

第七届全国焊接学术会议 论文集

PROCEEDINGS OF THE 7TH CHINESE NATIONAL
CONFERENCE ON WELDING

第 4 册

1993年6月3日—6日 中国青岛



中国机械工程学会焊接学会

第七届全国焊接学术会议 论文集

PROCEEDINGS OF THE 7TH CHINESE NATIONAL
CONFERENCE ON WELDING

第 4 册

1993年6月3日—6日 中国青岛

江苏工业学院图书馆
藏书章



中国机械工程学会焊接学会

中国机械工程学会焊接学会各专业委员会评审出的第七届全国焊接学术会议A类论文452篇, B类论文292篇。《第七届全国焊接学术会议论文集》收入专题报告5篇、A类论文429篇(不符合制版要求及放弃刊登的论文23篇)和全部B类论文题录, 共分七册出版。除大会专题报告安排在第1册外, 其它各册所包括的专业委员会如下:

第1册: Ia、Ib、Ic、XIX

第2册: II、XI、

第3册: IIIa、IIIb、IIIc、XVI、XVIII、XX

第4册: IXa、IXb

第5册: X、XV

第6册: XIIa、XIIb、XVII

第7册: IVa、IVb、IVc、IVd、V、VIII、XIII、XIV

目 录

IX a

管线钢焊接冷裂纹的预测与防治	张文慎等	4—1
电铸镍与1Cr18Ni9Ti焊接熔合区裂纹的研究	鹿安理等	4—6
控制应变法防止凝固裂纹产生的研究	吴爱萍等	4—11
X 20CrMoV12.1与10CrMo9.10钢异质接头的焊接	田志凌等	4—16
微量硼对一种HSLA钢粗晶区精细结构与韧性的作用	田德蔚等	4—21
九江长江大桥用15MnVNq-C钢焊接过热区低温韧性的研究	孙静涛等	4—26
Cr11MoV/20CrMoV异种钢接头熔合区组织与冲击断裂机制	杨永兴等	4—31
激光重熔镍基合金涂层	陈忠孝等	4—36
金属基复合材料与钛合金电阻点焊连接特征的研究	唐金蓉等	4—41
GH169焊接性研究及液氧容器焊接	于尔靖等	4—46
堆焊钴铬钨钼硬质合金的强化机制	艾宝端等	4—51
夹杂物与氢对15MnVNq(C、V)钢对接接头冷弯性能的影响	江崇华等	4—56
铬钼钢焊接接头HAZ软化区蠕变断裂的研究	杨德新等	4—61
18Ni马氏体时效钢电子束焊后局部热处理的研究	陈晓风等	4—66
激光重熔铁基合金涂层的研究	陈忠孝等	4—71
FN(Fe-Ni-Cr)合金焊接性研究	赵恒勋等	4—76
药芯焊丝焊缝金属冷裂敏感性研究	李春旭等	4—81
微合金钢HAZ组织与硬度的计算机预测<1> ——数学模型	唐慕尧等	4—86
异种钢接头熔合区性能和高温蠕变断裂强度的研究	王同芬等	4—91
辅助热源影响焊缝应变规律的数值分析	吴爱萍等	4—96
HSLA钢焊接粗晶区中的硼	田德蔚等	4—101
XM27与304L不锈钢焊接接头晶间腐蚀的研究	王兆清等	4—106
WX52管线钢焊缝的SCC研究及合金元素的影响探讨	米运卿等	4—111
双相不锈钢复合板埋弧自动焊研究	孙敦武等	4—116
316L、316Ti焊接接头在600℃热对流钠中的腐蚀行为	夏天东等	4—121
模拟计算HAZ氢的扩散及其微区聚集	张初冬等	4—126
C、Al、Ti对钢的热影响区韧性影响研究	钱百年等	4—131
不同晶粒度尺寸C—Mn钢低温韧性的研究	陈剑虹等	4—136
含V、N低合金钢中V(C、N)状态及晶粒尺寸对韧性的影响	田 燕等	4—141
焊接裂纹预测及诊断专家系统(MCPDES)	李午申等	4—146

球形非金属夹杂物与焊缝金属的断裂	马 杭等	4—151
焊接工艺因素及焊后热处理对CrNiMo钢HAZ韧性的影响	许玉环等	4—156
马氏体和奥氏体不锈钢焊接性研究	韩怀月等	4—161
快冷法减少30CrMnSiA钢焊接热裂纹	王者昌等	4—166
管线钢的局部脆化研究	钱百年	
贝氏体钢微观断裂过程的研究	阎 澄等	4—171
微钛、铌合金化调质高强钢及其HAZ的韧化	田 燕等	4—175
奥氏体—珠光体异种钢焊接边界的转化	潘春旭等	4—180
12CrNiMoVNb钢近缝区微裂纹的成因分析	梁东团等	4—185
微合金钢HAZ组织与硬度的计算机预测<II> ——实验研究	唐慕尧等	4—190
异种钢焊接接头熔合区马氏体带的化学成分和 组织结构	陆文雄等	4—195
合金钢焊接区扩散氢动态分布的微机图象处理	杜则裕等	4—200
CrNiMo钢焊接HAZ组织和晶粒度对其韧性的影响	张文镇等	4—205
PKM加压汽化炉阀门密封面堆焊裂纹的分析研究	王富业等	4—210
316Ti焊接接头在550℃静态钠中腐蚀1500小时的表面膜	陈学定等	4—215
WCF60钢焊接性的试验研究	张国九等	4—220
局部预热条件下焊接拘束应力的计算	侯文考等	4—225
二次热循环对管线钢过热区韧性的影响	高惠临等	4—230
2CrMoNiV钢焊接热影响区的相变及预热的影响	魏洪涛等	4—235
C-Mn钢的延时性断裂过程及其对脆断的影响	马 杭等	4—240
9Cr-1Mo钢的焊接性研究	王振家等	4—245

IXb

低合金奥-贝球铁电弧焊焊条的研究	周振丰等	4—250
铝-锂合金焊接气孔研究	张修智等	4—255
应变速度对铝合金结晶裂纹敏感性影响机制的研究	刘仁培等	4—260
铝锂铜镁合金的焊接热裂纹行为	贺运佳等	4—265
铸铁型焊缝裂纹机理试验法研究	凌泽民等	4—270
Al-Li合金焊接接头强度与微观组织	于尔靖等	4—275
变形速度对铝镁合金结晶裂纹的影响	于尔靖等	4—280
渗铝钢管焊接的试验研究及应用	李亚江等	4—285
Al-Mg合金电子束扫描焊接晶粒细化的形核机理	陈晓风等	4—290
铈含量对2090合金焊缝结晶裂纹倾向的影响	高大路等	4—295
用扩散焊法制造钛镍合金箱	王者昌等	4—300

LD10CS较厚板焊接接头应力腐蚀试验研究	陈蕴蓉等	4—305
HAL77-2A铝黄铜焊接裂纹的研究	杨德新等	4—310
AL合金焊接热裂纹的控制	王者昌等	
Al-Li-Cu-Mg合金焊缝气孔倾向与特征	孙世英等	4—315
铝合金焊丝的表面处理(二)	周 宣等	4—320
铸造铝青铜熔化极气体保护焊的试验研究及应用	赵 钰等	4—325
大型铸件断裂纹焊接修复	王洪春等	4—330
TAL工业纯钛焊接气孔的防治	郑思贵等	4—333
He+Ar混合气体保护焊的钨极形状研究	孙敦武等	4—338
高频输送焊管应力腐蚀破裂动态行为的研究	董俊明等	4—343

B类论文题录:

HIX a-053-93(B)	TiN大粒子对钒氮钢母材及HAZ韧性与疲劳性能的影响	田 燕等	清华大学机械系焊接室
HIX a-054-93(B)	管线钢焊接过热区的显微组织结构分析	高惠临等	西安石油学院焊接室
HIX a-055-93(B)	HW80钢的再热裂纹研究	李晶丽等	沈阳中科院金属所 十一室
HIX a-056-93(B)	球形非金属夹杂物的应力分析	马 杭等	甘肃工业大学焊接所
HIX a-057-93(B)	WB36集箱低硫氢致裂纹返修	牛明安等	上海锅炉厂核电办
HIX a-058-93(B)	输油气管环缝焊接接头韧性的研究	侯蕊涵等	西字石油学院焊接室
HIX a-059-93(B)	插销试样冷裂纹启裂位置和缺口根部局部熔化的试验研究	林 青等	哈尔滨焊接研究所
HIX a-060-93(B)	15MnVNR钢模拟HAZ粗晶区再热脆化的研究	尹慧芝等	冶金部建筑研究总院
HIX a-061-93(B)	高频套管的SCC敏感性评定	董俊明等	西安交通大学焊接室
HIX a-062-93(B)	组合焊缝对中碳合金钢焊接裂纹的影响	孙 威等	太原工业大学焊接所
HIX a-063-93(B)	插销断口韧断区中氢致缺陷的研究	李素兰等	武汉水运学院焊接室
HIX a-064-93(B)	多层焊对低碳及合金钢焊缝组织的电镀研究	潘春旭等	武汉水运学院船机系
HIX a-065-93(B)	焊接接头微区塑性变形分析的一种新方法	刘建华等	华中理工大学焊接室
HIX a-066-93(B)	用P5焊条焊接13CrMo44钢熔合区附近碳迁移行为的研究	于启湛等	大连铁道学院焊接室

HIX a-067-93(B)	高频输送焊管微区腐蚀电位分布	戚继皋等	西安交通大学焊接室
HIX a-068-93(B)	高强钢焊接接头抗裂性的测试方法探讨	万秋生等	南昌航空工业学院 焊接室
HIX a-069-93(B)	刷镀过渡层的试验研究	袁建国	湘潭大学机械系焊接室
HIX a-070-93(B)	X70管线钢焊接接头HIC性能的研究	戚继皋等	西安交通大学机械 工程系
HIX a-071-93(B)	Mn-Si系多层焊缝“侧弯花样”的研究	阴生毅等	太原重型机器厂
HIX a-072-93(B)	氢对钢脆性影响评价的新参数	于启湛等	大连铁道学院焊接室
HIX a-073-93(B)	X70管线钢焊接接头在H ₂ S介质中的应力腐蚀研究	高振华等	西安交通大学焊室
HIX a-074-93(B)	汽轮机高压缸体裂纹冷补焊工艺	孙裕昌等	石家庄河北省电力试验 研究所
HIX a-075-93(B)	0Cr13压力容器的不预热焊接	周瑞康	上海中华造船厂
HIX a-076-93(B)	裂解反应器炉管的焊接试验	邹莱蓬等	北京航空航天大学 焊接室
HIX a-077-93(B)	15MnCrVCu耐热钢模拟焊接热影响区组织和性能的研究	于启湛等	大连铁道学院焊接室
HIX a-078-93(B)	组织遗传对接头韧性的影响	帅玉峰等	太原山西机床厂14分厂
HIX a-079-93(B)	X70管线钢焊接热影响区韧性的研究	王 勇等	东营市石油大学焊接室
HIX a-080-93(B)	苏产670吨锅炉汽包接管座角焊缝缺陷挖补实践及可靠性分析	冯万春等	黑龙江省电力研究所
HIX a-081-93(B)	厚板焊接性分析	孙昌茂等	宝鸡桥梁厂技术处
HIX a-082-93(B)	15MnVN钢层状撕裂机理的探讨	于启湛等	大连铁道学院
HIX a-083-93(B)	拆炉机仿业工具提高寿命的研究	陈口贵等	太原山西机床厂14分厂
HIX a-084-93(B)	3Cr13马氏体不锈钢活塞的表面复层堆焊	帅玉峰等	太原山西机床厂14分厂
HIX a-085-93(B)	重载齿轮焊接工艺研究及生产应用	高慧珍等	太原重型机器厂焊接处
HIX a-086-93(B)	冷焊拉丝模	孙玉良	廊坊市焊接技术应用 研究所
HIX b-021-93(B)	喷补技术修复铸铁件小型缺陷的工艺研究及应用	彭高嶂等	重庆大学焊接教研室
HIX b-022-93(B)	100吨灰口铸铁床身裂缝补焊	韩长功等	山海关桥梁厂

HIXb-023-93(B)	汽车柴油机罐盖焊接性分析及裂纹 焊补工艺	杨世杰等	太原工业大学焊接材料 研究所
HIXb-024-93(B)	铝合金氩弧焊工艺研究及热影响区 温度测试	赵恒勋等	洛阳船舶材料研究所
HIXb-025-93(B)	模拟焊接热循环研究球墨铸铁焊接 接热影响区的组织	彭高嶂等	重庆大学焊接室
HIXb-026-93(B)	防锈铝MIG焊缝扩散氢和气孔敏感性 的研究	熊家林等	华中理工大学焊接 教研室
HIXb-027-93(B)	钛合金焊缝污染特征的研究	李朝光等	北京航空航天部六二一 研究所
HIXb-028-93(B)	灰口铸铁激光表面处理试验研究	刘书华等	大连铁道学院
HIXb-029-93(B)	防锈铝MIG焊接接头保护与焊接工艺 参数的研究	熊家林等	华中下工大学焊接 教研室
HIXb-030-93(B)	钛与镍固态下焊接	王者昌等	沈阳中国科学院金属 研究所
HIXb-031-93(B)	锰铜基高阻尼合金的焊接工艺研究	刘克非等	洛阳船舶材料研究所
HIXb-032-93(B)	焊后铝合金6063机械性能分析	屈金山等	成都西南交通大学

管线钢焊接冷裂纹的预测与防治

天津大学

张文钺

摘 要

本文根据作者多年来在焊接冷裂纹研究的基础上,对国产管线钢的焊接性问题进行了分析,认为焊接 HAZ 硬化因子(包括化学成分和冷却条件)、拘束应力与应变、以及焊接区氢的扩散行为是管线钢焊接时产生冷裂的主要影响因素。

对于预测低碳低合金高强钢 HAZ 最高硬度,提出了一个新的计算公式,对管线钢焊接如何正确选择最佳局部预热温度,提出了一种合理的预热方式及应遵循的基本原则。

作为管线钢焊接冷裂敏感性的预测(包括 X60、X70、X80),本文提出了“临冷却时间 t_{cr} ”为判据的计算公式,经过实际验证,所建立的判据具有较高的可靠性,对管线钢焊接防止冷裂问题具有很好的指导意义。

关键词: 管线钢、硬化因子、拘束应力、局部预热、焊接冷裂纹预测

一、前 言

我国在“六五”期间已研制出 X60、X65 级管线钢,并已成功地用于管线敷设。于此同时, X70、X80 管线钢已着手研制,在常规力学性能、抗腐蚀性能和焊接性能等方面已进行了许多试验研究,为发展我国油气输送管线,紧追世界先进水平提供了有利的条件。

据资料表明,目前我国油气输送管线已建成 14 万公里之多,预计到本世纪末,包括原油、成品油和天然气的输送管线将达到 20 万公里。这是摆在石油战线一项艰巨的任务。这里应强调指出,管线钢的重要性能之一就是必须具有优良的现场焊接性。

我国自 1978 年以来,已经建成的管线多为 X46、X52 级的管线钢,少量采用了 X60、X65 级。选用的焊条多为纤维素焊条。根据我国的实情,南疆油气输送管线钢至少应采用 X52~X70 级为宜,所选用的焊接材料不应是纤维素焊条,而应采用低氢型全位置焊条和 CO₂ 气体保护焊及药芯焊丝。因为增氢进入焊缝会产生冷裂纹。

焊接冷裂纹是一种具有延迟特性的危险性缺陷,它是引起管线脆性断裂、产生腐蚀破坏的发源地。1974 年阿拉伯湾已有氢引起管线钢发生冷裂而导致破坏的事故。

本文在以往研究焊接冷裂纹的基础上,对国产管线钢的焊接性问题进行了深入地探讨,对施工焊接时产生冷裂纹的有关影响因素进行了全面地分析。

本文将对以下问题进行讨论:

- 1、管线钢的碳当量及 HAZ 硬化因子
- 2、管线钢焊接时氢的扩散及聚集
- 3、管线钢焊接时的拘束应力
- 4、局部预热温度的合理选择及附加应力
- 5、管线钢焊接冷裂纹的预测及防治

二、HAZ 硬化因子

大量生产实践证明,碳当量和硬化倾向能大致反映该钢种的焊接性和裂纹倾向。在许多冷裂纹判据中,经常用 HAZ 的最高硬度来表征组织因素对冷裂倾向的影响。一些工业发达国家,相继建立了适合本国的 HAZ 最高硬度计算公式,如铃木公式、Düren 公式、Cottrell 公式、寺崎公式、Hart 公式等。国内在这方面的研究还比较少,只见到少量报导。

本文就国产低合金高强钢,采用热模拟焊接 HAZ,测定最高硬度获得大量的数据,从而建立了适合国产钢的最高硬度计算公式⁽¹⁾。

$$HV_{max} = \frac{(HV_m + HV_o)}{2} + \frac{(HV_m + HV_o)}{2} \left[\frac{1 - \exp\{K(\lg t_{8/5} / \lg \tau_{0.5} - 1)\}}{1 + \exp\{\lg t_{8/5} / \lg \tau_{0.5} - 1\}} \right] \quad (1)$$

式中 HV_m —100% 马氏体组织时的硬度, HV_m 仅与含碳量有关:

$$HV_m (1) = 1198C + 280 \quad (\text{调质和控轧钢})$$

$$HV_m (2) = 845C + 304 \quad (\text{非调质钢})$$

HV_o —无马氏体,主要是贝氏体、珠光体及铁素体组织时的硬度,除碳之外还受多种化学成分的影响,本文选取 22 种低合金高强钢,对其中的主要化学成分作多元逐步回归分析,建立了 HV_o 的计算公式:

$$HV_o = 252C + 64Si + 53Mn + 67Mo + 52Cr + 9.6Ni + 66Cu + 120V + 14059B + 93 \quad (2)$$

$\tau_{0.5}$ —对应于 $HV_{0.5}$ 时的 $t_{8/5}$ 冷却时间, $HV_{0.5} = (HV_m + HV_o) / 2$ 。显然, $\tau_{0.5}$ 也与钢种化学成分有密切关系,经实验回归分析,得到如下公式:

$$\lg \tau_{0.5} = 1.894CE + 0.383 \quad (3)$$

$$\text{式中 } CE = C + Mn / 8 + Mo / 5.5 + Nb / 2 + Ni / 35 + Cu / 20 + 30B \quad (4)$$

K —是硬度计算公式的参数,是修正硬度曲线拟合后确定的,它主要受冷却过程中析出沉淀强化元素的影响(如 Mo 、 V 、 Nb 等),经回归分析得到 K 值的计算公式:

$$K = 6.79 + 2.67Mo + 24.6Nb + 3.6Cr - 4.8V - 10Ti \quad (5)$$

采用国产钢所建立的焊接 HAZ 最高硬度计算公式 (1),经 9 种低合金高强钢实测验证,取得 52 个数据,证明具有较高的准确性。

对于管线钢 (TMCP),多属低碳多合金微量元素强化,主要是强化针状铁素体,即使有少量马氏体也属低碳马氏体,因此硬度的限界值可以偏高些。根据实验 X60~X70 允许值 350HV 以下, X80~X100 可在 390HV 以下。

三、管线钢焊接区氢的扩散与聚集

氢是产生冷裂纹的重要因素之一,因此管线钢焊接时应特别注意氢的侵入, X52~X60 钢多数采用纤维素焊条工地施焊, X65~X100 钢为防止过多氢的参入,应采用低氢型焊条或 CO_2 气保护焊。

焊接区氢浓度聚集及其瞬态分布的测定工作至今不够完善,作者 10 年前已开始这方

面的研究,取得一定的成果⁽²⁾。

图1是采用录相法拍摄的氢瞬态逸出时的照片⁽²⁾,由图看出,焊后10min氢气泡大量逸出,而焊后60min,已有相当数量的氧聚集在熔合区。

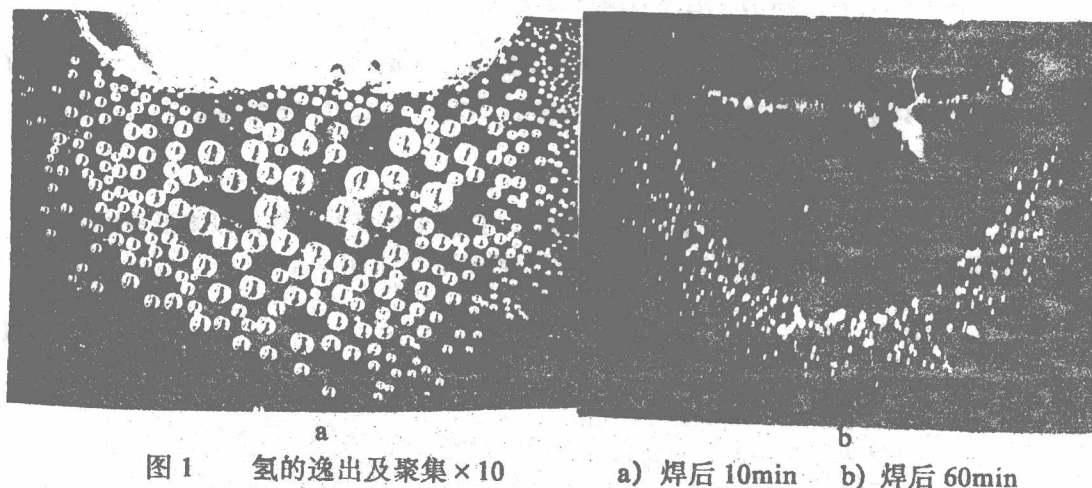


图1 氢的逸出及聚集×10

a) 焊后 10min b) 焊后 60min

四、管线钢焊接时的拘束应力

拘束应力和残余应力是促使产生焊接冷裂纹(氢助裂纹)的重要因素。

各种焊接结构对于不同部位焊接接头的拘束应力的大小决定于受拘束的程度,可以用拘束度 R 来表示,在纯弹性的条件下:

$$R = \frac{Eh}{l} \quad (6)$$

式中 R ——拘束度 ($N/mm \cdot mm$)

h ——板厚 (mm)

E ——弹性模量 (MPa), l ——拘束距离 (mm)

在平板对接时,拘束应力与拘束度有如下的关系。

$$\sigma = mR \quad (7)$$

式中 σ ——拘束应力 (MPa)

R ——拘束度 ($N/mm \cdot mm$)

m ——拘束系数,与钢种有关,对于低合金高强钢手工电弧焊时 $m \approx (3 \sim 5) \times 10^{-2}$ 。

对于管线焊接时,环缝所产生的拘束应力与平板对接不同,应按窄缝 slit 模型考虑,经 slit 研究表明,平均值 $m \approx 8 \times 10^{-2}$,相当平板对接时的两倍。因此,管线环缝焊接时的拘束应力比同样拘束条件下的平板对接要大且较复杂⁽³⁾。

五、局部预热温度的合理选择与附加应力

预热是焊接施工中为防止冷裂纹的重要工艺措施,它一方面改善了焊接热循环特性,增加了冷却时间 $t_{8/5}$ 和 t_{100} ,既能消氢又能改善接头的组织,从而提高了接头的抗裂性。

另一方面, 局部预热由于受热不均匀而产生附加的拘束应力, 使焊接时的拘束应力增大, 因而又恶化了焊接接头的抗裂性。因此, 局部预热对抗裂性的影响具有双重性, 对一定拘束条件下的焊接接头, 存在一个不产生裂纹的“最佳局部预热温度”, 高于和低于都是不利的。

对于国产低合金高强钢, 选择的预热温度可由下式计算。

$$T_p(^{\circ}\text{C}) = -214 + 326Pcm + 17.7[H] + 0.14\sigma_b + 4.73h \quad (8)$$

式中 H ——熔敷金属中的含氢量 (ml/100g), GB——1225-76 法测定

σ_b ——母材的抗拉强度 (MPa)

h ——板厚 (mm)

对于一些大型焊接结构 (包括管线焊接), 只能采用局部预热, 以降低冷裂倾向, 在经试验研究, 由于局部预热而产生的附加应力可由下式计算⁽⁴⁾。

$$\Delta\sigma_T = R\alpha B (T_p - T_o) / h_w \quad (9)$$

式中 $\Delta\sigma_T$ ——局部预热时产生的附加应力 (MPa)

R ——拉伸拘束度 (N/mm·mm)

α ——母材的线胀系数, 约为 $1.14 \times 10^{-5} / ^{\circ}\text{C}$

B ——预热宽度 (mm)

T_p ——预热温度 ($^{\circ}\text{C}$)

T_o ——初始温度 ($^{\circ}\text{C}$)

h_w ——焊缝厚度 (mm), 线能量 $E = 17\text{KJ/cm}$ 时, $h_w \approx 5\text{mm}$

六、管线钢焊接冷裂纹的预测及防治

如何预测和防止冷裂纹, 近年来我们在这方面做了大量的研究工作, 不仅在机理和改善焊接工艺方面, 而且作为预测也先后建立了多种冷裂数据。如焊接 HAZ 最大硬度, 冷裂敏感指数, 插销试验的临界应力, PRRC 试验的临界拘束度等。这些数据都各有所长, 但也都有不足之处。

采用临界冷却时间 t_{cr} 作为冷裂判据, 无论从理论上, 还是从工程实际都是比较合理的。本文采用平板刚性拘束裂纹试验 (PRRC) 对低合金高强钢进行了研究, 在大量试验的基础上, 建立了临界冷却时间判据 t_{cr} 的计算公式⁽⁵⁾：

$$t_{cr} = 370.84Pcm + 73.22lg([H] + 1) + 1.46E + 0.0121(R + \Delta R) - 43.59 \quad (10)$$

式中 Pcm ——钢种化学成分的冷裂敏感指数 (%)

H ——熔敷金属中的扩散氢含量 (ml/100g), GB3965-83

E ——焊接线能量 (KJ/cm)

R ——拉伸拘束度 (N/mm·mm)

ΔR ——局部预热产生的附加拘束度 (N/mm·mm)

$$\Delta R = \frac{R\alpha B(T_p - T_o)}{mh_w} \quad (11)$$

式(11)中的 m 值 (拘束系数) 在 PRRC 试验条件下, $m \approx 4.96 \times 10^{-2}$ 。

为了预测冷裂是否能发生,应根据实际结构焊接时某些部位冷却到 100°C 的实际冷却时间 t_{100} (S). t_{100} 受多种因素的影响 (板厚、线能量和预热等), 计算公式比较复杂。

铃木等人在这方面进行了研究, 绘制出预热温度、板厚、焊接线能量与 t_{100} 的关系图, 如图 2 所示。

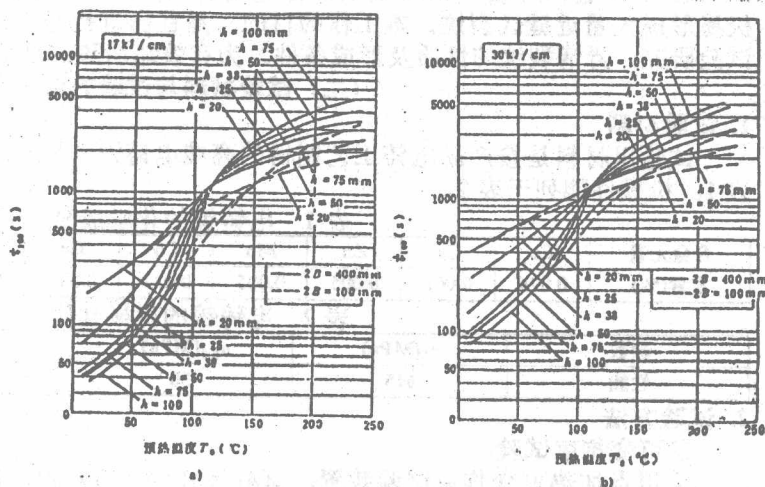
将求得的 t_{cr} 与在图 2 上查得的 t_{100} 进行比较:

$t_{100} > t_{cr}$ 时, 将不产生冷裂纹

$t_{100} < t_{cr}$ 时, 将产生冷裂纹

此时应在工艺上采取措施, 如适当提高预热温度、降低含氢量, 降低拘束条件等, 直到 $t_{100} > t_{cr}$ 时, 才认为是安全的。

图 2 冷却时间 t_{100} 与
E、h、 T_p 的关系
a) 17KJ/cm b) 30KJ/cm
B 为预热宽度



七、结 论

采用本文所建立的临界冷却时间 t_{cr} 计算公式作为焊接冷裂纹的预测具有高度的准确性, 建议在管线钢焊接时试用, 并进一步完善和推广。

参考文献

- (1) 张文钺等: 焊接热模拟HAZ的硬化因子, 《焊接学报》, №4, 1991, 195~200
- (2) 张文钺、大久保曙: 焊接区氢的微观分布及其逸出动态过程的研究, 《第一届高校焊接学术报告会》, 1985年, 兰州
- (3) 陈邦固, 张文钺等: Slit件拘束度和拘束应力的研究, “六届全国焊接年会论文”, H-IXa-038-90
- (4) 陈邦固, 张文钺等: 对焊接预热产生的附加应力问题的进一步研究, 《石油工程建设》, №5, 1987, 1~5
- (5) 张文钺等: 低合金高强钢焊接临界冷却时间判据 t_{cr} 的建立, 《全国六届焊接年会论文》, H-IXa-012-90

电铸镍与 1Cr18Ni9Ti 焊接熔合区裂纹的研究

清华大学 鹿安理 任家烈 吕保才 于淑兰 航空航天部 703 所 邓景云

摘 要

本工作对电铸镍与 1Cr18Ni9Ti 焊接接头电铸镍一侧近缝区的裂纹进行了深入研究。研究确定, 电铸镍近缝区裂纹本质上是一种起裂于熔合区的特殊液化裂纹。研究了裂纹的形成温度与主要影响因素, 并提出了控制措施。

关键词: 电铸镍, 焊接熔合区, 液化裂纹

(一) 前言

电铸镍是一种由电沉积镍而成的材料, 被用来制造某些重要航天器件, 且常常需与 1Cr18Ni9Ti 进行焊接。试验表明, 在电铸镍与 1Cr18Ni9Ti 进行焊接时, 在电铸镍一侧极易形成大量近缝区裂纹。本工作的目的, 是在已进行的工作的基础上^[1], 通过进一步的试验研究, 弄清裂纹的性质及形成条件, 为有效地消除这种裂纹提供措施和依据。

(二) 试验材料与试验方法

1. 试验材料

试验用材料是按产品电铸工艺制得的高纯电铸镍⁽²⁾。试验所用材料的化学成分列于表 1, 机械性能列于表 2。

表 1 电铸镍的化学成分

合金元素	Fe	Cu	Zn	Mn	Co	Cr	Pb	S	P	Ni
重量(%)	0.024	0.001	0.006	0.005	0.031	0.021	0.003	<0.0037	<0.004	余

表 2 电铸镍的机械性能

参数	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ_5 (%)	Ψ (%)
性能	615	430	19	83

2. 试验方法

①可变拘束试验

采用点加热可变拘束试验装置, 试样尺寸为 $150 \times 30 \times 1.5$ (mm)。采用钨极氩弧焊进行焊接加热, 电弧熄灭至冲头动作的延迟时间不大于 0.1 秒。

②高温塑性试验

采用 Gleeble-1500 试验机, 加热速度均为 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$, 加热至某一峰值温度后均温 3 秒, 然后以 $15\text{mm}/\text{秒}$ 的拉伸速率将试样拉断, 或在均温后以规定的冷速冷却至某一温度时, 以同样的拉伸速率将试样拉断, 整个加热与冷却过程均在真空中进行。试样尺寸为 $60 \times 6 \times 3$ (mm)。

③显微分析

除对热塑性试验后的试样断口进行扫描电镜形貌观察与微区成分分析外, 还采用带有更高分辨率的电子能谱分析功能的透射电镜 (Hitachi 800 型) 对电铸镍薄膜试样进行了晶界区域分析。

(三) 试验结果

1. 由可变拘束试验所确定的电铸镍形成焊接裂纹的临界应变值

由可变拘束试验所得的裂纹总长度 TCL 与应变变量 ε 的关系如图 1 所示。由图 1 可知, 当拉伸应变变量超过 2% 时, 开始出现裂纹, 裂纹总长度随着应变量的增加而增加。

2. 加热过程电铸镍的高温塑性与晶界状态

图 2 所示为试验所得电铸镍在加热过程的热塑性曲线, 由图 2 可见, 在 800°C 附近近塑性有一下降区, RA 值降至 70% 左右, 而在 1000°C 附近又恢复至 98% 的高水平。当温度升高到 1440°C 附近时 (如 1438°C), 塑性值急剧下降, 降至极低水平。

在不同温度下断裂的热塑性试样断口形貌示于图 3。加热至 800℃ 时的断口，断口布满韧窝。图 3a 所示的是加热至 1438℃ 时的断口，为典型沿晶断裂。图 3b 为加热至 1445℃ 的断口，许多晶粒表面已形成连续或不连续液相层。

3. 以较快速度冷却过程电铸镍的高温塑性与晶界状态

先使热塑性试样升温至 1445℃，即金属的塑性已下降到极低水平、晶界已严重液化的温度，然后以 100℃/秒的速度冷却，在冷却过程测得的电铸镍的塑性、强度与温度的关系曲线示于图 4。由图 4 可知，随着冷却过程热塑性试验温度的降低，电铸镍的塑性并不能循加热过程的塑性——温度变化曲线（图 2）立即恢复，恢复过程相当缓慢。

以较高冷速冷却过程的试样断口形貌示于图 5。图 5 中 a、b 为冷却至 1380℃ 时的断口，呈典型低塑性晶间断裂特征。部分晶粒具有类似冰糖状断口（见图 5a），部分晶粒表面具有“麻面状”形貌（见图 5b）。与加热过程 1438℃ 的断口（图 3a）相比较，以较快速度冷却至 1380℃ 的断口晶界面存在更多的液相凝固层，这进一步证明了在以较快速度冷却过程晶界处于低塑性状态的温度范围明显变宽。对冷却过程的断口晶粒表面上凝固液层的能谱分析未发现 S、P 与 Pb 等杂质元素的偏聚。进一步冷却到 1100℃ 断裂的试样断口具有两重特征：在 1100℃ 下拉断形成的韧窝状断口与显然在更高温度下试样由于被夹持不能自由收缩而发生局部晶界开裂的断口同时存在。与加热过程比较，此时恢复到的最高塑性值要低得多。如无高温时的开裂，1100℃ 时的塑性值显然应远高于此值。

4. 以较低速度冷却过程电铸镍的高温塑性与晶界状态

同样先将试样加热至 1445℃，但以较低的速度——20℃/秒冷却，在冷却过程测定电铸镍的塑性、强度与温度的关系，试验所得结果示于图 6。由图 6 可见，当温度由 1445℃ 降至稍低于 1435℃ 时，塑性开始恢复。随着温度的进一步降低，塑性值迅速恢复到与加热过程相似的极高水平。

以较低冷速冷却过程在不同温度下断裂的试样断口形貌示于图 7。不难看出，冷却至 1435℃ 时的热塑性试样断口形貌仍具有低塑性沿晶断裂特征，而冷却至 1430℃ 的试样则已具有韧窝状断口。

（四）试验结果讨论

1. 电铸镍近缝区裂纹的形成温度及裂纹的性质

由加热过程与冷却过程的热塑性试验对照电解镍形成裂纹的临界应变值则可知，在 800℃ 附近的塑性降落与电铸镍近缝区低塑性裂纹的形成无直接关系。

显然，裂纹形成于在更高温度下塑性的第二次降落中，此时金属具有极低的塑性。不同温度下热塑性试样断口形貌的系统分析表明，与此极低塑性值相对应的断口多数晶面上有液相层凝固的痕迹；以上试验与分析还表明，当温度降至液相层完全凝固时，则塑性值立即陡升至较高水平。因此不难得出，电铸镍近缝区裂纹本质上是一种与晶界液层的存在有关的裂纹，具有“超实际固相线”性质。某些研究工作者已证实电铸镍在高温易产生较多气体并沿再结晶长大后的晶粒边界形成大量微小气孔^[3]，因而可以推测，这些气体对促使在存在液相层时开裂的晶界区开裂后形成“麻面状”断口形貌可能有一定作用。所以电铸镍中的这种与液相层有关的低塑性裂纹断口经常同时存在“麻面状”与“冰糖状”两种形貌。

为了进一步对照验证以上分析，图 8 示出了电铸镍与 1Cr18Ni9Ti 实际焊接接头中电铸镍近缝区的裂纹断口形貌。比较图 8 与图 5 的 a、b 则可发现，与由高温以较高冷速冷却至 1380℃ 的断口形貌极为相似，且都同时存在上述两种低塑性沿晶断口，即“麻面状”与“冰糖状”断口特征。

所研究的电铸镍纯度很高（见表 1，S、P 及 Pb 的含量均在 40PPm 以下），而断口能谱分析与金属薄膜试样的更高分辨率的电子能谱分析又均未发现晶界面有能形成低熔点相的杂质元素富集现象，因而有理由认为这种较“干净”的晶界存在液相层，实际这就是焊接熔合区的一部分，即局部熔化区，这种电铸镍近缝区裂纹实质是一种熔合区裂纹。

2. 影响电铸镍近缝区裂纹的主要因素与裂纹的控制途径

比较加热、以较快速度冷却及以较低速度冷却过程的热塑性试验结果则不难发现，以上三种过程中，电铸镍处于极低塑性状态的温度范围（即脆性温度区间，图 9）有明显不同。如近似地取 1450℃ 为电铸镍处于固—液态的上限温度，则由以上试验所得到的在三种不同热过程中晶间液相完全消失的温度推算出的脆性温度区间列于表 3。

由以上分析与比较明显可见，电铸镍在被加热到存在液相的状态后，如以较快的速度冷却，则会在凝固过程产生较大的过冷度，使晶间液相层完全凝固的温度降低，从而使金属处于极低塑性状态的温度范围变宽。在较宽的温度范围内必然会承受较大的收缩拉伸应变，导致仍处于低塑性状态的金属开裂。

表 3 由热塑性试验所确定的电铸镍的脆性温度区间

条 件	处于固—液态的上限温度(℃)	晶间液相完全消失的温度(℃)	脆性温度区间(BTR)(℃)
加热过程	1450	1438	12
以 100℃ / 秒快速冷却过程	1450	1380	70
以 20℃ / 秒快速冷却过程	1450	1432	18

根据本工作所得出的以上结果，为控制电铸镍熔合区裂纹，建议采用小电流、低焊速进行焊接。这样能减小焊接熔合区的宽度，并减小熔合区中的液态金属凝固时的过冷度，使电铸镍的近缝区中只有极窄的区域且在极窄的温度范围内处于低塑性状态，从而减小开裂的可能。除此之外，所有能减小结构刚度和直接减小焊接熔合区所承受的拉伸应变的措施都具有益作用。本文作者之一进行的若干试验工作已取得了良好的效果^[1]。

(五) 结论

1) 电铸镍与 1Cr18Ni9Ti 焊接接头电铸镍一侧近缝区裂纹是一种与晶间液相的存在有关的裂纹，其本质是一种特殊的液化裂纹。

2) 当焊接区冷速较高时，使熔合区内的液相凝固过程产生较大的过冷度，实际增宽了熔合区处于极低塑性状态的温度区间，是促使熔合区裂纹形成的主要原因之一。

3) 采用小焊接电流、低焊接速度，能有效地降低焊接区的冷却速度，控制电铸镍熔合区裂纹的产生。

参考文献

- [1] 邓景云，电铸镍与不锈钢焊接裂纹的研究及新型焊丝的研制，宇航材料工艺，1988，No.1
- [2] Duscha R.A. et al, 利用电铸工艺制造液体火箭发动机推力室，国外导弹技术，1981，No.5
- [3] Brooks J.A., et al, Effects of Impurities on The Weldability of Electroformed Nickel, SAND78-8774

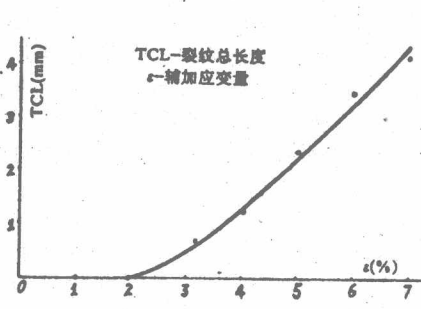


图 1 电铸镍的可变拘束试验结果

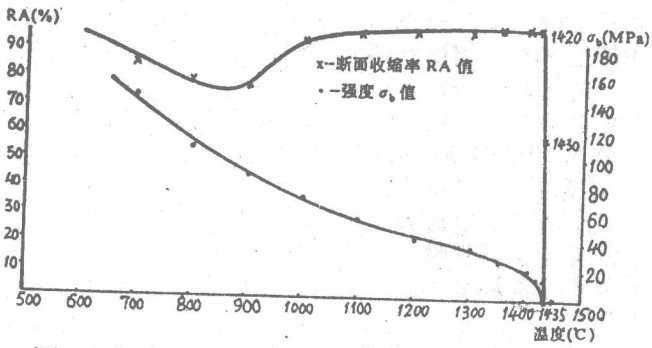


图 2 加热过程的塑性、强度与温度的关系

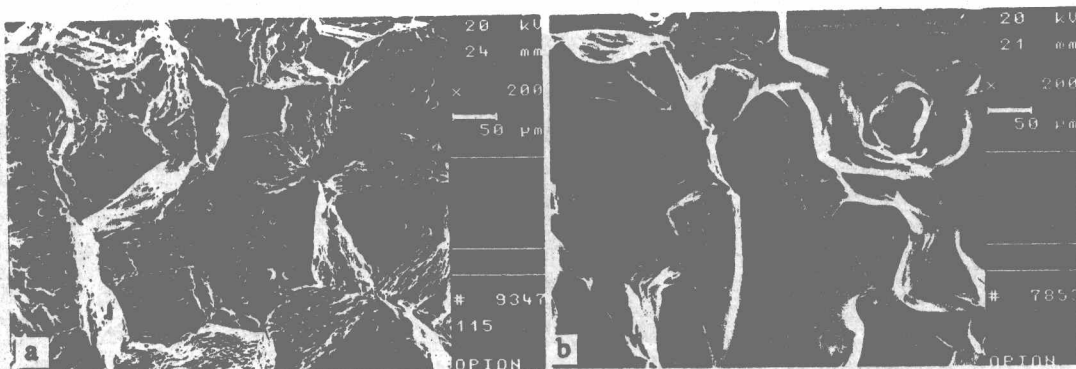


图3 加热至不同温度下断裂的试样断口 a-1438℃断口 b-1445℃断口

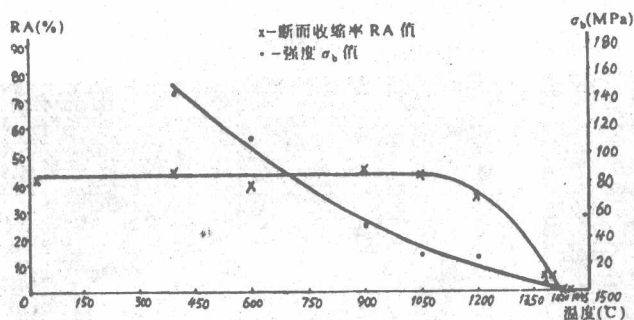


图4 以较快冷速冷却过程的塑性、强度与温度的关系

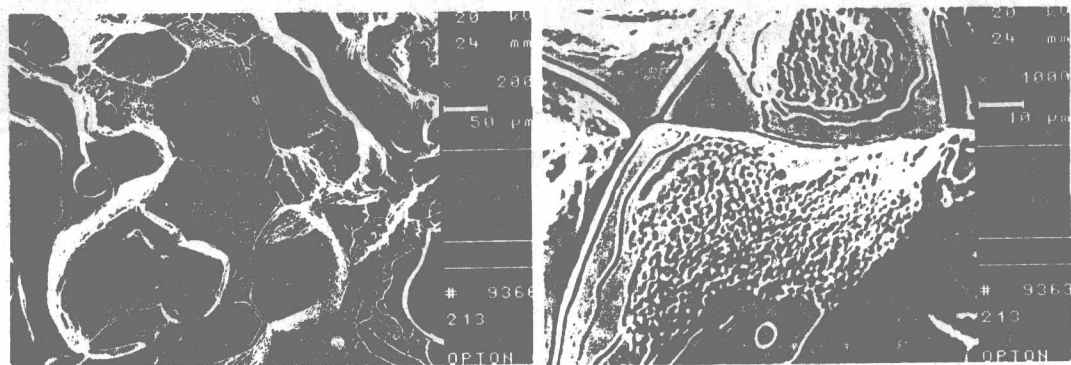


图5 以较快冷速冷却过程 1380℃断裂的试样断口

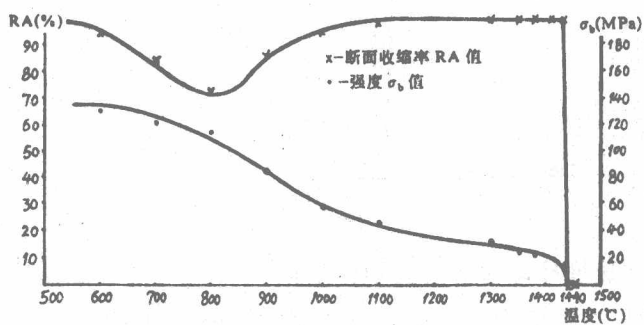


图6 以较低冷速冷却过程的塑性、强度与温度的关系