

庆祝国庆十周年
国外资料

提高含镍量 $1\times 18H9T(\Theta A1T)$ 鋼鋼管的
接觸焊研究

內部資料 注意保存



第一机械工業部

机械制造與工藝科學研究院譯制

1959.9. 北京

簡 介

中央工艺及机械制造科学研究院焊接科受波道尼斯克城的奥尔忠尼启则机械制造厂的委托而进行的本研究工作乃是综合研究工作的一部分（综合研究工作的领导人是技术科学博士盖尼曼 A. C. 教授和技术科学硕士费道尔卓夫鲁奇柯夫 Г. П. ），其目的是研究截面为 32×5.5 公厘的超压锅炉蒸汽过热器 $1 \times 18H12T$ 钢管接触焊的特性以及这种钢管同 $15 \times M$ 及 $12 \times 2M\Phi B$ 钢管相焊接的特性。

由于订货方没有化学组成符合要求的钢管，在试验中就采用了含镍量的 11% 的 $1 \times 18H9T$ 钢管，这相当于 $1 \times 18H12T$ 钢管含镍量的最低极限。

根据试验的结果，研究出了 $1 \times 18H9T$ 钢管焊接过程的参数对焊接接头质量指标的影响问题，并确定了最适宜的参数值，这样就可能推荐出能保证取得在短时及长时间的（达 2000 小时）试验过程中在室温及工作温度下均具有高度机械性能的焊接接头的焊接规范。此外，尚检验了管子在焊接前或后所经受的几种热处理的效果，并研究了管子金属的原始组织对焊接接头性能的影响问题，这种影响就表明了管子奥氏体化的必要性。

在研究工作中证明了 $1 \times 18H9T$ 钢管不经受随后的热处理而焊接的可能性。

$1 \times 18H9T$ 钢同 $15 \times M$ 钢及 $12 \times 2M\Phi B$ 钢的焊接试验，证实了这些具有良好的可焊性。并且， $1 \times 18H9T$ 钢管同 $12 \times 2M\Phi B$ 钢管的焊接接头在工作温度下具有稳定的性能。

参加本项研究工作的有：技术科学硕士斯韞巴克 Э. С. （本项工作的指导人），科学工作者魏贡诺夫 М. В. （金相研究），焊工傑明 В. В. 及钳工瓦尔拉莫夫 В. А. 。

本项研究工作得到了研究院 ОЖС，热处理及金相科，电镀科和金属的物理化学试验科（ОФХИМ）的协助。

焊接科科长：技术科学博士 К. В. 刘巴夫斯基教授。

緒 言

一九五三年中央工艺与机械制造科学研究院会同波道尼斯克城的奥尔忠尼启则机械制造厂进行了 $1 \times 18H9T$ 鋼于室溫及高溫下的性能研究工作，研究結果証明，可以采用 ЭЯ1T 型鋼（含鎳量稍以增高）來制造超压鍋爐裝置的蒸汽管道和蒸汽过热器。

为了全面的研究在超压鍋爐裝置的蒸汽管道和蒸汽过热方面以这种鋼材式 代替 $1 \times 14H14B2M$ 鋼（ЭИ—257）的可能性，中央工艺与机械制造科学研究院正在进行关于管道及过热器的制造工艺（焊接、弯管及热处理），遍体腐蝕及晶間腐蝕的耐蝕性以及在高溫下的强度等問題的研究工作。

本項研究是綜合研究工作（綜合研究工作的指导人为技術科学博士盖里 迈 А. С. 教授和技術科学碩士費道尔卓夫魯其科夫 Г. П.）的一部分，本項研究的目的是研究焊接参数对焊接接头性能的影响和編制蒸汽过热器管子的接触焊规范。同时，为了修正这一工艺的参数 和研究在 575°C 溫度下工作达 10000 小時的焊接接头性能的稳定性，尚研究了在工作溫度下焊接接头的性能。

本項研究工作共分四部分：

1. ЭЯ1T 鋼管的接触焊接过程的研究和在室溫下焊接接头的机械性能的檢驗；
2. ЭЯ1T 鋼焊接接头在工作溫度下的持久强度的研究（工艺試驗）；
3. ЭЯ1T 鋼焊接接头在工作溫度下的持久强度的研究（檢驗試驗）和焊接接头的脆裂傾向的研究；
4. ЭЯ1T 鋼管与 $15 \times M$ 及 ЭИ—531 鋼管的焊接接头机械性能的研究。

研究工作是在中央工艺与机械制造科学研究院焊接科的接触焊接实验实中进行的。

本項工作的参加者有：技術科学碩士斯勒巴克 Э. С.（該項工作的領導人），科学工作者魏貢諾夫 М. В.（作金相工作），焊工傑明 В. В.（作焊接工作）和鉗工瓦尔拉莫夫 В. ПА 在工作中曾得到了研究院金相實驗室，化学實驗室，光譜實驗室，材料實驗室和蠕变實驗室的协助。

鋼在 $800-1200^{\circ}$ 溫度下性能的研究是科学工作者別列日柯夫斯基 Д. И. 在 ООМД 进行的。

СССР

Министерство Тяжелого Машиностроения.

Центральный Научно-исследовательский институт

Технологии и Машиностроения.

蘇聯重型機械制造工業部

中央機械制造與工藝科學研究院

Отдел Сварки

焊 接 處

Лаборатория контактной сварки

接觸焊接試驗室

Отчет по научно-исследовательской работе №30—2395.

第30—2395 科學研究工作總結報告：

Исследование Контактной Сварки Труб из Стали

1X18нст /ЭА1т/ с повышенным содержанием никели

“提高含镍量1X18H9T(ЭА1T)鋼鋼管的接觸焊研究”

莫斯科

1955年9月

目 錄

緒 言	頁次
1. 設備	1
2. 研究方法	2
3. 採用的材料	4
4. 截面為 32×5.5 公厘的 $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管的焊接試驗	7
a. 初步試驗	7
б. 焊接過程的參數對焊接接頭質量的影響	9
5. $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管的連續閃光焊接	16
6. 焊接接頭於工作溫度下的性能	18
a. 熱時效試驗	18
б. 持久強度試驗	22
7. 焊接接頭的抗腐蝕性	25
8. $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管同 $15 \times M$ 及 $12 \times 2M\Phi B$ 鋼鋼管的接觸焊接	29
9. 奧氏體鋼鋼管於接觸焊接時可焊性的比較	33
結論	38
參考文獻	40
附錄：截面為 32×5.5 公厘的 $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管以及 $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管同 $15 \times M$ 鋼及 $12 \times 2M\Phi B$ 鋼鋼管）對接焊接的臨時規程。	41

1、設 備

对鍋爐鋼管尤其是奧氏體鋼管焊接接头的質量要求很高。只有采用接触焊的整个過程：加热、熔化和挤压三阶段全部自动化的焊接設備才能实现这些要求。

焊接過程中的予热是当毛坯端部相接触時通过毛坯的焊接电流的短時脈冲实现的。予热時間取决于功率的大小（开关級数），活动平板的移动速度和焊接前管子的装配質量等。

在予热阶段活动平板作往复运动（焊接变压器是接通的），此阶段直徑續至毛坯的予热能在平板的这种移动速度下自动地轉入熔化阶段为止。繼熔化阶段后的是挤压阶段，此阶段是在焊接电流接通和断开的二种情况下进行的。挤压時，以相当大的应力一挤压力作用于毛坯。

影响接头質量，尤其是焊接奧氏體鋼的接头質量的重要因素是为充分使用規定的挤压力量和防止毛坯于挤压時的相互移动而必需的机器的剛性（其底座、夹紧装置及导向装置）。

为了使管子在夹紧時無論是在焊接前或是焊接后均置于同一軸綫上，焊接机的两套夹紧装置必需具有高度的且又是相等的剛性。

在接触焊實驗室中所进行的奧氏體鋼管的焊接工作（1）和閃光焊接物理特性的研究工作（2）証明，要得到高質量的焊接接头，在焊接奧氏體鋼時必需具有：а）高速度的熔化和挤压；б）相当大的单位压縮压力。

装备有中央工艺与机械制造科学研究院的气动装置的对焊机完全符合上述要求，因为这种气动装置能在与自动操縱焊接過程的同時根据挤压的二个指标，挤压力及挤压力自动控制对接接头的質量。

ЭЯ1Т鋼管的对焊試驗工作和ЭЯ1Т鋼管与 $15 \times M$ 及ЭИ—531鋼管的全部焊接試驗工作都是用装备有中央工艺与机械制造科学研究院的气动装置的75千伏安的对焊机（3）进行的。

气动装置由两个主要部分组成：

a. 机械部分，安装在底座上，包括凸輪機構，气压液压缸和液压气动系統；

б. 电气部分，安装在单独的仪表箱內。

凸輪機構的旋轉角度为最大（ 30° ）時，活动平板的移动全程达15公厘。

在工业上使用装有气动装置的对焊机的經驗証明，若予热焊接截面在500公厘²以下的 $1 \times 14H$ 14B2M型奧氏體鋼管，完全可以获得質量优良的焊接接头。

在选出的焊接机上作截面为500公厘²（ 32×5.5 公厘）的 $1 \times 18H9T$ 鋼管的初步焊接試驗中，发现机器的底座和夹紧装置的剛性不够。焊接变压器亦不能保証焊接过程稳定地进行。为了加强剛性，即改装了机器的固定平板，在底座上装置了补充加强構件，并采用了塔干罗格鍋爐制造厂設計的重型夹紧装置。图1示有已作上述修改的机器的总图。

焊接机电气参数的修改是藉制造各級空载二次电压較高的新型焊接变压器而达到的。

表1列有已作上述改装的焊接机的技術規格。

表1 改装后的装备有中央工艺与机械制造科学研究院气动装置的对焊机的技術規格。

序 号	規 格 名 称	单 位	数 量
1.	珠光体鋼焊接截面的最大面积	公厘 ²	1000
	奥氏体鋼焊接截面的最大面积	公厘 ²	500
2.	熔化速度的調节速度	公厘/秒	均匀調节不小于0.5
3.	最大挤压速度	公厘/秒	3.00
4.	P=大气压, 凸輪凸面的上升角为1: 10時的 挤压力	公斤	10000
5.	活动平板的最大行程	公厘	15
6.	平板移动機構的传动	公厘	气动
7.	焊接变压器的功率	千伏安	75
8.	变压器的級数	千伏安	6
9.	一次电压为220伏時的空載二次 电压范围	伏	3.2—6.8

2、研 究 方 法

目前有一些奥氏体鋼 (1×14H14B2M和×18H13M2T) 管的接触焊資料可于編制 1×18H9T 型鋼管的焊接規範時采用。

但是, 这种类型鋼的特点 (在下面將談到) 要求我們对焊接及热处理的参数对焊接接头性能的影响作进一步的研究。

編制 1×18H9T 鋼鋼管的对焊規範時, 研究了下列因素对焊接接头質量的影响:

- a. 外伸长度;
- б. 予热程度 (予热焊接時);
- в. 熔化和挤压的余量;
- г. 熔化和挤压的速度;
- д. 挤压应力。

根据在焊接过程中的主要参数变更范围大的情况下焊得的一批試样的冲击及弯曲机械試驗結果, 規定了最适宜的焊接規範参数。

在焊接过程中测定了装卡长度, 予热時間, 熔化速度, 挤压量及挤压力。以予先調节輔助凸輪的方法來調整在电流下的熔化及挤压量, 用以千分表測量底座在挤压時的变形的的方法來确定压缩力。用水銀測力計 (图 2) 校准了: 变形—挤压力”的关系。予热焊接管子時采用凸輪, 其展开图時示于图 3。連續熔化焊接時, 采用各种不同的嵌块, 其展开图列于本报告的相应章节。

繼之, 即以最适宜的規範焊接了一批試样, 其中有一部分試样未經热处理即进行焊接, 有一部分是在爐內热处理后而焊接的, 另一部分是在焊接机的电极間受电热处理 (將試样在 1.3 及 5 分鐘內加热至 1100—1150°, 随之即在空气中冷却) 后而焊接的。

通过了对鋼的組織及其晶間腐蝕傾向的研究, 以及通过試样的冲击, 弯曲和抗拉的試驗, 进

行了电加热对 $1 \times 18\text{H}9\text{T}$ 鋼焊接接头影响的研究工作。这些资料与未經过热处理的試样及在爐內經過热处理的試样的相类似試驗結果作了对比。

焊接接头在爐內的热处理是按照金相及热处理科推荐的规范进行的：

- a. 1050°C 時奥氏体化，持續時間一小時；
- б. 奥氏体化 (1050°C) 和稳定化 (800°C) ；
- в. 1200°C 時奥氏体化，持續時間一小時；
- г. 奥氏体化 (1200°C) 和稳定化 (800°C) 。

为了研究鋼的可焊性的情况，在焊接前将一段管子按照上述规范經受热处理。

为了进行焊接管子的机械試驗，切割下一段长60公厘的接头位于中間的管子。繼而将这段管子縱向割开，形成四块每块寬10公厘的毛坯 (图4a)。用这些毛坯做成带有标准凹槽的非标准冲击試样 (图4б)，直徑3公厘的标准园柱形断裂試样 (图4в)。为了确定弯曲角度和研究焊接接头的显微組織，亦使用了列于图4的毛坯。用尺寸为 $3 \times 10 \times 60$ 公厘的試样 (图4д) 进行了焊接接头及母体金屬的晶間腐蝕的研究。在高溫下进行了焊接接头及母体金屬的抗拉和冲击的短時試驗。抗拉試驗的試样示于图4е。

在制作为求得冲击韌性及弯曲角度的試样時，毛坯的表面在切割后需經磨光，并以王水酸洗，以便露出对接接头縫。然后，將試样 (冲击試驗用) 的凹口准确的切在焊縫上；弯曲試驗時，冲头应放在对接接头縫上，这样就能使試样在試驗过程中在焊接处破坏。

因为考虑到在超压鍋爐內可能有 $1 \times 18\text{H}9\text{T}$ 鋼鋼管与珠光体級鋼鋼管 ($15 \times \text{M}$ 或 $12 \times 2\text{MФБ}$) 的焊接接头，故而亦研究了綜合接头的性能。異种鋼是用 $1 \times 18\text{H}9\text{T}$ 鋼鋼管的焊接规范进行焊接的。根据金相分析和試样在室溫下的冲击和弯曲試驗的結果，作了異种鋼鋼管焊接规范的鑑定。

图4 毛坯及各种試样的切制图：

- a. 用 $\Phi 32$ 公厘管切制成毛坯的切制图；
- б. 冲击試样；
- в. 在室溫下拉伸的抗拉試样；
- г. 弯曲及显微組織試样；
- д. 晶間腐蝕試样；
- е. 在高溫下拉伸的抗拉試样。

在中央工艺及机械制造科学研究院焊接科早先所进行的綜合焊接接头性能的研究工作中，已証明了这种焊接接头經受热处理是不适宜的。所以，这里所进行的異种鋼焊接接头的試驗工作就沒有經過热处理。

为了查明在高溫下長時間的靜置对机械性能及組織稳定性的影响情况，同种接头及綜合接头均在 550 、 600 及 650°C 的溫度下經過了长达2500小時的热時效处理 (无应力) 時效处理后，作了試样的抗拉，冲击和晶間腐蝕的試驗，并研究了試样的显微組織。

在 ЧНИИТМЛШ ИП-2 型裝置上，用等溫方法將 $1 \times 18\text{H}9\text{T}$ 的焊接接头以及 $1 \times 18\text{H}9\text{T}$ 与 $15 \times \text{M}$ 或 $12 \times 2\text{MФБ}$ 的焊接接头在拉伸状态下作，持久强度的試驗。为了做这些試驗，特制造了專門的 ОЖК 結構的管狀試样。綜合接头的試驗溫度为 550 和 600° ，同种接头的試驗溫度为 580 ， 625 ， 650 及 675°C 。

前述工作 (5) 証明，与予热閃光焊相比，連續閃光具有許多优点。这种焊接的工艺过程操

作較簡單，但能保證焊接接頭的質量高而且穩定。

本報告中的連續熔化焊的試驗是用截面為 32×5.5 公厘，31×5.0 公厘，29×4.5 公厘及 27×3.5 公厘的鋼管進行的，試驗的目的是為了全面研究各個參數對焊接接頭質量的影響。根據試樣的彎曲試驗結果進行了焊接接頭的質量鑑定。

同時研究了奧氏體鋼和珠光體鋼鋼管連續熔化焊接過程的一些熱特性。為了測量溫度使用了事先核准好的鉻鎳—鋁鎳溫差電偶，將溫差電偶以規定的距離焊在管壁上。

3、採 用 的 材 料

在研究工作中採用了截面為 32×5.5 公厘的 1×18H9T、12×2MΦБ 及 15×M 鋼的鋼管。

1×18H9T 鋼鋼管用於製造超壓鍋爐高壓蒸汽加熱器的元件。

由奧爾忠尼啟則廠取得的 1×18H9T 鋼鋼管的金屬化學組成及機械性能列於表 2 及 3。

由表 2 可見，3、4 及 5 爐鋼鋼管的化學組成與含鎳量高的 1×18H9T 型鋼（這種鋼的含鎳量規定為 11—13%）的技術要求相接近。至於在硬度方面，則僅於供貨狀態的 5 號管的金屬的硬度指標與技術條件相符合，其餘鋼管的硬度指標要高得多。經熱處理（加熱至 1050—1100°C，保溫 30 分鐘，在空氣中冷卻）後，1、2、3、4 號鋼管金屬的硬度降低至技術條件規定的極限以下。

表 2，截面為 32×5.5 公厘的 5 爐 1×18H9T 鋼鋼管金屬的化學組成。

管号	根据资料	元素含量 (%)							
	C	Mn	Si	S	P	Ci	Ni	Ji	
ITOC		%C=0.03-0.8							
5632—51		≤0.20	≤0.12	≤0.80	≤0.03	≤0.035	1.70	11.0	
1	化学分析	0.11	0.59	0.68	0.016	0.023	18.06	9.50	0.40
2		0.13	0.48	0.66	0.015	0.020	18.06	10.50	0.45
3		0.11	0.37	0.54	0.018	0.025	17.45	10.98	0.45
4		0.12	0.45	0.70	0.018	0.018	18.06	10.61	0.56
5		0.09	0.78	0.36	0.010	0.018	17.18	10.68	0.87
5	3及0	0.10	0.89	0.50	0.010	0.024	17.75	10.3	0.48
5	新管厂的	0.12	0.80	0.70	0.010	0.027	17.9	10.6	0.59

表 3 截面為 32×5.5 公厘的 1×18H9T 鋼鋼管的機械性能

管 号	根据資料	热处理	强度极限	屈服点	延伸率	收縮率	冲击韌性	硬度 HB
			(公斤公厘 ²)	(公斤公厘)	(%)	(%)	(公斤公尺/公分 ²)	
1		淬火	≥55	≥20	≥40	≥65	28—32	170
		1100—1150						
	机械試驗	供应状态	—	—	—	—	24.6	$\frac{172-192}{185}$

2	—	—	—	—	25.8	$\frac{163-179}{174}$
3	—	—	—	—	25.5	$\frac{173-202}{193}$
4	—	—	—	—	25.5	$\frac{223-235}{228}$
5	62.5	31.6	68.0	81.6	$\frac{18.5-21.4}{20.9}$	
1.2.3.4. 奥氏体化	75.0	34.8	63.3	59.8	—	$\frac{150-160}{155}$
加热1050—1100°						

附註：冲击韌性都用非标准的試样（见图46）确定的。

与确定金屬在室溫下的机械性能的同时，尚用由截面为 32×5.5 公厘的管子制成的試样（见图4e）檢驗了金屬在高温下的短時性能（图5）。

用直徑为 6 公厘的螺紋头圆柱形試样受抗拉試驗的方法确定了 $1 \times 18H9T$ 鋼在 $800-1200^\circ C$ （图6）下的短時性能。这些試样是用厚12公厘的热軋帶鋼制成的。

$1 \times 18H9T$ 鋼在增高溫度下的机械性能的研究証明，在溫度超过 $700^\circ C$ 后，这种鋼的强度极限和屈服点便显著下降，而其塑性卻增高，在所研究的溫度范围（ 700° 以下）内，鋼的冲击韌性几乎没有变化。

于供屈状态的 $1 \times 18H9T$ 鋼管的金屬組織是帶有大量双晶的奥氏体組織。

应该指出，硬度变化在 185—228（布氏硬度）之間的的于供应状态的1—3—4鋼管金屬具有极細小的奥氏体晶粒（图7a）。在組織中尚发现有因軋鋼的結果而形成的带状組織。在管子2及5中发现有較大的奥氏体晶粒（图7b）。

在鋼内尚发现有大量的碳化鈦和氮化物，它們主要在奥氏体晶体內。如众所知，碳化鈦具有很高的耐热性，在 $1300^\circ C$ 以下不会溶解于奥氏体内。用管子切制成的部分毛坏在經過600及 $650^\circ C$ 溫度下的100, 500, 1000, 1500及2000小時的热時效处理（无效）后，經受了冲击和抗拉試驗。

图 5. 于供应状态的 $1 \times 18H9T$ 鋼的强度相限（ σ_b ）、屈服点（ σ_s ）、延伸率（ δ ）、收縮率（ ψ ）和冲击韌性（ α_k ）同試驗溫度的关系图（5号管）。

图 6. $1 \times 18H9T$ 鋼的机械性能与試驗溫度（在 $800-1200^\circ C$ 范围内）的关系图。

图 7. $1 \times 18H9T$ 鋼的显微組織

a) 1.3及4号爐鋼鋼管（参閱表2）

b) 2及5号爐鋼鋼管。

在10%的无水鉻酸和4%的硝酸中电解腐蝕。

图8及8a列有原始状态及經无应力時效处理的截面为 32×5.5 公厘的 $1 \times 18H9T$ 鋼鋼管的机械試驗結果。从对曲綫的研究中可以看出，强度极限和屈服点随着持續時間的增长而略有增高，并在1500小時后分別达到70.0和39.8公斤/公厘²，時效处理前为62.5和31.6公斤/公厘²。

在所研究的溫度范围内靜置時，延伸率及收縮率量降低，但仍然保持相当大的数值。經1500小時靜置后， $\delta=42.5\%$ ， $\psi=70.8\%$ ，而在時效处理前分別为68.0和81.6%。在時效过程中冲击韌性仍保持高的数值。同时，其数值的变化也不是呈規律性的。經2000小時后，在室溫下試驗

的試样的冲击韌性等于 $\frac{11.8-15.2}{13.1}$ 公斤公尺/公分²，在 625°C 下試驗的試样的冲击韌性 等于 19.8 公斤公尺/公分²。

应当指出，在時效的过程中，用放大达 1000 倍的显微鏡观察，在鋼組織中沒有发现任何变化。

与研究热時效处理对鋼的机械性能影响的同时，研究了热時效对鋼的晶間腐蝕傾向的影响。試驗証明，已在 600°C 下時效的，并已靜置 100 小時的試样具有微弱的晶間腐蝕傾向。

在 600°C 下時效处理時間在 1000 小時以上時，和在時效处理前一样，沒有发现晶間腐蝕傾向。

图 8. 1×18H9T 鋼的冲击韌性与時效時間的关系图，時效溫度：

- a) 600°C — (曲綫 1.2)
- б) 650°C — (曲綫 3)

图 8 a. 强度极限 (бв)、层服点 (бб)、延伸率 (б) 收縮率 (φ) 同 T=600°C 時的時效处理時間的关系图。

15×M 及 12×2MΦБ 鋼鋼管的金属化学組成及机械性能列于表 4 及表 5。

表 4. 15×M 及 12×2MΦБ 鋼管的金属化学組成

鋼号	根据資料	元素含量 (%)									
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	Nb	Mo
15×M	技術条件	≤0.16	≤.40 -0.7	0.17.0.37	≤0.04	≤0.04	0.8 -1.1	≤0.3	—	—	0.4—0.55
	化学分析	0.12	0.50	0.35	0.026	0.019	0.97	痕跡	—	—	0.35
12× 2MΦБ	技術条件	≤0.12	0.4 -0.7	0.4 -0.7	≤0.03	≤0.03	2.1 -2.6	≤0.3	0.2	—	0.6—0.7
	化学分析	0.10	0.44	0.56	0.011	0.007	2.20	痕跡	0.27	—	0.6

表 5. 截面为 32×5.5 公厘的 15×M 及 12×2MΦБ 鋼鋼管金属于供座状态在室溫下的金属机械性能

鋼号	根据資料	强度极限 (公斤/公 厘 ²)	屈服点 (公斤/公 厘 ²)	延伸率 (%)	收縮率 (%)	冲击韌性 (公斤公尺 /公分 ²)	硬 度 (Hb)
15×M	技術条件	≥4.5	≥3.0	≥1.8	45—55	≥6	—
	机械試驗	41.6—45.0 43.4	31.1—37.3 33.6	20.0—36.7 29.4	63.8—68.1 66.4	11.7—13.1 12.4	—
12× 2MΦБ	技術条件	44—60	≥30	≥23	—	≥10	130—170
	机械試驗	47.0	33.0	39.0	—	18.6—21.9 20.1	140—146 144

12×2MΦB鋼鋼管金屬的冲击韌性在試驗溫度為 600°C 時，增高至 $\frac{29.7-30.2}{30.0}$ 公斤公尺/公分²。

于供应状态的15×M鋼的組織是在晶粒边界具有少量碳化物的純鉄体一珠光体組織。热处理（在900°下正火和在650°C回火）可使鋼的晶粒稍稍变小。

12×2MΦB鋼的組織是由帶大量的小粒碳化物及氮化鉬的珠光体晶粒組成（图9）。在鋼12×2MΦB內具有鉬和鉬，这就决定了鋼組織的細晶精性和稳定性。

4. 截面為32×5.5公厘的1×18H9T鋼鋼管的焊接試驗

a. 初步試驗

焊接奥氏体鋼鋼管時，除了达到焊接接头所必須达到的要求（无宏觀及显微缺陷和合格强度）外，还应保持母体金屬的抗热性和耐腐蝕性。

在早先所进行的研究工作（4）中，已确定，在用接触焊焊成的焊接接头中沒有缺陷，在常溫下鉚接接头的高度塑性和冲击韌性能保証适合焊接接头和基本金屬的使用性能。因此，根据在室溫下所取得的塑性及冲击韌性指标，來鑑定焊接过程的各种参数对焊接質量的影响最为方便。

图 9. 12×2MΦB鋼的显微組織

在4%的硝酸溶液內腐蝕

不管是用預热焊接法或是用連續閃光焊接法來焊接奥氏体鋼鋼管，均可得到質量优良的焊接接头。因为，在預热焊接時，預热区要大得多，这就可以在挤压時用較小的力实现要求的塑性变形。例如，用12—14公斤/公厘²的单位挤压应力即可完滿的实现截面为32×5.5公厘的1×14H14B2M鋼鋼管的預热焊接，而截面为22×2.5公厘的1×18H9T鋼鋼管的連續閃光焊接，則需在P=20公斤/公厘²下才能完成。

由于各厂都缺少为进行連續閃光焊接所必需的机械力大的焊接設備，故必需編制預热焊的规范。

鋼1×18H9T的焊接初步試驗是使用1、2、3、4号爐鋼鋼管（參閱表2）按照中央工艺与机械制造科学研究院焊接科以前为鋼1×18H13M2T及1×14H14B2M所編制的规范（表6）进行的。

表 6. 截面为32×5.5公厘的1×18H13M2T及1×14H14B2M

鋼鋼管的焊接规范参数

参数名称	单位	数量	附註
空载二次电压	伏	5.8—7.0	u_{20} 的大小决定于电接
預热時間	秒	2—3	机的次級电路
熔化余量	公厘	5.0	
熔化平均速度	公厘/秒	3—3.2	
单位挤压应力	公斤/公厘 ²	12—14	
挤压速度	公厘/秒	大于30	

这些試驗的目的是为了确定是否可能采用已編制好的规范來焊接相类似截面的 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼管。管子是在供应状态焊接的。

檢驗焊接接头的性能時，除观察了弯曲角为 180° ，冲击性为 20.2 公斤公尺/公分^2 的試样外，尚观察了弯曲角为 45.50° ，冲击韌性为 2.6^2 公斤公尺/公分^2 的試样，并且在許多冲击韌性較高 (10.8 公斤公尺/公分^2) 的对接焊縫內发现有奥氏体鋼所特有的，使弯曲角减小至 $80-90^\circ$ 的淡黄色氧化物。这就証实了以前所說的情况，即仅冲击韌性一項不能充作鑑定奥氏体鋼焊接接头質量的可靠标准，由于鋼的塑性很高，焊縫內的少量氧化物虽能稍稍降低这个指标，使它仍会高于技術条件所規定的数值。

更有趣的是焊接接头的冲击韌性尚与氧化物在焊縫內的分布位置有关。例如，同样的氧化段分布于凹口的对面時，試样的冲击韌性达 5.5 公斤/公尺公分^2 。

分析試样的試驗結果証明，塑性的下降值最大的属于由鋼管制成的硬度超过布氏硬度单位180的焊接試样（表7）。

大家都知道，再結晶溫度决定于变形的速度和程度，而高碳奥氏体鋼的再結晶溫度要比低碳鋼的高得多。例如，在金屬的热压加工時，在 750°C 下即可完成低碳鋼的鍛造，而 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼的鍛造溫度却不应低于 $900-1000^\circ$ （6）。由于奥氏体鋼的再結晶溫度很高，奥氏体鋼鋼管的硬度在热轧后便可能增高。

在接触焊的条件下，在該溫度下变形速度高于再結晶速度，金屬的軟化便不可能产生。所以在采用規定的挤压力焊接这种管子時，就不能保証为取得優質接头所需的足够的塑性变形（压缩時）。焊接接头冲击韌性的降低也可能是由于对接焊縫区内聚集了在焊接時來不及溶解的碳化鈦而引起的（图10）。鋼內若具有大量的难溶碳化物亦使鋼的焊接难于进行。

因此，就奥氏体鋼所具有的硬度及組織來說，其原來的組織状态能对其可焊性起重大的影响。

焊接奥氏体鋼時，其焊縫呈一条寬 0.1 公厘 以下的暗色狭长条。

用显露1号管对接焊縫內碳化物及“ α ”相（參閱表2）的專門腐蝕方法，发现了大量的小点状的“ α ”相夹杂物。在焊縫的两边都聚集了碳化物。

在2、3号爐鋼鋼管的焊接接头中，在对接焊縫內或是在基本金屬內都沒有“ α ”相。在4号爐鋼鋼管的对接焊縫內发现有一些“ α ”相。

所得資料的分析表明，对接焊縫中的“ α ”相量随着鋼內含鎳量的增大而減小的。但是，若在鋼管的軋制过程中金屬过度硬化，則即使含鎳量增高（4号管为 10.61% ），在对接焊縫內亦可能聚集有“ α ”相，在基本金屬內亦可能发现（图11）。

从奥氏体鋼热压加工的实践中可知，在双相組織的情况下，在鍛造溫度范围内这种加工难于进行。显然，在高温下的奥氏体鋼的組織状态亦对奥氏体鋼的可焊性起有重大的影响。

图10 $1 \times 18\text{H9T}$ 对接焊縫区的显微組織。

在 10% 的亚鉄氰化物溶液及 10% 的苛性鈉溶液中电解腐蝕。

为了促进对接焊縫附近区于挤压時的塑性变形，全部硬度为 $\text{Hb} \times 170$ 的 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼鋼管均經受了30分鐘的預热 $1050-1100^\circ\text{C}$ ，并在空气中冷却。热处理后，所有鋼管的硬度降至 $\text{Hb} = 150-160$ 。热处理后的鋼組織是帶少量碳化物的奥氏体。

用上述规范焊接经过热处理的鋼管時，所得到的焊接接头的性能要高于供应状态管子的焊接

接头的同类性能。冲击韧性和弯曲角的最小值分别等于9.8公斤公尺/公分²和150°。

但在焊接奥氏体化的鋼管時，在个别試样的断面上发现有氧化物，其塑性及冲击韧性指标（表8）亦不稳定。

图11.1×18H9T鋼鋼管在涂以磁性悬浮液后焊接接头的显微組織（未經腐蝕的試样）
表7， 1×18H9T 鋼鋼管于供应状态的焊接接头的冲击韧性和弯曲角度（焊接规范參閱表6）。

管号	管金屬的硬度 (HB)	冲击韧性 (公斤公尺/公分 ²)	弯曲角 (度)	試样数量 冲击試样 弯曲試样	附 註
1.	170—192 185	5.5—20.2 14.7	45—180 110	17 7	在40%試样中有氧化物
2.	163—179 174	15.1—24.8 21	60—180 115	34 14	在20%的試样中有氧化物
3.	173—202 193	5.6—18.7 13.5	45—180 100	21 6	在45%的試样中有氧化物
4.	223—235 228	2.6—19.3 15.0	50—180 95	21 6	“

表8. 经过热处理的1×18H9T鋼鋼管焊接接头的冲击韧性和弯曲角度（焊接规范參閱表6）

管号	管金屬的硬度 (HB)	冲击韧性 (公斤公尺/公尺 ³)	弯曲角 (度)	試样数量	附 註
2.		9.8—19.6 15.1	150—180 170	7	在一件試样中有氧化物
3.	150—160 155	14.0—18.1 15.5	160—180 170	4	
4.		10.6—23.0 16.4	180—180 180		无缺陷

由于按照以前所編制的规范不能得到質量稳定的 1×18H9T 鋼鋼管的焊接接头，故必需轉入以研究焊接过程的各参数对接头質量影响的方法來編制焊接规范。



6. 焊接过程的参数对焊接質量的影响

为了确定 1×18H9T 鋼鋼管的加热熔化焊接过程参数的合理变化范围，研究了焊接变压器的二次电压，預热時間，外伸长度，熔化及挤压的速度，熔化量和挤压量对焊接接头的質量和組織的影响。

在选定的凸輪凸面下，平板的总移动长度为15公厘（參閱图3）。
焊接奥氏体鋼鋼管時，預热程度对焊接接头的起質量有明显的影響，尤其是在压縮量有限

時，影响更为显著。另件的过度預热能导致挤压塑性变形順其长度而扩散，因此，直接在对接焊缝区內的塑性变形就不够了。預热程度过小，就使在挤压時难以实现塑性复形。在平板的这种移动速度（熔化速度）下，預热時間取决于焊接变压器空載二次电压和外伸长度。二次电压越高，預热時間就越短。

在研究預热对焊接質量影响的試驗中，接至被焊接件的二次电压变化在4.0—6.5伏范围内。同时，預热時間在2—20秒的范围内变化。其他参数按鋼×18H13M2T的规范选定。

根据弯曲及冲击試样的外部检查结果和显微組織的研究結果，确定在总預热時間为6—8秒鐘時可获得最优質的焊接接头（图12）。在空載二次电压为4.7—5.7伏時，便可保证得到这样长的預热時間。

应该指出，無論是預热不足，或是預热过度，在对接焊缝內都可发现降低焊接接头弯曲角度的氧化物。預热条件对焊接区內的鋼組織起有重大的影响。連續閃光焊接（沒有預热阶段）時，未經热处理的对接焊缝呈狭条状（图13），与基本金屬截然不同，并且，对接焊缝的寬度决定于挤压所作用的力的大小。图13a所示是挤压应力为20.0公斤/公厘²時的焊缝显微照象。

用“頓”焊接规范時，对接接头区扩大。在与焊接接头相邻近的基本金屬內亦发现有暗色部分。并且，預热時間越长，这些部分的埋藏就越深。图13b及c所示是按照表2所到的焊接规范焊接的1×18H9T鋼（5号鍋爐）鋼管的焊接接头显微照象。图13b的預热時間为8秒，图13c的預热時間为11秒。再繼續加长預热時間（18秒以上），就会导致对接接头区的扩大（图13r）。

图 12. 1×18H9T 鋼鋼管焊接接头的冲击韌性（ α_k ）及弯曲角度（ α ）与預热時間的关系。

图13. 各种預热溫度下的焊接接头的显微組織。

a. 沒有預热

b. 8秒

c. 11秒

r. 18秒

在10%的无水醋酸中电解腐蝕。

对焊缝区組織所作的研究，証明了在对接接头的金屬內具有其晶体組織段（图14）。在用叶萊明 Н. И. 的磁化金相法研究这些接头的組織時，在管子的对接接头內发现了少量的点状，“一相夹杂物”。

当然，在挤压前毛坯的端部应盖复一层薄薄的熔化金屬。其厚度决定于預热及熔化的参数。熔化金屬的化学成分与基本金屬的成分相近似。若在鋼內具有亲氧力很强的鉻，則能促进氧化鉻的快速行成（由于鉍化合在稳定的碳化物內，放形成氧化鉍的可能性很小）。倘若所形成的稳定性氧化物仍保留在对接接头內，焊接接头机械性能就会降低。

焊接時預热不够，在这样大的机械力的作用下，对接接头相邻部分很难变形（由于溫度梯度过大），对接接头的熔化金屬不能全部挤出，焊缝內便可能有降低接头塑性的氧化物。若毛坯預热过度，如上所述，塑性变形段扩大。这就会减低对接接头区的塑性变形，难以挤出对接接头处的熔化金屬和部分复有稳定氧化物的金屬，这样，就降低了焊接接头的性能。这情况与以前所得到的預热程度各不相同的焊接試样的机械試驗結果（閱图12）完全吻合。

图14 具有共晶体組織区域的焊接接头的显微組織（在10%的无水醋酸溶液中电解腐蝕）

應該注意，在焊接 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼鋼管時，預熱時間在18秒和18秒以上，就會在基本金屬內距对接接头 $0.5-0.7$ 公厘處形成裂紋（圖15）。當毛坯在電焊機的電極間冷卻（壓縮後）時，在預熱溫度達 $1300-1400^{\circ}\text{C}$ 的管段（在焊縫的一邊）上便由於冷卻時所產生的應力大於鋼在該溫度下的強度極限而形成了裂紋。在塔干羅格鍋爐製造廠焊接 $1 \times 14\text{H14R2M}$ 鋼的超壓鍋爐的蒸汽過熱器時，亦發現有類似現象。

焊接過程中所採用的電功率是影響預熱時間的重要因素。外伸長度（電極間的距離）對預熱時間也起影響作用，因為長度加大，次級電路的電阻亦隨之而加大，這種電阻能減小復壓器二次電壓的焊接電流（圖16）。從圖16的圖表可以看出，外伸長度（電極間的距離）由25增加到80公厘時，電流便從12000安減小到9100安。

預熱截面為 32×5.5 公厘，長度各不相同的 $\times 18\text{H13M2T}$ 鋼鋼管時，將在其預熱溫度為 600°C 時所測得的焊接變壓器原級電路的電流換算或次級電流，便得到圖16的圖表所示的數據。

電極間的管段溫度的增高會引起次級電流減小。例如， $T=600^{\circ}$ ， $I_r=12000$ 安（電極間的距離為25公厘）。 $T=700^{\circ}$ ， $I_r=9400$ 安，當 $T=800^{\circ}$ 時 I_r 則等於8800安。

圖15 焊接預熱時間長的 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼鋼管接头熱影響區內的裂紋圖（在10%的無水鉻酸內腐蝕）。

圖16. 次級電流與截面為 32×5.5 公厘²的 $\times 13\text{H12M2L}$ 及 20T 鋼鋼管外伸長度的關係。

應該指出，在所研究的溫度範圍內，鋼的牌號對次級電流的影響頗小（參閱圖16）。

從所得到的數據，可以作出這樣的結論，即在這樣高的二次電壓下，可藉減小外伸長度的方法來增大接焊電流。

但在生產條件下，在必需除去外部毛刺時，外伸的長度就不得小於 $55-60$ 公厘。所以，以後所做的全部鋼管的預熱焊接試驗均是在外伸的總長度為60公厘的條件下進行的。

● 熔化余量的變化对接頭質量所起的影響相同於預熱程度的變化对接頭質量的影響。根據所做的連續熔化焊接試驗（7），可以確定，若加大熔化余量及熔化速度，則可使擠壓前熔化毛坯的溫度分布較適合，並可使接頭的塑性增高。

在預熱閃光焊接時，端部熔化的目的，除應促使在端部形成一層液體金屬外，尚應使端部表面上的凸峰數減少。熔化余量小時，管子的端部在壓縮前具有大量的小深的凹處；熔化的金屬層不大於 $0.01-0.02$ 公厘。擠壓時，部分小凹處不能完全被堵塞，並在对接接头內保留了氧化膜。熔化余量增大，便能獲得平整的端表面，這就便於取得優質的焊接接头。

預熱焊接截面為 32×5.5 公厘的 $1 \times 18\text{H9T}$ 鋼管時，在熔化量為7公厘的情況下，得到了穩定的結果（圖17）。焊接是按照表6所示的規範進行的。只改變了熔化余量。保證預熱所需的空載電壓規定為4.7及5.7伏。

由圖17的曲線可以看出，在工作熔化余量範圍（6—8公厘）內，用較高的電壓（5、7伏）進行焊接時，所得的結果較好。這是因為增高了二次電壓，焊接電流便亦隨之而加大，焊接電流對端部的幾何形狀起有良好的影響。隨著熔化余量的增加，焊接接頭的塑性便有降低的傾向，這個傾向可能是由於通過毛坯的電流將毛坯加熱過度而引起的。如上所述，加熱過高能使擠壓時的塑性變形擴散較大，結果，就降低了焊接接頭的機械性能。

增大熔化余量同增長預熱時間一樣，能使帶共晶組織段的焊接區擴大（圖18）。並且，周圍金屬的晶粒變形甚至在將对接接头擠壓4、5公厘後亦不甚顯著。

焊接奥氏体鋼時，熔化速度对焊接接头的質量具有显著的影响作用。用經常更換熔化金屬表面层的方法來有效地防止熔化端部的氧化只有在一定的熔化速度下才能够达到。預热焊接 1×18 H9T鋼鋼管時，熔化的平均速度增高到 3.2—3.3 公厘/秒；便能提高接头的質量；若再繼續增高平均熔化速度，接头質量便因破坏了正常的熔化过程而下降（图19）。

图17. 冲击韌性（ α_k ）及弯曲角度（ α ）与熔化余量的关系。

图18. 熔化余量加大的焊接接头的显微組織（在10%的无水鉻酸溶液內电解腐蝕）。

應該注意，預热条件可能因熔化速度的改变而发生很大的变化。所以，为了在最适宜的熔化速度下保証在要求范围（6—8秒）內的預热時間，就改变了焊接变压器的級数（空載二次电压表9）。

在上述这些試驗中所采用的平均熔化速度等于 3—3.5公厘/秒。

表 9 在各种不同的平均熔化速度下保証預热時間为 6—8 秒的焊接变压器空載的二次电压。

变压器的开关級数	空載二次电压	預 热 時 間	平均熔化速度
	(伏)	(秒)	(公厘/秒)
V	5.8	8	3.3
II	5.6	7	2.6
IV	4.7	8	2.0
IV	4.5	6	1.45

挤压参数（挤压量，单位应力和挤压速度）对奥氏体鋼的焊接接头質量起有重大的影响作用。为了研究挤压量对接头質量的影响，按照下述规范焊接了試样：二次电压—5.7伏，預热時間86秒，熔化余量—7公厘，平均熔化速度—3.3公厘/秒，挤压余量在 4—5 公厘的范围内变，并且用在不同压力下供送空气至气动装置的方法使挤压力改变。

图19焊接接头的冲击韌性（ α_k ）及弯曲角度（ α ）与平均熔化速度的关系。

加大单位挤压应力能提高接头的塑性及冲击韌性（图20）。

从图20可以断定，最好的結果是在单位挤压应力大于12公斤/公厘²的条件下取得的。挤压应力为12公斤/公厘²時，在一件試样內发现了减小接头弯曲角至100°的氧化物，而冲击韌性的平均值达180公斤公尺/公厘²。挤压量（余量）取决于毛坯的預热程度和挤压力的大小。

通过对焊接挤压量各不相同的試样的試驗，得到了这样的結果，即加大挤压余量能使接头的塑性大大提高（图21）。挤压余量小時，接头的性能就低，这是因为在对接接头內由于塑性变形小而具有大量氧化物的緣故。

通电流挤压時，挤压量能大大促进挤压時的变形，因为电流通过毛坯時加热了毛坯，因而也就提高了焊接接头的質量。

試驗确定，按照上述规范（挤压余量 5—5.5公厘）焊接截面为32×5.5公厘的 1×18H9T鋼鋼管時，增大通电挤压的挤压量能提高接头的塑性。通电挤压的挤压量为 4 公厘，全部試样的弯曲角度为180°（图22）。在这些試样的对接接头內沒有发现缺陷。

图20焊接接头的冲击韌性（ α_k ）及弯曲角（ α ）与单位挤压应力的关系。

图21焊接接头的冲击韌性（ α_k ）及弯曲角（ α ）与挤压余量的关系。

通电挤压的挤压量小時，在对接接头內保留有大量的熔化金屬，于管子的外表面其量加大