil Storage
NSF/ANSI 61	Drinking Water System Components Health Effects
NACE MR0175	Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H <sub>2</sub> S-containing environments in oil and gas production

欧洲规范标题

规范标题	
<b>EN 10028-7</b>	Flat products made of steels for pressure purposes – Part 7: Stainless steels
<b>EN 10088-2</b>	Stainless steels – Part 2: Technical delivery conditions for sheet/plate and strip of corrosion resisting steels for general purposes
<b>EN 10088-3</b>	Stainless steels – Part 3: Technical delivery conditions for semi-finished products, bars, rods, wire, sections and bright products of corrosion resisting steels for general purposes
<b>EN 10088-4</b>	Stainless steels – Part 4: Technical delivery conditions for sheet/plate and strip of corrosion resisting steels for construction purposes
<b>EN 10088-5</b>	Stainless steels – Part 5: Technical delivery conditions for bars, rods, wire, sections and bright products of corrosion resisting steels for construction purposes
<b>EN 10095</b>	Heat resisting steels and nickel alloys
<b>EN 10216-5</b>	Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 5: Stainless steel tubes
<b>EN 10217-7</b>	Welded steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 7: Stainless steel tubes
<b>EN 10222-5</b>	Steel forgings for pressure purposes – Part 5: Martensitic, austenitic and austenitic-ferritic stainless steels
<b>EN 10250-4</b>	Open die steel forgings for general engineering purposes – Part 4: Stainless steels
<b>EN 10263-5</b>	Steel rod, bars and steel wire for cold heading and cold extrusion – Part 5: Technical delivery conditions for stainless steels
<b>EN 10272</b>	Stainless steel bars for pressure purposes
<b>EN 10296-2</b>	Welded circular steel tubes for mechanical and general engineering purposes – Technical delivery conditions – Part 2: Stainless steel
<b>EN 10297-2</b>	Seamless circular steel tubes for mechanical and general engineering purposes – Technical delivery conditions – Part 2: Stainless steel
<b>EN 10312</b>	Welded stainless steel tubes for the conveyance of aqueous liquids including water for human consumption – Technical delivery conditions
<b>EN ISO 8249</b>	Welding – Determination of Ferrite Number (FN) in austenitic and duplex ferritic-austenitic Cr-Ni stainless steel-weld metals
<b>VdTÜV WB 418</b>	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4462
<b>VdTÜV WB 496</b>	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4362
<b>VdTÜV WB 508</b>	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4410



得到以下机构支持：  
国际不锈钢论坛([www.worldstainless.org](http://www.worldstainless.org))

ISBN 978-1-907470-37-0