

双相不锈钢 制造加工实用指南



双相不锈钢制造加工实用指南

第二版 2009

©国际钼协会 1999-2009

ISBN 978-1-907470-01-1

国际钼协会(IMOA)出版, 英国伦敦

www.imoa.info

info@imoa.info

美国宾州匹兹堡 TMR 不锈钢撰写

德国慕尼黑 circa drei 设计

致谢:

IMOA 感谢国际不锈钢论坛和 Euro Inox 对本手册的支持和审阅。我们还要对以下公司为本手册详细的审阅和贡献表示感谢: 阿塞里诺克斯, 阿里根尼路德卢姆, 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, 洛克和烨联钢铁公司。

国际钼协会 (IMOA) 竭力确保所提供信息在技术上是正确的。但是 IMOA 不保证本文信息的准确性或者对于任何一般或特殊用途的适用性。本文提供的材料仅供读者做信息参考, 在未获得专业意见前不应用于任何特殊或一般用途。对于使用本文信息引起的损失或损害, IMOA, 其会员, 职员及顾问不承担任何责任或义务。本文主要使用 ASTM 和 EN 国际标准, 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[来源: www.m-tec.uk.com (加工制造商), www.photo-genics.com(照片)]

目 录

1	引言	4	11	双相不锈钢的切削加工	32
2	双相不锈钢的历史	5	11.1	双相不锈钢切削加工的一般原则	32
3	化学成分和合金元素的作用	8	11.2	车削和端面车削	33
3.1	双相不锈钢的化学成分	8	11.3	硬质合金平面铣削	34
3.2	合金元素在双相不锈钢中的作用	8	11.4	采用高速钢钻头进行螺旋钻	34
4	双相不锈钢的冶金学	10	12	双相不锈钢的焊接	36
5	耐腐蚀性能	13	12.1	一般焊接准则	36
5.1	耐酸腐蚀	13	12.1.1	双相不锈钢和奥氏体不锈钢的区别	36
5.2	耐碱腐蚀	14	12.1.2	起始材料的选择	36
5.3	耐点蚀和缝隙腐蚀	14	12.1.3	焊前清理	36
5.4	耐应力腐蚀断裂	16	12.1.4	接头设计	36
6	终端用户技术要求和质量控制	18	12.1.5	预热	38
6.1	标准试验要求	18	12.1.6	热输入与层间温度	38
6.1.1	化学成分	18	12.1.7	焊后热处理	38
6.1.2	固溶处理和淬火	18	12.1.8	理想的相平衡	38
6.2	特殊试验要求	19	12.1.9	异种金属焊接	39
6.2.1	拉伸和硬度试验	19	12.2	焊接工艺评定	40
6.2.2	弯曲试验	19	12.3	焊接方法	40
6.2.3	冲击试验和金属间相的金相检查	20	12.3.1	气体保护钨极电弧焊 (GTAW/TIG)	40
6.2.4	用金相或磁性法测定相平衡	20	12.3.2	气体保护熔化极电弧焊 (GMAW/MIG)	42
6.2.5	腐蚀试验	21	12.3.3	药芯焊丝电弧焊 (FCW)	44
6.2.6	生产性焊接和检验	22	12.3.4	手工电弧焊 (SMAW/焊条)	44
7	力学性能	23	12.3.5	埋弧焊 (SAW)	46
8	物理性能	26	12.3.6	电子束焊和激光焊	46
9	切割	28	12.3.7	电阻焊	46
9.1	锯切	28	13	其他连接方法	47
9.2	剪切	28	13.1	接头坡口形式	47
9.3	纵切	28	13.2	粘合剂	47
9.4	冲孔	28	13.3	软钎焊	47
9.5	等离子和激光切割	28	13.4	硬钎焊	48
10	成型	29	14	制造加工后清理	49
10.1	热成型	29	14.1	色笔印、油漆、灰尘和油污	49
10.1.1	固溶退火	29	14.2	嵌入铁	49
10.2	温成型	30	14.3	焊接飞溅、焊缝变色、焊剂、焊渣、引弧斑	50
10.3	冷成型	30	15	双相不锈钢的应用	51
10.4	冲压成型	31		补充资料	54
10.5	旋压成型	31		参考文献	57
				附录 1 双相不锈钢命名和产品名称	58
				附录 2 技术规范 (标准) 汇总	60

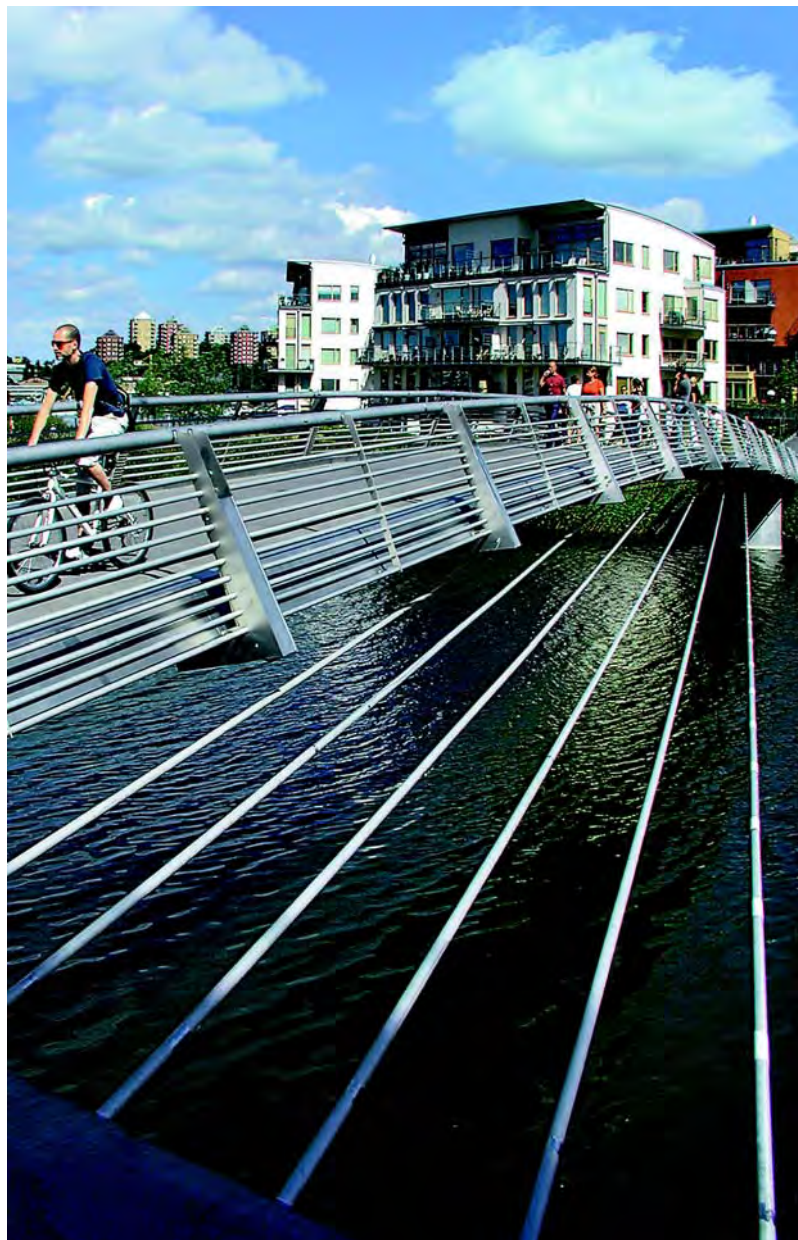
1 引言

双相不锈钢是一类集优良的耐腐蚀、高强度和易于制造加工等诸多优异性能于一身的钢种。它们的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。双相不锈钢的耐氯化物点蚀和缝隙腐蚀能力与其铬、钼、钨和氮含量有关，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

均明显强于 300 系列奥氏体不锈钢，而且其强度也大大高于奥氏体不锈钢，同时表现出良好的塑性和韧性。

双相不锈钢的制造加工与奥氏体不锈钢的制造加工有许多相似之处，但也有重要区别。双相不锈钢的高合金含量和高强度等要求在制造工艺上作某些改变。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，它提供了关于双相不锈钢制造的实用信息。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 系列奥氏体不锈钢及碳钢之间的性能和加工工艺的对比数据。

双相不锈钢的加工制造不同于一般不锈钢，但并不困难。



瑞典斯德哥尔摩的双相不锈钢桥（来源：Outokumpu）

2 双相不锈钢的历史

双相不锈钢已有近 80 年的历史，它是一种混合显微组织，奥氏体相和铁素体相大约各占一半。早期的牌号是铬、镍和钼的合金。1930 年在瑞典生产出第一批锻轧双相不锈钢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 型不锈钢成为公认的钢种并广泛用于硝酸装置的热交换器管道。3RE60 是第一代专为提高耐氯化物应力腐蚀断裂（SCC）性能而研制的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的应用，包括容器、热交换器和泵。

这些第一代双相不锈钢有良好的性能表现，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。这些局限因素使第一代双相不锈钢的应用仅限于非焊接状态下的一些特定应用。1968 年不锈钢精炼工艺，即氩氧脱碳（AOD）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合金元素氮的添加。双相不锈钢添加氮可以使焊接状态下 HAZ 的韧性和耐腐蚀性接近于母材的性能。随着奥氏体稳定性的提高，氮还降低了有害金属间相的形成速率。

含氮的双相不锈钢被称为第二代双相不锈钢。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及市场对具有优异耐氯离子腐蚀性能、良好的制造加工性和高强度的不锈钢需求相吻合。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。由于这种钢的强度高，管的壁厚可减薄，可以减轻平台的重量，使这种不锈钢的应用有很大的吸引力。



瑞典 Sodra Cell Mönsterås 纸浆厂的 2205 双相不锈钢硫酸盐纸浆连续蒸发器
和浸渍塔（来源：Kvaerner Pulping）

如同奥氏体不锈钢一样，双相不锈钢是一类按腐蚀特性排列的钢种，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，现代双相不锈钢可分为 5 种类型：

- 不加钼的经济型双相不锈钢如 2304；
- 标准双相不锈钢如 2205，是主要的钢种，占双相钢用量的 80% 以上；
- 25Cr 双相不锈钢如合金 255，PREN* 值小于 40；
- 超级双相不锈钢，PREN 值 40~45，含 25%~26%Cr，与含 25%Cr 双相不锈钢相比，钼和氮的含量增加，如 2507；
- 特超级双相不锈钢，PREN 值超过 45 的高合金化双相不锈钢。

* PREN = 点蚀当量数

$$= \%Cr + 3.3 (\%Mo + 0.5\%W) + 16\%N$$

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，为便于比较，第一代双相不锈钢和常用奥氏体不锈钢也包括在其中。

注：文中引用的每种不锈钢的商品名称和牌号均可在表 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%）（为便于比较列出奥氏体不锈钢）

牌号	UNS编号	EN编号	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
锻轧双相不锈钢										
第一代双相钢牌号										
329	S32900	1.446	0.08	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	-	1	-	-
**	S31500	1.4424	0.03	18.0-19.0	4.3-5.2	2.5-3.0	0.05-0.1		-	-
	S32404		0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2.0-3.0	0.2	2	1.0-2.0	-
第二代双相钢牌号										
经济										
	S32001	1.4482	0.03	19.5-21.5	1.0-3.0	0.6	0.05-0.17	4.0-6.0	1	-
	S32101	1.4162	0.04	21.0-22.0	1.35-1.7	0.1-0.8	0.20-0.25	4.0-6.0	0.1-0.8	-
	S32202	1.4062	0.03	21.5-24.0	1.0-2.8	0.45	0.18-0.26	2	-	-
	S32011		0.03	20.5-23.5	1.0-2.0	0.1-1.0	0.15-0.27	2.0-3.0	0.5	-
2304	S32304	1.4362	0.03	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.20	2.5	0.05-0.60	-
		1.4655	0.03	22.0-24.0	3.5-5.5	0.1-0.6	0.05-0.20	2	1.0-3.0	-
标准										
	S32003		0.03	19.5-22.5	3.0-4.0	1.5-2.0	0.14-0.20	2	-	-
2205	S31803	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	2	-	-
2205	S32205	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	0.14-0.20	2	-	-
25Cr										
	S31200		0.03	24.0-26.0	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	2	-	-
	S32506		0.03	24.0-26.0	5.5-7.2	3.0-3.5	0.08-0.20	1	-	0.05-0.30
	S32520	1.4507	0.03	24.0-26.0	5.5-8.0	3.0-4.0	0.20-0.35	1.5	0.5-2.0	-
255	S32550	1.4507	0.04	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.5	1.5-2.5	-
超级双相钢										
2507	S32750	1.441	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	1.2	0.5	-
	S32760	1.4501	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-0.30	1	0.5-1.0	0.5-1.0
	S32808		0.03	27.0-27.9	7.0-8.2	0.8-1.2	0.30-0.40	1.1	-	2.1-2.5
	S32906		0.03	28.0-30.3	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.5	0.8	-
	S32950		0.03	26.0-29.0	3.5-5.0	1.0-2.5	0.15-0.35	2	-	-
	S39274		0.03	24.0-26.0	6.8-8.0	2.5-3.5	0.24-0.32	1	0.2-0.8	1.5-2.5
	S39277		0.03	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.23-0.33	0.8	1.2-2.0	0.8-1.2
		1.4477	0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.50	≤0.8	
特超级双相钢										
	S39277		0.03	26.0-29.0	5.5-9.5	4.0-5.0	0.30-0.50	1.5	1	-
	S39277		0.03	29.0-33.0	6.0-9.0	3.0-5.0	0.40-0.60	1.5	1	-

牌号	UNS编号	EN编号	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
锻轧奥氏体不锈钢										
304L	S30403	1.4307	0.03	17.5-19.5	8.0-12.0	-	0.1	2	-	-
316L	S31603	1.4404	0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	0.1	2	-	-
317L	S31703	1.4438	0.03	18.0-20.0	11.0-15.0	3.0-4.0	0.1	2	-	-
317LMN	S31726	1.4439	0.03	17.0-20.0	13.5-17.5	4.0-5.0	0.10-0.20	2	-	-
904L	S08904	1.4539	0.02	19.0-23.0	23.0-28.0	4.0-5.0	0.1	2	1.0-2.0	-
铸造双相不锈钢										
CD4MCu Grade 1A	J93370		0.04	24.5-26.5	4.75-6.0	1.75-2.25	-	1	2.75-3.25	-
CD4MCu NGrade 1B	J93372		0.01	24.5-26.5	4.7-6.0	1.7-2.3	0.10-0.25	1	2.7-3.3	-
CD4MCu NGrade 1C	J93373		0.03	24.0-26.7	5.6-6.7	2.9-3.8	0.22-0.33	1.2	1.4-1.9	-
CE8MN Grade 2A	J93345		0.08	22.5-25.5	8.0-11.0	3.0-4.5	0.10-0.30	1	-	-
CD6MN Grade 3A	J93371		0.06	24.0-27.0	4.0-6.0	1.75-2.5	0.15-0.254	1	-	-
CD3MNCast 2205Crads 4A	J92205		0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.10-0.30	1.5	-	-
CD3MNCast 2507Crads 5A	J92205	1.4463	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	4.0-5.0	0.10-0.30	1.5	-	-
CD3MWCuN Crads 6A	J93380		0.03	24.0-26.0	6.5-8.8	3.0-4.0	0.20-0.30	1	0.5-1.0	0.5-1.0
铸造奥氏体不锈钢										
CF3 (cast 304L)	J92500	1.4306	0.03	17.0-21.0	8.0-12.0	-	-	1.5	-	-
CF3M (cast 316L)	J92800	1.4404	0.03	17.0-21.0	9.0-13.0	2.0-3.0	-	1.5	-	-

* 最大值，除非指明范围或说明是最小值。

- 标准中未指明。

** 这一种钢最初没有添加氮，被认为是未加氮的第一代双相不锈钢。

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，双相不锈钢的相平衡比例为 30%~70% 的铁素体比奥氏体时，可以获得良好的性能。但双相不锈钢常常被认为是铁素体和奥氏体大致各占一半，在目前的商品化生产中，为了获得最佳的韧性和加工特性，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、氮和镍之间的相互作用是非常复杂的。为了获得稳定的有利于加工和制造的双相组织，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组成的第二个主要问题是温度升高时有害金属间相的形成。高铬高钼不锈钢中形成 σ 相和 χ 相，并优先在铁素体内析出，氮的添加大大延迟了这些相的形成。因此在固溶体中保持足够量的氮是很重要的。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、钼和氮含量应保持在含量范围的中上限，由此引出了成分范围较窄的改进型 2205 双相钢 UNS S32205 (表 1)。S32205 的成分就是今天商品化的 2205 双相不锈钢的典型成分。在本文中，除非另有说明，通常 2205 指的就是 S32205。

3.2 合金元素在双相不锈钢中的作用

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、物理性能和腐蚀特性的影响。

铬：钢中铬含量必须不低于 10.5% 才能形成稳定的含铬钝化膜保护钢不受大气腐

蚀。不锈钢的耐蚀性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，较高的铬量也能促进金属间相的形成。奥氏体不锈钢铬含量至少为 16%，双相不锈钢铬含量至少为 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去除回火色要比奥氏体不锈钢困难。

钼：钼与铬的协同作用能提高不锈钢的耐点蚀的能力。当不锈钢中铬含量至少为 18% 时，钼在含氯化物的环境中耐点蚀和缝隙腐蚀的能力是铬的三倍。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 7.5%，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的耐点蚀和缝隙腐蚀的能力。它能显著地提高钢的强度。事实上它是最有效的固溶强化元素和低成本合金元素。含氮双相不锈钢韧性的改善得益于其较高的奥氏体含量和金属间相含量的降低。氮并没有阻止金属间相的析出，但延缓了金属间相的形成，使得有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蚀性奥氏体和双相不锈钢中，以抵消它们形成 σ 相的倾向。

氮是强奥氏体形成元素，在奥氏体不锈钢中能代替部分镍。氮可降低层错能并提高奥氏体的加工硬化率，它还通过固溶强化提高了奥氏体的强度。双相不锈钢一

般都添加氮并调整镍含量以便获得适当的平衡。铁素体形成元素铬和钼与奥氏体形成元素镍和氮相平衡才能获得双相组织。

镍：镍是稳定奥氏体的元素，镍促使不锈钢的晶体结构从体心立方结构（铁素体）转化为面心立方结构（奥氏体）。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）。添加镍延缓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的延缓作用远不如氮有效。面心立方结构使得奥氏体不锈钢具有极佳的韧性。双相不锈钢中有近一半是奥氏体组织，因此双相钢的韧性比铁素体不锈钢显著提高。

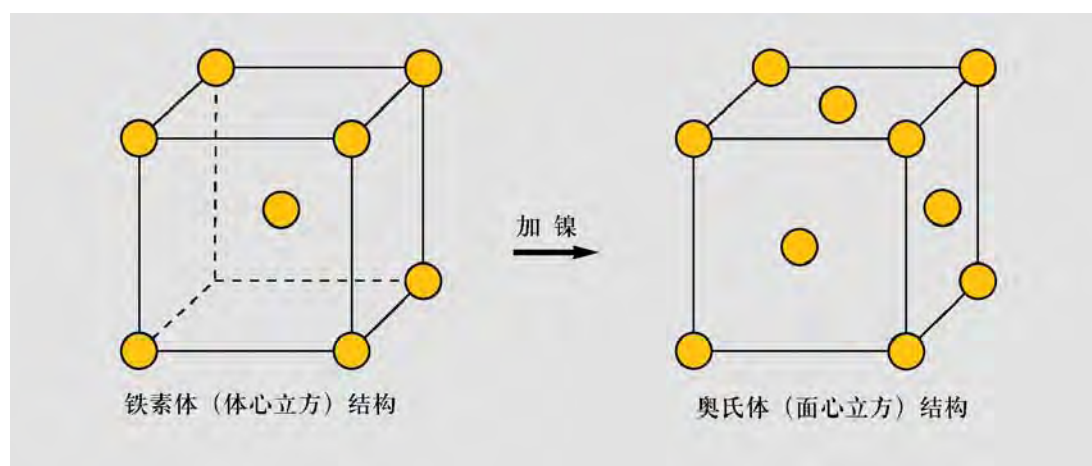


图 1 加镍后由体心立方晶体结构（少镍或无镍）变为面心立方（至少 6%Ni—300 系）结构。含有中等镍量的双相不锈钢组织中一些晶粒是铁素体，另一些是奥氏体，理想状态是二者数量相等（图 2）

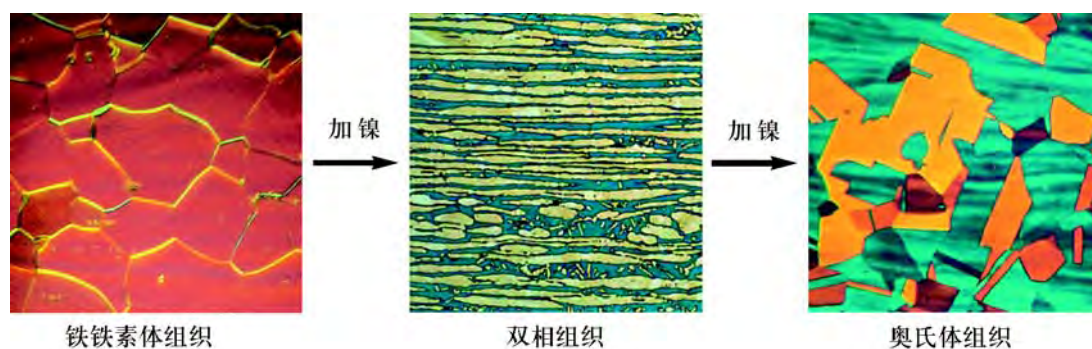


图 2 增加含镍量后不锈钢的组织从铁素体（左）变为两相（中），再变为奥氏体（右）（这三张金相图片是由 Outokumpu 提供的，显示光学显微镜下放大的抛光和蚀刻的试样，双相组织中，铁素体被染色，呈暗色相）

4 双相不锈钢的冶金学

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）可以看出：这些合金以铁素体（ α ）凝固，当温度下降至 1000℃（1832°F）左右时，部分铁素体会转变成奥氏体（ γ ）（取决于合金成分）。在较低温度下，处于平衡态的铁素体和奥氏体几乎没有进一步的改变。从图 3 还可看出增加氮的影响^[1]。从热力学观点看，因这部分奥氏体是由铁素体转变而来的，合金不可能跳过奥氏体的平衡态。然而，当继续冷却至较低温度时，碳化物、氮化物、 σ 相以及其他金属间相都成为可能的显微结构组分。

冶金产品或制造加工中铁素体和奥氏体的相对数量取决于其化学成分和加热履历。如相图所显示，成分较小的变化即会对两相相对体积分数有较大影响。单独的铁素体形

成元素和奥氏体形成元素在双相钢中也同样发挥作用。显微组织中的铁素体 / 奥氏体相平衡可通过如下的多变量线性回归预测：

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \% \text{Cr} + 1.73\% \text{Si} + 0.88\% \text{Mo}$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 24.55\% \text{C} + 21.75\% \text{N} + 0.4\% \text{Cu}$$

$$\% \text{铁素体} = -20.93 + 4.01\text{Cr}_{\text{eq}} - 5.6 \text{Ni}_{\text{eq}} + 0.016\text{T}$$

T (°C) 是在 1050~1150°C 内的固溶退火温度，元素含量为重量百分数 (wt. %)。^[2] 为达到使双相不锈钢具有理想相平衡的目的，主要通过调整铬、钼、镍和氮的含量，其次要注意加热履历的控制。然而，由于冷却速度决定了可转变成奥氏体的铁素体的数量，因此高温受热后的冷却速度将影响相平衡。快速冷却有利于保留铁素体，因此，有可能比平衡状态下更多的铁素体被保留下来。例如，采用低热输入来焊接大截面的产品，会导致热影响区 (HAZ) 过量的铁素体。

氮的另一有效作用是提高了奥氏体开始从铁素体转变的温度，见图 3，提高了铁素体转变为奥氏体的比例。因此，即使在快速冷却条件下，奥氏体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，这一效应会减少 HAZ 铁素体过量的问题。

因为 σ 相的形成温度低于冷却时铁素体再转变成奥氏体的温度（图 4），为避免冶金产品中出现 σ 相，可控制固溶退火温度，确保钢从固溶退火温度尽快淬火，延迟 σ 相的形成。所要求的冷却速度非常快，可使用水淬。在实际制造中，只有当焊接截面尺寸相差悬殊或以很低的热输入焊接厚截面时，才会遇到过度的冷却速度。

双相不锈钢中的 α' 相也是一个稳定相，它在低于 525°C (950°F) 的铁素体相中形成，其形成机制与全铁素体不锈钢中的 α' 相的形成机制相同。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 α' 相造成常温韧性丧失，这就是已知

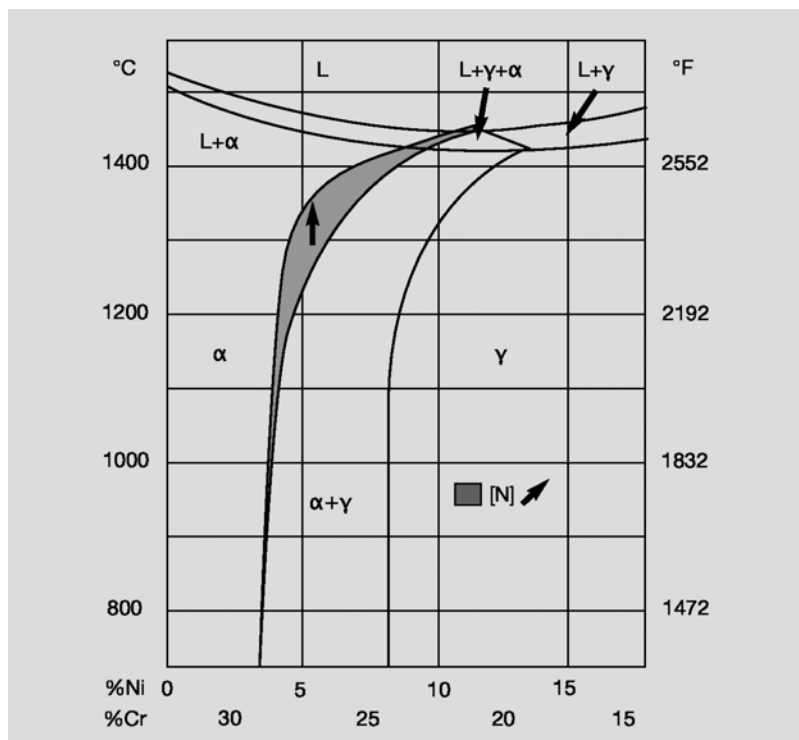


图3 在 68%Fe 处的 Fe-Cr-Ni 三元截面相图（镍和铬量的微小变化可引起双相不锈钢中奥氏体和铁素体数量较大的变化）

的 475℃/885 ℉脆性。

在不锈钢中，氮作为一个合金元素意味着在焊缝的热影响区沿铁素体—铁素体晶界和奥氏体—铁素体相界可能出现氮化铬。如果它的数量很大，退火时贫铬区来不及补偿失去的铬的时候，氮化铬的出现可使钢的耐蚀性下降。不过，由于较高的氮能促使奥氏体的形成，氮在奥氏体中的溶解度高，第二代双相不锈钢很少含有大量的氮化铬。此外，第二代双相不锈钢碳含量都很低，因此，在实际当中并不需要考虑碳化物有害影响的问题。

在某一温度时，有害的 σ 相、 α' 相以及碳化物和氮化物相在数分钟内即可形成。因此，加工和制造以及使用时的热处理必须要考虑相形成的反应动力学以保证获得所需要的耐蚀性和力学性能。现已开发的这些双相不锈钢牌号都力求有最好的耐蚀性和充分延缓析出反应，并能够顺利地进行加工制造。

图 5 为 2304、2205 和 2507 双相不锈

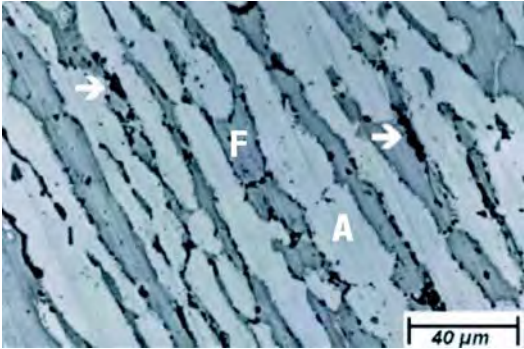


图 4 在 850℃ (1560 ℉) 下时效处理 40 分钟的 2205 样品，其显微组织显示了在奥氏体 / 铁素体晶界 σ 相的析出 (箭头)。照片中的铁素体相 (F) 比奥氏体相 (A) 颜色深^[3]

钢的等温析出图^[4~7]。碳化铬和氮化铬在某一温度开始析出的时间是相对较“慢”的，也就 1~2 分钟。双相不锈钢比铁素体不锈钢或高合金奥氏体不锈钢析出要慢，这里部分是由于碳和氮元素在低镍奥氏体相中的溶解度高，氮有可能延缓碳化物的析出。得出的结论是：双相不锈钢牌号在冷却时抗敏化能力相对要强。这些牌号中碳化物和氮化物的形成动力学在一定程度上受

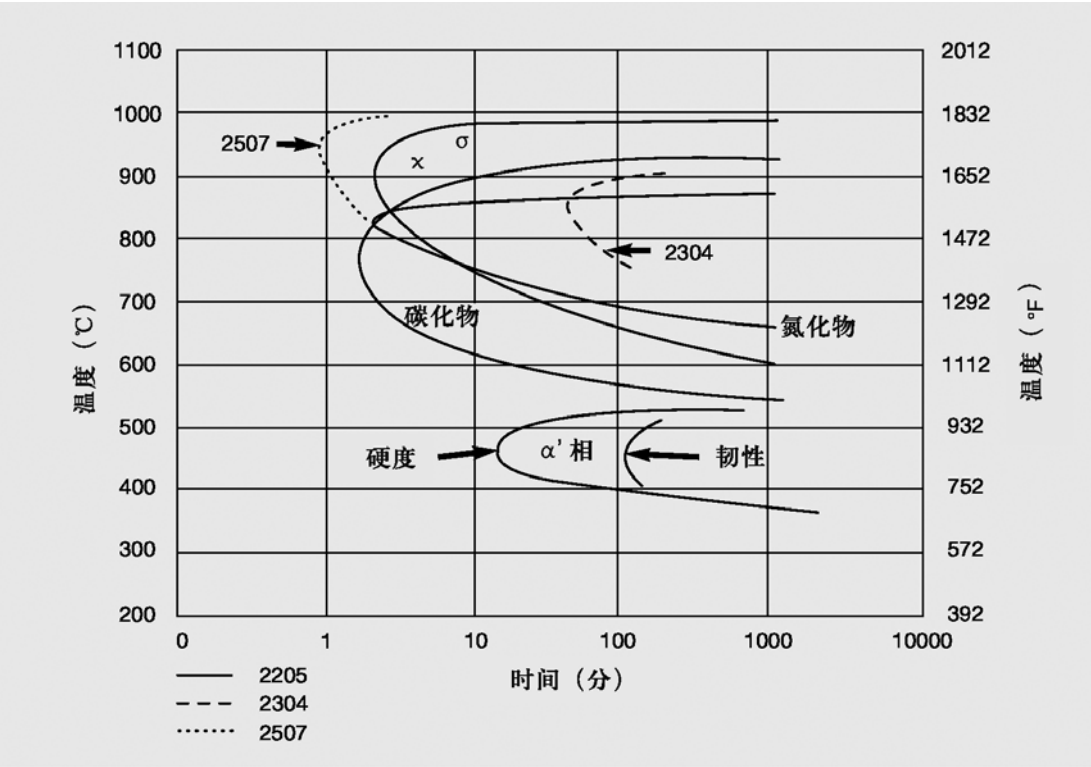


图 5 2205 双相不锈钢在 1050℃ (1920 ℉) 的等温析出动力学曲线 (为便于比较，列出双相不锈钢 2304 和 2507)



2507 双相不锈钢管件（来源：Swagelok）

到铬、钼及镍诸元素的影响，因此，所有含氮双相不锈钢牌号的析出动力学都与 2205 钢的相类似。 α 相和 x 相析出的温度略高但是与碳化物和氮化物析出的时间大致相同。含合金化元素铬、钼、镍更多的双相不锈钢牌号比 2205 钢的 α 相和 x 相析出动力更快；含这些元素较少的牌号则较慢。图 5 中的虚线说明在合金含量较高的 2507 钢中形成 α 相和 x 相的开始时间较早，2304 钢的开始时间较晚。

α' 相析出在铁素体相内，它使铁素体相硬化和脆化。幸而双相不锈钢中含有 50% 的奥氏体，这种硬化和脆化所带来的危害远不及对全铁素体钢的影响。 α' 相析出造成韧性（脆性）的损失要慢于硬化的速度（图 5）。由于发生脆化需要较长的时间，在加工制造时很少考虑 α' 相脆性问题。然而，使用的上限温度要受到 α' 相形成的控制。

因为长时间高温下使用能使钢的室温韧性丧失，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 T ü V 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中订的更保守。压力容器设计规范中制订的各种双相不锈钢的温度极限值见表 2。

表3综合了双相不锈钢的一些重要析出反应和析出的温度极限。

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极限上限

牌号	状态	ASME		TuV	
		℃	℉	℃	℉
2304	非焊接态	315	600	300	570
2304	焊接态，匹配的焊条	315	600	300	570
2304	焊接态，2205 / 2209焊条	315	600	250	480
2205	非焊接态	315	600	280	535
2205	焊接态	315	600	250	480
2507	无缝管	315	600	250	480
255合金	焊接态或非焊接态	315	600	—	—

表3 双相不锈钢中析出反应和其他特征反应的典型温度

	2205		2507	
	℃	℉	℃	℉
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
σ 相形成温度	700~950	1300~1740	700~1000	1300~1830
碳化物析出温度	450~800	840~1470	450~800	840~1470
475℃ / 885℉脆化温度	300~525	575~980	300~525	575~980

5 耐腐蚀性能

双相不锈钢在绝大多数标准奥氏体不锈钢应用的环境都显示出高的耐蚀性能，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 25% 到 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 强。但铁素体易发生氢脆，因此双相不锈钢在氢有可能进入金属的环境或应用中耐蚀性不高，会发生氢脆。

5.1 耐酸腐蚀

为了说明双相不锈钢在强酸溶液中的耐腐蚀性，图 6 给出了硫酸溶液的腐蚀数据。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的强还原性环境的热溶液不等。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。在酸浓缩处还原性环境湿/干的界面，则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

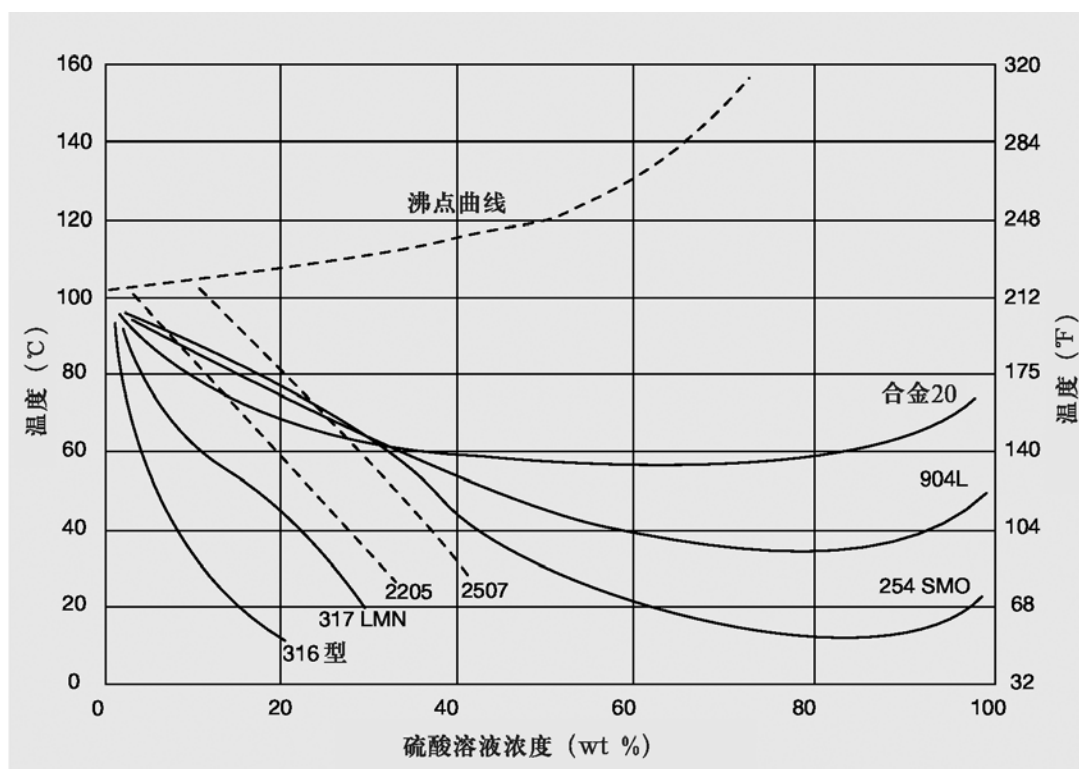


图 6 在不通气硫酸溶液中 0.1mm/年 (0.004 in/年) 等腐蚀曲线 (实验室采用试剂级的硫酸) (来源: 生产商数据, 254SMO 是 Outokumpu 公司的商标)

腐蚀的性能使它们成为硝酸和强有机酸装置优良的候选材料。图 7 表示在沸点温度下，50%醋酸和不同含量甲酸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介质的工艺中占优势，而且由于它们耐点蚀和耐应力腐蚀，也可用于卤代烃工艺介质中。

5.2 耐碱腐蚀

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的腐蚀速度。

5.3 耐点蚀和缝隙腐蚀

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。在特殊的氯化物环境中，每一种不锈钢都可用一个温度来描述其特征，高于此温度点蚀

开始出现，并且 24 小时之内可发展成肉眼可见的大小。低于此温度则在无限长的时间内不会产生点蚀。这一温度即所谓的临界点蚀温度（CPT）。它是特别的不锈钢牌号和特殊环境的特点。由于点蚀的起点从统计学上看是无序的，又由于即使同一牌号内或是产品内的微小变化都会使 CPT 改变，因此，对于不同牌号的 CPT 通常以一个温度范围来表示。然而，在 ASTM G 150¹ 标准中介绍了一种新的研究工具，即采用电化学测量法有可能确定 CPT，现在可以准确和可靠地测量出 CPT。

缝隙腐蚀也有一个类似的临界温度，称为临界缝隙腐蚀温度（CCT）。CCT 与不锈钢不同试样、氯化物环境和缝隙的特性（紧度，长度等）有关。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。通常对于同样的钢和在同样的腐蚀环境中 CCT 往往比 CPT 低 15~20℃(27~36 ℉)。

双相不锈钢中的高铬、钼和氮使其在水的环境中具有非常好的耐氯化物局部腐蚀性能。在这方面，即使是极低合金化的双相不锈钢牌号也大大优于 316 型不锈钢。根据合金含量，一些双相不锈钢牌号甚至跻身于高性能不锈钢的行列。由于双相不锈钢的铬含量相对高，从而具有高耐蚀性而且非常经济。图 8 给出了按照 ASTM G 48²（6%FeCl₃）测定的一些不锈钢在固溶处理状态下的耐点蚀和缝隙腐蚀性能的比较。材料焊接态的临界温度要低一些。较高的临界点蚀或缝隙腐蚀温度表明该钢对这种类型腐蚀源具有较大的抗力。2205 钢的 CPT 和 CCT 都大大高于 316 型钢。这使 2205 钢成为有多方面用途的材料，例如用在由于蒸发而使氯化物浓缩的环境，像在热交换器的蒸汽空间或隔热层的下面。2205 钢的

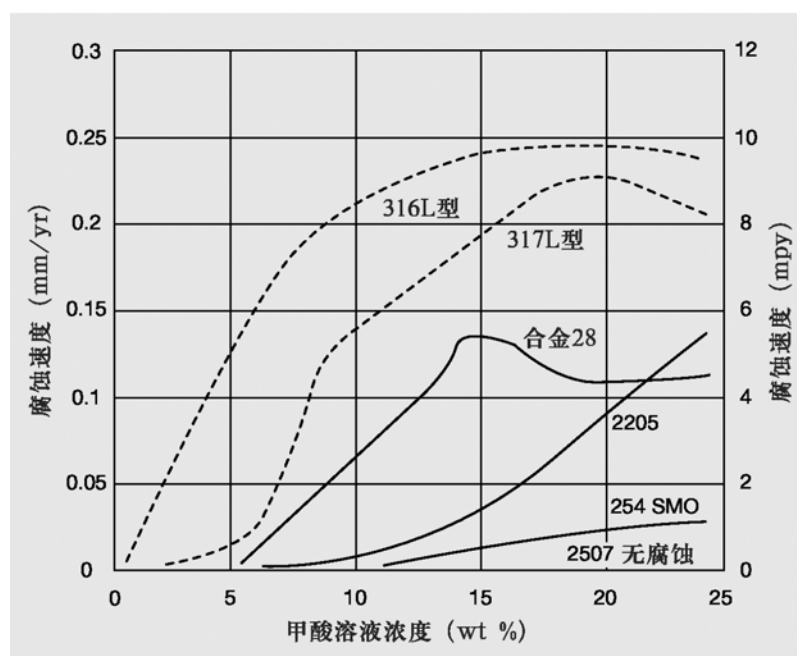


图7 双相不锈钢和奥氏体不锈钢在50%醋酸和不同含量甲酸的沸腾混合溶液中的腐蚀（来源：Sandvik）

- 1 ASTM G 150 标准测定方法，测定不锈钢的电化学临界点蚀温度
- 2 ASTM G 48 标准试验方法，通过 FeCl₃ 溶液试验不锈钢和相关合金耐点蚀和缝隙腐蚀

CPT 还表明它可用在碱水和脱气盐水中。它还成功地用于脱气海水中，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。在苛刻的应用中，如薄壁热交换器管，或表面有沉积物或有缝隙时，2205 钢在海水中则没有足够的耐缝隙腐蚀能力。然而，比 2205 钢具有更高 CCT 的高合金化双相不锈钢，如超级双相不锈钢，已经在许多苛刻的海水条件下使用，在这些环境下，既需要钢的强度又要有耐氯化物的能力。

因为 CPT 是材料和特殊环境的函数，有可能进行单独组元作用的研究。利用按照 ASTM G 48 A 法确定的 CPT，采用回归分析法得出钢的成分（考虑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 有一贯的影响。关系式如下：

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

式中 4 个合金元素乘以各自的回归常数之和通常被称之为耐点蚀当量值（PRE）。

研究者中氮的系数不同，通常使用 16，22 和 30^[9]。根据 PRE 的大小可以给本系列的钢种进行排队但要避免对这种关系式过分依赖。式中合金元素是按“自变量”来处理的，实际上并非完全如此，因为试验的钢是平衡成分。这种关系不是线性或交叉关系，例如铬和钼的最佳协同作用就被忽略。此关系式假定只是针对理想状态的材料，但是没有涉及金属间相、非金属相的影响，或对耐蚀性不利影响的不恰当的热处理。

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都是在有很大的应力腐蚀断裂危险的场合，代替奥氏体不锈钢的使用。然而，和其他所有材料一样，双相不锈钢在特定条件下也易于发生应力腐蚀断裂。这种情况可能发生

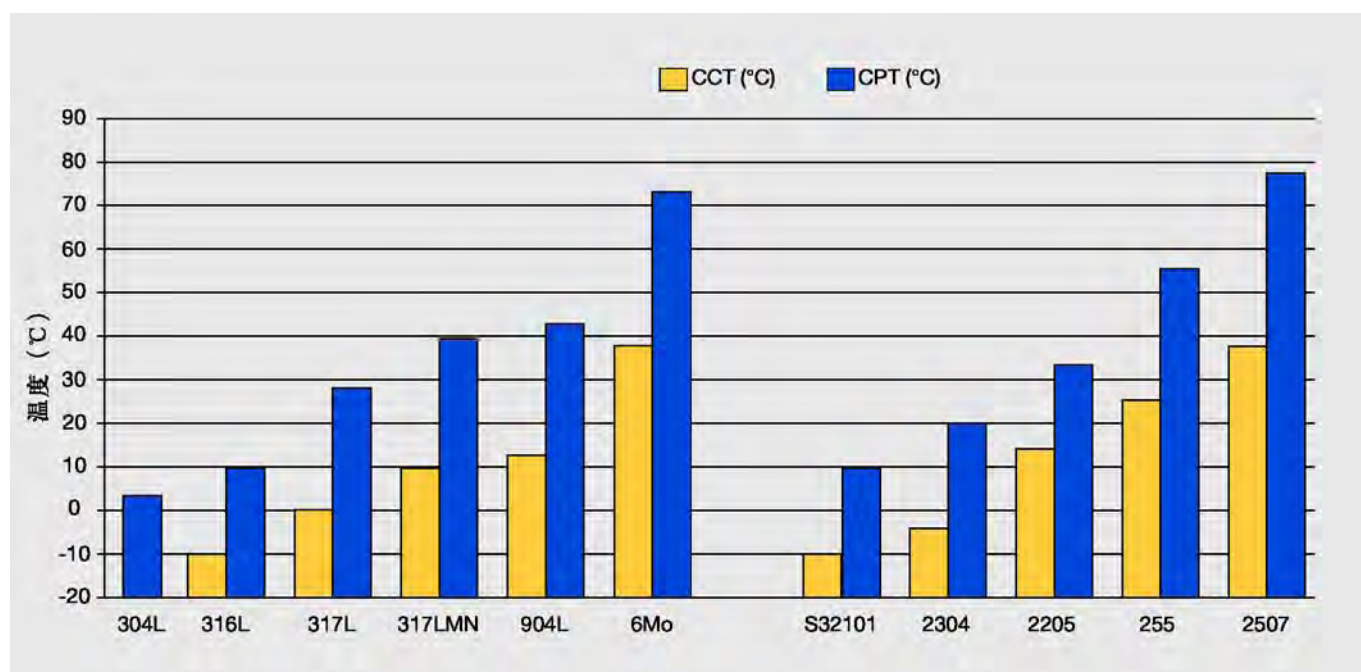


图8 非焊接态奥氏体不锈钢（左侧）和双相不锈钢（右侧）在固溶态的临界点蚀和缝隙腐蚀温度（按 ASTM G 48 在 6%FeCl₃ 溶液中试验后评定）

于高温、含氯化物的环境或存在促使氢致断裂的介质条件。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试验，系统中的温度可能高于常压下的温度。

图9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，因为试验进行的温度是 120℃(248 ℉)的高温，并且氯化物溶液由于蒸发而浓缩。试验中两种双相不锈钢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物水溶液中能够耐应力腐蚀断裂，例如耐隔层下腐蚀，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



双相不锈钢管（来源：Butting）

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。表左右两侧介质分别由于含有酸性盐和温度高，介质条件苛刻。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温和介质条件。

耐氢致应力腐蚀是一个综合的函数，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断裂敏感，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。这些应用中最著名的是输送盐水和略带酸性气体混合物的高强度管道。图 10 说明了 2205 双相不锈钢在含氯化钠的酸性介质中对腐蚀免疫和敏感的范围^[10]。

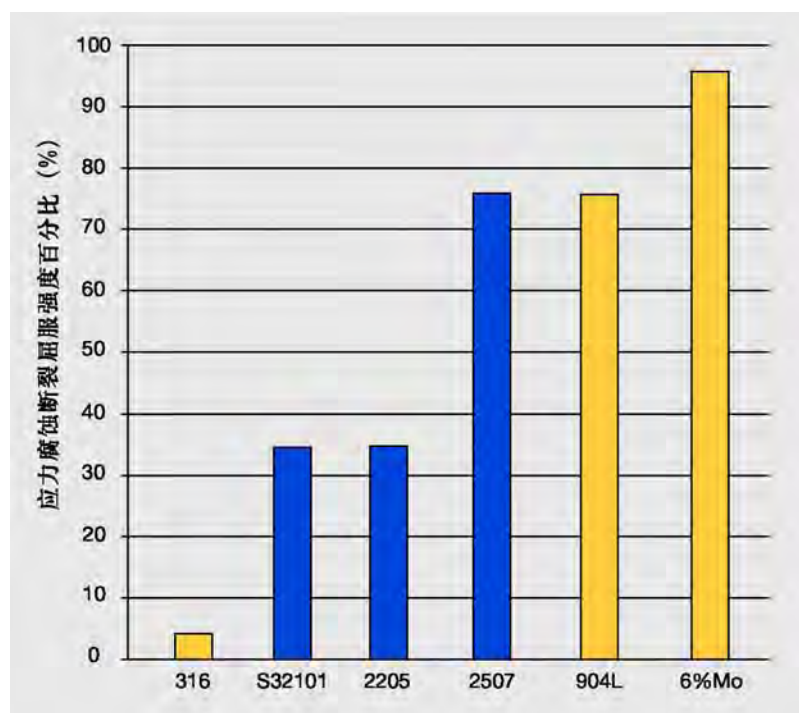


图 9 轧制退火的奥氏体不锈钢和双相不锈钢在 120℃ (248 ℉) 氯化钠溶液液滴蒸发试验中的耐应力腐蚀断裂性能 (断裂引起的应力以屈服强度的百分比表示) (来源：Outokumpu)

表 4 非焊接的双相不锈钢和奥氏体不锈钢在加速实验室试验中的耐应力腐蚀断裂性能比较（来源：不同文献）

牌号	42% MgCl ₂ 沸腾 154°C U型弯曲	35% MgCl ₂ 沸腾 125°C U型弯曲	液滴 蒸发 0.1M NaCl 120°C 0.9×屈服 强度	Wick 试验 1500 ppm Cl as NaCl 100°C	33% LiCl ₂ 沸腾 120°C U型弯曲	40% CaCl ₂ 100°C 0.9×屈服 强度	25-28% NaCl 沸腾 106°C U型弯曲	26% NaCl 高压釜 155°C U型弯曲	26% NaCl 高压釜 200°C U型弯曲	600 ppm Cl(NaCl) 高压釜 300°C U型弯曲	100 ppm Cl(海盐 +O ₂) 高压釜 230°C U型弯曲
304L型 316L型											
3RE60											
S32101 S32202											
2205											
25 Cr 双相不锈钢											
超级双相钢											

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

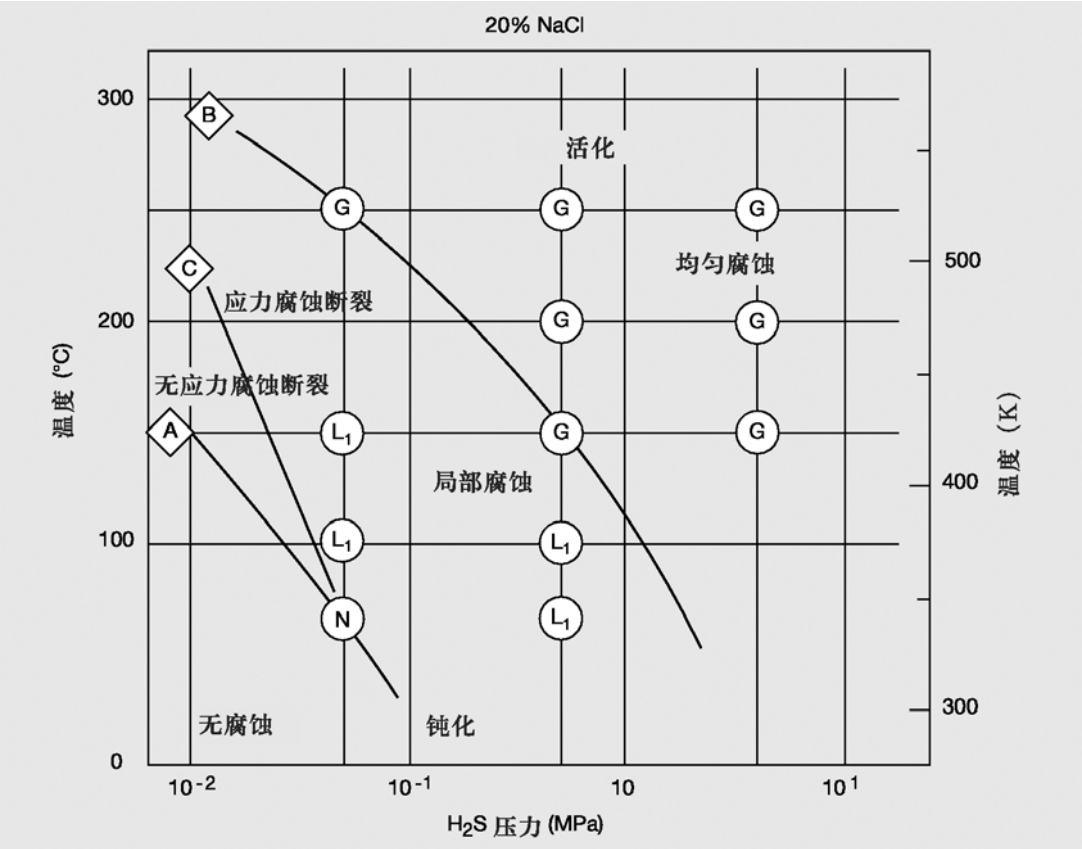


图 10 2205 双相不锈钢在 20% 氯化钠-硫化氢介质中腐蚀情况的电化学预测和实验结果

6 终端用户技术要求和质量控制

双相不锈钢制造加工的技术要求和质量控制方面一个关键的现实问题是焊接后能保留其性能。双相不锈钢原始供货态的成分和工艺必须保证在鉴定合格的焊接工艺之后它仍具有良好的性能。

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出现过多的铁素体，又可以使金属有更好的稳定性。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最佳焊接特性所需的氮含量。例如 S31803 是 2205 双相不锈钢的最初标准^[11]。

S31803 的氮含量在其允许范围 0.08%~0.20% 的下限时，2205 的热处理和焊接后效果并不理想。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 版本引入了双相不锈钢标准。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。

有一些终端用户所依据的双相不锈钢标准是基于“PREN”关系。尽管 PREN 值在正确地按成分平衡的一个系列中不同钢种的耐腐蚀性来排列次序时可能是有效的，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 值有助于从排列的钢种中选择其中的一个，但当应用于一种牌号内的成分变化时，可以假定铬和钼被氮所替代。而从冶金学的角度看并不合适，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，最好根据规范中所列的标准牌号来进行双相不锈钢成分的选择，有可能每一牌号都限制了含氮量的上限。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，这样这些评定对于加工制造预期的结果才是有意义的。

6.1.2 固溶处理和淬火

除了化学成分，轧钢厂产品的实际热处理条件对于焊接也是重要的。奥氏体不锈钢固溶的目的是使金属再结晶，让碳溶入固溶体中。“L 级”的低碳不锈钢可以进行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，即使有理想的含氮量，在临界温度范围内停留几分钟对其耐腐蚀性和韧性也是不利的^[12]。当轧钢厂的产品慢速冷却时，材料通过 700~980℃ (1300~1800°F) 温度范围所需的时间也不适合再进一步的受热如焊接，因为这样允许焊工只有用更短的焊接时间才能使热影响区 (HAZ) 内不产生金属间相。

尽管 ASTM 等标准允许某些双相不锈钢“水淬或通过其他方法迅速冷却”，但焊接的最佳冶金学条件是通过将板材从固溶温度最快速地淬火得到的。然而，这样忽视了变形和水淬导致残余应力的提高。对于薄板，空气冷却在现代化卷板生产线中效率高；但对厚板，水淬可以得到焊接的最佳冶金学条件。在淬火前已使板材或组件冷却到 700~980℃ (1300~1800°F) 会导致金属间相的形成。

另一个保证最佳起始条件的方法是要求对轧钢厂的产品进行检验，确保其不存在有害的金属间相。ASTM A 923³ 运用金相

3 ASTM A 923 标准试验方法检测双相奥氏体/铁素体不锈钢中有害金属间相

检查、冲击试验或腐蚀试验证明不存在达到金属间相的有害含量。这一试验仅考虑是否已出现了有害的沉淀。EN 标准中不包括此类试验过程。采用这种类型的试验，证明这种轧制工艺，保证在加工中不形成有害的金属间相。此试验类似于用 ASTM A 262⁴ 或 EN ISO 3651 — 2⁵ 试验检验奥氏体不锈钢是否存在碳化铬导致的敏化。ASTM A 923 标准仅包括 2205 (S31803 和 S32205)，2507，255 和 S32520，但其他双相不锈钢将来也可能被纳入。很多制造商采用这些试验和类似试验以及其他可接受的标准，把它们作为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，双相不锈钢具有高强度，但是偶尔有最终用户技术要求既规定强度又规定了硬度的最大值。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、双相结构本身、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。

6.2.2 弯曲试验

弯曲试验可以证明轧钢厂的产品没有轧制裂纹，但对于大型材、小轧件或某些几何形状的轧材可能是困难的。弯曲试验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情况所在的位置不一致，某些情况如沿轴线的金属间相由于弯曲的方向性未必能被检测出来。

弯曲试验一般作为奥氏体不锈钢焊接工艺评定的一部分，因为它有焊缝热裂的危险，特别是对于奥氏体相含量高的严重受约束的焊缝组织。由于双相不锈钢存在铁素体的结晶以及较高的导热性和较低的



海上化学品船 2205 (1.4462) 液货舱内部 (来源: ThyssenKrupp Nirosta)

4 ASTM A 262标准做法检验奥氏体不锈钢中晶间侵蚀的敏感性。

5 EN ISO 3651 — 2 检测不锈钢的耐晶间腐蚀性 - 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

热膨胀性，大大降低了用弯曲试验来检测焊缝整体性缺陷问题的作用。如果试验位置正好与受影响的区域相吻合，则弯曲试验可以粗略地检测出过多的铁素体，但弯曲试验未必能检测出对加工制作物的耐腐蚀性和韧性有害的少量金属间相的存在。

6.2.3 冲击试验和金属间相的金相检查

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；
- 证明某种加工制作物所具有的特性充分满足预计的使用要求。

对于第一种用途，ASTM A 923 给出了 2205 双相钢的试验方法。ASTM A 923 方法 B 中描述了韧性的降低，标准的纵向夏比试验（Charpy）在 $-40^{\circ}\text{C}/^{\circ}\text{F}$ 下冲击试验韧性小于 54J（40ft-lb）表明轧钢厂退火产品不合格。为了保证满意的热处理和淬火，作为一种生产控制手段，轧钢厂产品的每一个炉批都应当按照 A 923 方法 B 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，所以终端用户要求进行方法 C 腐蚀试验而不是金相检查是慎重的，声明这一点的方法是要求报告腐蚀率。

ASTM A 923 方法 A 的一个好处是可以确认轴线金属间相，如 ASTM A 923 的图 7 所示。根据方法 A 的筛选法，轴线金属间相将造成材料不合格，但 A 923 方法 B 冲击试验的结果不一定是材料被判废。由于这种轴线金属间相可能导致成型、热剪或焊接过程中板材的分层，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，并拒绝任何显示有轴线金属间相的材料。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轴线金属间相，则应当被判废。

冲击试验的第二个用途即在比预期的使用条件更苛刻的条件下评价基体金属（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，根据焊接类型的不同，有规定的试验温度和合格的标准，并且它们与使用条件有必然的联系。韧性将不会像固溶处理的双相不锈钢轧制产品那样高。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。

ASME 已发布了适用于断面厚度大于 9.5 毫米（0.375 英寸）^[13] 的双相不锈钢的新的技术要求，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，并以侧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未来的设备使用要求。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（比较常用的适用于测量与设备相符合的韧性），并且要求报告最小值和平均值。ASME 要求对每炉基材和每组填充材料进行基体金属、焊缝金属和 HAZ 的试验。

为了试验的经济性并得到谨慎的结果，可以采用两个试验温度（ASTM A 923 的 $-40^{\circ}\text{C}/^{\circ}\text{F}$ 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侧膨胀来衡量其韧性。

6.2.4 用金相或磁性法测定相平衡

双相不锈钢轧制产品的奥氏体—铁素体的相平衡显示炉号与炉号或批号与批号之间变化很小，这是因为在它们的生产中，化学成分范围控制得很窄，而且有明确规定的固溶操作。一般 2205 双相钢含有 40%~50% 的铁素体，由于这个原因，退火轧制产品相平衡测定值有限。

然而，测定铁素体相对于焊接工艺评定是适合的，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**（手动）或 **E 1245**（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作参考标准，则磁性检测法的可靠性是有限的。**AWS A4.2-91** 和 **EN ISO 8249⁶** 描述了校准磁性测量仪的过程，测量双相不锈钢焊缝处铁素体并以铁素体序数 **FN** 报告结果。焊缝处可接受的相平衡范围比基体金属要宽得多。如果像 **ASTM A 923** 试验所显示的那样，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，即可提供双相不锈钢所需的特性。磁性测量得出铁素体序数在 **30~90** 之间是合格的。

要求对已经放在加工服务中心或经销商仓库中的材料进行相平衡的测定，比刚从轧钢厂生产出来的材料提出同样的要求要花费更多的费用，获取试样并进行分别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 σ 相和 χ 相。

6.2.5 腐蚀试验

按照 **ASTM A 923** 方法 **C** 对固溶处理的轧制产品进行腐蚀试验是用于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过量铁素体相中可能存在的氮化铬，都可表现为耐点蚀性能的降低而被检测出来。这些相造成临界点蚀温度（**CPT**）比正常的固溶材料所预计的温度下降了 **15℃** 或更多。测定试样的实际临界点蚀温度花费较高，因为它需要按照单个试样的 **ASTM G 48** 或 **ASTM G 150** 试验进行多次试验。然而，在比双相不锈钢通常的临界点蚀温度低 **10~15℃** 的温度下进行单次腐蚀试验（**ASTM A923** 方法 **C**）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



一座大型桥梁桥面上双相不锈钢钢筋的安装
(来源: Hardesty & Hanover, LLP)

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，而它们很可能出现在中心线上，当把边缘的腐蚀考虑进去时就能对中心线进行判定。

拟定 **ASTM A 923** 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一个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** 操作方法以及声明其他不同的试验条件，那么这种要求是不完全的，试验条件包括：

- 表面预加工，
- 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 是一项判定合格性试验，目的是用一种有效而相对快速的方法证明轧钢厂的产品不存在有害的金属间相。**ASTM**



用 2205 双相不锈钢制造加工的位于 Menorca Cala Galdana 的桥（来源：PEDELTA）

A 923 方法 C 是以腐蚀速率作为验收的标准。当检测点蚀时，这似乎使人惊讶；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，就排除了确定金属表面的蚀孔这样麻烦并可能带主观色彩的问题。拒收所规定的重量损失足够大，可以容易地进行测量，而在一项 24 小时的试验里，它又足够小，可以容易地检测出与金属间相存在有关的点蚀种类。

（2）如果采用腐蚀速率，只要总的表面积能确定，则几乎任何尺寸和形状样品都能进行试验。

与夏比试验相比，腐蚀试验是保守的，而且对试样的几何形状和位置不敏感，而前者对方向和缺口的位置敏感。腐

蚀试验作为焊接工艺评定的一部分是适当的，而且可以作为一种具有成本效益的质量控制试验方法用于焊缝样品的检验，但必须考虑到固溶的轧钢厂产品与焊接接头在耐腐蚀性方面的差异，即便是一个通常焊接的焊缝，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基体金属的低 $5\sim 15^{\circ}\text{C}$ 。

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。焊工必须知道焊缝的总体质量，取决于是否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。与规定的工艺规程不一致在车间不一定能被检测出来，但每一次偏离都对安全、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，它们在固溶状态下的室温屈服强度比未添加氮的标准奥氏体不锈钢高两倍多，这样设计师在某些应用中就可以减小壁厚。室温到 300℃（570 ℉）范围内几种双相不锈钢的典型屈服强度与 316L 奥氏体不锈钢的对比见图 11。由于铁素体相有 475℃（885 ℉）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设备（见表 2）。

锻轧双相不锈钢的力学性能是高度各向异性的，即性能随方向而变。这种各向异

性是由拉长了的晶粒和热轧或冷轧产生的结晶构造造成的（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接着进行固溶，组织中存在两相。最终产品两相的形貌揭示出加工的方向性，双相不锈钢垂直轧制方向的强度比沿轧制方向的强度高。冲击试样的缺口垂直于轧制方向比沿轧制方向的冲击韧性要高。试样“纵向”（L—T）夏比冲击试验测得的韧性高于其他方向的试验结果。一个横向的双相不锈钢试样的冲击功一般相当于一个纵向试样的 1/2 至 2/3。

表 5 ASTM 和 EN 标准中双相不锈钢中板的力学性能最小值

ASTM					EN			
牌号	UNS 编号	屈服强度 0.2% Mpa (ksi)	拉伸强度 Mpa(ksi)	伸长率 in 2"%	EN 编号	保证强度 RP0.2 Mpa (ksi)	拉伸强度 Rm Mpa (ksi)	伸长率 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 (98)	25
2507	S32750	550 (80)	795 (116)	15	1.441	530 (77)	730 (106)	20

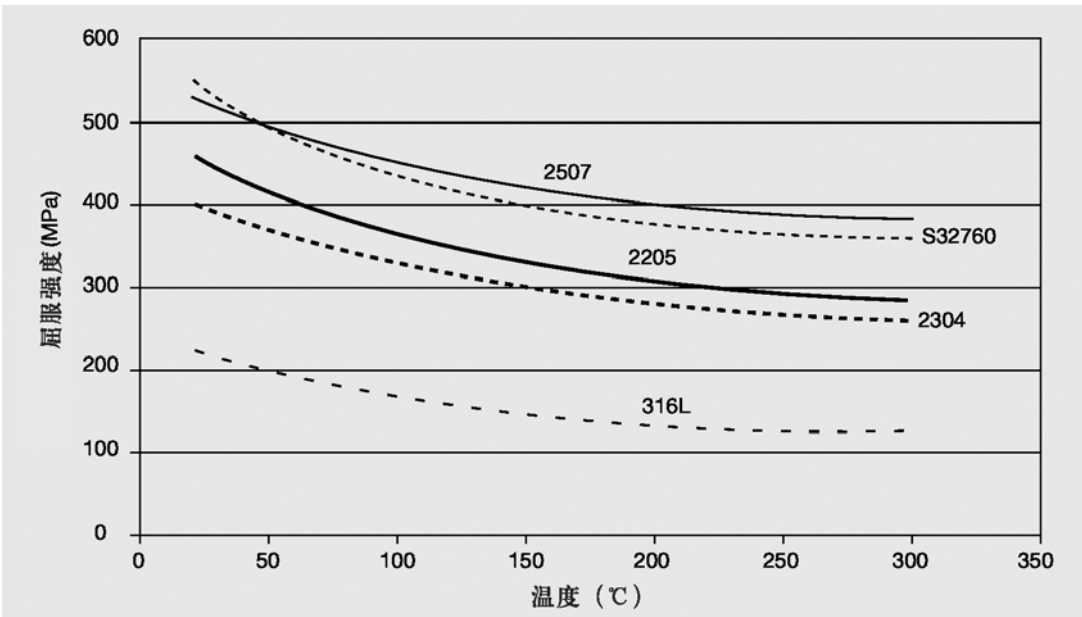


图 11 室温到 300℃（572 ℉）范围内几种双相不锈钢的典型屈服强度与 316L 奥氏体不锈钢屈服强度的对比（来源：生产商的数据）

表 6 根据 ASTM A 240 和 EN 10088-2 的要求，双相不锈钢与奥氏体不锈钢塑性的比较

ASTMA 240			EN 10088-2			
UNS编号	牌号	最小伸长率 (%)	EN 牌号	最小伸长率 (%) *		
				P	H	C
S32003		25				
S32101		30	1.4162	30	30	30
S32202		30	1.4062			
S32304	2304	25	1.4362	25	20	20
S32205	2205	25	1.4462	25	25	20
S32750	2507	15	1.441	20	15	15
S30403	304L	40	1.4307	45	45	45
S31603	316L	40	1.4404	45	40	40

P = 热轧板 H = 热轧卷 C = 冷轧卷和薄板 * 横向

尽管双相不锈钢的强度高，但它们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—脆性的转变是渐进的。双相不锈钢即使在很低的温度如—40℃/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为差。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。标准奥氏体不锈钢和双相不锈钢在拉伸试验中最小伸长率的比较见表 6。

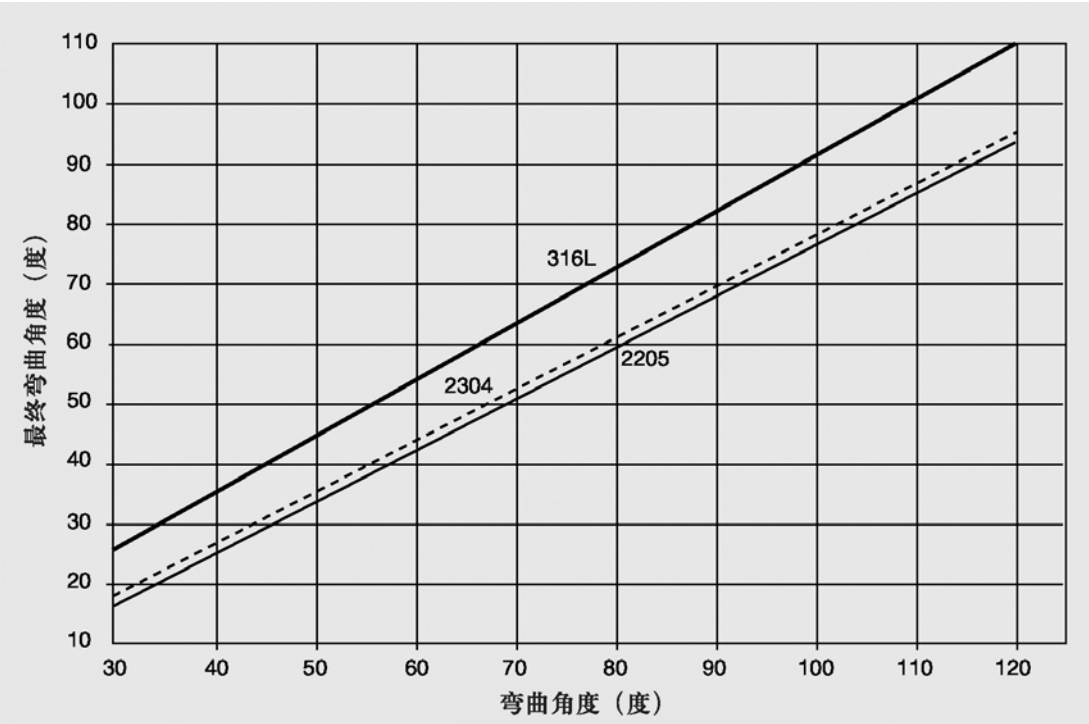


图 12 2 毫米 (0.08 英寸) 厚的双相不锈钢与 316L 奥氏体不锈钢薄板回弹性的比较 (来源: Outokumpu)

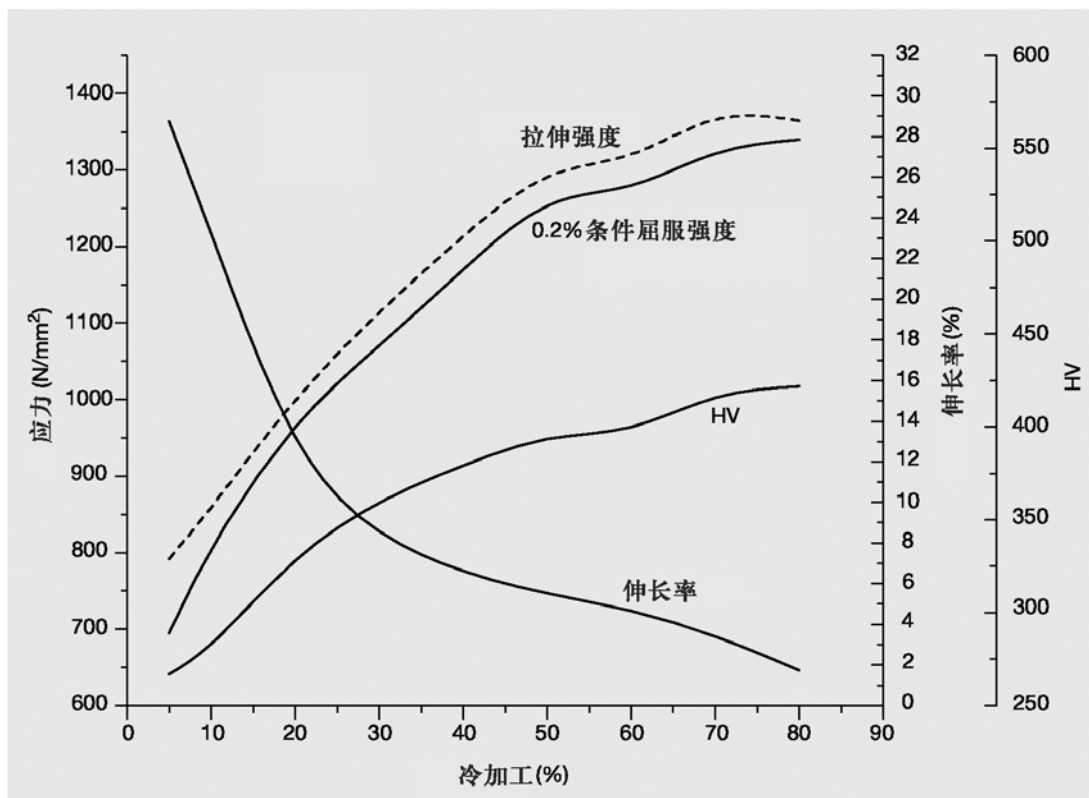


图 13 冷加工对 2205 双相不锈钢力学性能的影响（来源：宝钢）

尽管双相不锈钢的高屈服强度在较小厚度的设计中是一个优势，但由于弯曲和杨氏模量的限制，在制造过程中也成为难题。由于它们强度高，塑性变形需要更大的外力。因为双相不锈钢需要较大的弯曲力，所以双相不锈钢弯曲操作中的回弹比奥氏体不锈钢的要大，两种双相不锈钢与 316L 奥氏体不锈钢回弹性的比较见图 12。双相不锈钢的韧性比奥氏体不锈钢的差，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加工硬化率，与奥氏体不锈钢相比，它降低了机加工操作中工具的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周期，因为双相不锈钢的塑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 13。



普拉德霍湾垂直支撑架上隔热的 24 英寸 2205 管的安装（来源：Arco Exploration and Production Technology）

8 物理性能

表7给出了一组双相不锈钢室温下的物理性能，表8是升高温度下的性能指标，为便于比较，也包括碳钢和奥氏体不锈钢数据。

体不锈钢和碳钢之间，但更接近于不锈钢的性能。

在所有的情况下，双相不锈钢之间物理性能的差异是很小的，可能反映了试验步骤的差异。双相不锈钢的物理性能介于奥氏

表7 室温下双相不锈钢与碳钢和奥氏体不锈钢物理性能的比较（来源：生产商数据）

牌号	UNS 牌号	密度		比热		比电阻		杨氏模量	
		g/cm ³	lb/in ³	J/kg°K	Btu/lb/°F	μΩ-m	μΩ-in	GPa	×10 ³ ksi
碳钢	G10200	7.64	0.278	447	0.107	0.1	3.9	207	30
304型	S30400	7.98	0.29	502	0.12	0.73	28.7	193	28
316型	S31600	7.98	0.29	502	0.12	0.75	29.5	193	28
329型	S32900	7.7	0.28	460	0.11	0.8	31.5	200	29
	S31500	7.75	0.28	482	0.115	—	—	200	29
	S32101	7.8	0.281	500	0.119	0.8	31.5	200	29
2304	S32304	7.75	0.28	482	0.115	0.8	31.5	200	29
	S31803	7.8	0.281	500	0.119	0.8	31.5	200	29
2205	S32205	7.8	0.281	500	0.119	0.8	31.5	200	29
	S31260	7.8	0.281	502	0.12	—	—	200	29
	S32750	7.85	0.285	480	0.114	0.8	31.5	205	29.7
255	S32550	7.81	0.282	488	0.116	0.84	33.1	210	30.5
	S39274	7.8	0.281	502	0.12	—	—	200	29
	S32760	7.84	0.281	—	—	0.85	33.5	190	27.6
	S32520	7.85	0.28	450	0.108	0.85	33.5	205	29.7
2507	S32750	7.79	0.28	485	0.115	0.8	31.5	200	29

表 8 温度升高状态下双相不锈钢与碳钢和奥氏体不锈钢物理性能的比较（来源：生产商数据）

牌号	UNS牌号	20℃(68°F)	100℃(212°F)	200℃(392°F)	300℃(572°F)	400℃(754°F)	500℃(932°F)
拉伸弹性模量随温度而变化, GPa(ksi×1 000)							
碳钢	G10200	207(30.0)	-	-	-	-	-
304型	S30400	193(28.0)	192(27.9)	183(26.6)	177(25.7)	168(24.4)	159(23.0)
329型	S32900	200(29.0)	195(28.0)	185(27.0)	-	-	-
	S31500	200(29.0)	190(27.6)	180(26.1)	170(24.7)	160(23.2)	150(21.8)
	S32101	200(29.0)	194(28.0)	186(27.0)	180(26.1)	-	-
2304	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)
2205	S32205	200(29.0)	190(27.6)	180(26.1)	170(24.7)	160(23.2)	150(21.8)
255	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)	-	-
2507	S32750	200(29.0)	190(27.6)	180(26.1)	170(24.7)	160(23.2)	150(21.8)
20℃ (68°F) -T的热膨胀系数, 10 ⁻⁶ /k (10 ⁻⁶ /°F)							
碳钢	G10200	NA	12.1(6.70)	13.0(7.22)	-	14(7.78)	-
304型	S30400	NA	16.4(9.10)	16.9(9.40)	17.3(9.60)	17.6(9.80)	18.0(10.0)
329型	S32900	NA	10.6(6.10)	11.0(6.30)	11.6(6.40)	12.1(6.70)	12.3(6.80)
	S31500	NA	13.0(7.22)	13.5(7.50)	14.0(7.78)	14.5(8.06)	15.0(8.33)
	S32101	NA	13.0(7.22)	13.5(7.50)	14.0(7.78)	-	-
2304	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)
2205	S32205	NA	13.0(7.22)	13.5(7.50)	14.0(7.78)	14.5(8.06)	15.0(8.33)
255	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)	-	-
2507	S32750	NA	13.0(7.22)	13.5(7.50)	14.0(7.78)	14.5(8.06)	15.0(8.33)
导热率随温度而变化, W/m K(Btu in/hr ft ² °F)							
碳钢	G10200	52(360)	51(354)	49(340)	-	43(298)	-
304型	S30400	14.5(100)	16.2(112)	17.8(123)	19.6(135)	20.3(140)	22.5(155)
329型	S32900	-	-	-	-	-	-
	S31500	16.0(110)	17.0(118)	19.0(132)	20.0(138)	21.0(147)	22.0(153)
	S32101	15.0(105)	16.0(110)	17.0(118)	18.0(124)	-	-
2304	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)
2205	S32205	16.0(110)	17.0(118)	19.0(132)	20.0(138)	21.0(147)	22.0(153)
255	S32550	13.5(94)	15.1(105)	17.2(119)	19.1(133)	20.9(145)	22.5(156)
	S32520	17.0(118)	18.0(124)	19.0(132)	20.0(138)	-	-
2507	S32750	16.0(110)	17.0(118)	19.0(132)	20.0(138)	21.0(147)	22.0(153)

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响应性能的不同。

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实际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、高强度的锯条矫直系统、粗锯齿形的锯条、慢速—中速的切割速度、重进刀、充分流动的冷却剂（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。

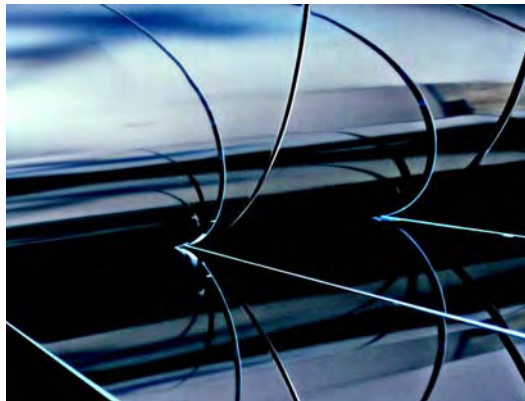
9.2 剪切

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，必须加大剪切功率或减小剪切厚度。

不锈钢的剪切强度是热轧板和冷轧薄板极限抗拉强度的 58%。双相不锈钢的性能如同一个较厚的 316 不锈钢工件，随它们实际的剪切强度比而定。因此，2304 和 2205 双相不锈钢在一次单独的剪切中能够被剪切的最大厚度是 304 和 316 不锈钢厚度的 85% 左右，超级双相不锈钢在一次单独的剪切中能够被剪切的厚度是普通奥氏体不锈钢的 65%。

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的高，纵切刀具磨损和边部的一致性比较难



双相不锈钢的纵切（来源：ThyssenKrupp）

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并磨损刀具。这方面的操作经验是有限的，但双相不锈钢的状况如同一种厚度两倍于双相钢的奥氏体不锈钢，这一指标为冲孔操作提供了良好的开端。氮含量较高的高合金化双相不锈钢的冲孔更加困难。

9.5 等离子体和激光切割

双相不锈钢采用与加工奥氏体不锈钢用的同样的等离子切割和激光切割设备进行常规加工。双相不锈钢稍高的导热率和低的含硫量可能对最佳的参数稍有影响，但无需特殊调整便可得到合格的结果。

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），这是因为每一次切割进行得很快，中板或薄板迅速冷却。通常焊接坡口的机加工和焊接过程中近焊缝区基体金属的熔化将消除等离子切割的热影响区。

10 成型

10.1 热成型

双相不锈钢通常表现出优异的热成型性，至少在达到 1230℃（2250 ℉）时具有相对低的成型负荷。但是，如果热成型的温度太低，变形就会聚集在较弱而且塑性较差的铁素体，结果造成铁素体在变形区开裂。此外，当热加工温度降得太低时，会析出大量的 σ 相。

大多数加工者建议最大热成型温度范围在 1100~1150℃（2000~2100 ℉）之间。建议的温度上限是由于高温对一个工件的尺寸稳定性的影响以及随着温度升高提高形成氧化皮的趋势。在高温情况下，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。在这些温度钢也会由于某种热成型操作变得太软。表 9 汇集了几种双相不锈钢的热成型温度范围和最低均热温度。无需或总是正好在该范围内的最高温度开始热加工。但是，在热加工前，钢至少要达到最小均热温度。炉子应当加热，避免慢热通过 σ 相形成的温度。

温度的均匀一致对于成功地进行双相不锈钢的热成型是重要的。如果工件的形状不规整，则边缘可能比主体冷得多，较冷

的部分有出现裂纹的危险。为避免开裂，当局部区域出现因冷却而低于最小加工温度的危险时，需要对工件重新加热。只有工件整体，特别是边缘或较薄部分温度保持均匀一致，热成型温度范围的下限才能稍加扩展。

对非常大的型材而言，需要考虑水淬的速度是否足以防止金属间相的析出。对于可锻轧 2205 双相钢板材，板材厚度限制约为 150~200 毫米（6~8 英寸），对于可锻轧超级双相不锈钢板材，厚度限制为 75~125 毫米（3~5 英寸），准确的限制随双相不锈钢的成分和淬火装置的效率而不同。对简单的圆柱形工件，直径限制约为 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开口进行穿孔或机加工，会大大改善工件最后固溶后的冷却状况。

10.1.1 固溶退火

热成型之后，需要进行完全固溶处理，然后进行快速淬火使力学性能和耐腐蚀性能完全复原。工件应当加热到最低固溶温度以上，然后保持足够长的时间使金属间相完全溶解，一个保守的原则是，温度保持的时间应当与工件先前完全退火时在

表 9 双相不锈钢的热成型（加工）温度范围及最低均热温度（为便于比较包括常用奥氏体牌号）
（来源：生产商数据）

牌号	UNS编号	EN编号	热成型温度范围		最低均热温度	
			℃	℉	℃	℉
	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	1.441	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

650~980℃（1200~1800 ℉）范围保持的时间相当。工件应当从固溶处理温度进行水淬，当固溶之后向淬火地点转移时，不允许在 700~1000℃（1300~1830 ℉）的温度范围停留，即使是几分钟。表 10 总结出了双相不锈钢的最低固溶处理温度。

双相不锈钢在固溶温度下非常软，工件如果没有足够的支撑，可能发生扭曲和变形，这对于管材产品特别是大口径薄壁的管材是一个重要问题。由于双相不锈钢的室温强度高，扭曲的双相不锈钢产品的再成型或矫直比奥氏体不锈钢困难。通过缩短退火时间、放慢加热到固溶温度范围的速度或采用低于推荐值的固溶温度使变形最小，但这些努力可能不会溶解金属间相或可能造成额外的金属间相的形成，降低耐腐蚀性和韧性。

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，既可进行消除应力处理又不会形成将导致耐腐蚀性和韧性降低的金属间相。

表 10 双相不锈钢的最低固溶处理温度（来源：生产商数据和 ASTM A480）

钢种	UNS编号	最低固溶处理温度	
		℃	℉
2304	S32304	980	1800
	S32003	1010	1850
	S32001	1040	1900
	S32101	1020	1970
	S32202	980	1800
2205	S52205	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
	S82011	1010	1850

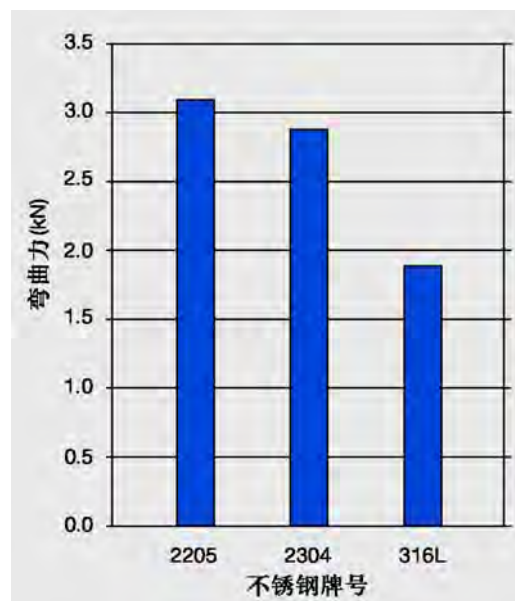


图 14 2304 和 2205 双相不锈钢和 316L 不锈钢弯曲过程中开始塑性变形所需的最小外力，试样宽 50 毫米（2 英寸），厚度 2 毫米（0.08 英寸）（来源：Outokumpu）

10.2 温成型

有时采用温和地加热工件方式来协助成型操作是有用的，但双相不锈钢在 315℃（600 ℉）以上长时间地加热会由于 475℃（885 ℉）脆化（见图 5）导致室温韧性和耐腐蚀性的下降，在较高温度下，金属间相的析出有更快速和不利的的影响。由于这些相不干扰成型加工工艺，可以采用温和地加热双相不锈钢进行成型操作。当加工温度超过 300℃（570 ℉），温加工之后应当进行固溶处理和快速淬火（见表 10）。

10.3 冷成型

双相不锈钢在各种加工制造中表现出良好的成型性。大多数双相不锈钢的应用要求比较简单的成型，如圆筒形断面的滚压、冲压成型、容器和罐封头的冲压或滚压成型。在这些应用中，一个主要的顾虑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成型类似于厚度是其两倍的 300 系列奥氏体不锈钢的成型，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 14。使用双相不锈钢有可能使厚度减薄，但减薄将会降低屈

服强度带来的预期。即使设备的功率足够高，也必须为双相不锈钢的高强度造成的较高的回弹性留出裕度（见图 12）。

还必须考虑到双相不锈钢比奥氏体不锈钢低的韧性。大多数技术规范对双相不锈钢伸长率的要求是最低 15%~30%，而对奥氏体不锈钢伸长率的要求是最低 40%。尽管实际伸长率可能要大一些，但两者最低值之间的关系是相当的，可以作为冷加工操作的有益指南。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韧性，在苛刻或复杂的成型中需要中间退火。

10.4 冲压成型

双相不锈钢容易进行冲压成型，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，双相不锈钢是作为这些材料的替代品。首次实验通常不改变厚度，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胜过成本节约和重量减轻的好处，在很多情况下，减小厚度实际上有利于成型加工，但是在初次的双相不锈钢成型加工实验中，人们常常认为还是有点“困难”。

当与碳钢或铁素体不锈钢的加工做比较时，问题几乎全部与强度和回弹性有关。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。双相不锈钢初始强度高，随后加工变得更强，因此回弹是一个问题。另一方面，双相不锈钢韧性较好，过度弯曲将补偿回弹。与铁素体不锈钢相比，双相不锈钢对弯曲的方向不太敏感，弯曲方向与轧制方向有关。由于双相组织的轧制，双相不锈钢的力学性能表现出某些各向异性，但因为双相组织韧性比铁素体较好，实际效果要小。

铁素体不锈钢薄板的成型常常利用深冲成型。操作时，钢板放进模具中，在最薄的地方发生变形。铁素体中，这种可成型性通过金相组织的形成大大得到改善。

双相不锈钢薄板这种行为很少被人注意，但在双相组织上，似乎这种有利行为不可能达到同样的程度。双相不锈钢的深冲技术可能与铁素体或奥氏体不锈钢的做法有显著的不同。

在更常见的情况下，双相不锈钢与奥氏体不锈钢相比，其调整必须考虑较高强度及较低韧性两个方面。双相不锈钢拉伸成型性能受到铁素体相的限制，它不像奥氏体不锈钢那样具有高的加工硬化性能，可以进行广泛的拉伸成型。

10.5 旋压成型

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。旋压成型是制造这些部件的一种经济和常用的方法。

旋压成型是一项复杂的操作，很大程度上取决于设备的好坏和操作者的技巧。奥氏体不锈钢经常进行旋压成型，但它们在成型工序中通常需要多次中间退火来恢复其延展性。双相不锈钢旋压成型方面有限的经验表明其成型负荷非常高，特别是相对于奥氏体不锈钢，双相不锈钢的厚度不减小。采用功率和强度足够大的设备旋压成型，双相不锈钢效果不错，但由于双相钢韧性较低，它需要比奥氏体不锈钢更频繁的中间退火。平直度和使初始坯料的“隆起面”降至最小对于旋压操作是很重要的，但重型机械矫平如辊压矫平在旋压成型的第一阶段可能会消耗掉一部分延展性。有些双相不锈钢在 650℃（1200°F）以上进行旋压成型，随后进行完全固溶退火。

11 双相不锈钢的切削加工

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速率至少与常见奥氏体不锈钢的相当。双相不锈钢机加工形成的碎屑坚硬，对刀具具有磨损作用，高合金化的双相不锈钢更是如此。因为双相不锈钢的生产中硫含量尽可能地低，所以对碎屑的断裂没有什么帮助。

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削力，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 15 给出了几种双相不锈钢和 316 不锈钢的相对机加工性指数比较。注意，与 316 不锈钢相比，经济型双相不锈钢 S32101 的机加工性等级更高。

11.1 双相不锈钢切削加工的一般原则

下述的机加工原则适用于所有的不锈钢，但对于双相不锈钢更要强调这些原则的重要性。

- 使用带有特别坚固的刚性刀具和工件的大功率硬质机具（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，以使摆动最小化。
- 刀具突出部分的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

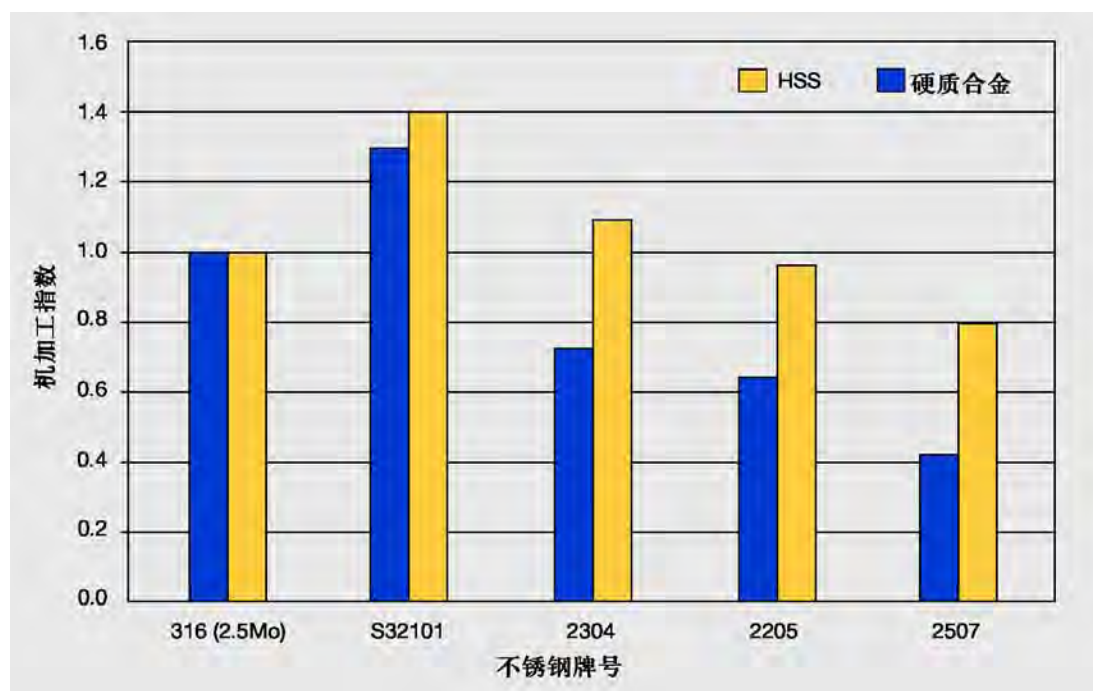


图 15 采用硬质合金刀具和高速钢刀具，双相不锈钢和含钼 2.5% 的 316 不锈钢相对机加工性能（来源：Outokumpu）

是在前几道切割形成的加工硬化层以下。

- 切割速度要足够大但不要过快以避免刀刃变厚和快速磨损。
- 定期更换刀具的刀片或重新研磨以保证刀刃的锋利。
- 使用大量流动的冷却剂/润滑剂，利用切削油或加有高压（EP）添加剂的乳化液。
- 使用带分屑沟形状的涂层硬质刀片。

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所有情况的具体建议。图 16 和表 11 给出了车削的一般准则。车削和切割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，避免切割被中断。

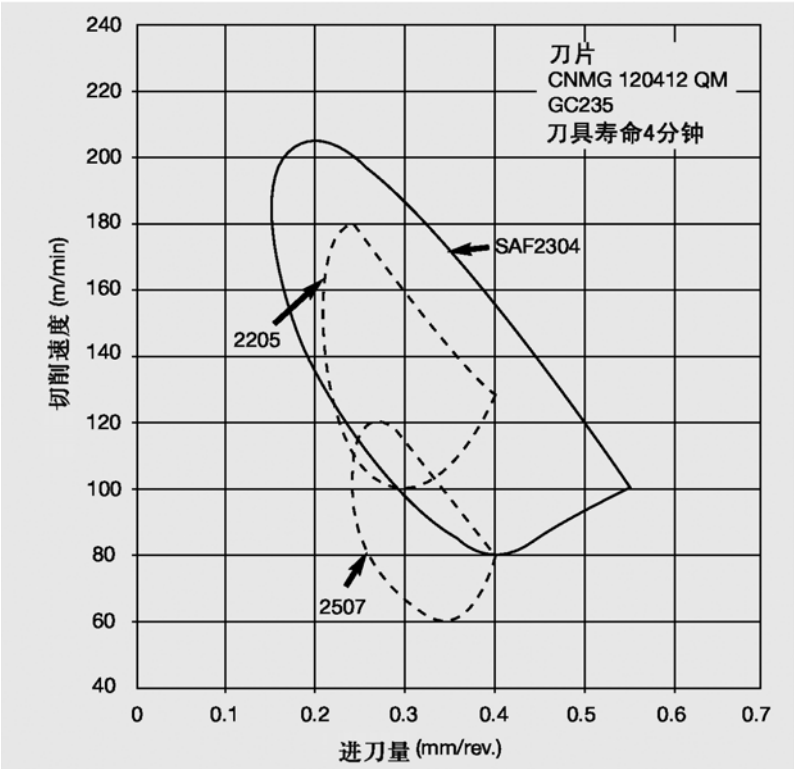


图 16 用硬质合金刀具车削双相不锈钢的机加工参数比较（来源：Sandvik）

表 11 双相不锈钢端面车削指南（来源：Outokumpu）

不锈钢 (或机加工数据)	硬质合金刀具				高速钢刀具	
	粗加工		精加工			
	速度 (m/min)	速度(sfm)	速度(m/min)	速度(sfm)	速度(m/min)	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	65~85
2205	90~120	300~400	120~160	400~525	15~20	50~65
超级双相钢	50~70	165~230	70~105	230~350	10月15日	35~50
进刀量 (每转)	0.3~0.6mm	0.012~0.024in	0.05~0.3mm	0.002~0.012in	0.05~0.2mm	0.002-0.008in
切割深度	2~5mm	0.080~0.200in	0.5~2mm	0.020-0.080in	0.5-2mm	0.020-0.080in
牌号	2101,2304,2205: ISO P20-P35 (C5) 超级双相钢: ISOP30—P50		2101,2304,2205: ISO P10-P15(C6-C7) 超级双相钢:ISO P25-P35		高质量	



车削操作（来源：Seco Tools）

11.3 硬质合金平面铣削

双相不锈钢采用硬质合金刀具进行平面铣削的指南见表 12。

- 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，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°，走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。

11.4 采用高速钢钻头进行螺旋钻

表 13 和 14 给出了用高速钢钻对双相不锈钢进行螺旋钻的准则。

- 钻头形状：顶钻头角 130°，推荐采用自动定心的钻头形状，对于大直径的钻头，建议将钻心厚度磨薄。
- 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%。

表 12 双相不锈钢采用硬质合金刀具进行平面铣削的指南（来源：Outokumpu）

不锈钢 (或机加工数据)	粗加工		精加工	
	速度/m·min ⁻¹	速度/sfm	速度/m·min ⁻¹	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）	0.2~0.4mm	0.008~0.016in	0.1~0.2mm	0.004~0.008in
切割深度	2~5mm	0.080~0.200in	1~2mm	0.040~0.080in
硬质合金牌号	2101, 2304,2205:ISO P20-P40 超级双相钢: ISOP25—P40		2101, 2304,2204: ISO P10-P15 超级双相钢:ISO P20-P30	

表 13 用高速钢钻对双相不锈钢进行螺旋钻的参数（SI 制）（来源：Outokumpu）

钻头直径（mm）	速度（m/min）				进刀量(mm/rev)	
	S32101	2304	2205	超级双相钢	S32101/2304 / 2205	超级双相钢
1月3日	12~37	6~10	6~8	5~9	0.05	0.04
5	12~37	6~10	10~12	9~11	0.1	0.08
10	12~37	12~15	10~12	9~11	0.2	0.15
15	12~37	12~15	10~12	9~11	0.25	0.2
20	12~37	12~15	10~12	9~11	0.3	0.25
30	12~37	12~15	10~12	9~11	0.35	0.3
40	12~37	12~15	10~12	9~11	0.4	0.35

表 14 用高速钢钻对双相不锈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(in./rev)	
	S32101	2304	2205	超级双相钢	S32101, 2304, 2205	超级双相钢
0.040~0.120	40~120	20~33	20~25	16~25	0.002	0.0015
0.2	40~120	33~40	33~40	30~36	0.004	0.003
0.4	40~120	40~50	33~40	30~36	0.008	0.006
0.6	40~120	40~50	33~40	30~36	0.01	0.008
0.8	40~120	40~50	33~40	30~36	0.012	0.01
1.2	40~120	40~50	33~40	30~36	0.014	0.012
1.6	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倾向。对于一般奥氏体不锈钢，调整填充金属的成分，提高铁素体含量，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，奥氏体凝固裂纹不可避免，通过降低热输入、多道焊可以得到控制。

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是与热影响区而不是与焊缝金属有关。热影响区的问题是耐蚀性、韧性损失或焊后开裂。为了避免发生上述问题，焊接工艺的重点是使在“红热”温度范围内的总停留时间最短，而不是控制任何一条焊道的热输入。经验表明，这种方法可使焊接工艺技术经济最优化。

根据上述介绍，将给出双相不锈钢焊接的一些一般准则，以及这些基本知识和一般准则在具体焊接方法中的应用。

12.1.2 起始材料的选择

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。如果原始材料缓慢冷却通过 $700\sim 1000^{\circ}\text{C}$ ($1300\sim 1800^{\circ}\text{F}$) 温度区间，或在水淬前空冷短时间通过该区间，那么这些操作会错过不发生任何有害析出反应时焊工完成焊接的时机。由于所用材料应满足焊接工艺的要求，因此实际制造用材料的成分和生产过程的冶金条件相同是重要的。终端用户规范和质量控制章节（第6章）给出了根据成分和适当的试验规范选择原始材料的方法。

12.1.3 焊前清理

焊前清理全部加热部位的要求不仅适用于双相不锈钢，而且适用于所有不锈钢。假设没有额外的污染源，则母材和填充金属的化学成分是确定的。灰尘、油脂、油污、油漆和任何形式的水分都影响焊接操作并会对焊件的耐蚀性和力学性能产生不利影响。如果不在焊前对材料进行彻底清理，则无论如何限定工艺参数均是无效的。

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。最好是切削加工而不采用砂轮打磨坡口，以使焊接区厚度或间隙均匀。必须打磨时，应特别注意坡口及其配合的均



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（来源：Outokumpu）

匀性。为了保证彻底熔化和焊透，应当去掉任何打磨毛刺。有经验的焊工可通过控制焊炬克服奥氏体不锈钢接头坡口制备时产生的某种缺陷。但这些技巧可使双相不锈钢在有害温度区间的停留时间比期望时间

长，导致超出合格工艺要求的结果。

双相不锈钢的一些接头设计如图 17 所示。其他设计如能保证焊缝完全焊透且将烧穿的危险减到最低，则它们也是合理的。

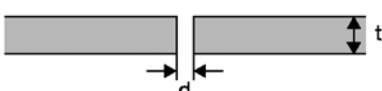
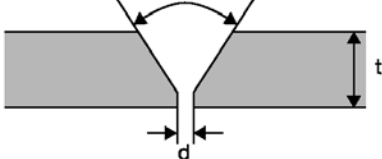
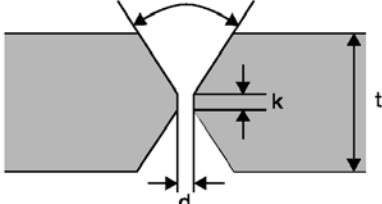
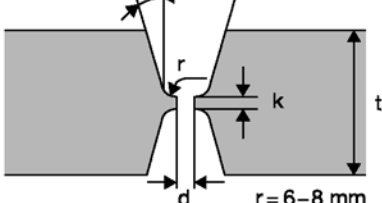
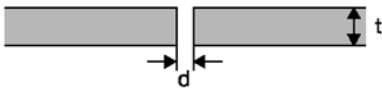
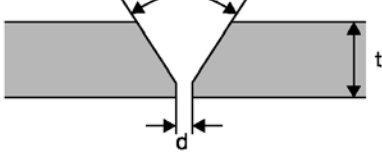
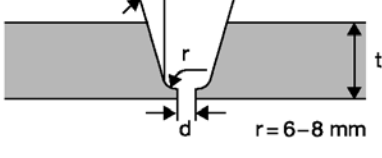
坡口	工艺	厚度 t (mm)	间隙 d (mm)	钝边厚度 k (mm)	坡口角度 α (°)
	GTAW	3-5	1-3	-	-
	GMAW	3-6	1-3	-	-
	SMAW	3-4	1-3	-	-
	SMAW	4-15	1-3	1-2	55-65
	GTAW	3-8	1-3	1-2	60-70
	GMAW	5-12	1-3	1-2	60-70
	SAW	9-12	0	5	80
	SMAW	>10	1.5-3	1-3	55-65
	GMAW	>10	1.5-3	1-3	60-70
	SAW	>10	0	3-5	90
	SMAW	>25	1-3	1-3	10-15
	GMAW	>25	1-3	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

图 17 双相不锈钢焊接接头设计实例 (来源: ArcelorMittal)

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。当用于消除钢在冷的环境条件下可能产生的或由夜间冷凝形成的湿气时，预热可能是有益的。预热处理湿气时，应把钢均匀地加热到约 100℃ (200 ℉) 且最好在清理了坡口制备部位后再进行。

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热传导率和较小的热膨胀系数，在焊缝处没有像奥氏体不锈钢一样高的局部热应力。当有必要严格限制焊缝的刚度时，热裂就可能产生。

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，相应降低韧性和耐蚀性。极高的热输入增加了形成金属间相的危险。为了防止热影响区问题，焊接工艺规程应允许该区域焊后快冷。工件温度很重要，因为它对热影响区的冷却影响最大。在一般准则中，经济型和标准双相不锈钢的最高层间温度限于 150℃ (300 ℉)，超级双相不锈钢的限于 100℃ (210 ℉)。考核焊接工艺时应加强该限制，且应监控焊接生产过程以确保层间温度不高于限定值。应优先使用电子温

度传感器和热电偶等仪器监控层间温度。在焊接工艺评定中，使多焊道焊缝试件的层间温度低于实际制造中合理、经济地达到的层间温度是不慎重的。进行大量焊接时，使焊道间有足够冷却时间的焊接方法是良好、经济的。

12.1.7 焊后热处理

双相不锈钢不需要焊后消除应力处理，且进行这样的热处理可能是有害的，因为它可使双相不锈钢析出金属间相或 α' (475℃/885 ℉) 脆性相，降低韧性和耐蚀性。焊后热处理温度超过 315℃ (600 ℉) 会对双相不锈钢的韧性和耐蚀性产生不利影响。

双相不锈钢的焊后热处理应当是完全固溶处理后水淬（见表 9）。在气焊后应考虑完全固溶退火，因为如果在焊接过程中没有超合金化的填充金属，显微组织中铁素体含量将很高。

如果焊后进行完全固溶处理和急冷，如在零部件制造中那样，则热处理应视为焊接工艺的一部分。固溶处理可解决与铁素体过多和金属间相有关的问题，该加工工艺允许在成品固溶处理前存在一些不太希望的中间状态。

12.1.8 理想的相平衡

通常认为双相不锈钢的相平衡为“50—50”，奥氏体与铁素体等量。然而，严格说来这是不正确的，因为现代双相不锈钢中含 40%~50% 的铁素体，其余为奥氏体。通常认为，当双相不锈钢中至少含 25% 的铁素体，其余为奥氏体时，其性能优越。在一些焊接方法中，特别是以焊剂保护为基础的方法中，相平衡已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。这些填充金属焊缝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指定设备的要求。没有一种焊接方法可使焊缝金属的韧性与轧材完全固溶处理后所达到的韧性一样高。使焊缝金属铁素体含量大于双相不锈钢轧后固溶处理所要求的最小值可能会对焊接方法的应用形成不必要的限制。

热影响区的相平衡受原始可锻轧钢板或钢管与焊接热循环的影响，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，也许说明了出现过极度快冷的异常情况，从而导致铁素体含量过高和韧性降低。

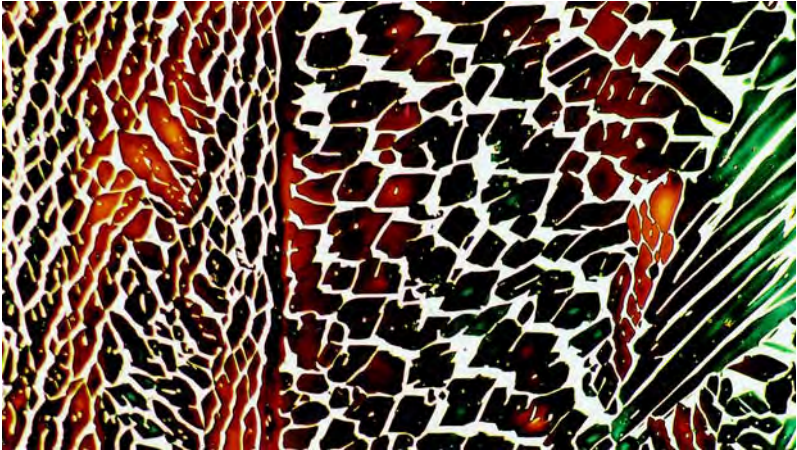
12.1.9 异种金属焊接

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最常使用镍含量比母材高的双相不锈钢填充金属。填充金属高的镍含量保证在焊缝的冷却过程中有合适的奥氏体含量。

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；这些接头中通常使用 AWS E 309LMo/ER309LMo 焊材。相同的填充金属或 AWS E309L / ER 309L 焊材一般也用于焊接双相不锈钢与碳素钢和低合金钢。如果使用镍基焊材，则它们不应当含有铌（钶）。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缝不如双相不锈钢母材强度高。

表 15 归纳了双相不锈钢与异种金属焊接时的常用填充金属。这些例子给出了 AWS 焊条牌号（E），但是根据具体焊接工艺，还应考虑接头形状和其他条件，采用光焊丝（AWS 牌号 ER）和药芯焊丝。



2205 双相焊缝金属的金相组织，500 ×（来源：Lincoln Smitweld bv）

表 15 异种金属焊接用焊接材料

	2304,S32101 S32202,S82011	2205 S32003	25Cr双相不锈钢 超级双相不锈钢
2304 S32101 S32202 S82011	23Cr-7Ni-N E2209 E309L	E2209	E2209
2205 S32003	E2209	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N
25Cr 双相不锈钢 超级双相不锈钢	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
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

12.2 焊接工艺评定

标准奥氏体不锈钢的常规焊接工艺评定试验是相当简单的，仅进行一定试验以证明材料、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。同时，由于需要限制在热影响区温度范围内的总时间，双相不锈钢的性能会对轧材厚度和实际焊接操作细节很敏感。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能够导致工程性能，特别是韧性和耐蚀性的不可接受地损失。

评定每种接头厚度和形状的焊接工艺应是仔细认真的，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，实际施工的复杂性使这种试验的成本很高。评定对需要量最大的双相不锈钢焊接工艺（限于材料厚度、填充金属和焊接方法）可达到节约的目的。



高油回收设备用的 2507 不锈钢（来源：Aquatech）

12.3 焊接方法

20 世纪 80 年代初以来，第二代双相不锈钢在工业应用方面有很大的进展。由于对氮延迟金属间相形成作用的理解有限，早期的焊接理论集中于限制热输入。在严格控制热输入的前提下，认为许多更经济、熔敷速度高的焊接方法，如埋弧焊，不适用于双相不锈钢。然而，双相不锈钢的性能是如此合乎需要，以致于付出了更大的努力研究如何应用这些更经济的工艺。结果，除氧炔焰焊接法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，但作为大型设备的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，因此对维修和局部修整用 GTAW 工艺进行评定通常是恰当的。

设备

GTAW 最好采用直流电源和高频电路辅助起弧。GTA 焊应采用直流正接（DCSP），电极为负极。使用直流反接（DCRP）会损坏电极。

电极应为 2% 钍钨极（AWS 规范 5.12 EWTh-2 类）。通过将电极研磨成顶角为 30 到 60 度的锥形点，在该点一个小平面来帮助控制电弧。GTAW 自动焊焊透所需的理想顶角应通过实际生产中的一些试验确定。



大口径双相不锈钢管道的机械化焊接 (来源: 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镍合金元素含量一般比较高,通常镍含量约比锻轧产品高2%~4%。填充金属中的氮含量一般略低于母材。普遍认为合金元素含量较高的双相不锈钢填充金属适用于焊接合金元素含量较低的双相不锈钢产品。据报道,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的结果是合格的。

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。最常使用惰性气体,氩气,纯度为99.95%或更高的干燥焊接级氩气实施这种保护。重要的是保持气体处理系统清洁、干燥和无泄漏,调整流动条件以供应足量气体,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。在电极的有效工作范围内,使用常规气体扩散网屏(气帘)时

建议流速为12~18 l/min(0.4~0.6 cfm),使用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净化并保护焊缝完全没有所述的热回火色。由于氩气比空气重,应从下部到上部向焊缝根部封闭供气,净化用氩气的最少量为焊缝根部体积的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。加入最大量为3%的干燥氮气有助于保留焊缝金属,特别是合金元素含量较高的双相不锈钢中的氮。然而,发现加入氮后增加了电极消耗,加入氮可局部抵消这种作用。

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和氢致裂纹,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。

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

工艺参数

对于双相不锈钢来说,预先制备均匀一致的坡口、对准、根部钝边厚度和间隙特别重要。虽然奥氏体不锈钢允许使用一些焊接技巧克服这些因坡口制备不良或参数可能导致的缺陷,但使用这些技巧却有使双相不锈钢在相应温度区间的停留时间延长的危险。如果可能的话,建议不要使用铜垫板,因为双相不锈钢对铜造成的表面污染敏感。

在焊接区以外起弧会产生冷却速度很快的局部焊接点,导致局部铁素体含量很高且有可能降低这些点的耐蚀性。为了避免产生这种问题,应在焊接接头内起弧。

应全部采用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



经济型双相不锈钢沥青运输罐车（来源：Outokumpu）

位焊缝或在焊接根部前局部修磨定位焊缝。应仔细保持根部的间隙宽度以确保根部焊道的热输入和稀释热一致。应在焊接填充焊道前研磨根部焊道的起点和终点。对于标准双相不锈钢，应允许焊道间工件冷却到 150℃（300 ℉）以下，超级双相不锈钢的为 100℃（210 ℉），以使后续焊道的热影响区有足够时间冷却。

用 GTAW 法焊接双相不锈钢时最常使用的填充金属为镍合金元素含量稍高的“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）。焊丝要清洁、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。焊炬应尽可能保持或接近垂直以使吸入保护气体中的空气量最少。

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。根据下列公式计算的热输入应在 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）

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

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 0.5~2.0 kJ/mm（15~50 kJ/in）

2205 0.5~2.5 kJ/mm（15~65 kJ/in）

2507 0.3~1.5 kJ/mm（8~38 kJ/in）

以良好的气体保护和在适当处理好时间、温度关系的情况下用 GTAW 法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 经常用来补焊和用其他焊接方法组装的大型构件的最终焊接。对 GTAW 工艺进行评定以满足它可能应用的多种情况的要求是很重要的。

12.3.2 气体保护熔化极电弧焊（GMAW/MIG）

气体保护熔化极电弧焊（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 进行长焊道的焊接且随后用 GTAW 法进行最后焊缝的焊接。

设备

GMAW 需要特殊设备，包括电流升降和电压控制可调或具有产生脉冲电弧电流能力的恒压电源。GMAW 应采用直流反接（DCRP），电极为正极。GMAW 可有三种电弧过渡方式。

短路过渡

这种方式需要分别控制倾斜度和二次电感，适用于焊接厚达约 3mm（1/8 英寸）的材料。该方式使 GMAW 的热输入最低且特别适用于采用较高热输入时有变形危险的薄规格轧材。它也可用于不规则位置的焊接。

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，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热输入的优点。

喷射过渡

这种方式熔敷速度快，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、直焊道和焊接是很经济的。

填充金属

GMAW 使用的自耗电极为连续式焊丝，由自动进料系统通过焊炬供丝。用 GMAW 法焊接双相不锈钢时所用焊丝具有镍合金元素含量高的“匹配”成分，以达到所期望的焊态相平衡和性能。

保护

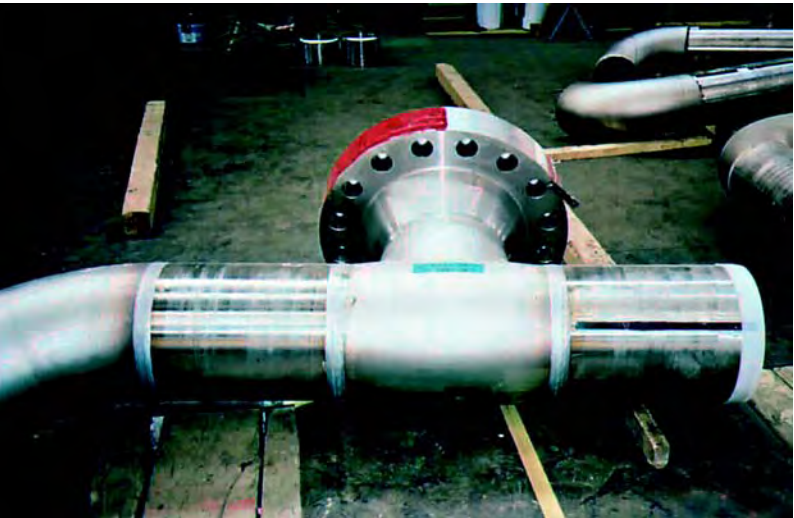
GMAW 保护气体的选择略比 GTAW 的复杂，且在很大程度上取决于金属加工厂是依赖于已购混合气体，还是具有现场混合气体能力。GMAW 保护气体的范围从纯氩到加入氦气、氮气和氧气的约 80 % 的氩气，选择这些气体目的在于提高焊接构件的可焊性和成品性能。气流速度决定于过渡方式、过渡速度和焊丝直径，但对于直径为 1~1.6mm（0.035 到 0.063 英寸）的焊丝，气流速度一般在 12~16 l/min（0.4~0.6cfm）。和 GTAW 一样，气体控制系统的完善性是很关键的，应采取措施预防保护气体吸入空气。由于进行较长焊道的焊接，因此为了保证焊接质量，从通风装置开始进行气体保护是很重要的。保护气体或焊缝背面保护用气体中不应当使用氢气，

因为双相不锈钢中的铁素体相有可能产生氢脆或氢致裂纹。

技术和参数

表 16 汇总了用不同尺寸焊丝焊接双相不锈钢时短路电弧过渡和喷射电弧过渡的典型焊接参数。

就像 GTAW 法焊接双相不锈钢一样，GMAW 法需要匹配良好的坡口、对准和焊缝根部钝边宽度或间隙。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急冷。



2205 T 形法兰（来源：Arco Exploration and Production Technology）

表 16 用不同尺寸焊丝焊接双相不锈钢时短路电弧过渡和喷射电弧过渡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	in	A	V
1	0.035	90-120	19-21
1.2	0.045	110-140	20-22
喷射电弧过渡			
1	0.035	170-200	25~28
1.2	0.045	210-280	26~29
1.6	0.063	270-330	27~30



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

在焊接区以外起弧会产生冷却速度很快的局部焊接点, 导致局部铁素体含量很高且有可能降低这些点的耐蚀性。为了避免产生这种问题, 应在焊接接头内起弧。应采用精磨的方法去除焊缝区外的起弧点。

应全部采用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热一致。应在焊接填充焊道前研磨根部焊道的起点和终点。应允许焊道间工件冷却到 150℃ 以下以使后续焊道的热影响区有足够时间冷却。

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)。焊丝要清洁、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。焊炬应尽可能保持或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)

药芯焊丝电弧焊是最新开发的工业用双相不锈钢焊接方法之一。它的成功应用恰好表明了双相不锈钢技术的发展是多么深远

和迅速。FCW 法使用与 GMAW 常用设备相同的设备, 通过焊炬自动供给填充有焊剂的焊丝。焊丝内的焊剂提供了一种保护焊缝免受空气氧化和污染的焊渣, 对于通过焊炬提供的保护热影响区的保护气体起到了补充作用。FCW 是一种经济的焊接方法, 因为其熔敷速度高。它适用于不规则位置焊接和各种厚度金属的焊接。

设备

实施药芯焊丝电弧焊使用的设备与 GMAW 所用的设备相同。

填充金属

由于用焊剂保护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 焊丝中镍合金元素含量稍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。因为焊剂成分和 FCW 焊丝的生产属专利, 故不同供应商生产的 FCW 焊丝可能存在很大差别。采用 FCW 法进行焊接生产时, 使用与焊接工艺评定来源一致的焊丝以防止产生变化是很重要的。

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 20~25 l/min (0.7~0.9 cfm)。控制焊丝伸出长度很重要, 特别是用 100% 二氧化碳时要防止增碳。

工艺参数

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 焊接工艺的建议与 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构件的一种很通用的方法。虽然整体结构, 特别是较小和较复杂结构的焊接有可能依赖于 SMAW 法, 但是

SMAW法最常与成本更具有竞争力的焊接方法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 采用直流反接（DCRP），焊条为正极。

填充金属

SMAW焊条由带有涂覆药皮的熔化极组成。药皮可含有也可不含有能够进入焊缝的附加合金元素。药皮是一种复杂的混合专利产品，它能够稳定电弧，保护过渡金属，保护焊缝在凝固过程中和凝固后免受空气氧化和污染。由于药皮具有专利特性，所以不同供应厂商生产的名称类似的产品可能有很大差别。药皮的突出作用是改善焊缝韧性或焊缝成型，专门设计的药皮可使特殊焊接位置如平焊、不规则位置焊、立焊的操作最优化。

SMAW 焊条的药皮是吸水的，水的存在将大大降低它们的性能。焊条准备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℃（200 ℉）以上的炉子中，以防水分聚集可能导致的焊缝气孔或开裂。由于药皮提高焊缝中的氧含量从而降低韧性，因此一般使 SMAW 焊条中的奥氏体含量接近于最大值，这样焊缝金属仍将具有双相组织的良好作用。焊缝韧性远低于母材，但通常远高于满足碳素钢和合金钢要求的韧性值。有时在 SMAW焊接工艺评定中出现的一种错误是没有适当地调整验收标准便使用 ASTM A 923 试验规范。SMAW 焊缝的较低的韧性值并不表示存在金属间相，但可归因于保护药皮中的氧，若将要求母材在 - 40℃/ ℉时达到 54J/40 英尺 - 磅的冲击值来要求焊缝金属，则将导致已经使用多年的并取得很好效果的通用焊接方法成为不合格的原因。按照 ASTM A 923 规范，焊缝金属的冲击功最小值为 34J/25 英尺 - 磅，热影响区的冲击功最小值为 54J/40 英尺 - 磅。

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条药皮产生的熔渣和气体保护。

工艺参数

如表 17 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熔渣的保护作用，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，过氧化，热输入过多且降低力学性能。

焊缝根部焊道使用小尺寸焊条，填充焊道使用大尺寸焊条。应始终在焊缝区内起弧。任何其他起弧点或飞溅点都应当打磨掉。

SMAW 不应当用于焊接厚度小于 2 毫米（0.08 英寸）的双相不锈钢。如果可能的话，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（倾斜角）。焊条夹具应前倾于焊接区移动方向。应采用横摆量最小的直窄焊道熔敷焊缝金属。应设定足够高的电流以使电弧稳定，焊缝和母材熔化良好。

表 17 用不同尺寸焊条焊接双相不锈钢时的典型手工焊条电弧焊（SMAW）参数（来源：Outokumpu）

焊条直径		电流	电压
mm	in	A	V
2	0.078	35~60	22~28
2.5	0.094	60~80	22~28
3.25	0.125	80~120	22~28
4	0.156	100~160	22~28



2205 歧管（来源：Arco Exploration and Production Technology）

12.3.5 埋弧焊 (SAW)

埋弧焊可用于熔敷较大焊缝，在热影响区温度范围内的总通过时间短于多焊道少熔敷量的焊接方法。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，有必要以奥氏体不锈钢为基准，对接头设计和焊接参数作一些调整。非常快速的移动速度和不合适的坡口设计可使 SAW 焊缝产生中心线裂纹,但降低焊速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 是一种成本合算和技术可行的双相不锈钢焊接方法。SAW 常用于加工厚壁双相不锈钢管。

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是很重要的。据报道，用高碱度焊剂，双相不锈钢的冲击韧性最好。

工艺参数

表 18 归纳了用 SAW 焊接双相不锈钢时的典型参数。

表 18 用不同尺寸焊丝焊接双相不锈钢时的典型埋弧焊 (SAW) 参数
(来源: Outokumpu)

焊丝直径		电流	电压
mm	in	A	V
2.5	0.094	250~450	28~32
3.25	0.125	300~500	29~34
4	0.156	400~600	30~35
5	0.203	500~700	30~35

移动速度一般为 30~60mm/min

12.3.6 电子束焊和激光焊

这些焊接方法在双相不锈钢上的应用经验是肯定的。这些工艺产生非常窄的热影响区和快速冷却，避免金属间相形成。但是，在与这些技术有关的高冷却速度会导致焊缝中形成过量的铁素体，因此，当采用这些工艺时，焊接工艺评定是严格的。采用这种技术进行焊接后的固溶退火可降低铁素体含量，改进焊缝中的奥氏体 / 铁素体相比例。

12.3.7 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更快，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范围。冷却如此快以致于氮含量较高的双相不锈钢在该温度范围内也不可能再转变为奥氏体。可能在强韧的母材和焊缝之间形成连续且低韧性的铁素体层。

程控电阻焊机可具有双脉冲焊接循环，足以降低冷却速度，防止产生这种连续铁素体层。同样，有必要对不同厚度轧材的焊接工艺进行评定。

电阻缝焊机产生类似问题的可能性较小，其工作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提及形成过量铁素体的可能性。

13 其他连接方法

除焊接（母材被熔化产生一个连接点）以外的其他连接方法的优点包括翘曲最小和低残余应力。接头可达到无泄漏和相当高的强度。然而，粘接的性能绝不会像焊接接头，即焊缝金属处以及母材的耐腐蚀和强度那么高，或几乎一样高。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这是一个重要考虑的问题。

13.1 接头坡口形式

对于所有的连接工作，连接部件前，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。油或油脂会阻止溶剂去除软钎焊和硬钎焊中的氧化层。松散的表面污染降低有效的连接面积。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研磨可增加表面的润湿性，这对于良好的粘接是至关重要的。

13.2 粘合剂

连接金属表面可以使用各种商业粘合剂。双相不锈钢可用与其他任何金属相同的方法用粘合剂连接。粘合剂生产商可以帮助用户选择适合特殊的连接强度、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℃（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。



2507 不锈钢降膜蒸发器（来源：Gary Carinci,TMR 不锈钢）

典型的软钎焊填充材料包括锡-铅、锡-锑、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。

为了加工良好的软钎焊接头，在进行软钎焊之前必须用助熔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，进行适合的熔合非常困难。酸性助熔剂通常含氯化物。如果使用了含氯化物的助熔剂，在软钎焊之后必须立即用水冲洗干净，或用中和剂。未能完全去除助熔剂有可能发生点蚀，甚至在设备使用前放置时就会出现。

13.4 硬钎焊

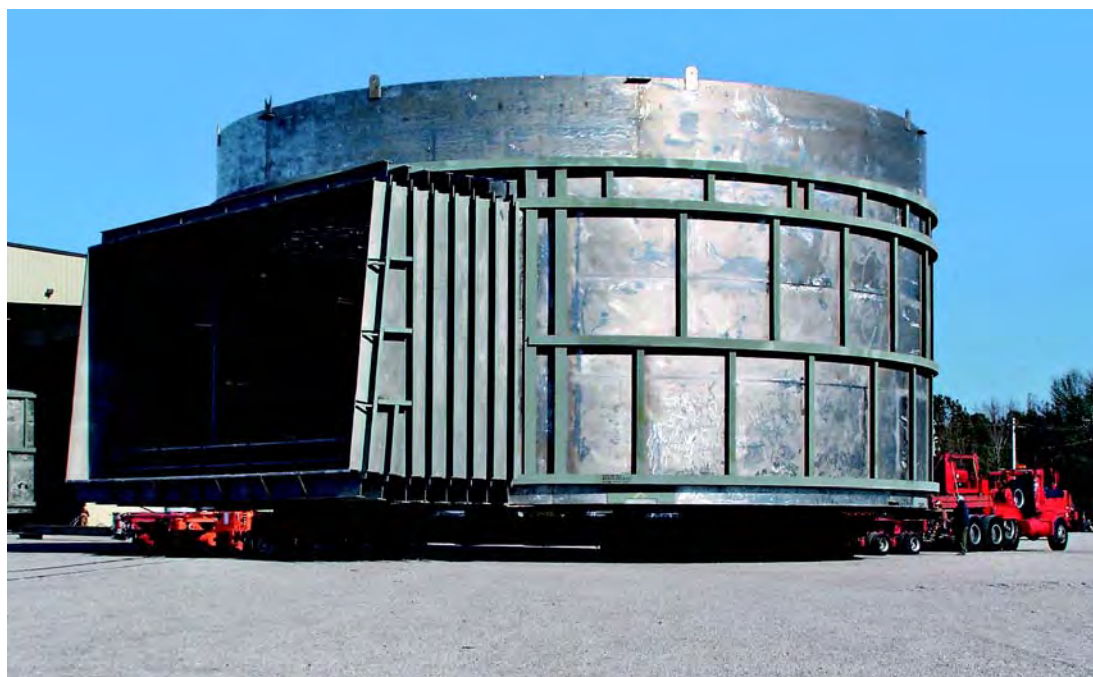
硬钎焊填充材料的熔点在 450°C (840°F) 以上。硬钎焊类的填充金属包括银钎焊合金、镍钎焊合金和铜钎焊合金。银钎焊合金的熔点较低，在 $618\sim 705^{\circ}\text{C}$ ($1145\sim 1300^{\circ}\text{F}$) 之间，铜合金钎焊温度在 $1100\sim 1150^{\circ}\text{C}$ ($2000\sim 2100^{\circ}\text{F}$) 之间，镍钎焊合金的熔点更高，最高达 1175°C (2150°F)。镍钎焊接头的使用温度高于铜和银钎焊接头的使用温度。

双相不锈钢应当避免在 $705\sim 980^{\circ}\text{C}$ ($1300\sim 1800^{\circ}\text{F}$) 的温度范围内使用。因此，在 1040°C (1900°F) 以上或 705°C (1300°F) 以下钎焊。超过 1040°C (1900°F) 时，钎焊接头从钎焊温度淬火。

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

有报道说含氮不锈钢不容易钎焊。这样会影响含氮量提高的第二代双相不锈钢。可获得的双相不锈钢钎焊的数据不多，因此加工制造者应当实践找出理想的钎焊参数。

像软钎焊一样，为了加工出良好的钎焊接头，硬钎焊前和钎焊过程中必须去除氧化层。同样，这是用助熔剂完成的，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。



用 2205 双相不锈钢制造的烟气脱硫装置（来源：ArcelorMittal）

14 制造加工后清理

双相不锈钢的焊后清理与其他不锈钢的所要求的清理没有差别。焊后清理很重要，就像控制层间温度或在焊接过程中使用保护气体一样重要。焊后未适当清理过的不锈钢，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。这表明，如果焊后不保持或恢复最佳表面，则特别使用的更耐蚀的昂贵材料就会浪费掉。焊接飞溅物，焊接氧化色，色笔线，起弧点和咬边在水溶液环境中均可成为缝隙。同时，它们也可具有不同于不锈钢表面的电位，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 18 归纳了可在焊接过程中产生且应当在不锈钢投入使用以前清除的这些破坏性缺陷。

14.1 色笔印、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源。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。此后在使用过程中会发生敏化和晶间腐蚀。应用溶剂去除这些污染物。

14.2 嵌入铁

嵌入铁或游离铁是用碳素钢工具制造加工或运输不锈钢时形成的。如果用钢质工具处理不锈钢，或在接近贮存不锈钢的地方加工碳素钢，则铁就能够转移到不锈钢表面。随后铁在潮湿或湿润的环境中生锈并能够使不锈钢表面开始腐蚀。一种解决方法是完全避免不锈钢与碳素钢接触。应只使用不锈钢工具，不锈钢钢丝刷，不锈钢夹具，未污染的新砂轮用于不锈钢。在车间里经常用不同颜色为工具编号。

完全不使用碳素钢工具和避免车间环境中的铁污染常常是不现实和不经济的。在允许存在铁转移现象的前提下，采用下列方法可确保不锈钢投入使用前除掉铁。清除铁的

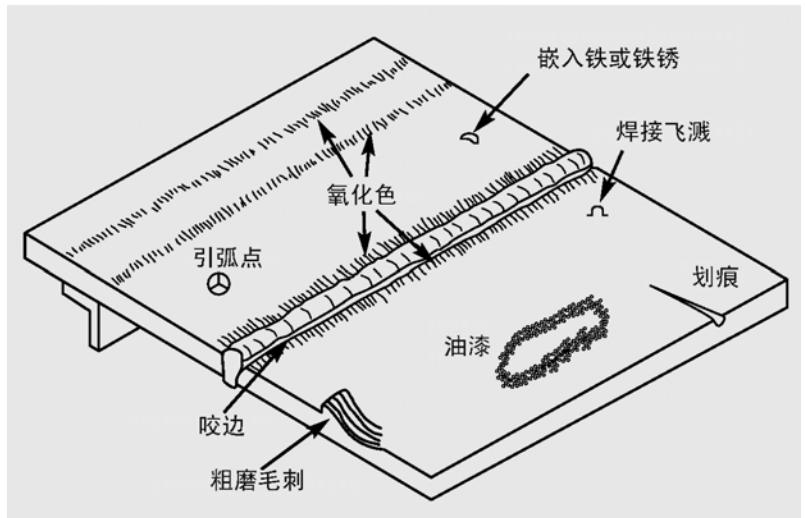
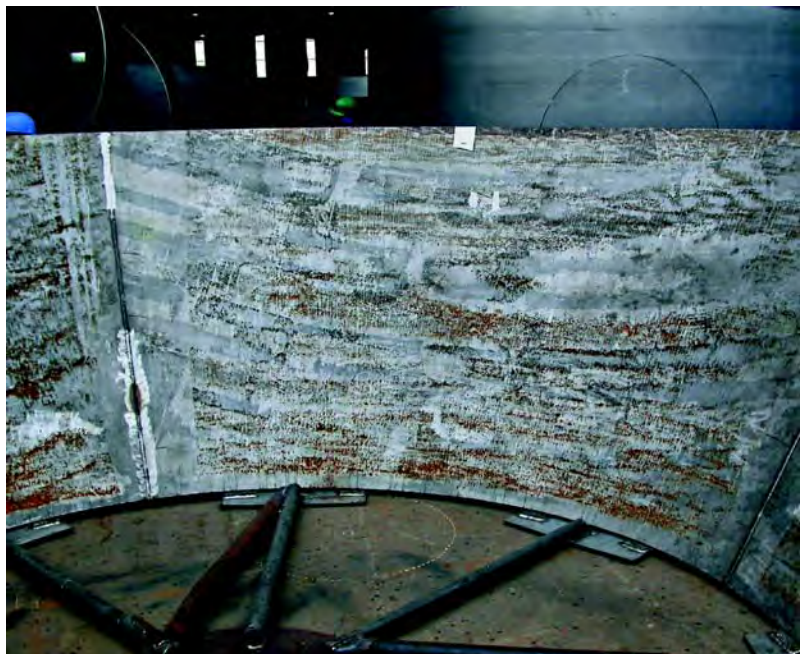


图 18 可能遇到的典型加工缺陷或表面状态（来源：NiDI 出版物 10 026）



在轧制的双相不锈钢板制造加工时的嵌入铁（来源：Gary Carinci, TMR 不锈钢）

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、预计使用情况和某些实际问题，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。但是也有许多不同的化学清理方法可获得预期效果。**ASTM A 380⁷** 详尽地论述了清理方法的细节。用户熟悉 **ASTM A 380** 所述的安全问题特别重要。

ASTM A 967⁸（代替美国联邦标准 **QQP - 35c**）提供了选择适当的试验方法以证明不锈钢已进行有效的钝化处理。该标准希望买主限定要求达到的钝化等级，允许代理商选用经济有效的合适的方法进行表面处理。



装有 2205 不锈钢舱的海上化学品运输船（来源：ArcelorMittal）

14.3 焊接飞溅、焊缝变色、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成为缝隙腐蚀源，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。由于钝化层的破坏，焊接变色会降低耐腐蚀性。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氧化色。然而，通常氧化色不可能完全避免，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、引弧斑和焊接咬边都能够用机械清理方法清除，如精磨或使用不锈钢丝轮或刷子。使用精磨砂轮很重要，因为粗磨痕迹本身在使用过程中能够粘结沉积物，形成缝隙，从而引起腐蚀。

双相不锈钢的一个显著特点是焊缝氧化色薄、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，因此可用来代替酸溶液。然而，应当认识到，用酸洗膏清洗时会产生一种有害溶液，用户有职责制订适当的安全、维护和处理措施。根据双相不锈钢的耐蚀性，需要采用侵蚀性更弱或更强的酸去除氧化色。

研究表明，进行机械清理后再使用化学钝化法可获得最佳焊后耐蚀性。

7 ASTM A 380 标准做法用于不锈钢部件、设备和系统的清洁、去氧化皮和钝化

8 ASTM A 967 标准规范用于不锈钢部件化学钝化处理

15 双相不锈钢的应用

烟气脱硫

根据世界各地的空气质量控制计划燃煤电力设施面临着不确定的未来。要求进一步降低 SO_2 的排放，烟气脱硫（FGD）是达到 SO_2 低排放的一种方法。利用石灰或石灰石泥浆“湿法洗涤”烟气中的 SO_2 是一种成熟技术，自从上世纪 70 年代以来就作为基本系统用于电站锅炉系统。现代化洗涤器目前能去除废气中 90% 的 SO_2 。现代化 FGD 装置由具有不同温度、氯化物含量和 pH 的几个区组成。由于 2205, S32205 不锈钢与奥氏体不锈钢相比成本更低，耐腐蚀性更好，已经在欧洲和亚洲用于 FGD 装置。最近，双相不锈钢在北美获得了应用，这种钢在焊接后具有高强度、良好的耐腐蚀性能和高韧性，成为 FGD 吸收器最流行的选择。

海水淡化

海水淡化由于其氯化物含量高，高温腐蚀性工艺环境，使材料经受一种最严格的试验。海水淡化的历史基本上是材料发展的历史，因为海水淡化客户在满足耐腐蚀性要求与将海水淡化项目的投资控制在可承受范围内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(EN 1.4404)奥氏体不锈钢覆层。MED 容器先是用环氧树脂涂层，后来用不锈钢覆层。

使用双相不锈钢的好处是它的高强度——是传统奥氏体钢种的两倍——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。更多的好处包括容易处理，对综合环境的影响较少。

双相不锈钢概念的突破在 2003 年，当



用 S32101 和 S32205 双相不锈钢制造的多级闪蒸海水淡化装置（来源：Outokumpu）

2205 双相不锈钢(EN 1.4462)被选用制造全双相钢蒸发器，安装在利比亚的 Melittah MSF 设备和 Zuara MED 设备中。2004 年，日产能 400 万加仑（MIGD）的设备投产。

双相不锈钢海水淡化的下一个阶段是 2004 年年初，两种不同类型的双相不锈钢被用于蒸发器的结构——采用高耐腐蚀的 2205 制作在最恶劣条件下使用的部件，使用 2304（EN 1.4362）制作在不太恶劣条件下使用的部件。

最近采用 2205 和 UNS S32101（EN 1.4162）结合的概念建造了三套 MSF 设备：Taweelah B(阿布扎比，产能 69.2 MIGD)，Jebel Ali L2(迪拜，55 MIGD)和 Abu Fontas B2(卡塔尔，30 MIGD)。2003 年以来，使用 2304 和 2205 结合用于 MED 设备，最近建造了迄今为止世界上最大的 MED 设备，产能 60 MIGD，巴林的 Al Hidd。

石油和天然气

在石油天然气工业中，双相钢在帮助抵抗恶劣条件中发挥了至关重要的作用。这不仅是由于其耐腐蚀性能和力学性能，更是因其耐点蚀和缝隙腐蚀性能优于标准的奥氏体合金，其点蚀当量值（PREN）通常高于 40。

双相不锈钢主要应用在工艺管线系统和设备，如分离器、洗涤器和泵。在海下，这些材料用于井下产品管、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），因其对设计应力的有效抵抗能力，它们经常用于以下几个方面：圆棒、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。

脐带缆是用来使用液压线进行控制井口操作的，也可用于化学品喷射。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，一直有开发深海油气田的趋势，需要更长的脐带缆。提高材料的强度可降低脐带缆的重量，使长度更长。目前的发展趋势是将脐带缆用在温水中，发展的观点认为可将上升管引入脐带缆。因此，需要提高耐腐蚀性和机械强度。已开发出比超级双相不锈钢的耐腐蚀性更好，强度更高的新的特超级双相不锈钢用于脐带缆。



用于海上石油和天然气的 2507 脐带缆（来源：Sandvik）

生物燃料

在陆上，生物燃料工业（尤其是乙醇）是双相钢应用不断增长的一个领域。2205 不锈钢已用于新加坡的 NExBTL 厂的生物物质液体。在阿姆斯特丹港的一个大型生物燃料工程中，荷兰储罐制造商 Oostwouder Tank- & Silobouw BV 在为 Noba Vetveredeling BV 制造的储罐群中选择了 S32101。在瑞典的 Händelö 岛的 Agroetanol 的乙醇工厂扩建工程中，S32101 还被指定用于制造容器和管。经济型双相钢已经被用在乙醇服役环境中替代 300 系列奥氏体不锈钢。

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 全部采用 S32101 修建食品储存罐，取代了 EN1.4301/1.4307（304/304L）。在西班牙南部的代米耶尔，由西班牙储罐制造商 Martinez Sole 为 Garcia Carrion 建造的酒品储存库，第一次使用了双相不锈钢：S32101 和 2304，作为 1.4301/1.4404（304/316L）较为便宜的替代品，用于建造所有储罐的顶盖和最上层顶板。

建筑业

双相钢不断在桥梁建造中发挥重要作用，对腐蚀和含盐条件与较高的承载强度等提出了综合要求。近期的两个实例均来自于亚洲，分别是香港的 Stonecutters 桥（昂船洲大桥）和新加坡的 Marina Bay Pedestrian 桥（滨海湾步行桥），它们均使用了双相钢钢种 2205 不锈钢。在 2006 年，Stonecutters 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定制尺寸的板材制成。板材经过抛光和喷丸处理，以便在白天和晚上能提供合适的反射强度。



香港昂船洲大桥（来源：Ove Arup & Partners）

此外，滨海湾步行桥（Marina Bay Pedestrian）使用了 570 吨双相不锈钢。这座桥的惊人设计包含了类似于 DNA 结构的两个螺旋形管状不锈钢构件，即呈双螺旋形，各自支撑了采用 2205 双相钢管材和板材制成的结构。不锈钢表面将通过用于提高设计效果的反射光提供夜间照明效果。

卡塔尔多哈新国际机场的世界上最大的不锈钢屋顶使用一种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起伏的屋顶，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。在选择不锈钢钢种时必须考虑几个因素。其中最重要的是机场靠近大海。屋顶不仅要抵抗中东地区的热和湿度，还必须经受盐的腐蚀。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。



使用不锈钢屋顶的多哈新国际机场（来源：Qatar Airways）



意大利帕多瓦附近正在建造的 2304 双相不锈钢桥梁拱形结构（来源：AreelorMittal）

补充资料

综合信息

P. Johansson, M. Liljas, A New Lean Duplex Stainless Steel for Construction Purposes, Proceedings of 4th 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 6th 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 6th 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 5th 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, 5th 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, 4th 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 5th 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.

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 5th 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 5th 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 5th 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 5th 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 5th 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 5th 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 5th 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.

检测

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. Hounглу 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 编号	牌号	EN编号	EN名称	JIS/日本	GB/中国	KS/韩国	产品名称
S31200					022Cr25Ni6Mo2N		44LN
S31260					022Cr25Ni7Mo3WCu N		DP3 DP12
S31500							306RE
S32001		1.4482	X2CrMnNiMoN21-5-3				Nitronic 19D
S32003							ATI 2003
S32101		1.4162					LDX 2101 B2101
S32202							UR 2202
S31803 S32205	2205A	1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	SUS 329 J3L	022Cr22Ni5Mo3N	STS 329 J3L	SAF 2205 UR 2205 UR 2205+ UR 2205Mo DMV 22-5 ATI 2205 2205 Code Plus Two NAS 329J3L NSSC DX1 DP8 B2205
S32304	2304A	1.4362	X2CrNiN23-4		022Cr23Ni5Mo3N		SAF 2304 UR 2304 B2304
S32506							NAS 64
S32520		1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3				UR 2507Cu
S32550	255A				03Cr25Ni6Mo3Cu2N		Ferrallium 255 UR 2507Cu
S32707							SAF 2707 HD
S32750	2507A	1.441	X2CrNiMoN25-7-4	SUS 329 J4L	022Cr25Ni7Mo4N	SUS 329 J4L	SAF 2507 UR 2507 NAS 74N SAF 2507
S32760		1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4				Zeron 100 UR 2507W NAS 75N
S32808							DP28W
S32900	329	1.446	X3CrNiMoN27-5-2	SUS 329 J1	0Cr26Ni5Mo2	SUS 329 J1	
S32906							SAF 2906

UNS 编号	牌号	EN编号	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	X2CrNiCuN 23-4				
-		1.4477	X2CrNiMoN 29-7-2				
-		1.4424	X2CrNiMoSi 18-5-3				

* 通用名，不是商标名，广泛使用，与任何生产商无关

附录 2 技术规范（标准）汇总

ASTM/ASME标准

UNS 编号	牌号	A 815	A959	A 480/M SA480	A314	A 240/M SA240	A 484/M SA484	A276 SA 276	A 497/M SA 479	
		管件	锻轧钢种	一般要求	钢坯	扁平材	一般要求	棒,型材	棒,型材	
S31200			x	x		x				
S31260			x	x		x				
S31803		x	x	x		x	x	x	x	
S32001			x	x		x				
S32003			x	x		x				
S32101		x	x	x		x	x	x	x	
S32202		x		x	x	x	x	x	x	
S32205	2205	x	x	x		x	x	x	x	
S32304	2304		x	x		x	x	x	x	
S32506			x	x		x	x	x	x	
S32520			x	x		x				
S32550	255	x	x	x		x	x	x	x	
S32707		x								
S32750	2507	x	x	x		x	x	x	x	
S32760		x	x	x	x	x	x	x	x	
S39900	329		x	x		x	x			
S39906			x	x		x	x		x	
S39950		x	x	x	x	x	x		x	
S39274		x	x	x		x				
S39277			x				x		x	
S33207										
S82011				x		x				

EN 标准

EN 编号	EN 名称	EN 10028-7	EN 10088-2	EN 10088-3	EN 10095	EN 10216-5	EN 10217-7	EN 10222-5	
1.4362	X2CrNiN23-4	x	x	x	x	x	x		
1.4655	X2CrNiCuN23-4		x						
1.446	X2CrNiMoN27-5-2			x					
1.4477	X2CrNiMoN29-7-2		x	x					
1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	x	x	x		x	x	x	
1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3	x	x	x		x			
1.441	X2CrNiMoN25-7-4	x	x	x		x	x	x	
1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4	x	x	x		x	x		
1.4424	X2CrNiMoSi18-5-3		x	x		x			
1.4062	X2CrNiN22-2								

	A 580/M	A 270	A 789/M SA790	A 790/M SA790	A 928/M	A 923	A 182	API 650	NSF/ANSI 61
	线材	卫生管道	管，无缝和 焊管无填充 金属	管，无缝和 焊管无填充 金属	焊管有填充 金属	双相钢试验	管件		饮用水
			X	X	X		X		
			X	X	X				
		X	X	X	X	X	X	X	X
			X						
		X	X	X	X			X	X
			X	X				X	X
	X		X	X	X		X		
		X	X	X	X	X	X	X	X
			X	X	X			X	X
			X	X	X				
			X	X		X	X	X	
			X	X	X	X	X	X	
			X	X					
		X	X	X	X	X	X	X	
			X	X	X		X	X	
			X	X	X				
			X	X			X		
			X	X	X		X		
			X	X			X		
			X	X					
			X	X					
			X	X					
			X	X					
			X	X					

	EN 10250-4	EN 10263-5	EN 10272	EN 10296-2	EN 10297-2	EN 10312			
	X		X	X	X				
	X				X				
	X	X	X	X	X	X			
	X		X		X				
	X		X	X	X				
	X		X		X				
					X				

铸造双相不锈钢

UNS	ASTM 890 铸件, 通用	ASTM A 995 铸件, 压力部件
J93370	×	
J93372	×	×
J93373	×	
J93345	×	×
J93371	×	×
J92205	×	×
J93404	×	×
J93380	×	×

规范标题汇总

规范标题	
A182/A 182M	铸造或轧制合金钢管法兰,铸造接头,高温用阀和零件
A240/A 240M	压力容器用耐热铬和铬-镍不锈钢中厚板,薄板和带钢
A270	奥氏体和铁素体/奥氏体不锈钢无缝和焊接卫生管系
A314	锻件用不锈钢钢坯和棒
A276	不锈钢棒和型钢
A479/A 479M	锅炉和其他压力容器用不锈钢棒和型钢
A480/A 480M	扁平轧制不锈钢和耐热钢中厚板,薄板和带钢的一般要求
A484/A484M	不锈钢棒, 钢坯和锻件的一般要求
A580/A580M	不锈钢线材
A789/A 789M	一般用途铁素体/奥氏体不锈钢无缝管和焊管
A790/A 790M	铁素体/奥氏体不锈钢无缝管和焊管
A815/A 815M	可锻轧铁素体,铁素体/奥氏体和马氏体不锈钢接头
A890/A 890M	一般用途铸造不锈钢,Fe-Cr-Ni-Mo耐蚀钢,双相不锈钢
A923	可锻轧双相不锈钢中有害金属间相的检测
A928/A 928M	加入填充金属的电熔焊接的铁素体/奥氏体不锈钢管
A959	可锻轧不锈钢标准钢号成分
A988/A 988M	高温用热等静压压制不锈钢法兰,接头,阀和零件
A995/A 995M	受压零件用铸造, 奥氏体-铁素体 (双相) 不锈钢
NACE MR0175	油田设备用抗硫化应力裂纹材料
EN 10028-7	制造压力用途的板材-第7部分: 不锈钢
EN 10088-2	不锈钢-第2部分: 一般用途耐腐蚀薄板/中板和带钢的交货技术条件

规范标题	
EN 10088-3	不锈钢-第3部分：一般用途耐腐蚀钢的半制品，棒，线，丝，型材和光亮产品
EN 10095	耐热钢和镍合金
EN 10216-5	用于压力用途的无缝管-交货技术条件-第5部分：不锈钢管
EN 10217-7	用于压力用途的焊接钢管-交货技术条件-第7部分：不锈钢管
EN 10222-5	用于压力用途的钢铸件-第5部分，马氏体，奥氏体和奥氏体-铁素体不锈钢
EN 10250-4	一般工程用途的开式模锻钢锻件-第4部分：不锈钢
EN 10263-5	冷顶锻和冷拉拔用钢棒，线，钢丝-第5部分：不锈钢的交货技术条件
EN 10272	用于压力用途的不锈钢棒
EN 10296-2	机械工程和一般工程用焊接圆钢管-交货技术条件-第2部分：不锈钢
EN 10297-2	机械工程和一般工程用无缝圆钢管-交货技术条件-第2部分：不锈钢
EN 10312	输送液体（包括饮用水）用不锈钢焊管
EN ISO 8249	焊接-奥氏体和双相铁素体-奥氏体铬镍不锈钢焊缝金属铁素体数（FN）的测定
VdTÜV WB 418	铁素体-奥氏体 Walz-und Schmiedestahl,1.4462
VdTÜV WB 496	铁素体-奥氏体 Walz-und Schmiedestahl,1.4362
VdTÜV WB 508	铁素体-奥氏体 Walz-und Schmiedestahl,1.4410



INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION

得到以下机构支持:

ISSF (www.worldstainless.org)

Euro Inox (www.euro-inox.org)

ISBN 978-1-907470-01-1

