

不銹鋼滙編

第六屆不銹鋼年會

**BUXIUGANG
HUIBIAN**

中國金屬學會特殊鋼學術委員會
不銹鋼專業組

TG 142.71-53

Z

66_{c.1}

前 言

《不锈钢汇编》为中国金属学会特钢学术委员会不锈钢专业组第六届年会论文专集。

本汇编共收集论文54篇。它在一定程度上反映了我国近两年来在不锈钢、耐热钢、耐蚀合金等专业领域中所取得的科研成果与先进经验。对新技术推广、新品种开发以及产品质量的提高必将起到积极促进作用。

本汇编系根据今年四月在上钢三厂召开的审稿会议的精神（32篇全文刊登，22篇摘要刊登），委托太原钢铁公司科质处情报室组织编辑、出版，文章内容也根据情况由编者进行了加工。由于汇编篇幅所限，论文的摘要及参考文献部分均予删去。

由于编印时间仓促，及我们的水平有限，如有错误和不妥之处，盼能谅解并予批评指正。

中国金属学会特钢学术委员会不锈钢专业组

一九八五年九月

目 录

1、我国不锈钢耐蚀合金研究与应用三十年的 主要进展.....	北京钢研总院	陆世英 (1)
2、VOD冶炼不锈钢的工艺研究.....	抚顺钢厂	赵士英 (8)
3、VOD冶炼的00Cr18Ni10低碳奥氏体 不锈钢的性能研究.....	北京钢研总院	杨微等 (17)
4、18吨氩氧炉以氮化氩冶炼不锈钢工艺 研究总结.....	太原钢铁公司 北京钢研总院	张继猛等 (27)
5、高铬钢液脱碳过程动力学研究.....	上海工业大学冶金系	顾荣发等 (37)
6、影响1Cr18Ni9T热轧不锈钢板表面质量 因素分析.....	上海第三钢厂	柏 懿 (42)
7、1Cr18Ni9Ti不锈钢初轧开坯产生横向 裂纹研究.....	成都科技大学 长城钢厂四分厂	赵渐旺等 罗仕清等 (52)
8、不锈钢夏型试样的氢致开裂和应力腐蚀.....	北京钢院	乔利杰等 (59)
9、奥氏体不锈钢连多硫酸应力腐蚀破裂.....	北京钢研总院	林秀机 (67)
10、氢在奥氏体不锈钢应力腐蚀中的作用.....	北京钢院	乔利杰等 (72)
11、温变形对奥氏体不锈钢显微组织和力学性 能的影响.....	上海工业大学	史美堂等 (80)
12、残余元素Mo、W、Cu对1Cr18Ni9Ti钢性 能的影响.....	齐齐哈尔钢厂	梁佩环等 (87)
13、添加微量元素(稀土、硼)提高1Cr18Ni9Ti 钢挤压管成材率.....	长钢四分厂	宫一衡 (94)
14、稀土元素对某些奥氏体不锈钢耐点蚀性能 的影响.....	北京钢研总院	李丕钟 (105)
15、论316L型尿素用不锈钢在休伊 试验中耐蚀性的影响因素.....	南京化工公司化工机械厂	杨宜生 (110)
16、沉淀硬化不锈钢弹簧钢丝的研究.....	大连钢厂	吴武楠 (119)
17、冷墩用ML1Cr18Ni9Ti不锈钢丝冷顶锻性 能的试验研究.....	陕西钢厂钢研所	徐秀章 (127)
18、电子工业高精度大卷重无磁不锈钢带钢 试制工艺研究.....	太原钢铁公司 北京钢研总院	郭培文等 (135)
19、轻工民用铁素体不锈钢F179深冲性能的研究	抚顺钢厂	侯国安等 (145)

- 20、超纯铁素体不锈钢0000Cr18Mo2性能研究……抚顺钢厂 吴世忠等 (149)
- 21、合金化元素钼对超纯26%铬铁素体不锈钢在氯化物溶液中局部腐蚀影响……中科院金属研究所 王德英等 (156)
- 22、马氏体时效不锈钢00Cr11Ni10Mo2TiAl尺寸稳定性的研究……北京钢研总院 宋为顺 (162)
- 23、钼对含Mo不锈钢耐孔蚀性影响的研究
……北京钢研总院 杨长强等 (165)
北京钢铁学院 韩其勇等
- 24、耐应力腐蚀00Cr25Ni25Si2V2Nb不锈钢机械性能的研究……北京钢研总院 王欣增 (186)
- 25、Ni和N对00Cr25Ni6Mo3N型双相不锈钢两相比例关系的研究……北京钢研总院 姜世振 (190)
- 26、中温敏化对00Cr25Ni6Mo3WCuN双相不锈钢脆性及耐蚀性能的研究……北京钢研总院 张若岩等 (201)
- 27、铝、钛含量对1Cr21Ni5Ti双相不锈钢脆性的影响……七〇三所 朱之翰等 (206)
- 28、奥氏体、铁素体双相不锈钢的热塑性研究……北京钢研总院 红野 (211)
抚顺钢厂研究所 刘大风
- 29、热处理对双相不锈钢复合板的组织结合层及力学性能影响的研究……北京钢研总院 陈荣仙等 (217)
- 30、1Cr21Ni10Mn6不锈钢条钢丝热加工性能的研究……陕西钢厂 张维玉 (223)
- 31、设计无立压大压下孔型系统轧制1Cr13130型静叶片……本钢一钢厂 冯维明 (226)
- 32、影响Cr13型不锈钢表面质量因素的探讨……大连钢厂技研研究所 丛家骅 (228)
- 33、1Cr13MoS钢断口、夹杂及性能的研究……中科院金属研究所 李宪文等 (234)
- 34、新型不锈钢弹簧材料1Cr13Mo钢丝的研究……沈阳第三钢厂 王维玲 (240)
- 35、1Cr24Ni20Mo2Cu3钢的研制和应用……南京化工公司化工机械厂 郑传耀 (245)
- 36、淬火冷速对2Cr13Mn9Ni4不锈钢组织与性能的影响……航空部六二一所 钟培道 (253)
- 37、2Cr13Ni4Mn9冷轧薄板晶间腐蚀倾向性的研究……上海三厂 薛立干 (262)
- 38、4Cr14Mo钢碳化物相研究……中科院金属研究所 王星世等 (268)

- 39、加工及热处理工艺对4Cr14Ni14W₂Mo
钢材组织和性能的影响……………齐齐哈尔钢厂研究所 倪国政等 (273)
- 40、稀土元素对Cr24Ni7N钢性能影响的
研究……………北京钢研总院 胥继华等 (281)
重庆特殊钢厂 陈全昌
- 41、Nb对5Cr21Mn9Ni4Nb₂WN (21—43)
排气阀钢性能和组织的影响……………北京钢研总院 林肇杰 (288)
- 42、高负荷风冷柴油机排气阀钢5Cr21Mn9Ni4Nb₂WN
工艺和性能研究……………大冶钢厂 黄 武 (294)
- 43、5Cr21Mn9Ni4N (21—4N) 气阀钢
奥氏体晶粒度对性能的影响……………北京钢研总院 程世长等 (307)
石家庄拖拉机厂 胡德超等
- 44、5Cr26Ni35Co15W5超耐热铸造
合金……………北京钢研总院 何淑萍等 (314)
- 45、冷加工塑性形变对18—5Nb钢耐氯化
物SCC性能的影响……………北京钢研总院 赵 朴等 (319)
- 46、用C—1G型持久机进行18—8Ti高温短时
拉伸实验的尝试……………成都科技大学 蒋争旗等 (326)
- 47、35Mn8Ni9Cr4V钢热处理制度对组
织与性能的影响……………大冶钢厂钢研所 张民勇 (329)
- 48、耐湿法磷酸腐蚀的金属材料研究……………北京钢研总院 杨长强 (333)
- 49、K合金及RS钢等六种不锈钢在湿法磷酸生
产中使用的腐蚀情况……………南化公司科协腐蚀与防护学组 钟贞祚等 (337)
- 50、在高浓氯化物溶液中耐孔蚀耐缝隙腐
蚀不锈钢和合金……………北京钢研总院 杨长强等 (342)
- 51、易切削不锈钢及其应用……………洛阳725所 罗永赞 (348)
- 52、关于不锈钢碱洗与酸洗工艺的探讨……………太原钢铁公司 王素英 (358)
- 53、Ni—Cr—Mo合金在氢氟酸中的腐蚀……………272厂 张廷凯 (368)
- 54、一种新的不锈钢表面电解着色技术
的开发……………上海工业大学 许珞萍等 (375)

本刊编辑 韩冬生

我国不锈钢，耐蚀合金研究与应 用三十年的主要进展

北京钢铁研究总院

陆世英

不锈钢和高镍耐蚀合金是重要的耐蚀结构材料，它们的发展在很大程度上标志着我国特殊钢工业所具有的水平。

近三十年来，我国各种不锈钢和高镍耐蚀合金的研究与应用取得了显著进展。据统计，我国仿制和自行研制的各种新型不锈钢已达40多种，其中有些牌号已纳入GB1220—75标准中；仿制和自行研制的新型高镍（ $Ni \geq 30\%$ ）耐蚀合金已有15种，其中有8个牌号已纳入YB687—75耐蚀合金试行标准中。本文系简述我国不锈钢与高镍耐蚀合金研究与应用中近三十年的主要进展。

一、含碳量 $\leq 0.02-0.03\%$ 的超低碳Cr/Ni不锈钢

敏化态不锈钢晶间腐蚀的铬贫化理论已为大量试验和实践所证实。人们已测得贫铬区的宽度和铬的贫化度且用薄膜技术已直接观察到贫铬区。

发展含Ti、Nb，从不锈钢，防止敏化（焊接）时 $M_{23}C_6$ 等高铬碳化物沿晶界沉淀是早期解决不锈钢敏化态晶间腐蚀的主要措施，我国1952年开始生产含Ti的18—8不锈钢，当时的研究工作主要集中在钢中化学成份的合理配比以解决钢的晶间腐蚀敏感性和钢中 α 相级别的控制问题。结果表明， $Ti/C-0.03 \geq 5$ 可防止晶间腐蚀的产生； $C_{reg}/N_{ieg} \leq 2.7$ 并适当控制钢的加热温度和保温时间可显著降低钢中 α 相数量；即使晶间腐蚀敏感性达不到标准方法检验的要求，只要钢中 $Ti/C \geq 4.5$ ，通过 $\sim 870^\circ C$ 稳定化处理，由于TiC的大量形成，钢经敏化后的晶间腐蚀倾向便可不再出现，但此种处理仅限于对接焊部件。

研究表明，钢中Ti的存在，TiN等夹杂物的生成，钢的纯净度降低，耐蚀性恶化，抛光性能下降，且焊后易出现刀状腐蚀。降低钢中碳量至 $0.02-0.03\%$ 以下，即达到平衡条件下碳在奥氏体中溶解度以下，即使经过敏化或焊接，敏化态晶间腐蚀便可从根本上消除1964—1965年我国在电炉内采用氧气炼钢工艺生产了 $00Cr_{18}Ni_{10}$ 、 $00Cr_{18}Ni_{14}Mo_2$ 、 $00Cr_{18}Ni_{14}Mo_3$ ，其板、管、丝、棒材在核燃料后处理厂中使用，获得了

较满意的结果。七十年代末以来,相继采用电炉加二次精炼工艺(AOD、VOD等)生产这些钢种,钢中氢、氧、氮等气体含量达到了相当低的水平。目前国内所研制的新型Cr—Ni奥氏体不锈钢几乎都是超低碳型的。但是,随钢中Ni量的增加,碳在固溶体中的固溶度下降,所以含Ni量高的Cr—Ni奥氏体不锈钢,其C量有的要求 $\leq 0.02\%$,有的甚至要求与超低碳的同时,还含有稳定化元素Ti。

最近的研究表明,即使系在固溶处理态,碳对18—8不锈钢在硝酸中的耐蚀性也是有害的,即使含碳量 $\leq 0.03\%$ 也不例外。因此,发展与应用超低碳不锈钢,无论从防止敏化态晶间腐蚀还是从耐硝酸的一般腐蚀而言都是值得提倡的。

由于钢中碳量降低,钢的强度下降。对18—8、18—12—Mo。不锈钢而言,如何适量控制钢中氮量的研究工作已取得了满意的结果。

二、高硅Cr—Ni不锈钢

Cr—Ni奥氏体不锈钢固溶态的晶间腐蚀是1949年在65%硝酸中试验观察到的。随后,在浓硝酸和发烟硝酸中的再次出现才引起了人们的重视。1979年,国内在尿素生产中,在通氧尿素甲铵液介质中工作的00Cr25Ni22Mo2N不锈钢制汽提塔上升管也发现了固溶态晶间腐蚀现象。应用显微分析技术,例如俄歇电子谱仪、扫描电镜能谱等对断口进行研究的结果表明,Cr—Ni奥氏体不锈钢固溶态晶间腐蚀的产生与钢中磷、硅、硼等杂质元素沿晶界偏聚,从而导致了晶粒间界在介质作用下的优先溶解。比原子态存在于固溶体中并沿晶界偏聚的P、Si、B是如何影响晶界性质的,是目前正在研究的课题。

在强氧化性介质中试验的结果指出,钢中硅的有害作用恰恰当硅量处于0.8—1.0%中正常含量时最为明显。 $Si > 1\%$ 及 $Si < 0.8\%$ 均可使钢的固溶态晶间腐蚀敏感性下降。为此,降Si(包括P、B)以发展高纯Cr—Ni奥氏体不锈钢或提高Si量来发展高硅($\sim 4\%$)不锈钢均系解决上述固溶态晶间腐蚀的途径。前者是消除有害杂质的偏聚,而后者则系在不锈钢表面上形成氧化硅保护膜。显然,研究与应用既高硅又高纯的Cr—Ni不锈钢其耐蚀性将更为理想。

在高硅Cr—Ni不锈钢的研究与应用方面,1959年国内仿制了1Cr18Ni11Si4AlTi(9u654),60年代研制了0Cr20Ni24Si4Ti,70年代研制了高硅、高纯的00Cr17Ni14Si4Nb(Ti),00Cr14Ni14Si4Ti等。研究表明,为了使1Cr18Ni11Si4AlTi具有满意的塑、韧性,钢的化学成份和热处理工艺需严加控制,以防止过量 α 相的存在和 σ 相的沉淀。对0Cr20Ni24Si4Ti的研究表明,此钢在中温加热时有Cr3Si脆性相析出,不仅钢的韧性恶化且其敏态晶间腐蚀倾向提高。研究还表明,不含稳定化元素Ti、Nb的高硅(Si24%)不锈钢,虽然在发烟硝酸等介质中无固溶态晶间腐蚀,但在65%沸腾HNO₃中却有严重的敏化态晶间腐蚀。含Nb的高硅不锈钢中所存在的M₆C型碳化物,即使经1350℃加热也不能完全固溶。就而发烟HNO₃而言,钢中Cr、Ni太高不仅无益反而有害。在98%发烟硝酸中,0Cr20Ni24Si4Ti的耐蚀性优于1Cr18Ni11Si4AlTi;在白烟及红烟硝酸中,00Cr17Ni14Si4Nb则较0Cr20Ni24Si4Ti为优。

为了耐高浓氯化物溶液的应力腐蚀，国内曾研制了含Si~2%的00Cr25Ni25Si2V2Ti(Nb)，仿制了0Cr18Ni18Si2。研究表明，00Cr25Ni25Si2V2Ti(Nb)在沸腾42% MgCl₂溶液中，在沸腾25% NaCl+1% K₂Cr₂O₇水溶液中以及在300℃含Cl⁻和溶解氧(8ppm)的高温高压水中，其耐应力腐蚀性能远远优于18—8型不锈钢。但是，此钢种组织不够平衡，750—1000℃中温加热，由于M₆C、M₂₃C₆、MC、特别是σ相大量沉淀(950—1000℃达到峰值)，导致其严重脆化。将钢中Ni量提高到35—40%，钢中σ相析出敏感温度明显不移，析出过程显著推迟，σ相量急剧减少，脆化倾向降低。同时，钢的耐应力腐蚀性能也获得进一步改善。

为了解决硫酸的腐蚀问题，国内还发展了含~2%Si的0Cr12Ni23Mo3Ca3Si2Nb钢。研究表明，此钢在中温(≤80℃)、中等浓度(50—60%的H₂SO₄)中才具有较0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti更为优良的耐蚀性。

三、高钼和高钼含氮Cr—Ni不锈钢

长期以来，不锈钢中含Mo量一般在2—3%，个别牌号在3—4%。但是，由于Mo能显著提高不锈钢在还原性酸介质中的耐蚀性，同时在含卤素元素(例如Cl)的水介质中，钢和耐孔蚀、耐缝隙腐蚀性能也能获得显著改善。因而，含Mo量高达4—8%的高钼Cr—Ni不锈钢得到了迅速发展与应用。国内的研究工作开始于60年代初期，70年代开始在工业部门得到应用。

钼在不锈钢中提高耐蚀性的机制目前尚未取得统一见解，一般认为钼的作用主要是提高不锈钢在还原性酸介质中的热力学稳定性；改变表面膜的成分、结构，进而影响表面膜的性质，提高表面膜的防护性。在介质作用下，由于钼酸盐而产生缓蚀作用也曾为一些试验所证实。一些试验均指出，钼在不锈钢中的良好作用只有当钢中含有Cr时才有效，且随Cr量增加，钼的有效作用增大。试验指出，在含Cl⁻的水溶液中，钢中Cr仅能防止孔蚀的成核，而Mo的存在不仅防止其成核而且还能抑制其扩展。国内在乙酸中的研究表明，Mo提高不锈钢耐蚀性的作用是间接的；在介质作用下，不锈钢产生溶解，由于Mo的溶解而形成的MoO₄²⁻能加速钢中铬的钝化，最后使高钼不锈钢的耐蚀性提高。

氮作为强烈奥氏体形成元素用于Cr—Mn—N不锈钢中以节约钢中Ni，这已为大家所熟知。但是，氮作为合金化元素提高不锈钢耐蚀性，特别是提高耐孔蚀性，仅仅是最近若干年才为人们所重视。对于氮提高不锈钢的耐孔蚀性，目前一般解为：氮可形成NH₃，既防止H₂S(它加速孔蚀扩展)的生成又可抑制孔坑中PH值的降低；氮可形成NH₄O₃，提高不锈钢的钝化，再钝化能力；氮可聚集在不锈钢表面上，在介质作用下改善表面膜的性质，从而提高钢的耐蚀性。由于氮有强烈形成奥氏体和显著改善钢的耐孔蚀性的双重作用，氮作为合金元素在高Mo不锈钢和含Mo的α+γ双相不锈钢中的应用已日益广泛。

60年代，国内最早研制的高Mo不锈钢为00Cr17Ni17Mo7Cu2，主要用于耐H₂SO₄腐蚀和氧化物孔蚀。研究指出，由于Mo高，钢中存在大量X相和σ相，即使固液处理也

不能完全固溶。因此,此钢冲击韧性一般仅 $\sim 5 \text{ kg}\cdot\text{M}/\text{cm}^2$ 。当钢中含N时,其韧性和耐孔蚀性均有所提高。70年代以来,我国相继研究与应用的高Mo不锈钢和高Mo含N不锈钢有00Cr18Ni18Mo5(N);00Cr20Ni25Mo45Cu(2RK65);00Cr20Ni25Mo5N;00Cr25Ni25Mo5N等。00Cr18Ni18Mo5(N)钢管用于制碱工业酸化塔冷却管(一侧为海水,一侧为 NH_4Cl 工作介质),使用三年后性能显著优于00Cr18Ni14Mo2(或0Cr18Ni12Mo2Ti)。00Cr20Ni25Mo45Cu钢在耐硫酸、甲酸和醋酸的一些用途中得到了较大应用。00Cr20Ni25Mo5N和00Cr25Ni25Mo5N钢耐孔蚀,耐缝隙腐蚀性更能加优异,后者的性能甚至可与一些高镍耐腐蚀合金相匹敌。

四、高铬铁素体不锈钢

高铬铁素体不锈钢是一种重要的节Ni不锈钢。但是,它所具有的脆性、缺口敏感性以及较高的晶间腐蚀倾向,使普通高铬铁素体不锈钢的应用受到很大限制。研究业已表明,钢中C、N化物的析出是使此类钢性能劣化最根本的原因。自60年代以来,由于各种冶炼技术,特别是各种精炼工艺的出现,生产超低C、N($\text{C}+\text{N} \leq 300-400 \text{ ppm}$)和高纯($\text{C}+\text{N} \leq 150 \text{ ppm}$)铁素体不锈钢已无困难。加之,在化工、石油等工业中应用的18-8、18-12-2、Cr-Ni奥氏体不锈钢氯化物应力腐蚀日益严重,且铁素体不锈钢又具有优良的耐氯化物应力腐蚀的性能。所以,高铬铁素体不锈钢的研究与开发又重新引起了人们的重视。

早在50年代,我国就仿制了1Cr17Ti、1Cr17Mo2Ti、1Cr25Mo3Ti等铁素体不锈钢,研究了它们的生产工艺,初步探讨了热处理制度和稀土元素对1Cr17Mo2Ti耐蚀性等的影响。研究表明,适宜的热加工,特别是热加工的终止温度及其变形量以及正确的的热处理工艺是使铁素体不锈钢获得满意性能的重要因素;稀土元素有消除铁素体不锈钢锭中氢致气泡的明显作用。70年代,国内先后用电子束炉和真空感应炉十真空自耗双联工艺冶炼了高纯铁素体不锈钢Cr26Mo1和Cr30Mo2,研究了板、管材的生产工艺和各种因素对性能的影响。70年代末到80年代初,又发展了利用价廉原料在真空感应炉中一次冶炼高纯($\text{C}+\text{N} \leq 150 \text{ ppm}$)Cr18Mo2和Cr26Mo1的新工艺。与此同时,在AOD、VOD精炼炉中冶炼了低C、N和超低C、N的Cr17Ti、Cr17Mo1和Cr18Mo2等钢种,研究了成份,组织,性能及其影响因素。结果指出,Cr17、Cr18Mo2、Cr26Mo1等铁素体不锈钢的脆性转变温度主要受钢中C、N含量的影响且C的作用大于N,为获得较低的脆性转变温度($-20^\circ\text{C}-60^\circ\text{C}$),钢中临界 $\text{C}+\text{N}$ 含量为 $\leq 100-150 \text{ ppm}$ 。但是,即使高纯,例如($\text{C}+\text{N}$ 仅0.0006%)铁素体不锈钢的韧性行为仍具有明显的冷却速度效应和尺寸效应。有人认为高纯铁素体不锈钢中的脆性与钢中硼化物的存在有关。向高纯铁素体不锈钢中加入Ti、Nb,特别是Ti,钢的脆性转变温度由于TiN的存在而显著提高,但其耐晶间腐蚀性能则有显著改善。使高纯Cr18Mo2和Cr26Mo1无晶间腐蚀的Ti、Nb量分别为 $\leq 0.30\%$ 和 $\leq 0.10\%$ 在42%沸 MgCl_2 和25%沸 NaCl (+1% $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$)进行应力腐蚀试验的结果表明,它们对氯化物应力腐蚀是不敏感的。

在稀硝酸、硝酸等化工介质中选用Cr17Ti效果良好。在轻工产品，例如厨房用具，洗衣机等用途中，Cr17Ti也令人满意。将高纯Cr18Mo2和VOD冶炼的超低C、N、Cr18Mo2用于纺织机械的焊接部件和制碱工业的板式换热器等非焊接部件，使用和试验结果均很满意。高纯Cr26Mo1管材在隔膜法制碱蒸发器中使用情况良好，可节约大量纯镍。研究表明，即使C+N≤150ppm的铁素体不锈钢，热处理、焊接、部件截面尺寸等也必须选择和控制在适当，否则仍会出现室温脆性。

发展高牌号的高Cr、Mo铁素体不锈钢，推广与应用Cr17、Cr18Mo2和Cr26Mo1并进一步探明其脆断机理，寻求简易的克服铁素体不锈钢脆化的措施是目前国内在此领域中正在开展的研究课题。

五、 $\alpha+\gamma$ 双相 Cr-Ni 不锈钢

$\alpha+\gamma$ 双相Cr-Ni不锈钢的出现已有半个世纪的历史。由于 $\alpha+\gamma$ 双相组织结构的特点，耐晶间腐蚀性能远远优于纯奥氏体不锈钢。但是，由于双相不锈钢热加工、中温加热后脆化和焊接工艺上遇到的一些困难，此类钢50年代以前也并未得到广泛应用五十年代以来，由于常用18—8、18—12—2、Cr-Ni奥氏体不锈钢应力腐蚀、孔蚀、缝隙腐蚀、腐蚀疲劳等局部腐蚀破坏事故日益严重， $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢恰恰具有耐这些局部腐蚀的特性，同时，随着技术的进步，双相不锈钢前述的热加工，焊接等工艺上的困难基本上已能克服，此类不锈钢的研究与应用又引起了人们的重视。

60年代，我国开始生产0Cr21Ni5Ti、0Cr21Ni6Mo2Ti等双相不锈钢。1972年开始仿制18—5型双相不锈钢00Cr18Ni5Mo3Si2(3RE60)。为了克服此钢种焊后出现单相铁素体组织而导致耐晶间腐蚀、应力腐蚀和力学性能等均显著恶化的缺点，国内改进了RE60的成份，发展了既含N又含Nb的另一种18—5型双相不锈钢00Cr18Ni6Mo3Si2Nb3(18—5—Nb)。与此同时，研制了25—5型双相不锈钢00Cr26Ni6Ti、00Cr26Ni7Mo2Ti随后，含N的几种 $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢，如00Cr22Ni5Mo2N、00Cr25Ni5Mo3N、00Cr25Ni5WCuN等相继在试验室研制成功并开始应用于化工、石油等工业中。

对00Cr18Ni5Mo3Si2、00Cr26Ni6Ti、00Cr26Ni7Mo2Ti等双相钢组织转变的研究表明，高温固溶后，双相不锈钢在750℃以上时效仅存在 $\alpha\rightarrow\gamma'$ 二次奥氏体转变。在 $\alpha+\gamma$ 双相组织条件下，于650—900℃时效，会产生 $\alpha\rightarrow\gamma'+\chi(\sigma)$ 分解；450—550℃时效会出现 $\alpha\rightarrow\alpha'+$ 脱溶产物反应即Spinodal(分解)，形成一种富铬的亚微观析出区。向00Cr26Ni6Ti中加入~2%Mo能显著加速 $\alpha\rightarrow\gamma'+\chi(\sigma)$ 反应的进行。高Cr量的25—5较低Cr量的18—5钢具有更强烈的 $\alpha\rightarrow\alpha'+$ 脱溶产物反应倾向。18—5型双相不锈钢经550—750℃时效后可观察到一种与Fe—Co—Ni马氏体时效钢中的R相相似的析出物，同时还发现了前人未报导的一种层片状金属间相—Fe3Cr3Mo2Si优先沿晶界沉淀。

对18—5、22—5、25—5型双相不锈钢脆性行为的研究结果指出，双相不锈钢存在二个明显的脆性温度区，即750—900℃和400—450℃脆性区。前者是由于 $\alpha+\gamma'$

+X(σ)分解反应导致X(σ)脆性相的沉淀而引起准解性断裂;而后者系由于 α' 富Cr亚微观析析区存在而导致475℃脆性。随钢中Cr、Mo量增加,X(σ)脆性和475℃脆性均加强。但是,Fe₃Mo₂Si相的存在则系18—5型双相钢550—650℃时效引起沿晶脆断的主要原因。对1Cr21Ni5Ti钢脆性的研究指出,钢在550℃短时加热面的脆性既可与钢中Ti量有关又与钢的基本组织有关;铁素体相对脆化倾向有强化作用;形变马氏体对脆性有促进作用;奥氏体则对脆性有缓解作用。

究双相不锈钢腐蚀行为的结果指出,其耐各种局部腐蚀的性能显著优于一般的18—8,18—12—2、Cr—Ni奥氏体不锈钢。双相不锈钢耐晶间腐蚀主要是由于微细双相组织的存在;耐应力腐蚀主要系在含微量Cl⁻的水介质中,这与双相不锈钢屈服强度高、第二相的机械屏障作用,铁素体在电化学防护作用以及钢的良好耐孔蚀性有关;耐孔蚀主要是由于化学成份的特点(Cr、Mo高),孔蚀难以成核,而钢中弥散第二相的存在又使孔蚀难以扩展。研究表明,高温加热或焊后,双相不锈钢一旦呈现单一的铁素体组织,其耐晶间腐蚀,耐应力腐蚀,耐孔蚀等性能便显著降低,甚至消失。

为了防止双相不锈钢中单相铁素体组织的出现,钢中Nieg/Creg的比值K应予控制。试验指出,对18—5型双相薄壁,焊接用板,管材而言,K值应在~0.42。为了获得适宜的K值,双相不锈钢中用N做为合金元素是有益的。国内已研究,确定了适宜的N区间。N虽能显著提高双相不锈钢的耐孔蚀性,但N量超过某一数值,双相不锈钢的耐应力腐蚀性能将急剧降低,研究形变马氏体(M)与冷加工的关系,当冷变形(ϵ) $\leq 20\%$ 时,它们之间可以 $f_m = 5.70\epsilon^{2.06}$ 方程来表示。冷加工变形又导致双相不锈钢耐应力腐蚀性能的下降,主要原因并不是由于形变马氏体的生成而是由于耐孔蚀性的降低。

目前,我国所研究的双相不锈钢已在化工、石油、原子能、宇航、航空等工业中得到应用。解决了采用Cr—Ni奥氏体不锈钢所出现的氯化物应力腐蚀、孔蚀、腐蚀疲劳等破坏事故,特别是作为热交换设备用材料获得了较大量应用并取得了满注的结果。例如,在大型氮肥厂中做为端部冷却器、换热器管;石油炼厂中空冷器管;原子能工厂中反应堆的脉冲管和热交换器管;尿素厂的甲铵泵泵体材料、核反应堆的紧固件材料等,其使用效果远远优于原采用的各种Cr—Ni奥氏体不锈钢。

六、节镍节铬不锈钢

为了节约贵重金属镍,以Mn、N代替部分或全部18—8,18—12—2中的Ni,发展了许多节Ni,无Ni奥氏体和奥氏体+铁素体Cr—Mn—Ni—N或Cr—Mn—N不锈钢。1956年,国内首先仿制了1Cr18Mn8Ni5N,随加入2—3%,发展了1Cr18Mn8Ni5Mo3N(204+Mo)。60年代以来,国内所研制的无Ni Cr—Mn—N不锈钢有0Cr18Mn14N,0Cr18—Mn14Mo2N和Cr25MnN等。

为了既节Ni又节约重要金属Cr,自1966年开始,国内在试验室内还以C、Mn代Ni,以Al、Mo代Cr,研究了无Ni低Cr和无Ni无Cr的 $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢。其牌号为10Mn18Al8Cr5Mo2,10Mn18Al7Mo2。

对1Cr18Mn8Ni5Mo3N不锈钢的研究表明,其耐尿素腐蚀的性能显著优于含Mo2%的1Cr18Ni12Mo2Ti不锈钢。同时,力学性能和可焊性均佳。无Ni的Cr—Mn—N双相不锈钢0Cr17Mn14Mo14Mo2N在尿素中的耐蚀性同样优于1Cr18Ni12Mo2Ti和00Cr18Ni14Mo2。研究了0Cr17Mo14Mo2N在尿素中缺氧条件不也是具有优良耐蚀性的原因,结果指出,主要是此钢易钝化且钝化膜牢固不易脱落所致。在1050—1350℃使0Cr17M14Mo2N进行固溶,此钢具有 $\alpha+\gamma$ 双相结构,随固溶温度提高,钢中 δ 铁素体可从23%增至42%。1050℃固溶后若在经550—950℃等温加热, δ 铁素体分解有下列转变: $\delta \rightarrow \alpha'$, $\delta \rightarrow X + \gamma'$ 和 $\delta \rightarrow \delta' + X$ 。其转变产物有 γ' , $\text{Cr}_2(\text{CN})_3$, $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, Cr_{23}C_6 , X相及 δ 相。由于钢中Mn高,加速了X相形成并使X相形成温度范围扩大。X相的平均化学成为 $\text{Fe}_{31}\text{Cr}_{14}\text{Mn}_{8.5}\text{Mo}_{4.5}$ 。X相形成半随有硬度提高,韧性显著恶化。0Cr17M14Mo2N经550—950℃中温加热,其耐蚀性由于富Cr的 M_{23}C_6 等碳化物的析出而降低。

对1Cr25Mn5N的结果表明,此钢950℃以上加热量 $\alpha+\gamma$ 双相组织。1050℃固溶态为 $\alpha+\gamma+\text{C}(\text{N})$ 化物组织。 γ 相量占~35%。随加热温度升高, γ 相量稍有增加,至1140℃, $\text{C}(\text{N})$ 化物基本固溶等,钢中 γ 相量可达52%。1Cr25Mn5N钢中 γ 相仅在高温下才是稳定的。自高温冷却过程中,即使快冷(水冷),也不能完全避免 α/γ 相界上有 $\gamma \rightarrow \text{C}(\text{N})$ 化物+ α' 转变发生。高温冷却后所保留下来的奥氏体也很不稳定,一旦进行中温加热便可分解为 $\alpha+\text{C}(\text{N})$ 化物,从而使1Cr25Mn5N钢具有铁素体+碳化物的组织结构。敏化态的1Cr25Mn5N同样具有晶间腐蚀倾向,其敏感性受钢中 γ 相量, γ 相的稳定度和敏化时间所控制。此钢由于Cr高,在浓度 $\leq 65\%$ HNO_3 中耐蚀性良好。

在试验室喷雾试验条件下研究以Al代Cr不锈钢的不锈性的结果表明, $\text{Cr} + \text{Al} \geq 12\%$ 便使钢具有不锈性;钢中C的存在仅当钢中有较高Cr时,才对钢的不锈性有害;钢中Mo对钢的不锈性有不良影响。但是,实际海洋性大气排片试验结果却指出,在钢中无Cr的情况下,碳和锰对钢的不锈性均无有害影响;不含Ni、Cr的高C、Mn、Al、 $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢10Mn18Al7Mo2具有足够的耐蚀性(试验10000小时)。由于10Mn18Al7Mo2钢具有稳定的双相结构,强度高、韧性好。但是,截面尺寸大于50mm的10Mn18Al7Mo2固溶处理后,由于有害相的沉淀引起过高的内应力。因而自然放置过程中极易出现爆裂,以致影响了它的实际应用。

七、各种高镍高镍($\text{Ni} \geq 30\%$)耐蚀合金

50年代仿制了Cu—28%的Ni70Cu28,用于耐氟气、氟化氢气和氢氟酸的腐蚀。60年代起,由于我国核工业的建立和发展的需要,先后研制了Ni—Cr、Ni—Mo、Ni—Cr—Mo、Ni—Cr—Mo—Cu等类型的镍基耐蚀合金和Ni—Fe—Cr、Ni—Fe—Mo—Cr、Ni—Fe—Cr—Mo—Cu等类型的铁镍基($\text{Ni} \geq 30\%$, $\text{Ni} + \text{Fe} \geq 60\%$)耐蚀合金并获得了实际应用。

我国最早研究并在核工程中大量应用的镍基耐蚀合金为含Mo2—3%的Ni—Cr—

Mo合金NS71。它早期主要用于耐高温HF气和含F⁻、Cl⁻的物料的腐蚀,制造湿法和干法生产UF₄的反应器。随后,仿制了0Cr30Ni70(ЭИ442)合金,用于要求无磁又耐常温NF₆等氟化物气体腐蚀条件下。所仿制的Ni—Mo合金0Ni65Mo28Fe5V,主要用于耐盐酸,高温硫酸,同时还用于电真空材料。在耐蚀合金中,高Cr、Mo的Ni—Cr—Mo型合金用途最为广泛。我国所研制的0Cr17Ni70Mo66,00Cr16Ni60Mo16W4(低C型Hastelloyc),主要用于耐氯化物溶液腐蚀,在耐孔蚀和缝隙腐蚀方面具有优良性能。80年代为解决单晶硅多晶硅生产中所遇到的氯化物腐蚀和解决Ni—Cr—Mo—(W)合金焊后劣化问题又仿制了超任C,不含W且Si量低的Hastelloyc—4合金(00Cr16Ni65Mo16),生产了板、棒材和焊管。由于一个偶然的发现,曾发现微量铜的存在可使00Cr16Ni65Mo16(—W4)合金的耐氢氟酸的性能显著提高。从而发展了远较Ni70Cu28性能为佳的耐氢氟酸材料。这是耐氢氟酸用金属材料领域中的一个重要进展。研究表明,铜在Ni—Cr—Mo合金中的良好作用主要是合金表面富铜层的形成。

在铁镍耐蚀合金的发展中,为解决含F⁻、Cl⁻酸介质的腐蚀,同时既耐HNO₃又耐H₂SO₄等介质条件,60年代中期,一种含Cr≥26%的Ni—Fe—Cr—Cu合金(NS71)得到了发展。为解决提镍工程中耐孔蚀的需要且价格低于00Cr16Ni65Mo16合金,含Mo~12%,Cr~20%的Ni—Fe—Cr—Mo合金于1965年研制成功。70年代初到现在,国内在研究核动力蒸汽发生器用耐应力腐蚀合金方面取得了显著进展,一种性能既优于18—8不锈钢又优于Inconel 600耐蚀合金的铁镍基新合金已正式用于核工程上。合金Ni、Cr等之类的恰当控制,此合金既不产生穿晶型也不产生晶间型应力腐蚀断裂。

VOD冶炼不锈钢的工艺研究

抚顺钢厂赵士英

一、攻关课题的想出和攻关效果

不锈钢炉外精炼技术,自六十年代中期间世以来,在世界各国得到了迅速的发展。目前世界上不锈钢总产量的75%是由炉外精炼方法生产的。为了适应我国国民经济发展对不锈钢的需要,抚顺钢厂于80年由西德引进了一台30—60吨VOD炉,该设备自81年6月投产以来到84年5月共冶炼不锈钢1341炉,钢锭量32115吨,其中超低碳不锈钢217炉,钢锭量5187吨。

由于这台设备没有引进工艺软件,因而工艺的研究和开发就成为这台设备能否更好发挥作用的關鍵。由表1看出:在攻关前这台设备的各项技术经济指标与国外水平有较的差距。根据当时国内许多特殊钢厂正着手制造或筹建VOD炉的形势,VOD炉的工艺

研究势在必行，因此在83年全国第一次低合金钢和合金钢攻关会议上被列为国家科委攻关课题，其合同编号为专2—1。具体攻关目标见表1。

表1 VOD炉的三个水平和攻关效果

攻关项目	气体含量ppm		包衬寿命	铬回收率	脱硫率	氧气利用率
	[H]	[O]	次	%	%	%
国外水平	2—3	30—60	25—30	98—100	50—80	40—50
攻关前水平	3—6.5	50—100	8—10	98.2	35	20—35
攻关目标	≤3	≤50	83年12—15 84—85年≥20	≥98.5	≥50	≥40
攻关效果	2.58	41.9	20	99.5	58.2	43.3

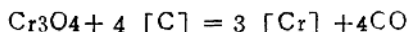
在83年，我们对冶炼工艺参数用电子计算机进行了回归处理，并采用正交设计等方法，对影响上述攻关目标的冶炼工艺参数进行了多次试验和验证。并在此基础上对操作规程进行了修订。因而取得了较好的效果。表1列出84年1—5月份的攻关效果。由表1看出：各项指标均达到了攻关课题的要求，其中精炼后钢中氢、氧含量、脱硫率、铬氧气利用率均达到了国际水平。

二、工艺问题的讨论

(一)、影响脱碳的工艺因素

对不锈钢来说，最主要的要求是具有良好的耐腐蚀性能，而提高不锈钢耐腐蚀性的最有效途径是将钢中碳含量降到0.03%以下。因此，冶炼不锈钢的主要矛盾就是“降碳保铬”VOD正是利用真空这一优势来解决这个矛盾的，我们冶炼的超低碳不锈钢炼成率100%，最低含碳量为35ppm，那么影响钢水脱碳的因素有哪些呢？

众所周知：高铬钢水的脱碳反应可用下式表示：



$$K = \frac{a^3_{\text{Cr}} \cdot P^4_{\text{CO}}}{a^4_{\text{C}}}$$

$$[\%C] = \frac{1}{f_c} \sqrt[4]{\frac{[\%Cr]^3 \cdot f^3_{\text{Cr}}}{K} \cdot P_{\text{CO}}} \quad (1)$$

由(1)式可知：影响高铬钢水脱碳的热力学条件是 P_{CO} 和钢水温度。

1、真空度的影响：

试验结果表明：吹氧真空度对终点碳影响不大，因为蒸气喷射泵的6—4级都并联了一个相同抽气能力的拉瓦尔喷嘴，所以在吹氧时它的抽气能力很大，当碳氧反应结束时，真空度都在30—35mb，这证明了这台蒸气喷射泵的设计是合理的。

2、钢水温度:

吹氧后钢水温度愈高, 终点碳愈低, 所以冶炼超低碳不锈钢时, 为了获得较低的碳含量, 应适当提高初炼钢水温度。

3、供氧速度:

VOD吹氧脱碳分为两个阶段, 即大于临界碳含量的高碳区和低碳区, 而碳的氧化模式为:

(1) 直接氧化: $[C] + [O] = \{CO\} \uparrow$

(2) 间接氧化: $Me_{xoy} + Y [C] = X [Me] + Y \{CO\} \uparrow$

在高碳区, 碳的直接氧化和间接氧化是同时发生的, 此时反应的限制性环节是供氧速度, 试验结果说明, 此时提高氧速度加快了脱碳速度。而在低碳区, 脱碳的动力学公式为:

$$\frac{d[\%C]}{dt} = -\frac{A}{V} \times \frac{D}{\delta} ([\%C] - [\%C]_{平}) \quad (2)$$

式中D为钢液中碳的扩散系数, δ 为钢液侧扩散层厚度, $K = \frac{D}{\delta}$ 为传质系数。

由(2)式可知: 在低碳区由于[C]的降低 ($[\%C] - [\%C]_{平} = \Delta C$) 的变小, 此时脱碳的限制性环节为[C]在溶池中的传质, 此时提高供氧速度只会加速铬的氧化。试验结果说明: 供氧速度对吹氧中点碳影响不大, 过份的提高供氧速度还会使钢水产生严重的喷溅和降低氧气利用率。

4、供氧量

VOD冶炼超低碳不锈钢时, 钢水脱碳分为两个过程: 即吹氮脱碳和真空碳脱氧(简称二次脱碳)。我们将这两个过程称为脱碳期。

每吨钢耗氩量愈多, 钢的碳含量愈低, 在吹氧脱碳的高碳区供氩量是不变的, 关键在于提高低碳区时的供氩量, 这不仅能增加传质系数K, 而且在低碳区, 由于铬的氧化, 在钢水表面形成了一层块状的富铬渣, 分析结果(Cr_2O_3)为20.7~28.3%, 这不仅阻碍了氧气流和钢水直接接触, 而且恶化了碳的直接氧化和间接氧化的动力学条件, 增大吹氩量就能把这层氧化物吹开, 并使它们卷入钢中。

在真空碳脱氧期的脱碳反应, 主要在钢液表面进行并有少量的悬空流滴脱碳, 根据“表面更新”理论, 增大吹氩量, 就加快了钢包内钢水环流速度, 也就是加快了钢水表面更新速度, 而且增加了钢液悬空流滴脱碳的机会。为了说明这个问题, 表2选择了吹氧终点碳相同, 吹氧后温度相近, 而供氩量不同的成品碳结果。

表2 真空碳脱氧期的氩耗量对成品的影响

炉号	吹氧终点碳 %	成品碳 %	温度 ℃	Ar流量 NL/分	Ar单耗 NL/T
111006	0.02	0.008	1690	100	54.8
110826	0.02	0.015	1690	60	33.8
110863	0.02	0.02	1685	0	0

综上所述,在真空度变化不大的情况下,提高钢水温度和在吹氧后期提高供氧量是降低钢中碳含量的有效途径。

(二)、铬回收率的影响因素

Hg·Bauer等指出,理论上含Cr18%,温度为1700℃的钢水,常压下将碳降到0.22%时铬开始氧化,而当 $P_{Co}=0.1$ atm时,将碳降到0.025%时铬才开始氧化。但在生产实践中铬开始氧化的碳含量却比0.025%高得多,西德Witten厂VOD炉的生产结果表明:碳降到0.15%时,铬即开始氧化。所以铬回收率是衡量工艺是否先进的主要技术经济指标。

1、开吹温度:

高铬钢液有碳、铬选择氧化的问题,从公式(1)看出:温度愈高、碳优先氧化,反之铬优先氧化,所以为提高铬回收率,应提高初炼钢水温度,根据我们试验结果,初炼钢水温度为1580—1620℃是适宜的。

2、吹氧终点碳:

随着吹氧终点碳含量的降低,铬的氧化量增加,虽然这部份被氧化的铬,在吹氧结束后的还原过程中可以将其大部分还原,但铬的氧化量增加不仅加重了后期操作的负担,而且稍不正常就会使铬回收率降低。因此,为提高铬回收率,应根据钢种对碳含量的求来控制吹氧终点碳,不应过份追求很低的终点碳。

3、供氧制度:

表3 供氧制度对铬回收率的影响

供氧制度	吹前成分%		终点碳 %	耗氧量 NM ³ /T	吹氧后铬 回收率%	吹回温升 ℃
	C	Si				
A	0.59	0.18	0.032	10.6	95.4	60
B	0.58	0.19	0.029	13.3	92.7	100
C	0.57	0.20	0.028	12.4	91.3	110

表3为初炼钢水碳、硅含量、吹氧终点碳及其它工艺因素非常相近的炉号,由于供氧制度不同,吹氧后铬回收率有较大的差异。表中A为:开吹氧量8 M³/分,4分钟为11 M³/分,当废气温度平稳,压力下降后改为8 M³/分(我们称之为缓吹);B为没有缓吹,C同A但氧浓差电势下降到零后,继续吹氧6分钟(我们称为过吹)。

由表3看出:采用缓吹而无过吹的供氧制度,吹氧后铬回收率高,其原因本文已在影响脱碳工艺因素一节中有所讨论。同样,电势下降到零后,说明碳氧反应已经停止,如不及时停氧就会造成铬的氧化。

造成过吹的原因大多是根据理论或经验公式计算出来的吹氧时间不到,电势就下降到零,担心碳高而过吹。我们认为:由于钢水温度、氧枪高度、氧气压力等因素的影响,氧气利用率每炉都不尽相同,而且有时差异很大,因此计算出来的吹氧时间只能做

为参考，而不能做为停氧的依据（指冶炼超低碳不锈钢）。因此，正确的掌握供氧制度，也是提高铬回收率的重要手段。

4、还原时间：

以上所讨论的几点都是吹氧期的操作，但不管怎样注意，吹氧期铬总是要氧化的，因此吹氧后的还原对提高铬回收率同样是重要的。

据试验：冶炼超低碳不锈钢时，真空碳脱氧期，只能将铬回收率提高1%左右，因此大部分氧化铬要靠精炼期来还原。我们将渣料，脱氧剂加入后在真空下保持的时间称为氧原时间。表4为还原时间对铬回收率的影响。

表4 还原时间与铬回收率的关系

还原时间（分）	<10	10—14	15—20
炉数	13	26	127
铬平均回收率（%）	97.3	98.7	99.7

由上表看出：还原时间 ≥ 15 分钟，铬回收率高。因为吹氧后渣中 Cr_2O_3 很高，加入渣料及还原剂后，总要有一定的成渣及反应时间，还原时间太短，渣中的氧化铬就不能被充分还原。为此要注意控制初炼钢水成分，避免在还原期补加过多的铁合金，造成温降过大。

5、炉渣碱度：

还原期炉渣中（ Cr_2O_3 ）含量与渣碱度的关系见图4，随着碱度增加，渣中 Cr_2O_3 含量急剧下降，当碱度 > 2 时，渣中 Cr_2O_3 含量变化不大。所以为了提高铬的回收率，精炼期的渣碱度应控制在2—3。由于VOD炉是单渣操作，所以初炼钢水的硅含量对精炼期的渣碱度有很大影响，初钢的 $[\text{Si}]$ 不宜控制太高，但是控制太低会影响初炼钢水铬的回收率，因此综合考虑这两个因素，初钢中 $[\text{Si}]$ 应控制在 $\leq 0.40\%$ 。

（三）、氧气利用率

氧气利用率为氧的脱碳效率，它可用下式计算：

$$\eta_{\text{O}_2} = \frac{\text{碳的氧化量} \times 0.933}{\text{实际耗氧量}} \times 100$$

提高氧气利用率不仅能缩短吹氧时间，而且减少了铬的氧化，对提高铬回收率和包衬水寿命都是有利的。

1、开吹温度：

图1为初钢 $[\text{C}] 0.5\% \pm 0.02\%$ 时，开吹温度对 η_{O_2} 的影响，可以看出：开吹温度愈高， η_{O_2} 愈高，所以为了保证 $\eta_{\text{O}_2} \geq 40\%$ ，开吹温度应控制 $\geq 1580^\circ\text{C}$ 。

2、初钢碳含量：

图2为开吹温度 $1590—1600^\circ\text{C}$ 时，开吹碳含量与 η_{O_2} 的关系。可以看出：