



T
669.142
E241



ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA

INFLUENCIA DE LOS PARAMETROS DE SOLDADURA EN LA FORMACION DE DEFECTOS EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS AISI 304, METODO TIG

Tesis de Grado

previa a la obtención del Título de

INGENIERO MECANICO

presentada por:

CARLOS PATRICIO GARRIDO ERAZO

Guayaquil - Ecuador

1988

A G R A D E C I M I E N T O

Al Ing. JAIME BARRERA VEGA, que
bajo su acertada dirección se
pudo desarrollar esta Tesis.

D E D I C A T O R I A

A MIS PADRES

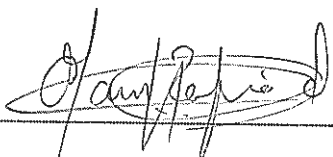
A MI ESPOSA

A MIS HERMANAS

A MIS AMIGOS



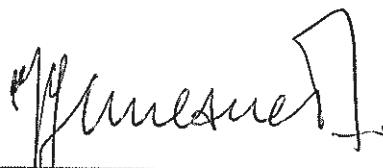
ING. JAIME BARRERA V.
DIRECTOR DE TESIS



ING. MARCO TAPIA
SUD-DECANO FAC.ING.MEC.



ING. HOMERO ORTIZ
MIEMBRO DEL TRIBUNAL



ING. IGNACIO WIESNER
MIEMBRO DEL TRIBUNAL

DECLARACION EXPRESA

"La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta Tesis, me corresponden exclusivamente; y, el patrimonio intelectual de la misma, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL".

(Reglamento de Exámenes y Títulos profesionales de la ESPOL).



PATRICIO GARRIDO E.

INDICE GENERAL

	PAG. #
RESUMEN	VI
INDICE GENERAL	VIII
INDICE DE FIGURAS	XI
INDICE DE TABLAS	XIV
SIMBOLOGIA	XVI
INTRODUCCION	18
I. CAPITULO	21
ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS	21
1.1 Generalidades	21
1.1.1 Acero Inoxidable. Concepto	21
1.2 Clasificación y propiedades de los..	
Aceros Inoxidables	23
1.2.1 Aceros Inoxidables Ferriticos ..	23
1.2.2 Aceros Inoxidables Martensíticos	25
1.2.3 Aceros Inoxidables Austeníticos.	27
II. CAPITULO	44
SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUS -	
TENITICOS	44
2.1 Generalidades	44
2.2 La soldabilidad como característica	
de los materiales	45
2.3 Efecto de los Factores de soldabilidad	47
2.3.1 Las Grietas de Solidificación	48

2.3.1.1	Solidificación con e - quilibrio	49
2.3.1.2	Solidificación sin e - quilibrio	51
2.4	La Ferrita en la resistencia al agrie- tamiento en caliente	61
2.5	Influencia de las grietas de contrac - ción	64
2.6	Influencia de la tendencia al temple ,	70
2.7	Influencia de la Rotura Frágil	71
2.8	Influencia de la Fragilidad por Enveje- cimiento	73
2.9	Influencia de la Resistencia a la Corro sión	74
2.10	Influencia de la Resistencia de las - Costuras Soldadas	75
III.	CAPITULO	76
	DEFECTOS DE SOLDADURAS DE ACEROS INOXIDABLES	76
3.1	Concepto de Defectos	76
3.2	Tipos de Defectos	77
3.2.1	Defectos Metalúrgicos	77
3.2.2	Defectos Mecánicos	78
3.3	Efecto de las Fuerzas que intervienen en la Formación de Defectos	79
3.4	Mecanismos de la Formación de Defectos	81
3.5	Velocidad Limite de Viaje del arco.....	83
3.6	Influencia de la Intensidad de Corrien-	



BIBLIOTECA

te de Soldadura	84
3.7 Influencia de la Distancia Electrodo - Pieza	86
IV. CAPITULO	89
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	89
4.1 Material	89
4.2 Equipos	93
4.2.1 Equipos de Soldadura Tig	93
4.2.2 Electrodo de Tungsteno	99
4.2.3 Sistema de Avance Automático ..	100
4.2.4 Gas de Protección	100
4.3 Porta - Probetas	104
4.4 Secuencia de trabajo en elaboración.. de parte experimental	106
4.5 Ataque Químico	106
4.6 Análisis Metalográfico	108
V. CAPITULO	110
RESULTADOS EXPERIMENTALES	110
5.1 Identificación de Parámetros	110
5.2 Lectura de Probetas	110
VI. CAPITULO	174
ANALISIS DE RESULTADOS	174
6.1 Efectos de los Parámetros de Soldadura	174
6.2 Efectos del Modo de Solidificación ...	185
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	188
BIBLIOGRAFIA	191

I N D I C E D E F I G U R A S

N -		Pág. #
1	Clasificación de los Aceros Inoxidables Ferríticos	26
2	Clasificación de los Aceros Inoxidables Martensíticos	28
3	Clasificación de los Aceros Inoxidables Austeníticos	34
4	Solubilidad de los Carburos de Cr, Ti, Cb en Aceros Inoxidables Austeníticos .	42
5	Diagrama Pseudo Binario de Fe-Cr-Ni ...	52
6	Ilustración del Estado Inicial del Tercer Caso de Solidificación	55
7	Ilustración Esquemática de la Distribución Cr-Ni de un grano según Ferrita Delta Primaria	59
8	Ilustración Esquemática de la Distribución Cr-Ni de un grano según Austenita Primaria	59
9	Diagrama de Schaeffler	65
10	Diagrama de DeLong-Reid	65
11	Variación de Volumen de una Masa M que Solidifica. Solidificación de una Aleación A y B	68
12	Efecto de la Intensidad de Corriente	

	sobre la Fuerza de Arco	80
13	Efecto del Gas de Protección sobre la Fuerza de Arco	80
14	Relación entre la V.L.V y la Intensidad de Corriente	85
15	Efecto de la Distancia Electrodo-Pieza .	87
16	Efecto del Gas de Protección sobre la V.L.V	88
17	Diagrama Delong-Long	91
18	Diagrama de Schaeffler Modificado	91
19	Diagrama de Suutala	94
20	Porta-Electrodo-Pieza en Soldadura TIG..	96
21	Equipos de Soldadura TIG.	97
22	Sistema de Avance Automático.	102
23	Relaciones Velocidad vs. Intensidad de Corriente para Argón y Helio	105
24	Porta-Probetas	107
25	Porta-Probetas	107
26	Denotación de Probetas	111
27	Diagrama General de Penetración	156
28	Zona de Formación de Cavidades Ondulares	162
29-30.	Cavidades Ondulares	163
31	Zona de Formación de Cráteres	164
32-33.	Cráteres Centrales	165
34-35.	Cráteres Laterales	166
36-37.	Poros y Burbujas	167
38	Zona de Formación de Mordeduras	168
39-40.	Mordeduras	169

41	Zona de Formación de Jorobas	170
42-43.	Jorobas Centrales y Laterales	171
44	Diagrama General de Formación de Defectos	172
45	Intersección de una Mordedura Continua y un Cráter Central	173
46	Curvas Isopotencias	183
47	Curvas Isopotencias Superpuestas al Diagrama General de Penetración	184
48	Isopotencias y su Relación con las Isodefectos	186

I N D I C E D E T A B L A S

N -		Pág. #
I.	Denotación de los Aceros Inoxidables ..	24
II.	Composición Química de los Aceros Inoxidables Martensíticos y Ferríticos .	29
III.	Propiedades Mecánicas de los Aceros Inoxidables Martensíticos y Ferríticos .	30
IV.	Propiedades Mecánicas de los Aceros Inoxidables Martensíticos Tratados Térmicamente	31
V.	Propiedades Mecánicas de los Aceros Inoxidables Austeníticos en Estado Ablandado	33
VI.	Efecto del Laminado en Frio en la Dirección Longitudinal de los Aceros Austeníticos Inoxidables AISI 301 y 302.	35
VII.	Propiedades Mecánicas de los Aceros Inoxidables a Baja Temperatura	37
VIII.	Temperaturas Máximas Recomendables para el empleo de los Aceros Inoxidables Austeníticos	38
IX.	Resultados de Pruebas para la Resistencia al Agrietamiento en Caliente	66
X.	Especificaciones de los Electrodo de Tungsteno	101

XI.	Identificación de Probetas y Parámetros.	112
XII.	Parámetros de No Fusión	154
XIII.	Parámetros de Formación de Agujeros	156
XIV.	Parámetros de Penetración Incompleta ..	156
XV.	Parámetros para Cavidades Ondulares ...	159
XVI.	Parámetros para Cráteres	160
XVII.	Parámetros para Mordeduras	161
XVIII.	Parámetros para Jorobas	162
XIX.	Valores Experimentales de Voltaje	178
XX.	Tabla de Datos para Isopotencias	182

S I M B O L O G I A

Fe	:	Hierro.
Cr	:	Cromo.
Ni	:	Niquel.
Mn	:	Manganeso.
S	:	Azufre.
P	:	Fosforo.
Si	:	Silicio.
Ti	:	Titanio.
C	:	Carbono.
Mo	:	Molibdeno.
Cb	:	Columbio.
Nb	:	Niobio.
N	:	Nitrogeno.
Cu	:	Cobre.
W	:	Tungsteno.
Ar	:	Argón.
Th	:	Thorio.
He	:	Helio.
Co	:	Composición Nominal.
TL	:	Temperatura del Líquido.
TS	:	Temperatura del Sólido.
CI	:	Composición del Sólido Inicial.
Ke	:	Coeficiente de Distribución Efectiva.
Cs	:	Concentración del Sólido.

CL	:	Concentración del Líquido.
Cr-eq.	:	Cromo Equivalente.
Ni-eq.	:	Níquel Equivalente.
Td	:	Temperatura de Inicio de la Contracción.
Tf	:	Temperatura de Fin de la Contracción.
M	:	Masa.
VL	:	Volumen del Líquido.
Vd	:	Volumen a la Temperatura de Inicio de la Solidificación
Vf	:	Volumen a la Temperatura de Fin de la Solidificación.
Va	:	Volumen a la Temperatura Ambiente.
Cm	:	Concentración Media.
e	:	Incremento de Temperatura.
Ce	:	Concentración del Eutéctico.
Cls	:	Concentración del Sólido a una Temperatura uno (1).
Cll	:	Concentración del Líquido a una Temperatura uno (1).
V.L.V	:	Velocidad Límite de Viaje.
V	:	Diferencia de Voltaje.
I	:	Intensidad de Corriente.
v	:	Velocidad de Soldadura.
N.F	:	Número Ferrítico.
T.I.G.	:	Soldadura de Tungsteno con Gas Inerte.
AISI.	:	Instituto Americano para el Hierro y el Acero.
H	:	Energía de Entrada.
H'	:	Energía de Entrada Promedio.
vol.	:	Volumen.

R E S U M E N

La continuidad de un cordón de soldadura en toda su geometría es de vital importancia para la estabilidad de la función de soldadura y de los elementos comprometidos.

La presencia de cualquier tipo de discontinuidad altera la normal distribución de esfuerzos, acumulándolos cerca a estas discontinuidades, colocando en riesgo la integridad de la construcción en mayor o menor magnitud dependiendo de la dimensión y tipo de discontinuidad.

El estudio matemático de la formación de discontinuidades, por su naturaleza misma es un trabajo de gran magnitud que involucra muchas variables. La dificultad que esta totalidad representa viene a ser suavizada por la publicación independiente de estudios dirigidos a investigar estas variables, considerándolas únicas e independientes del resto.

Se ha seleccionado como patrón de estudio la influencia de los parámetros de soldadura en la formación de discontinuidades en Aceros Inoxidables Austeníticos soldados por el método TIG, para lo cual se han

realizado multiples pruebas a fin de seleccionar los parámetros de producción de soldaduras sanas.

Una vez soldadas las probetas, estas se someten a un análisis microscópico-macroscópico con el objeto de determinar la presencia de discontinuidades, su ubicación, su tamaño y su tipo. Con todas las probetas analizadas se van construyendo curvas de discontinuidades en un diagrama Intensidad de Soldadura vs. Velocidad de Soldadura.

El resultado es un diagrama de ubicación de discontinuidades, la lectura del cual puede ayudar con bastante seguridad en la elección de los parámetros adecuados de soldadura que lleven a evitarlos o minimizarlos.

I N T R O D U C C I O N

Con el transcurso de los años, las cada vez más estrictas demandas tecnológicas referidas a casi todos los procesos industriales en donde se involucran altas temperaturas, criogenia, ambientes severos tales como ácidos fumantes altamente reactivos, sofisticados sistemas de control de impurezas en la producción, depósitos sometidos a fuerte presión y corrosión, la creciente importancia de tiempos de vida altos de diversos elementos mecánicos, la automatización de los procesos, etc han generado en los técnicos e ingenieros una tendencia pronunciada al estudio de los aceros inoxidable y de las características y condiciones de los diversos trabajos mecánicos que con ellos se pueden realizar.

De mayor importancia ha sido el estudio realizado en el mundo entero con los aceros inoxidable austeníticos y más específicamente con los grados AISI 304 y 316. En nuestro país, la mayor demanda comercial del grado 304 en forma de planchas es lo que ha motivado para la ejecución de su estudio.

Los procesos mecánicos-metalúrgicos inherentes a la soldadura de este acero han sido ya fuente de estudio

gracias a la gran resistencia a la corrosión, bajo costo y buenas propiedades mecánicas que presenta.

El modo de solidificación, los parámetros físicos de la soldadura y los parámetros del proceso utilizado influyen notablemente en la micro-estructura del cordón soldado.

Muchos autores muestran una amplia gama de información acerca de la influencia de los elementos de aleación en la micro-estructura de un cordón de soldadura, sin embargo la influencia de los parámetros físicos ha sido poco investigada.

Estudios se han realizado con el acero inoxidable 316 con respecto a los efectos que tiene la intensidad de corriente y la velocidad del electrodo en la formación de defectos de soldadura.

Este trabajo esta orientado a determinar las zonas o regiones de discontinuidades en los diversos rangos de variación de los parámetros de soldadura, determinando tambien todos los conjuntos de parámetros en los que no se producen discontinuidades.

El propósito que se persigue es poner a disposición de la industria nacional y de técnicos relacionados con la soldadura un rango de parámetros aptos para realizar

trabajos de soldadura.

CAPITULO I

ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

1.1 GENERALIDADES.-

1.1.1 ACERO INOXIDABLE. CONCEPTO.-

Los aceros inoxidable son básicamente aleaciones de hierro, carbono, cromo y níquel con adiciones de otros elementos en proporciones distintas.

El cromo es el elemento principal que imparte la resistencia a la corrosión, característica fundamental de estas aleaciones y para tal efecto su contenido mínimo es de 11.5%.

Los aceros inoxidable pueden ser atacados por varios agentes. Este ataque es, sin embargo, mucho más lento que en el caso de los aceros al carbono y sobre todo son especialmente resistentes al ataque de ácidos oxidantes. También presentan una notable resistencia a la oxidación producida a altas temperaturas.

Por todas estas razones, estos aceros debe

rían llamarse " Aceros resistentes a la corrosión y al calor ", (1). La costumbre sin embargo los a hecho conocer bajo el nombre de aceros inoxidables. Planchas de acero inoxidables son ampliamente utilizadas en la generalidad de las industrias ya sea por su resistencia a la corrosión y/o al calor, siendo sometidas a diferentes tipos de trabajado mecánico.

Los actuales avances tecnológicos, las estrictas especificaciones mecánicas, la mecanización y la automatización junto a la creciente demanda han hecho que el estudio de los aceros inoxidables sea cada vez más severo para que su utilización responda a las actuales necesidades de la industria.

Uno de los trabajos ampliamente difundidos en planchas de acero inoxidable es la soldadura.

Esta trae implícita la generación de calor, fusión y solidificación introduciendo el problema de formación de discontinuidades en los cordones soldados. Discontinuidades de diferentes clases pueden ser creadas dependiendo de los parámetros de soldadura y

de los parámetros de proceso.

1.2 CLASIFICACION Y PROPIEDADES DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Teniendo en cuenta la estructura predominante de los aceros inoxidables, éstos pueden ser clasificados en tres grupos:

- a) Austeníticos.
- b) Martensíticos.
- c) Ferríticos.

Un sistema de denotación de tres números se utiliza para identificar los aceros inoxidables. Los dos últimos números no tienen significado específico, pero el primero indica el grupo al cual pertenece el acero según se indica en la Tabla I. (2).

1.2.1 ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS

Son aleaciones de hierro, cromo y carbono con o sin pequeñas adiciones de otros elementos. El contenido de cromo varía entre 14% y 27%, mientras que el carbono se encuentra en proporciones comprendidas entre 0.12% y 0.35%. Tienen la característica de ser magnéticos o de conservar su estructura ferrítica sin que la misma sea afectada por tratamiento térmico. El temple así como el

T A B L A I

DENOTACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES (2)

2XX	CROMO-NIQUEL-MANGANESO: no endurecibles, austeníticos, no magnéticos
3XX	CROMO-NIQUEL; no endurecibles, austeníticos, no magnéticos
4XX	CROMO; endurecibles, martensíticos, magnéticos.
4XX	CROMO; no endurecibles, ferríticos, magnéticos
5XX	CROMO; bajo cromo, resistentes al calor.

trabajado en frío los endurece. Su resistencia mecánica es relativamente alta y en estado ablandado son muy dúctiles.

En esta condición su resistencia es aproximadamente 50% mayor que la de los aceros al carbono. Su resistencia a la corrosión y a la oxidación es muy elevada. Es mas maquinable que los aceros martensíticos. El recocido es el único tratamiento térmico aplicable a estos aceros. Este tratamiento sirve para eliminar tensiones por soldadura o por trabajado en frío. La clasificación de estos aceros se indica en Fig. 1.

1.2.2 ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS

Estos aceros poseen tan solo un contenido de cromo que oscila entre 11.5% y 18%. Son magnéticos y pueden trabajarse en frío sin dificultad. Tiene buena tenacidad, gran resistencia a la corrosión atmosférica y a algunos agentes químicos. En su estado ablandado presentan una estructura ferrítica la cual es transformada en martensítica con el tratamiento térmico adecuado, con el consiguiente endurecimiento. Pueden ser

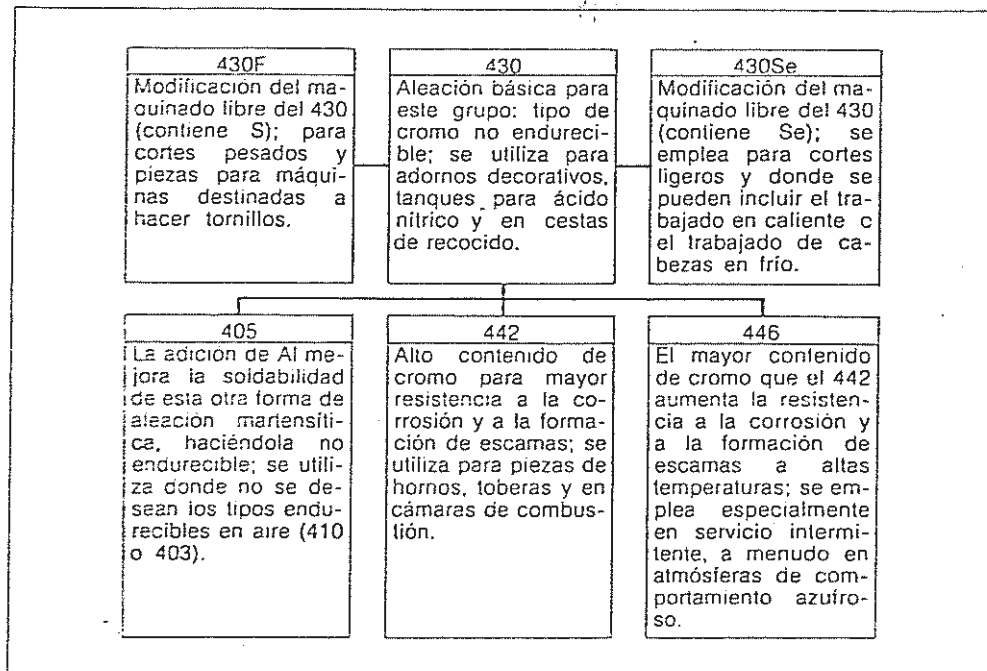


FIG. # 1 CLASIFICACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS. (2)

tratados termicamente como los aceros al carbono. Su resistencia a la corrosión no es tan elevada como la de los aceros ferríticos y austeníticos mas su aplicación es recomendable para aquellos casos en los cuales el ataque corrosivo es moderado y que al mismo tiempo requieren resistencia mecánica. La clasificación de estos aceros aparece en la Fig. 2. En la Tabla II se muestra la composición química de los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos. (2). En la Tabla III se muestran ciertas propiedades mecánicas de los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos.

En la Tabla IV se muestran las propiedades mecánicas de los Aceros Inoxidables Martensíticos tratados térmicamente.

1.2.3 ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

Estos son los aceros inoxidables al Cr-Ni, tipo 3XX y al Cr-Ni-Mn tipo 2XX, son esencialmente no magnéticos en la condición de recocido y no endurecen por tratamiento térmico. El contenido de Cromo es no menor a 17% y el de Níquel no menor de 7% con o sin adición de otros elementos menores. Pueden

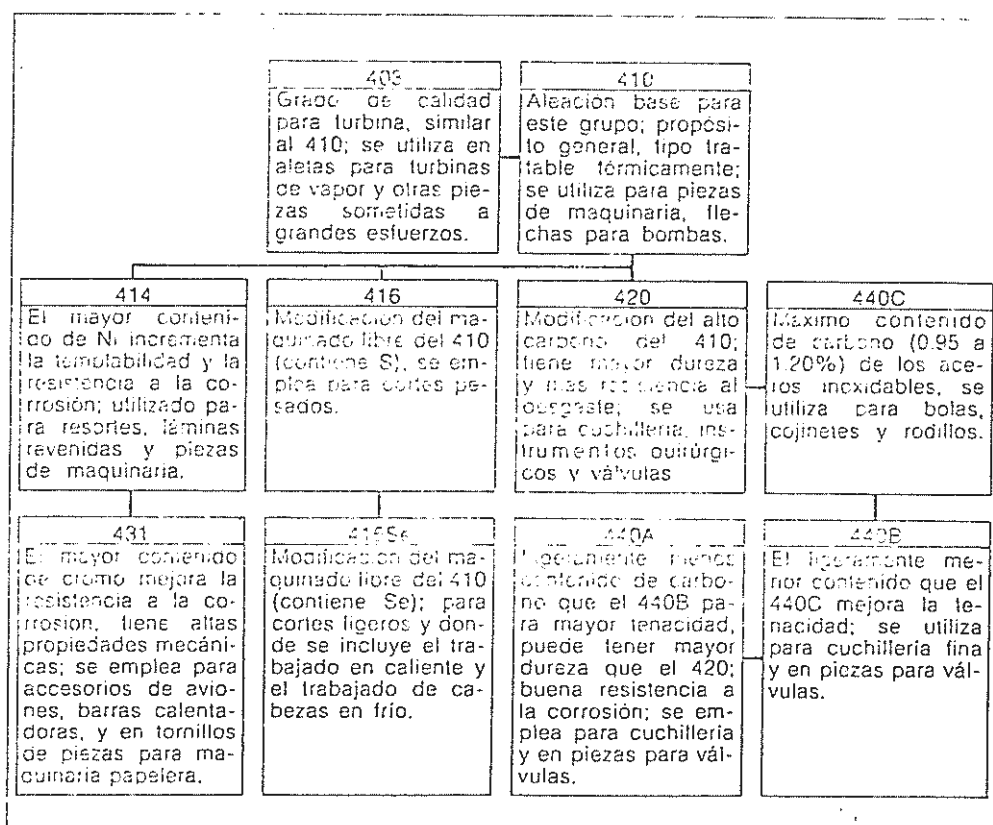


FIG. # 2 CLASIFICACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS. (2)

T A B L A I I

COMPOSICION QUIMICA DE LOS ACEROS INOXIDABLES
MARTENSITICOS Y FERRITICOS. (%). (1)

GRADO	CARBONO	CROMO	NIQUEL	OTROS ELEMENTOS	Mn	Si
403	0.15 max.	11.5-13.5	0.50 max	---	1.0 max	0.50 max
410	0.15 max	11.5-13.5	0.50 max	---	1.0 max	1.0 max
414	0.15 max	11.5-13.5	1.25-2.5	---	1.0 max	1.0 max
416	0.15 max	12-14	0.50 max	(1)	1.2 max	1.0 max
418	0.15 max	12-14	0.50 max	W 3	1.0 max	1.0 max
420	0.2-0.3	12-14	0.50 max	---	1.0 max	1.0 max
420-F	0.2-0.3	12-14	0.50 max	(1)	1.0 max	1.0 max
431	0.20 max	15-17	1.25-2.5	---	1.0 max	1.0 max
440-A	0.6-0.7	16-18	0.50 max	Mo 0.75	1.0 max	1.0 max
440-C	0.9-1.2	16-18	0.50 max	Mo 0.75	1.0 max	1.0 max
440-F	0.9-1.2	16-18	0.50 max	Se 0.07	1.0 max	1.0 max
405	0.08 max	11-13	0.50 max	Al 0.1-0.3	1.0 max	1.0 max
430	0.12 max	14-18	0.50 max	---	1.0 max	1.0 max
430-F	0.12 max	14-18	0.50 max	(1)	1.2 max	1.0 max
442	0.25 max	18-23	0.50 max	---	1.0 max	1.0 max
446	0.35 max	23-27	0.50 max	N	1.5 max	1.0 max

NOTA: (1) Los grados de facil mecanización contienen P, S o Si en una proporción minima de 0.07% ; Zr o Mo máximo 0.60%

T A B L A I I I

PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES
MARTENSITICOS Y FERRITICOS. (1)

GRADO	LIMITE DE FLUENCIA kg/mm ²	RESISTENCIA A LA TRACCION kg/mm ²	ALARGAMIENTO DE ROTURA %	REDUCCION DE SECCION %	DUREZA ROCKWELL
403	22	42	20	50	B95 max
410	22	42	20	50	B95 max
414	46	70	15	50	C30 max
416	35	60	15	40	B90 min
418	28	53	20	50	B96 max
420	35	63	15	40	B100 max
420-F	35	60	15	40	B100 max
431	63	74	20	60	C28 max
440-A	39	67	20	40	B100 max
440-C	42	70	8	35	B105 max
440-F	42	70	8	35	B105 max
405	22	42	20	50	B90 max
430	25	42	20	40	B95 max
430-F	25	42	15	40	B100 max
442	32	56	20	40	B95 max
446	32	53	20	40	B95 max

T A B L A I V

PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES
MARTENSITICOS. (TRATADOS TERMICAMENTE). (1)

GRADO	LIMITE DE FLUENCIA kg/mm ²	RESISTENCIA A LA TRACCION kg/mm ²	ALARGAMIENTO DE ROTURA %	DUREZA BRINELL	DUREZA ROCKWELL
403	25-127	42-140	25-2	120-400	B70-C45
410	25-127	42-140	25-2	120-400	B70-C45
414	46-123	70-155	25-2	200-440	B95-C45
416	35-81	63-98	25-15	180-280	B90-C30
418	25-127	42-140	25-10	120-400	B25-C40
420	35-155	63-190	15-2	180-550	B90-C55
420-F	28-123	63-172	15-5	185-500	B90-C50
431	63-130	74-155	25-10	210-440	B95-C45
440-A	39-169	67-193	20-2	200-555	B95-C55
440-C	42-193	70-200	8-1	200-600	B95-C58
440-F	42-193	70-200	8-1	200-600	B95-C58

ser endurecidos al ser trabajados en frío adquiriendo al mismo tiempo cierto grado de magnetismo. En estado ablandado son mas dúctiles y mas resistentes que los aceros comunes al carbono. Ver Tabla V. Estos aceros tienen la mejor resistencia a la formación de escamas a altas temperaturas y en general su resistencia a la corrosión es mejor que la de los aceros martensíticos y ferríticos.

La Fig. 3 muestra la clasificación de los aceros inoxidable austeníticos.

El máximo endurecimiento por trabajado en frío se logra para los tipos AISI 301 y 302. Ver Tabla VI.

La adición de Silicio hasta un 3% máximo imparte una mayor resistencia a la oxidación, favorece además la formación durante el calentamiento de una película delgada de óxido firmemente adherida a la superficie del acero. Esta película no se desprende durante el enfriamiento quedando el acero protegido ante el ataque oxidante posterior.

T A B L A V

PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES
AUSTENITICOS EN ESTADO ABLANDADO. (1)

GRADO	LIMITE DE FLUENCIA kg/mm ²	RESISTENCIA A LA TRACCION kg/mm ²	ALARGAMIENTO DE ROTURA %	DUREZA BRINELL
301	25	70	50	180 max
302	21	56	50	180 max
302-B	21	56	40	180 max
303	21	53	40	160 min
304	21	56	50	180 max
305	18	53	50	180 max
308	21	56	40	200 max
309	21	53	40	200 max
309-C	21	56	40	200 max
309-S	21	53	40	200 max
310	21	53	40	180 max
314	21	53	40	180 max
316	21	53	40	200 max
317	21	53	40	200 max
318	21	53	40	200 max
321	21	53	40	200 max
347	21	56	40	200 max
347-F	21	53	40	200 max

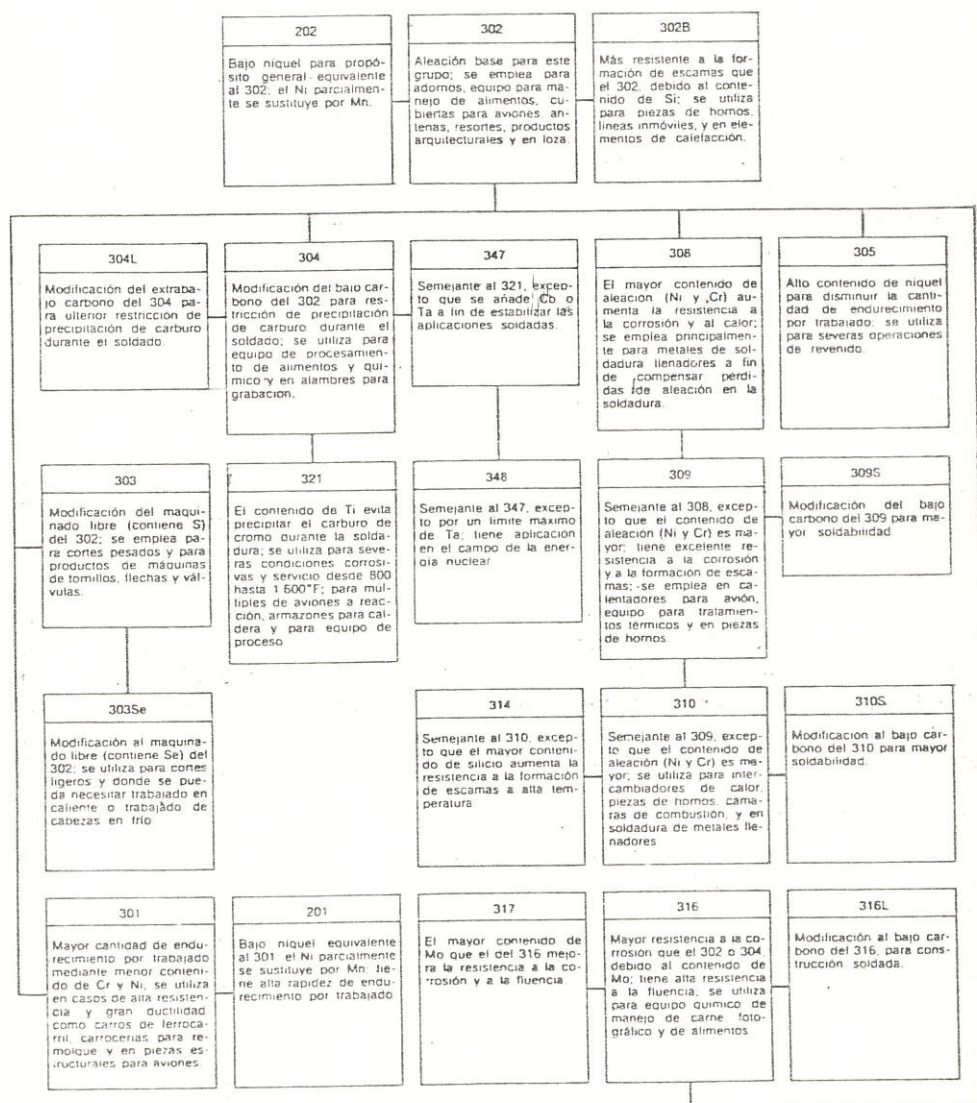


FIG. # 3 CLASIFICACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS. (2)

T A B L A VI

EFFECTO DEL LAMINADO EN FRIO EN LA DIRECCION LONGITUDINAL
DE LOS ACEROS AUSTENITICOS INOXIDABLES TIPO 301 Y 302.
(2)

		TENSION		COMPRESION	
REDUCCION EN FRIO %	CONDICION DEL METAL	RESISTENCIA A LA CEDENCIA LB/PULG2	ELONGACION EN 2 Pulg. %	DUREZA ROCKWELL	RESISTENCIA A LA COMPRESION, LB/PULG2
ACERO INOXIDABLE TIPO 301					
0	Recocido	117800	68	B85	40000
10	Laminado	147600	47	C32	54000
25	en frio	165200	24	C38	96000
35	Laminado	196000	15	C43	139000
45	en frio	225000	7	C46	163000
ACERO INOXIDABLE TIPO 302					
0	Recocido	94000	61	B80	36000
20	Laminado	139300	22	C29	74000
35	en frio	155300	15	C36	95000
50	Laminado	177400	6	C38	99000
	en frio				

Por su bajo contenido de carbono el grado AISI 304 es menos propenso a la precipitación de carburos. Las aplicaciones típicas de este grado son equipos de industria química, refinerías, elementos de la industria lechera, ductos, etc.. Las propiedades mecánicas de los Aceros Inoxidables a baja temperatura se muestran en la Tabla VII. Las máximas temperaturas recomendables para el uso de estos aceros se muestran en la Tabla VIII. La presencia de un alto contenido de níquel hace que algunos aceros de esta serie no sean resistentes a atmósferas en donde existen simultáneamente la presencia de Azufre y alta temperatura, ya que en estas condiciones el azufre produce corrosión intergranular. Para prevenir la precipitación de carburos durante la soldadura se utiliza aceros austeníticos con un contenido máximo de 0.08% C. Así mismo se utiliza la adición de Columbio mas Tantalio en una proporción de 10 veces el contenido mínimo de carbono. La resistencia a la oxidación y la resistencia mecánica se ven considerablemente mejoradas con la adición de 2% a 3% de Molibdeno como en el caso del grado AISI 316. La presencia de Titanio en una proporción igual a 5 veces el contenido

T A B L A V I I

PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES A BAJA
TEMPERATURA. (1)

GRADO Y PROPIEDAD	20°C	0°C	-40°C	-60°C	-200°C
410 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	61	62	63	66	104
Res. a la Traccion kg/mm2	77	81	86	90	111
Alarg. de rotura %	21	24	23	22	10
Reduccion de seccion %	68	69	64	60	11
Res. al Impacto Izod kgm	11.7	5.5	3.5	3.5	0.7
430 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	27	28	29	31	61
Res. a la Traccion kg/mm2	46	48	53	57	63
Alarg. de rotura %	37	37	36	36	0
Reduccion de seccion %	73	72	72	70	4
Res. al Impacto Izod kgm	4.8	2.7	1.4	1.1	0.3
302 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	27	28	34	35	39
Res. a la Traccion kg/mm2	65	86	102	113	165
Alarg. de rotura %	68	65	60	57	40
Reduccion de seccion %	78	76	73	70	59
Res. al Impacto Izod kgm	15.2	15.2	15.2	15.2	15.2
304 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	25	24	24	24	27
Res. a la Traccion kg/mm2	62	91	109	120	173
Alarg. de rotura %	62	55	47	39	32
Reduccion de seccion %	71	68	64	63	55
Res. al Impacto Izod kgm	15.2	15.2	15.2	15.2	15.2
316 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	27	27	29	31	49
Res. a la Traccion kg/mm2	55	63	73	83	127
Alarg. de rotura %	60	60	59	57	46
Reduccion de seccion %	76	75	75	73	64
Res. al Impacto Izod kgm	15.2	15.2	15.2	15.2	15.2
347 (Ablandado)					
Limite de Fluencia kg/mm2	28	29	31	32	36
Res. a la Traccion kg/mm2	59	74	82	91	137
Alarg. de rotura %	60	62	63	57	40
Reduccion de seccion %	72	72	71	70	64
Res. al Impacto Izod kgm	15.2	15.2	15.2	15.2	15.2

T A B L A V I I I

TEMPERATURAS MAXIMAS RECOMENDABLES PARA EL EMPLEO DE LOS
ACEROS INOXIDABLES. (1)

GRADO	SERVICIO CONTINUO °C	SERVICIO INTERMITENTE °C	GRADO	SERVICIO CONTINUO °C	SERVICIO INTERMITENTE °C
301	925	870	403	700	815
302	925	870	405	700	815
302-B	980	900	410	700	815
303	925	760	414	675	760
304	925	870	416	675	760
305	925	870	418	700	815
308	925	870	420	650	760
309	1090	980	420-F	650	760
310	1150	1040	430	815	870
314	1150	1040	430-F	840	870
316	925	870	431	870	---
317	925	870	440-A	760	815
318	---	---	440-C	760	815
321	925	870	440-F	760	815
347	925	870	442	980	1035
347-F	925	870	446	1090	1175

mínimo de carbono elimina el peligro de la corrosión intergranular, sin embargo reduce la resistencia a la corrosión en general.

La adición de 0.35% de Selenio origina mayor facilidad de mecanización del acero.

De lo expuesto anteriormente se hace necesario analizar el fenómeno de la corrosión intergranular, mas aún conociendo que éste es propio de los aceros inoxidable austeníticos.

La mayoría de las reacciones químicas pueden ser consideradas bajo el aspecto electroquímico puesto que se produce por transferencia de electrones.

La superficie del metal que se encuentra en contacto con el agente corrosivo y está sometida a su ataque debe presentar tres condiciones para que se produzca la corrosión:

- a) Un mínimo de dos porciones de la superficie del metal deben actuar como electrodos estableciendose de este modo una corriente eléctrica desde el

metal a la solución que lo baña y viceversa.

b) La solución y el metal deben ser conductores de electricidad.

c) Debe establecerse una diferencia de potencial que genera la corriente eléctrica, generalmente originada por la ionización de la solución.

De este modo se forma una celda eléctrica en la cual el metal abandona sus iones a medida que pasa la corriente de electrones.

La corrosión intergranular se produce sobre los granos o cristales, debilitando o destruyendo la cohesión entre los mismos y causando por ende la destrucción del metal. En los aceros inoxidable este tipo de corrosión es el resultado de la combinación del carbono y el cromo presentes en la aleación, en forma de carburos de cromo. Dichos carburos son precipitados en los límites de grano quedando el hierro adyacente pobre en los elementos de protección y por consiguiente vulnerable al ataque corrosivo.

La austenita que forma la micro-estructura de los aceros inoxidable al cromo-niquel tiene la propiedad de disolver mas carbono a la temperatura de recocido que a la temperatura ambiente resultando entonces que a esta última el acero tiene una estructura austenítica super saturada de carbono.

En el intervalo de 420 a 820 grados Centígrados el excedente de carbono precipita en forma de carburos especialmente de cromo, lo cual se manifiesta en la periferia de los granos.

En la Fig. 4 se indica la solubilidad del carburo de cromo, carburo de titanio y carburo de columbio en aceros inoxidables austeníticos.

En esta figura la curva AB representa la solubilidad del Carburo de Cromo.

La curva OC representa la solubilidad del Carburo de Titanio.

La curva OD representa la solubilidad del Carburo de Columbio.

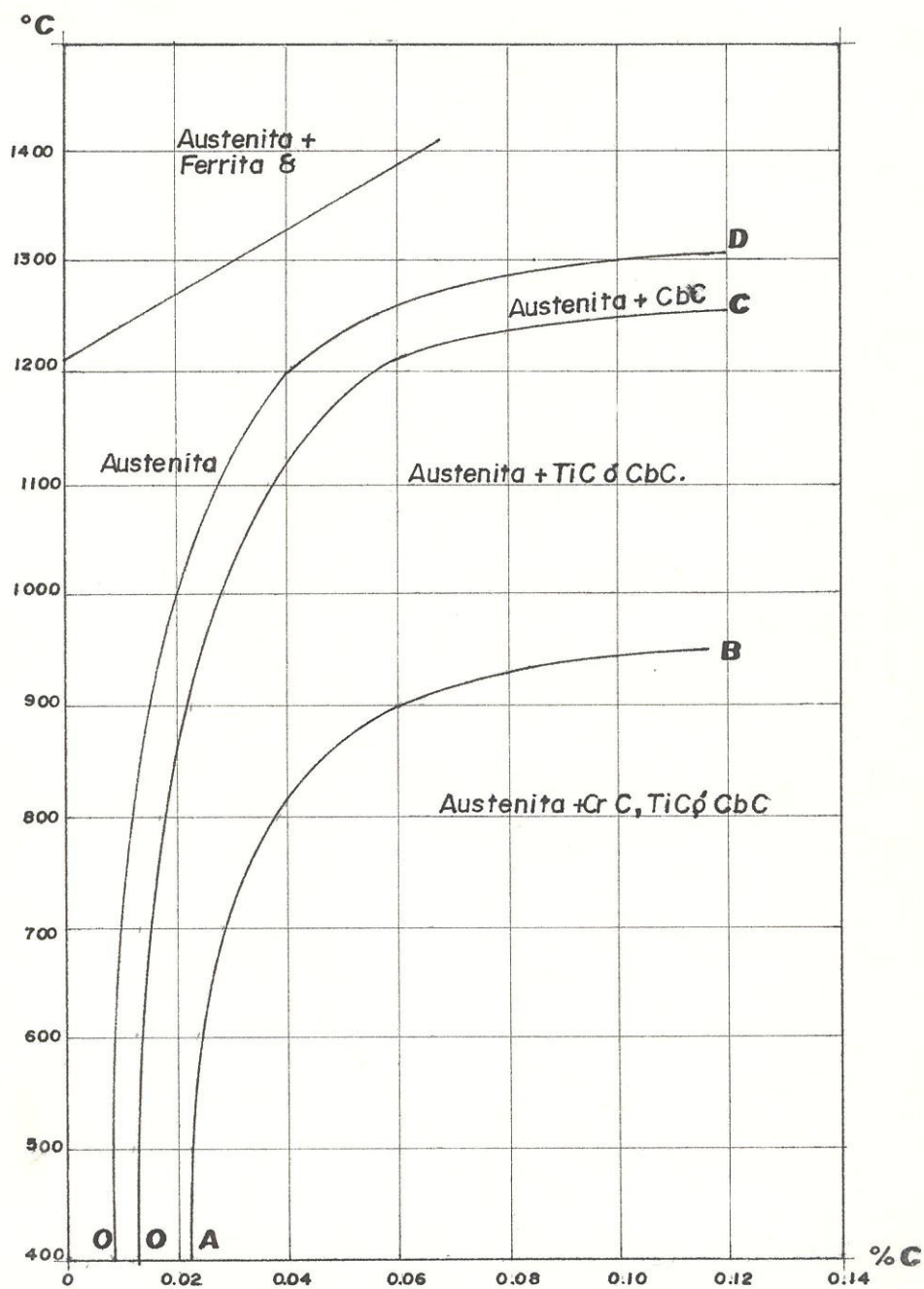


FIG. # 4 CURVAS DE SOLUBILIDAD (I)

Los aceros inoxidables presentan buena ductilidad, tenacidad y gran resistencia a la fractura inducida por trabajado mecánico.

Son fáciles de conformar adquiriendo diversas formas de acuerdo a las necesidades.

CAPITULO II

SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

2.1 GENERALIDADES.-

Los tres grupos de aceros inoxidables pueden ser soldados por cualquiera de los metodos conocidos con excepcion del metodo de soldadura por forjado. La generalidad de los metodos de soldadura son aplicables a los aceros inoxidables , mas para obtener buenos resultados se debe seguir una tecnica algo diferente a la empleada con los aceros al Carbono en funcion de ciertas propiedades fisicas .

La conductibilidad termica de los aceros inoxidables es sensiblemente menor que la de los aceros al Carbono. En el caso de los aceros de la serie 400 ella es solo de 50% a 65% de la de lo aceros comunes y en el caso de los aceros de la serie 300 es de 40% a 50%. Esto significa, que durante la ejecucion de la soldadura se llega de una manera mas rapida a temperaturas altas concentradas en superficies relativamente reducidas. Cuando se suelda chapa fina existe el peligro de quemarla y agujerearla.

El coeficiente de dilatación de los aceros de la serie 400 es aproximadamente igual al de los aceros al Carbono mientras que el de los aceros de la serie 300 es de 50% a 60% mayor.

Esta propiedad de los aceros austeníticos junto con su conductibilidad térmica reducida hace que al ser soldados los mismos tengan tendencia a deformarse.

El punto de fusión de los aceros inoxidables es algo más bajo que el de los aceros al Carbono siendo necesario por tanto un menor aporte de calor para soldarlos.

La resistencia eléctrica de los aceros inoxidables es muy superior a la de los aceros al Carbono siendo de 6 a 8 veces en el caso de los aceros martensíticos y ferríticos; y de 8 a 9 veces en el caso de los aceros austeníticos en estado recocido y aún más si estos han sido endurecidos. Por lo tanto el tiempo y la intensidad de corriente empleados para soldar por resistencia eléctrica son menores.

2.2 LA SOLDABILIDAD COMO CARACTERISTICA DE LOS MATERIALES. (3)

Como consecuencia de los efectos térmicos a los que el acero está sometido en toda clase de soldadura



BIBLIOTHECA

aparecen determinadas variaciones en el material que frecuentemente son permanentes. Estas variaciones pueden estar condicionadas por transformaciones de la estructura durante el calentamiento y enfriamiento o por tensiones térmicas que originan modificaciones de la forma, dimensiones y continuidad.

Si un acero puede soldarse sin que haya que tomarse medidas de precaución y sin que las citadas variaciones sean origen de preocupaciones sobre la estabilidad de la construcción soldada, se designa al acero como bien soldable. (3).

En cambio, si un proceso normal de soldadura conduce a tales variaciones en el material que exista un serio peligro para llenar los requisitos establecidos en la construcción o tiene como consecuencia discontinuidades durante o inmediatamente después del trabajo de soldadura, entonces hay que tomar medidas de precaución especiales o hacerse determinados tratamientos térmicos anteriores o posteriores. Se dice entonces que se trata de aceros limitablemente soldables. (3).

La confusión originada por los conceptos "material de base soldable" y "soldabilidad" los cuales

introducen consideraciones respecto a la reacción del material de base durante el proceso de soldadura a hecho desear otro concepto que abarque en su totalidad las propiedades de la unión soldada. Esto ha conducido a que se hable de la "estabilidad de la función de la unión soldada" y de la "seguridad de la soldadura " del acero.

2.3 EFECTO DE LOS FACTORES DE SOLDABILIDAD. (3)

Los factores que ejercen influencia sobre la soldabilidad son :

- 1.- El peligro de grietas de solidificación en sentido longitudinal en la costura soldada : grietas en caliente.
- 2.- El peligro de grietas de contracción dirigidas transversalmente en la costura soldada : grietas de enfriamiento.
- 3.- La tendencia al temple de la costura soldada y del acero.
- 4.- El peligro general de rotura frágil en el acero y en la costura soldada originado por las tensiones de soldadura.

- 5.- El peligro de la fragilidad por envejecimiento en determinadas zonas afectadas por el calor.
- 6.- Propiedades generales de resistencia de la unión soldada y la elección de los materiales de aportación.
- 7.- La estabilidad general a la temperatura de la construcción soldada así como su resistencia a la corrosión.

Se debe resaltar que un acero nunca puede llegar a ser sensible al envejecimiento sólo por influencias de un proceso de soldadura.

2.3.1 LAS GRIETAS DE SOLIDIFICACION.

Para poder solidificar una aleación es necesario disipar el calor latente de fusión liberado durante el enfriamiento y redistribuir el soluto en la interfase solido-liquido.

Durante la soldadura el metal base forma un molde efectivo alrededor del metal fundido y sirve como un disipador del calor latente de solidificación. Además puesto que el máximo gradiente de temperatura en cualquier punto

de la interfase sólido-líquido es normal a ella, la razón de disipación del calor latente y por lo tanto la dirección promedio de crecimiento ocurre perpendicularmente a esta interfase. Estudios han comprobado que el tipo de redistribución del soluto que acompaña la solidificación depende de la composición nominal C_0 ; del coeficiente de distribución de equilibrio K_0 y de la razón de crecimiento de la interfase sólido-líquido.

Puesto que la soldadura es un caso clásico de solidificación sin equilibrio y requiere una rápida distribución del soluto entre el sólido y el líquido en la interfase sólido-líquido, esta redistribución del soluto que acompaña a la soldadura es el mayor factor que controla el modo de solidificación.

2.3.1.1 SOLIDIFICACION CON EQUILIBRIO.

Basados en un diagrama pseudo-binario Fe-Ni-Cr es posible predecir como podría ocurrir una solidificación con equilibrio en aceros inoxidable austeníticos.

Una aleación de composición nominal Co (20% Cr - 10% Ni) debería comenzar a solidificar como ferrita delta primaria a la temperatura del líquido TL*. El sólido inicial de composición C1 (26% Cr - 4% Ni) el cual está enriquecido en cromo y empobrecido en níquel debería formarse de líquido de composición nominal Co.

Bajo condiciones de equilibrio lo cual implica difusión en estado sólido sin límites y una mezcla completa en el líquido a cualquier temperatura entre el sólido y líquido, la composición del sólido entero está en equilibrio con la composición del líquido remanente. Dentro de este intervalo de temperaturas las composiciones de equilibrio de las fases co-existentes son definidas por la intersección de la isoterma con el sólido y el líquido o el triángulo eutéctico.

*
TL : Es la temperatura a la cual empieza la solidificación del metal, apareciendo los primeros cristales sólidos.

A la temperatura del sólido TS^* la composición del sólido alcanza C_0 y la solidificación se completa. Es decir, aunque inicialmente tiende a seguir las condiciones de enriquecimiento pasando de C_0 a C_1 la condición de difusión sin límite hace que C_1 tienda a C_0 completando la solidificación. Ver Fig. 5.

2.3.1.2 SOLIDIFICACION SIN EQUILIBRIO. (4)

La solidificación de una unión soldada esta mejor aproximada por las siguientes condiciones de límite :

- 1.- No hay difusión en el sólido.
Tiempo de difusión muy corto.
- 2.- No hay mezcla mecánica en el líquido en la interfase móvil sólido-líquido. Efecto de estancamiento de las capas

*

TS : Es la temperatura a la cual termina la solidificación del metal, desapareciendo todo líquido.

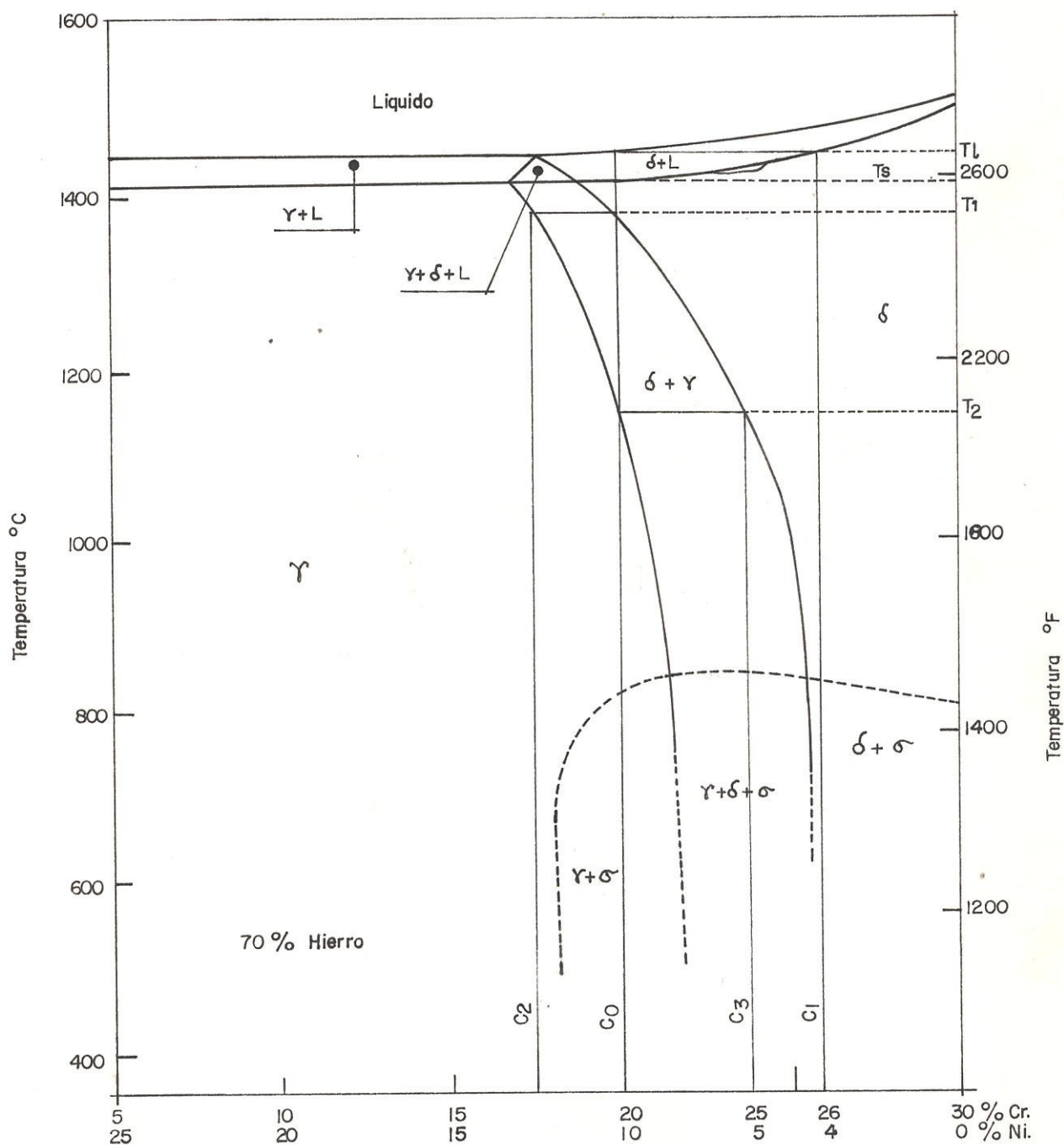


FIG. # 5 DIAGRAMA PSEUDO BINARIO Fe - Cr - Ni.
(70 % Fe). (4)

límite. . . .

3.- Los ajustes en la composición del líquido en la interfase móvil sólido-líquido ocurren solo por difusión. La difusión es rápida en los líquidos.

4.- Existe equilibrio microscópico entre las fase líquida y sólida en contacto en la interfase móvil tal que :

$$K_e = \frac{C_S}{C_L} \quad (1)$$

a una temperatura dada para una aleación con n -componentes.

Donde :

K_e = Coeficiente de distribución efectiva para n -componentes.

C_S = Concentración de los n -componentes en el sólido en la interfase móvil sólido-líquido.

C_L = Concentración de los n -componentes en el líquido en la interfase móvil sólido-líquido.

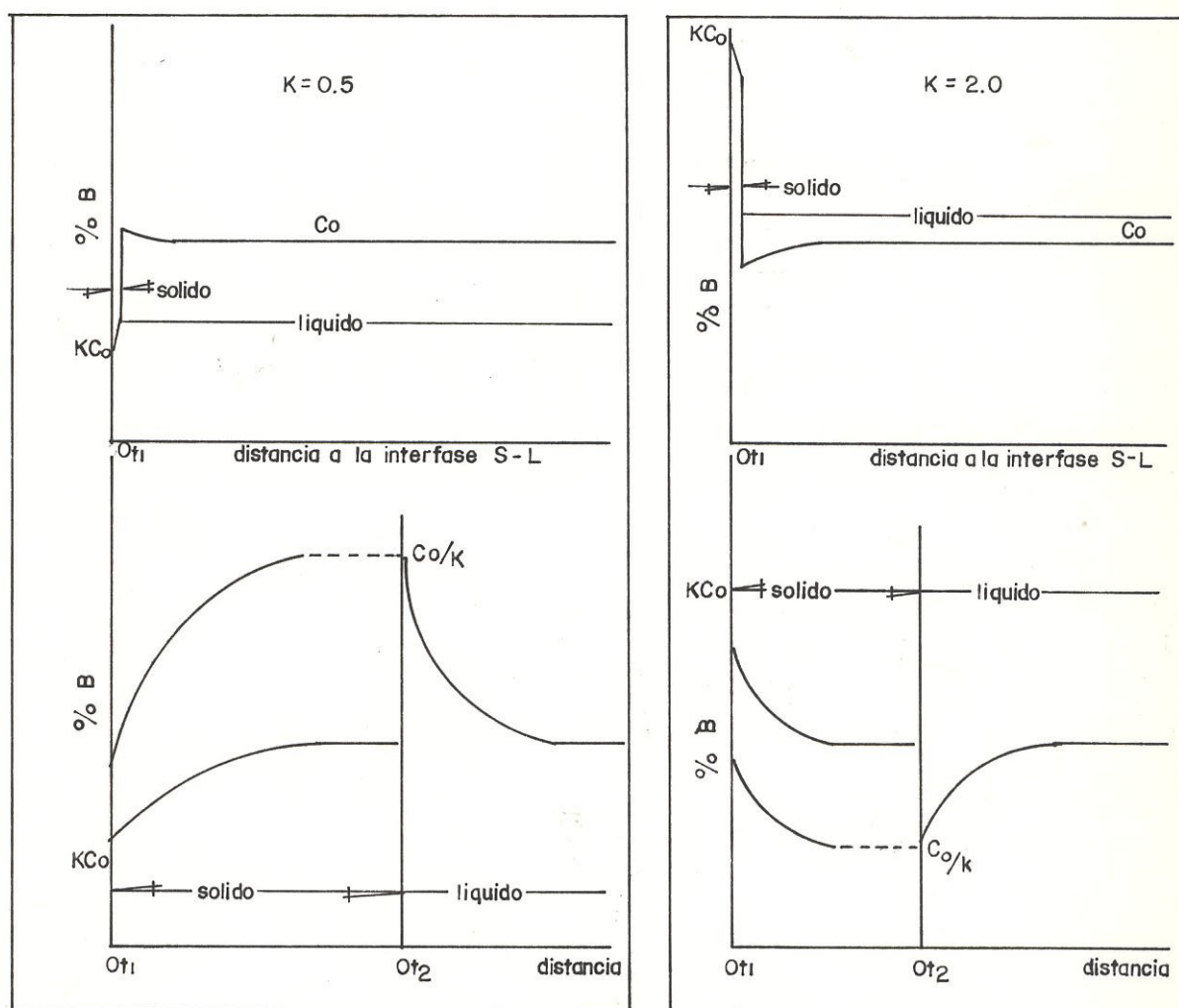
Solidificaciones bajo estas condiciones son a menudo llamadas como Tercer Caso de Solidificación. Exhibe estas etapas :

- 1.- Estado Inicial Transiente.
- 2.- Estado Estable.
- 3.- Estado Final Transiente.

Las Figs. 6A, 6B resumen los cambios en la distribución del soluto para casos de solidificación del Tercer Tipo, para rangos de $K_e = 0.5 - 2.0$.

Durante el transiente inicial la concentración de la fase sólida CS varia para $K_e \times C_o$ en el primer sólido a formarse hasta C_o al final del transiente inicial.

Mientras tanto, la composición del líquido en la cara opuesta de la interfase móvil CL varia segun CS/K_e y un gradiente de

a) PARA $k = 0.5$ b) PARA $k = 2.0$

concentración es establecido por difusión tal que C_0 corresponde a algún punto en la interfase.

Una vez que el gradiente está establecido en el líquido se inicia el estado estable y un sólido de concentración C_0 es capaz de formarse continuamente a partir del líquido de concentración $C_L = C_0/K_e$ en el lado opuesto de la interfase móvil. Ver Fig. 6A, 6B.

El gradiente de concentración avanza hacia adelante de la interfase móvil por difusión y se mantiene sin cambio en su forma tanto como la velocidad de la interfase se mantiene constante.

Posteriormente, ya sea el agotamiento de la fase líquida o la interacción con el gradiente de difusión asociado

con la solidificación de la vecindad que ocurre da inicio a la etapa transiente final. Durante esta etapa, la concentración cambia rápidamente a aquella de un punto invariable tal como lo es un eutéctico y el sólido efectivo cae notoriamente bajo aquel predicho por el equilibrio.

Bajo condiciones normales, solidificaciones de soldadura ocurren bajo el Tercer Caso formando células o subgranos dendríticos celulares.

Si se supone que una célula o subgrano dendrítico celular esta compuesto de una serie de pequeños elementos de volumen cada uno de los cuales crece dentro del líquido como una superficie planar los principios del Tercer Caso pueden ser aplicados a una escala macroscópica a lo largo de toda la interfase. Por lo

tanto, cada célula dendrítica o celda tiene una región transiente inicial en su núcleo y una región transiente final localizada en los intersticios de las dendritas. Entre estas dos regiones transientes cae una región donde el crecimiento ocurre bajo condiciones de estado estable. Por lo tanto la variación en composición de un grano típico formado durante la solidificación según ferrita delta primaria se aproxima al perfil de la Fig. 7.

El estado transiente inicial ocurre en los núcleos de las celdas y la porción del grano de ferrita que solidifica bajo condiciones de estado estable forma sólidos de composición nominal hasta que la interfase móvil tropieza con un frente de solidificación adyacente. Una vez que el choque ocurre,

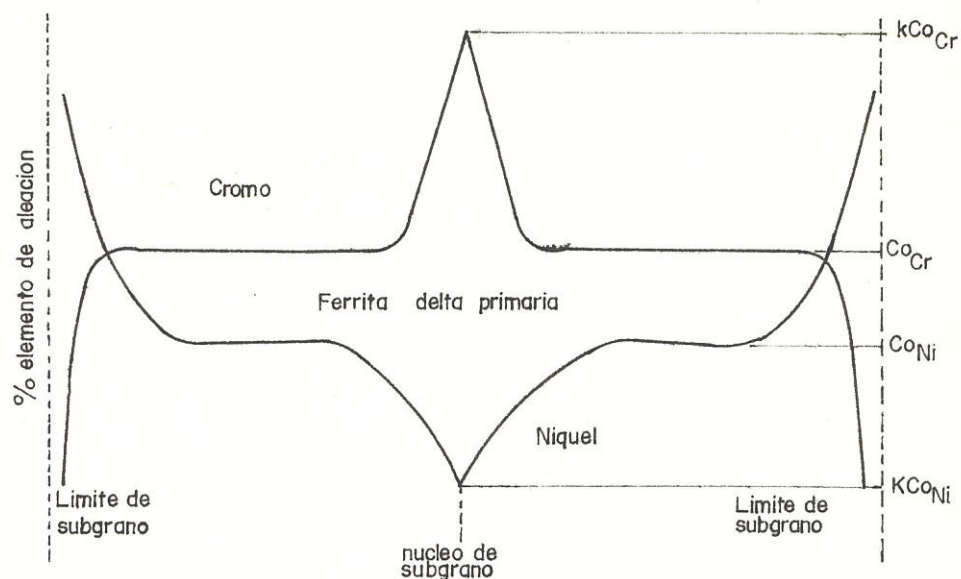


FIG. # 7 ILUSTRACION ESQUEMATICA DE LA DISTRIBUCION Cr - Ni DE UN GRANO SEGUN FERRITA DELTA PRIMARIA. (4)

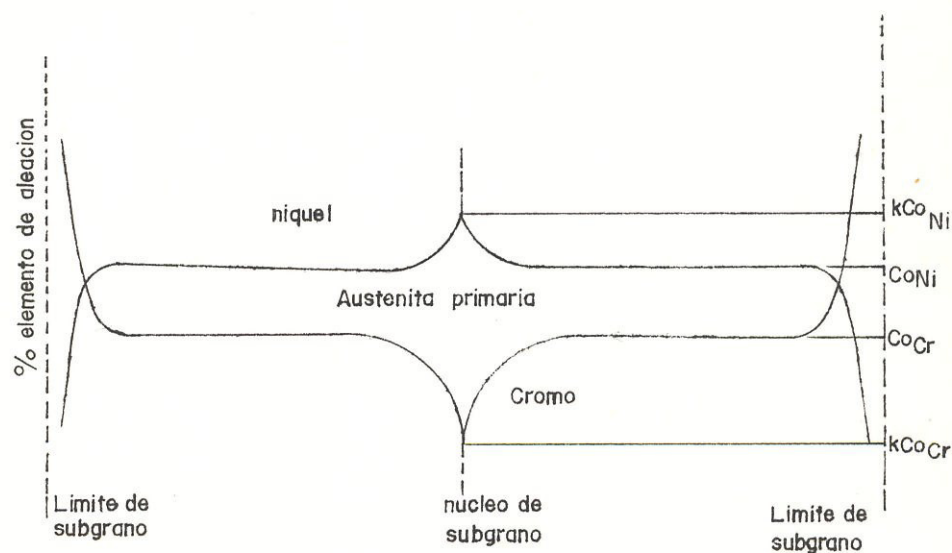


FIG. # 8 ILUSTRACION ESQUEMATICA DE LA DISTRIBUCION Cr - Ni DE UN GRANO SEGUN AUSTENITA PRIMARIA. (4)

el estado transiente final se inicia y la solidificación es completada por la formación de una mezcla eutéctica divorciada de austenita y ferrita.

La distribución de cromo y níquel siguiendo la solidificación como austenita primaria se da en la Fig. 8

Nótese de la Fig. 5 que a una temperatura justamente bajo la del sólido para ferrita delta primaria la composición es como sigue :

- a) Núcleo de composición equivalente a la etapa transiente inicial, C1.
- b) Una red divorciada de eutéctico de austenita y ferrita delta.
- c) El resto de los subgranos de composición nominal Co.

La susceptibilidad al agrietamiento en caliente de los aceros inoxidables austeniticos esta en relación directa a la composición química del acero y a su modo de solidificación.

Se ha demostrado experimentalmente que las soldaduras que exhiben un número ferrítico de 5 a 10 presentan una gran resistencia al agrietamiento en caliente.

2.4 LA FERRITA EN LA RESISTENCIA AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE.

La presencia de ferrita delta en la microestructura del cordón soldado aumenta la resistencia al agrietamiento. Se supone que las grietas en caliente ocurren a la temperatura del sólido de la última fase de fusión. Durante la etapa final de solidificación pequeñas áreas separadas de líquido de baja fusión estan sujetas a una gran cantidad de deformación por contracción inducida. Un aumento en la cantidad de los elementos de baja fusión o en las deformaciones

inherentes resultantes pueden causar fracturas de esas áreas delgadas, formando grietas en caliente. Investigaciones de soldaduras totalmente austeníticas han revelado una alta incidencia de las grietas en caliente en la zona de fusión y en el metal base adyacente. La susceptibilidad al agrietamiento de estos aceros se atribuye a la presencia de películas de baja fusión a lo largo de los límites de grano y subgrano. Análisis posteriores de las regiones intergranulares indican que estas películas de baja fusión están enriquecidas en elementos tales como S, P, Si, Mn. La reducción de los porcentajes de estos elementos mejoran la resistencia al agrietamiento en caliente. En comparación, las soldaduras de aceros inoxidables austeníticos de micro-estructuras dobles austenita-ferrita son mas resistentes al agrietamiento en caliente con respecto a aquellos solamente austeníticos.

Se ha encontrado que los límites de grano de mayor area presentes en las micro-estructuras dobles reduce la oportunidad de formar películas continuas de baja fusión a lo largo de los límites de grano. Además el hecho de que la ferrita delta tiene una mayor solubilidad para elementos perjudiciales tales como S y P con respecto a aquella de la austenita se postula para reducir el volumen de los

constituyentes de baja fusión formados durante la solidificación. (4).

El contenido de ferrita y el Número Ferrítico de la soldadura pueden ser hallados utilizando el Diagrama de Delong o Schaeffler y el medidor de magnetismo (magne-gage).

Schaeffler determinó la utilidad de obtener un diagrama en donde los ejes de coordenadas vienen dados por Cr-equivalentes y Ni-equivalentes. Estas coordenadas permiten relacionar los elementos Formadores de austenita: Ni, Mn, C y los elementos formadores de ferrita: Cr, Mo en la micro-estructura, en donde:

$$\text{Ni - eq} = \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 30\text{C} \quad (2)$$

$$\text{Cr - eq} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1.5\text{Si} + 0.5\text{Cb} \quad (3)$$

$$\text{Ni - eq} = \frac{(\text{Cr - eq} - 16)}{12} + 12 \quad (4)$$

Respecto a los estabilizadores de austenita el níquel tiene un efecto doble al Mn. El carbono tiene un efecto extremadamente fuerte como estabilizador de austenita.

Delong y Reid añaden la influencia del Nitrógeno

como formador de austenita, presentando la ecuación:

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 0.5 \text{ Mn} + 30 \text{ C} + 30 \text{ N} \quad (5)$$

En general muchos autores han presentado los resultados de sus investigaciones en la predicción de la micro-estructura de un cordón soldado de acero inoxidable austenítico. Los diversos resultados se muestran en las Fig. 9 y 10.

Resultados obtenidos en algunos aceros inoxidables austeníticos respecto a la resistencia relativa al agrietamiento en caliente se muestran en la Tabla IX.

2.5 INFLUENCIA DE LAS GRIETAS DE CONTRACCION.

Cuando un líquido se enfría se contrae, con pocas excepciones. Sea una masa M de aleación o de metal líquido que ocupa un volumen V_1 a la temperatura T_1 . Al descender la temperatura a un valor $T_2 < T_1$, el nuevo volumen ocupado por la aleación es V_2 , tal que $V_2 < V_1$. A temperaturas $T_3, T_4, T_5, \dots, T_n$ tales que $T_3 > T_4 > T_5 > \dots > T_n$ corresponden volúmenes $V_3, V_4, V_5, \dots, V_n$ tales que $V_3 > V_4 > V_5 > \dots > V_n$. A la temperatura de inicio de la solidificación T_d

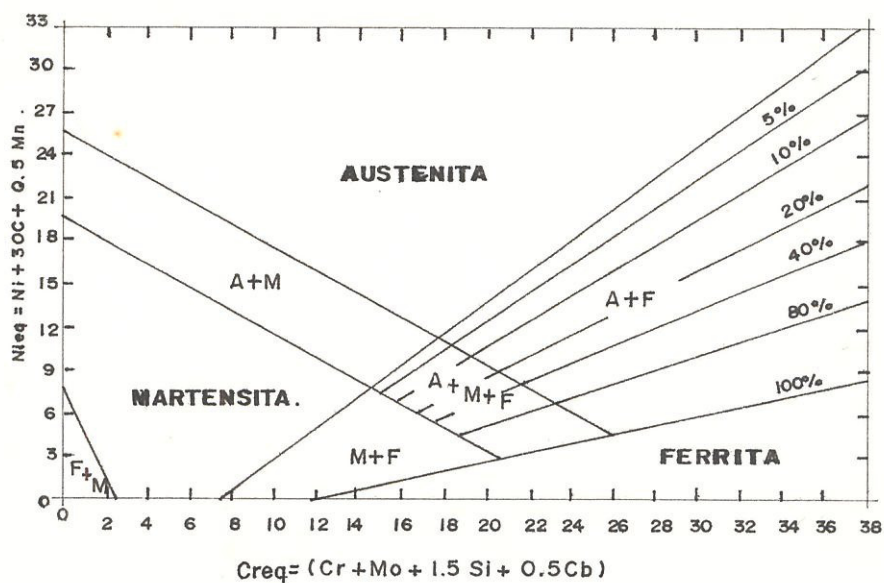


FIG. # 9 DIAGRAMA DE SCHAEFFLER. (9).

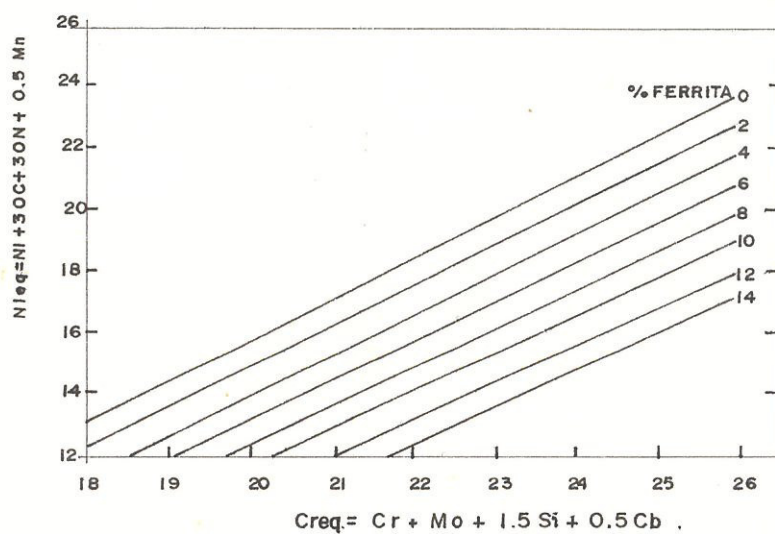


FIG. # 10 DIAGRAMA DE DELONG - REID. (9).

T A B L A I X

RESULTADOS DE PRUEBAS PARA LA RESISTENCIA AL AGRIETAMIENTO
EN CALIENTE. (4).

Material	Resistencia al agrieta- miento rela tiva.	Longitud Total de grieta pulg.	Número Ferrítico Magne gage Delong	
304L	1	0.032	5.5	5.0
309	2	0.047	10.5	11.5
316	3	0.060	6.5	5.0
V-308	4	0.089	10.0	9.0
308	5	0.112	9.0	8.0
312	6	0.193	40.0	---
310	7	0.318	1.0	---

aparecen los primeros cristales sólidos; conforme la temperatura disminuye se forman mas cristales y por consiguiente la cantidad de líquido disminuye. A una temperatura T_f denominada temperatura de fin de solidificación desaparece la última gota de líquido quedando entonces solidificada toda la masa de la aleación. Los valores de T_d y T_f varían de acuerdo a la composición de la aleación.

Al igual que los metales puros y eutécticos las aleaciones con intervalos de solidificación presentan generalmente, por lo menos:

- una contracción líquida
- una contracción de solidificación
- una contracción sólida

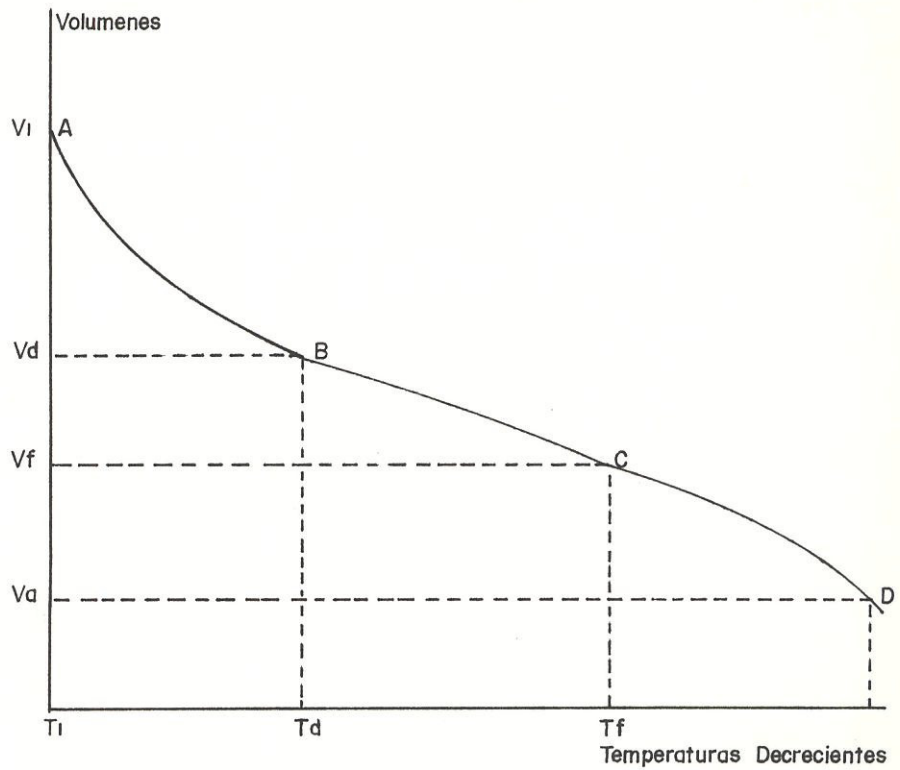
La contracción de solidificación se efectúa durante todo el tiempo de solidificación entre las temperaturas T_d y T_f . La Fig 11A muestra las variaciones de volumen de una masa M de una aleación con intervalo en función de la temperatura.

En este diagrama tenemos:

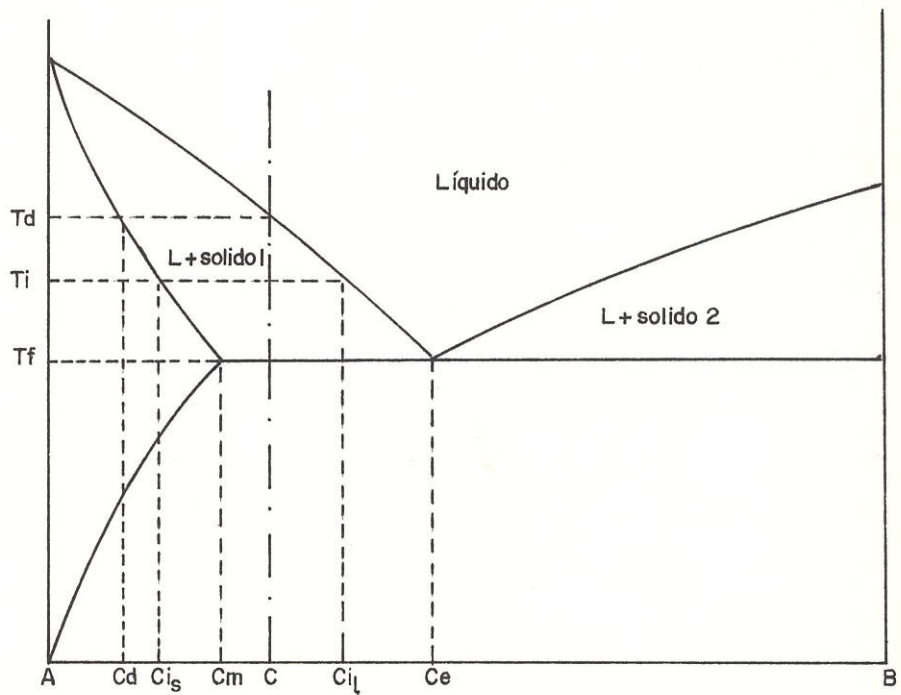
$V_l - V_d =$ Contracción líquida.

$V_d - V_f =$ Contracción de solidificación.

$V_f - V_a =$ Contracción sólida.



a) VARIACION DE VOLUMEN DE UNA MASA M QUE SOLIDIFICA



b) SOLIDIFICACION DE UNA ALEACION A Y B

FIG # 11 VARIACION DE VOLUMEN DE UNA MASA M QUE SOLIDIFICA. SOLIDIFICACION DE UNA ALEACION A Y B. (5)

$T_d - T_f$ = Intervalo de Solidificación

En las proximidades de la temperatura T_f mas algunos grados se encuentran una multitud de cristales separados por una delgada película y aunque dan la impresión de estar totalmente solidificados son extremadamente frágiles, se rompen al menor esfuerzo.

Una aleación de A y B conteniendo C% de B comenzara a solidificarse a la temperatura T_d dando un cristal de concentración Cd% en B. Descendiendo la temperatura se depositaran cada vez mas cristales cuya concentracion media en B ira en aumento, tendiendo hacia C_m , al mismo tiempo que se enriquecerá en B el líquido restante. A una temperatura T_i comprendida entre T_d y T_f , la concentración en B de cristales será C_{is} , la del líquido C_{il} . Ver Fig. 11B.

A $T_f + e$, la aleación se presentará como una mezcla de cristales teniendo la concentración media C_m en B, y de líquido en la concentración C_e , es decir la del eutéctico. A $T_f - e$, el líquido se transforma en sólido, rodeando cada cristal. La regla de los segmentos inversos señala que la cantidad de líquido eutéctico y por consiguiente el espesor de las uniones de granos es tanto mas fuerte cuando la

concentración en B de la aleación es en si misma mas elevada. Una aleación conteniendo la concentración C_e se presenta como un mosaico de cristales homogéneos separados por uniones de granos de espesor nulo. Una aleación cuya concentración en B es inferior a C_m se presenta similar a la eutéctica. Solamente las aleaciones con un contenido en B superior a C_m % (excepto C_e) se solidificará con uniones de granos fuertes y sólidos.

Estas diferencias en los espesores de los límites de grano debido a las diferentes contracciones de los componentes de la aleación generan diferentes valores de coeficientes de contracciones volumétricas generando tensiones residuales y fracturas cuando éstas son mayores a la resistencia del material. Esto sumado al alto coeficiente de dilatación térmica del acero austenítico genera la aparición de grietas por contracciones longitudinales y transversales.

2.6 INFLUENCIA DE LA TENDENCIA AL TEMPLE.

Los aceros inoxidables austeníticos como se indicó en el capítulo I, no son magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico. Al ser trabajados en frío pueden ser endurecidos

notablemente adquiriendo al mismo tiempo un cierto grado de magnetismo. Al ser enfriados luego de practicar la soldadura no adquieren temple, por lo tanto no existe riesgo alguno de formación de grietas por temple.

2.7 INFLUENCIA DE LA ROTURA FRÁGIL.

Los materiales austeníticos puros son seguros a la rotura frágil por lo menos hasta 200 grados Centígrados. En cambio el material de soldadura que contiene ferrita en una matriz austenítica puede mostrar una temperatura de transición la cual es baja en general disminuyendo el peligro de rotura frágil en las construcciones soldadas con material austenítico. No obstante, se ha determinado que mediante el tratamiento térmico en estos materiales de construcción, en su micro-estructura se puede formar una fase sigma dentro del rango de temperaturas de 600 a 700 grados Centígrados, especialmente en los aceros 18-8 que contengan ferrita estabilizada con Niobio.

La presencia de la fase sigma desplaza la temperatura de transición alrededor de los 100 grados Centígrados tornando mas frágil la costura soldada.

La fractura es la separación de un cuerpo sujeto a un esfuerzo en dos o mas partes. La fractura frágil generalmente comprende la rápida propagación de una grieta con el mínimo de absorción de energía y de deformación plástica. Además la presencia de muchas grietas finas submicroscópicas induce la falla en materiales fragiles. Lo agudo de las puntas de tales grietas dará como resultado una concentración de esfuerzo muy alto que podría exceder la resistencia a la fractura teorica en esta area localizada y hacer que la grieta se propage aún cuando el cuerpo del material este sujeto a un esfuerzo de tensión claramente bajo. Aunque el acero se considera un material dúctil muchas veces estos se rompen sin muestras previas de deformación. Esta tendencia del acero a comportarse de una forma frágil viene determinada por tres condiciones :

- 1) Elevadas concentraciones de esfuerzos en la constitución geométrica.
- 2) Un elevado grado de tensiones.
- 3) Una baja temperatura ambiental.

Estos tres factores se encuentran muy ligados entre si de tal forma que conociendo el efecto de uno de ellos, se podría indicar como reaccionaría el acero ante la intensificación de cualquiera de los otros

dos. Los aceros cuya temperatura de transición es elevada tienen mayor tendencia a comportarse de una manera frágil en el periodo de servicio.

Para los aceros inoxidables austeníticos el límite de baja temperatura es de - 254 grados Centígrados por lo tanto no son normalmente sensibles a la fragilidad por entalla.

2.8 INFLUENCIA DE LA FRAGILIDAD POR ENVEJECIMIENTO.

En los Aceros Inoxidablees su influencia es muy lenta en las costuras soldadas. El envejecimiento se refiere a la perdida paulatina de las propiedades mecánicas. En el marco de los ensayos de rotura frágil caen también los ensayos de tendencia a la fragilidad por envejecimiento del material. Este ensayo se hace de tal manera que se compara la resiliencia con la variación de la resistencia al choque que aparece después de una deformación en frio del 5 al 10% seguido de un tratamiento térmico a 300 grados Centígrados. De los materiales que con este tratamiento se vuelven frágiles lo que se exterioriza sobre todo por un desplazamiento de la curva de resiliencia hacia mayores temperaturas, puede esperarse igualmente una fragilidad después de un empleo mas o menos

largo. El proceso de soldadura puede conducir a la aceleración del envejecimiento del material.

Como la temperatura inferior de transición de los aceros inoxidable austeníticos es de -254 grados Centígrados su ductilidad a temperaturas ambiente es grande y su sensibilidad a la fragilidad por envejecimiento es casi nula.

2.9 INFLUENCIA DE LA RESISTENCIA A LA CORROSION.

Un acero austenítico recocido luego del temple no es estable en el nuevo calentamiento con relación a la segregación de carburos, salvo el caso en que el contenido de carbono sea como máximo $0.02 - 0.03\%$ de C. Los carburos segregados son ricos en cromo disminuyendo el porcentaje de éste en el material y por ende la resistencia a la corrosión del acero. Cuanto mas tiempo este expuesto el acero a calentamiento a la temperatura de sensibilización mayor será la segregación de carburos y por lo tanto el peligro de corrosión intercrystalina. Para disminuir el peligro de segregación debe evitarse el calentamiento a través del rango crítico de temperaturas.

2.10 INFLUENCIA DE LA RESISTENCIA DE LAS COSTURAS SOLDADAS.

Los aceros inoxidable austeníticos se caracterizan entre otras cosas por su alta resiliencia que en probeta Charpy-V llega por lo menos a 20 Kp.m/cm². Los aceros austeníticos puros no tienen temperatura alguna de transición a la rotura frágil y son también tenaces en todos los casos incluso en el ensayo de resiliencia a -200 grados Centígrados.

El límite de rotura está usualmente en 60 Kp/mm², pero puede oscilar entre 50 a 100 Kp/mm². El límite elástico es bajo por lo regular y asciende a 18 - 22 Kp/mm². En algunas clases de aleaciones especiales dentro de los aceros inoxidable austeníticos pueden alcanzarse, sin embargo, valores del límite elástico de 30 a 60 Kp/mm², sin que se pierda la tenacidad y el estado de estructura austenítica pura.

Aunque los valores de las propiedades mecánicas varían con la soldadura, según estudios realizados estos no presentan mayores dificultades a la costura soldada.

C A P I T U L O I I I

DEFECTOS DE SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES

3.1 CONCEPTO DE DEFECTO.

Un defecto se define normalmente como "la falta o ausencia de algo esencial para la integridad o perfección " (6).

Los defectos pueden variar en los metales desde dislocaciones en el campo atómico no observables incluso con los mas potentes microscópios hasta discontinuidades apreciables a simple vista, pudiendo ser cualquiera de éstas peligrosas para la integridad de una construcción.

Las discontinuidades se consideran generalmente como una separación dentro de la estructura normal del metal las cuales llegan a ser consideradas como defectos cuando afectan seriamente a la integridad de la función.

3.2 TIPOS DE DEFECTOS.

Los defectos en general pueden ser de dos tipos, de acuerdo a su origen:

- a) Mecánicos.
- b) Metalúrgicos.

3.2.1 DEFECTOS METALURGICOS.

Son aquellas discontinuidades que existen o se generan por fenómenos de solidificación y/o tratamiento térmico aplicados al metal. Generalmente son microscópicas pero un tratamiento no adecuado puede dar lugar a defectos observables a simple vista. Pueden variar desde dislocaciones atómicas en el metal hasta grandes discontinuidades. Cualquier falla en la homogeneidad de los componentes originales se considera como un defecto metalúrgico.

Dentro de este tipo de defectos se puede citar : porosidades, grietas, cavidades centrales, cavidades onduladas, falta de fusión, falta de penetración, etc.



3.2.2 DEFECTOS MECANICOS.

BIBLIOTECA

Son las discontinuidades cuya existencia se debe a factores mecánicos. Pueden presentarse de las mas variadas formas como rayaduras, erosión, picaduras, hendiduras por golpes, etc.

Entre los principales defectos encontrados en cordones soldados se pueden enumerar :

- Grietas en caliente.
- Grietas por contracción.
- Cavidades centrales.
- Cavidades onduladas.
- Mordeduras.
- Sobremontas o Jorobas.
- Falta de penetración.
- Falta de Fusión.
- Falta de continuidad en el cordón.
- Inclusiones.
- Poros.

En la formación de defectos influyen muchos factores tanto metalúrgicos como de proceso.

Entre los factores de proceso se puede citar al efecto de la fuerza de arco y a los parámetros

físicos de la soldadura.

3.3 EFECTO DE LAS FUERZAS QUE INTERVIENEN EN EL ARCO EN LA FORMACION DE DEFECTOS. (7)

Ha sido posible realizar mediciones de la fuerza de arco presente en la soldadura. Esto se logra utilizando un Transformador Variable Diferencial Lineal, con el cual manteniendo la distancia electrodo-pieza a 2.4 mm. la fuerza de arco varía linealmente de 2.6 a 14.3 grs. para corrientes de 100 a 550 amp. Este análisis fue realizado entre la intensidad de corriente y la fuerza de arco sin considerar si existen o no defectos de soldadura. Además se ha concluido a partir de los resultados experimentales que la fuerza de arco es función de la distancia electrodo-pieza y de la intensidad de corriente de soldadura, y que no es función de la velocidad de soldadura, del gas de protección, de la geometría del electrodo ni de la frecuencia de pulsación. Ver Figs. 12 y 13.

En soldadura al arco es bien conocido que el incremento de velocidad de soldadura mas allá de ciertos límites críticos da como resultado el deterioro del cordón. La prevención o minimización de estas discontinuidades es de alta importancia ya que esto permitiría incrementar la velocidad máxima

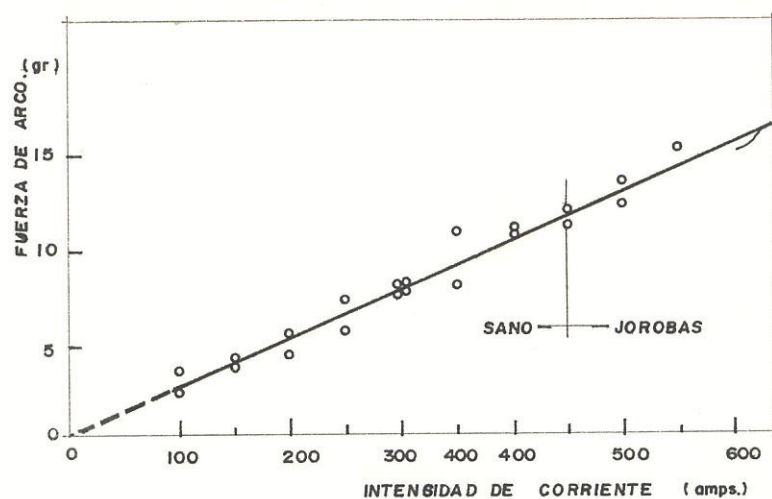


FIG. # 12 EFECTO DE LA INTENSIDAD DE CORRIENTE SOBRE LA FUERZA DE ARCO. (7)

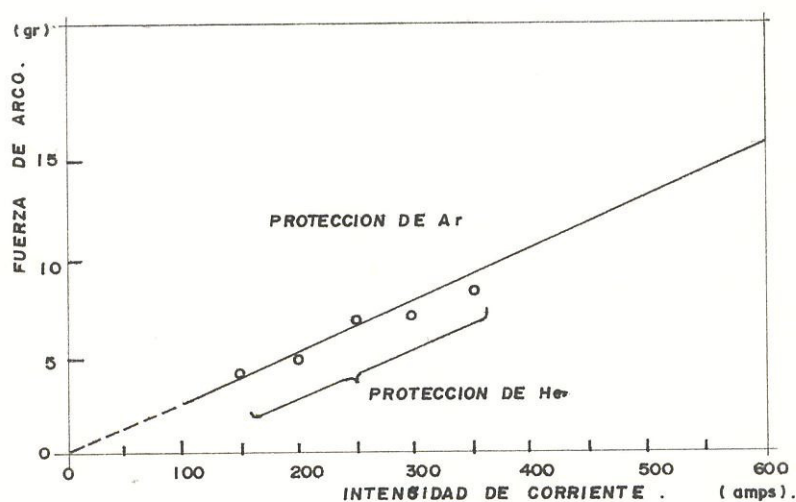


FIG. # 13 EFECTO DEL GAS DE PROTECCION SOBRE LA FUERZA DE ARCO. (7).

de soldadura.

3.4 MECANISMOS DE LA FORMACION DE DEFECTOS.

Es conveniente para motivos de comprender la influencia de la fuerza de arco en la formación de defectos describir el mecanismo propuesto para su origen. La principal razón para la formación de defectos es el intervalo de tiempo entre la excavación del canal sobre la superficie por el arco y el llenado de este canal con metal fundido.

Bajo las condiciones de soldadura que producen defectos, el metal fundido bajo el arco es forzado a moverse hacia atrás dejando ver una superficie sólida que aparece. Al contrario, ya sea una rápida solidificación del metal fundido o un llenado imperfecto de éste da como resultado la formación de defectos. Se consideran dos factores :

- 1.- La diferencia de temperaturas entre el frente y la retaguardia de la piscina la cual altera la tensión superficial de tal manera que el metal fundido fluye hacia ella.
- 2.- La presencia de la presión de arco que actúa sobre el metal fundido en el frente de la piscina, causa de la apariencia estriada de la

superficie. En general esta circunstancia es considerada como la de mayor influencia para el movimiento de metal fundido.

Se han reportado tres causas principales para la existencia de la fuerza de arco:

- 1.- La fuerza electromagnética.
- 2.- La fuerza del plasma-jet.
- 3.- La fuerza del impacto de los electrones.

Se acepta en general, que la fuerza del plasma-jet es el componente de mayor influencia de la fuerza de arco.

Como ya se acotó anteriormente, al incrementar la velocidad de soldadura, se incrementa también la formación de defectos. Además, es bien conocido que la posición del electrodo respecto a la pieza influye en la velocidad máxima a utilizarse para determinados parámetros de soldadura, tanto así, que se logra buenas soldaduras a mayores velocidades para arcos hacia adelante que para arcos hacia atrás. Por tanto se hace necesario definir la Velocidad Límite de Viaje, V.L.V..

3.5 VELOCIDAD LIMITE DE VIAJE DEL ARCO. (7)

Se define como la máxima velocidad a la cual para diferentes condiciones de soldadura (V,I) no se producen defectos. La velocidad límite de viaje es seleccionada como el punto medio entre las dos velocidades de viaje que producen el primer defecto en el cordón y el último cordón sano.

$$V.L.V. = \frac{V \text{ primer defecto} + V \text{ último cordón sano}}{2} \quad (6)$$

Donde:

V primer defecto : Es la velocidad a la cual se presenta el primer defecto en el cordón soldado.

V último cordón sano : Es la velocidad a la cual se presenta el último cordón de soldadura sana.

Sin embargo no se ha encontrado ninguna relación directa entre la fuerza de arco y la V.L.V. Pero de observaciones hechas a las secciones transversales de los cordones de soldadura se ha concluido que elevados valores de V.L.V. producen en el cordón

una penetración de fondo concavo o plano. Según esto, la fuerza de arco efectiva para la formación de defectos de soldadura ha sido considerada como la mas baja de estos parámetros aunque la fuerza de arco total es la misma.

3.6 INFLUENCIA DE LA INTENSIDAD DE CORRIENTE DE SOLDADURA.

En Fig. 14 se puede apreciar la relación entre la intensidad de corriente y la V.L.V.

Se puede observar que conforme se incrementa la intensidad de corriente el valor de la velocidad límite de viaje disminuye.

Para rangos de intensidad de corriente bajos la penetración es formada principalmente por el calor del arco y por convección del metal fundido, y el efecto de la fuerza de arco es pequeño.

Las raices concavas son signos característicos de que la convección está activa en la piscina. Si la fuerza de arco influyera en la formación del cordón la raiz del cordón debería ser convexa.

Un incremento de la intensidad de corriente produce un estado de transición con respecto al efecto de

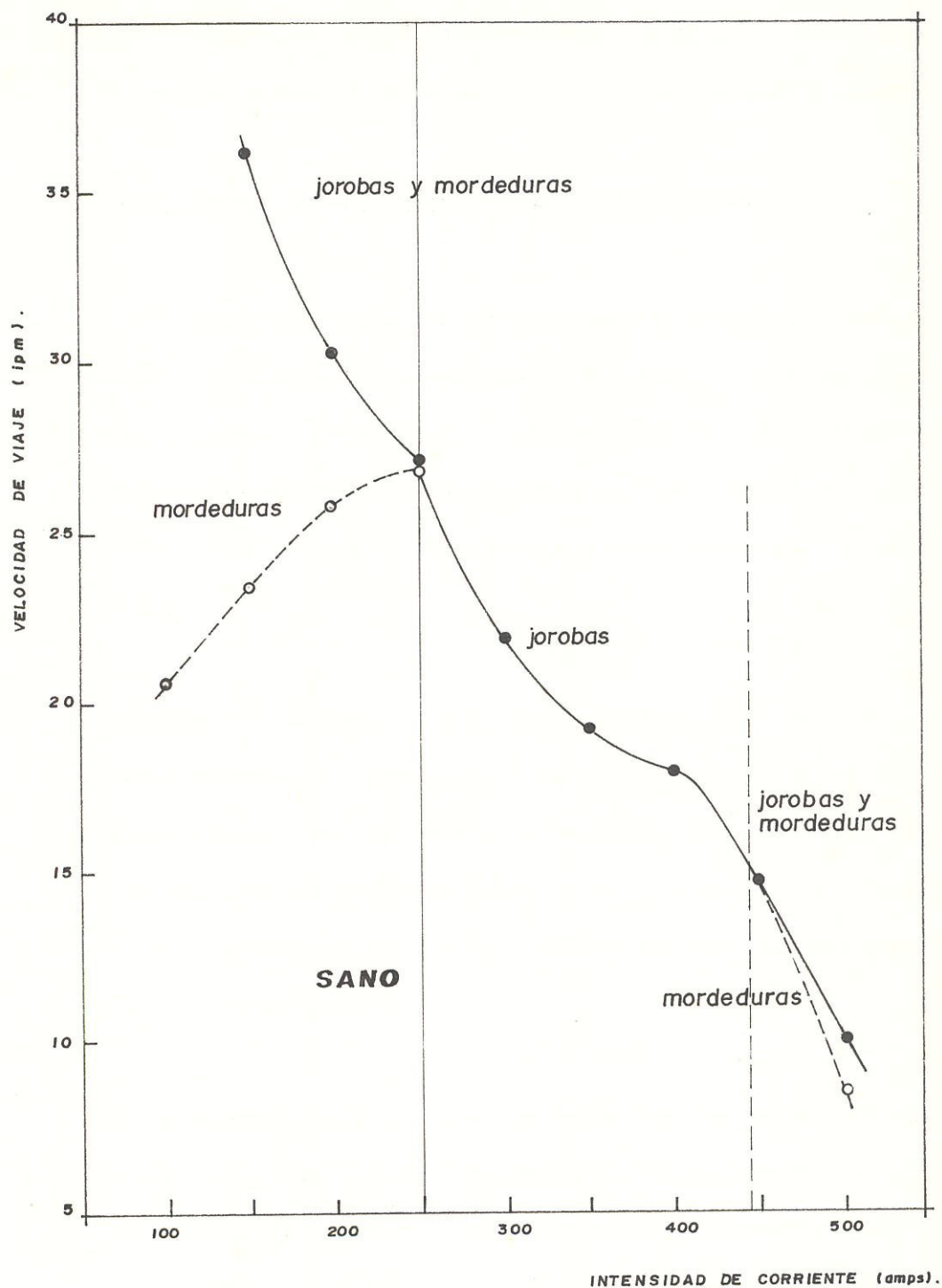


FIG. # 14 RELACION ENTRE LA VELOCIDAD LIMITE DE VIAJE Y LA INTENSIDAD DE CORRIENTE DE SOLDADURA. (7).

la fuerza de arco, la cual se incrementa gradualmente. Este incremento cambia la forma de la raíz de concava a plana y posteriormente a convexa.

3.7 INFLUENCIA DE LA DISTANCIA ELECTRODO-PIEZA.

La fuerza de arco es inversamente proporcional a la distancia electrodo-pieza. La Fig. 15 muestra los resultados prácticos del efecto de la distancia electrodo-pieza. Se indica además que las V.L.V. para distancias electrodo-pieza menores son mas altas.

Muchos otros factores influyen sobre la determinación real de la V.L.V. tales como el electrodo, el gas de protección, el diseño de las juntas, el tipo de proceso, etc. La Fig. 16 muestra la relación entre la V.L.V. y el gas de protección de la soldadura.

En general, la fuerza de arco se ve principalmente afectada por la diferencia de presiones electromagnéticas entre las regiones adyacentes al electrodo y la pieza. Esta diferencia de presiones es causada por la diferencia de densidades de corriente entre las dos regiones.

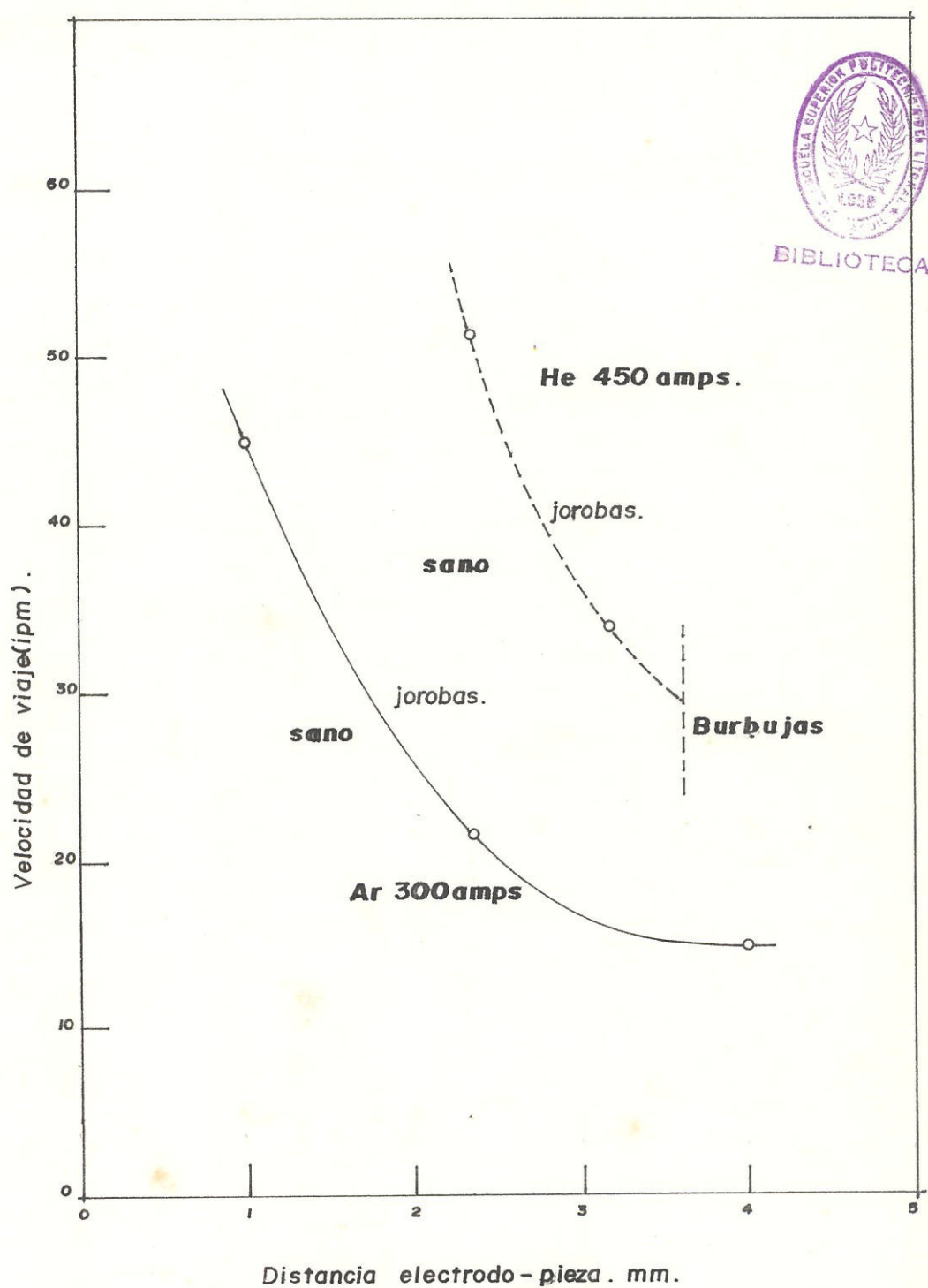


FIG. # 15 EFECTO DE LA DISTANCIA ELECTRODO - PIEZA EN LA VELOCIDAD DE SOLDADURA.(7).

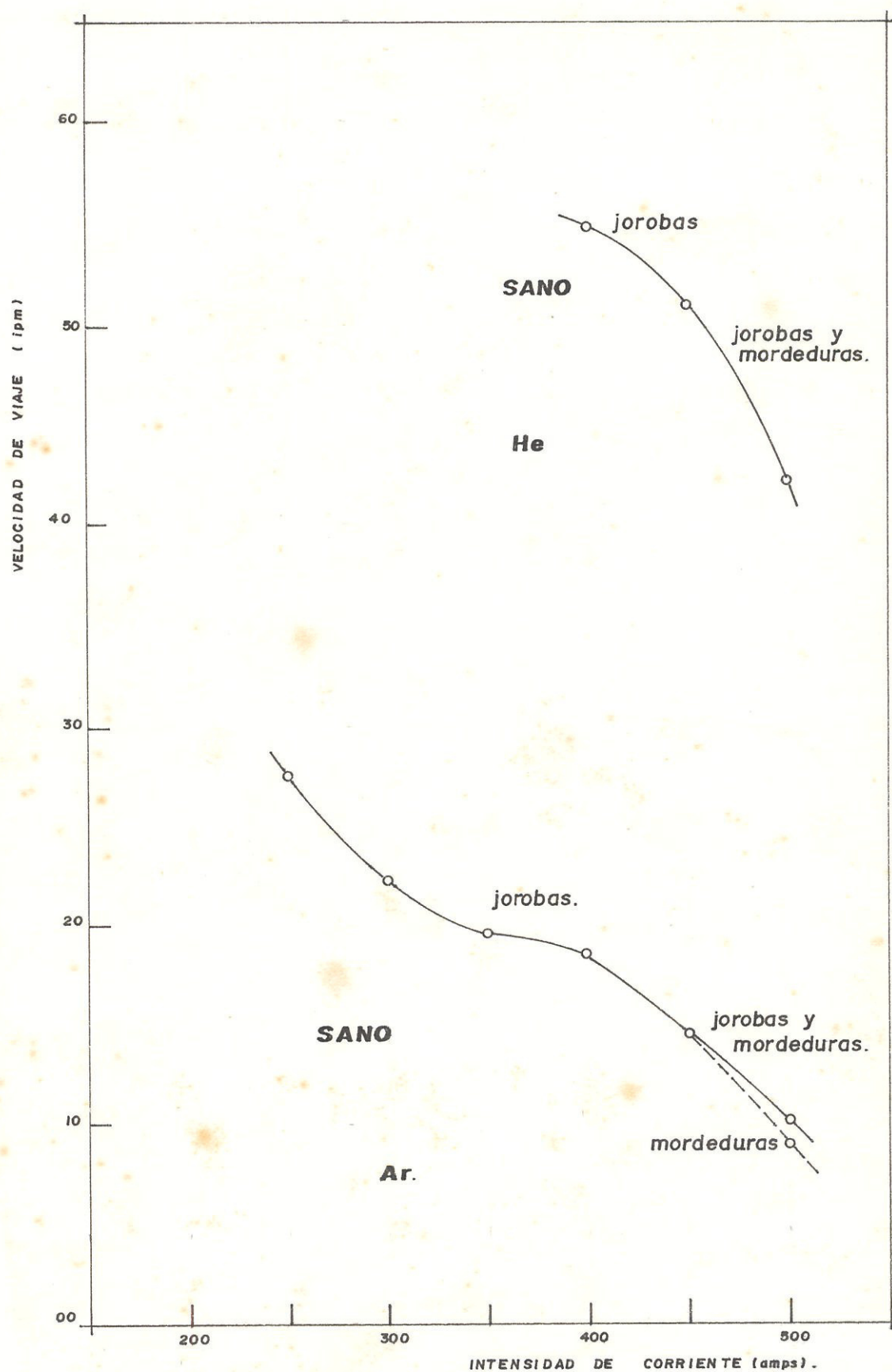


FIG. # 16 EFECTO DEL GAS DE PROTECCION SOBRE LA VELOCIDAD LIMITE DE VIAJE. (7).

CAPITULO IV

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIAL.

Para la ejecución del presente trabajo se utilizan probetas de acero inoxidable AISI 304 de 3 x 50 x 250 mm.

La composición del acero AISI 304 es como sigue:

Carbono	:	0.05	%	en peso	
Cromo	:	18.3	%	"	"
Niquel	:	9.4	%	"	"
Manganeso	:	0.94	%	"	"
Silicio	:	0.75	%	"	"
Fosforo	:	0.026	%	"	"
Azufre	:	0.007	%	"	"
Nitrogeno*	:	0.016	%	"	"

Los valores de Cr-eq y Ni-eq son como siguen :

* : Presente en la atmosfera de fundición de los aceros inoxidables austeníticos. (8).

a) Según Delong y Reid :

$$\text{Cr-eq} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1.5 \text{ Si} + 0.5 \text{ Cb} \quad (3)$$

$$\text{Cr-eq} = 18.3 + (1.5)(0.75)$$

$$\text{Cr-eq} = 18.3 + 1.125$$

$$\text{Cr-eq} = 19.425$$

$$\text{Ni-eq} = \text{Ni} + 30 \text{ C} + 0.5 \text{ Mn} + 30 \text{ N} \quad (5)$$

$$\text{Ni-eq} = 9.4 + 30(0.05) + 0.5(0.94) + 30(0.016)$$

$$\text{Ni-eq} = 9.4 + 1.5 + 0.47 + 0.48 = 11.37 + 0.48$$

$$\text{Ni-eq} = 11.85$$

b) Según SUUTALA.

$$\text{Cr-eq} = \text{Cr} + 1.37\text{Mo} + 1.5\text{Si} + 2\text{Nb} + 3\text{Ti} \quad (6)$$

$$\text{Cr-eq} = 18.3 + 1.5(0.75)$$

$$\text{Cr-eq} = 19.425$$

$$\text{Ni-eq} = \text{Ni} + 0.31\text{Mn} + 22\text{C} + 14.2\text{N} + \text{Cu} \quad (7)$$

$$\text{Ni-eq} = 9.4 + 0.31(0.94) + 22(0.05) + 14.2(0.016)$$

$$\text{Ni-eq} = 9.4 + 0.29 + 1.10 + 0.22$$

$$\text{Ni-eq} = 11.01$$

Para el primer caso, con ecuaciones Delong-Reid se tiene Número Ferrítico AISI 304 : NF = 8.4 y un porcentaje de ferrita delta de 8.0%. Ver Fig. 17.

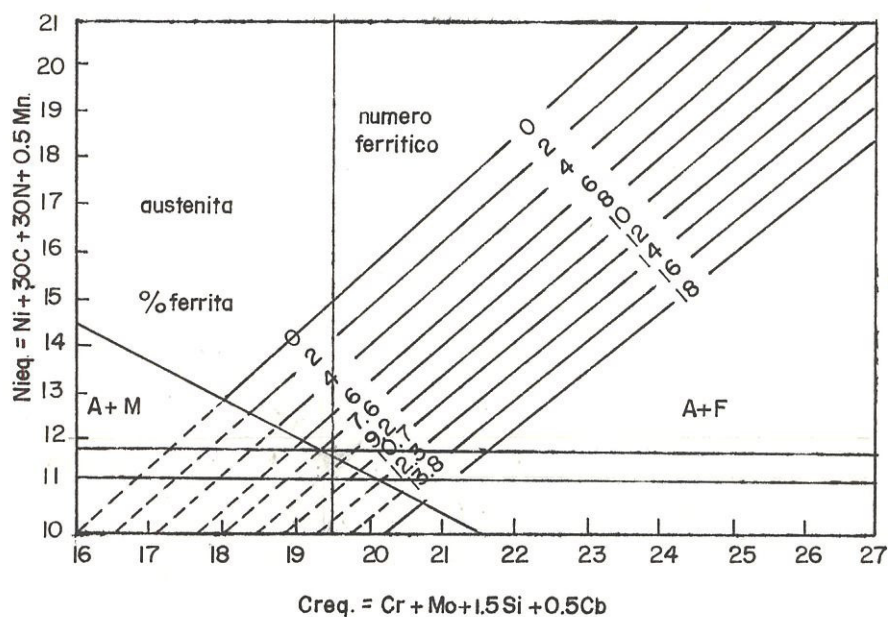


FIG. # 17 UBICACION DEL ACERO AISI 304 EN EL DIAGRAMA LONG - DELONG. (9)

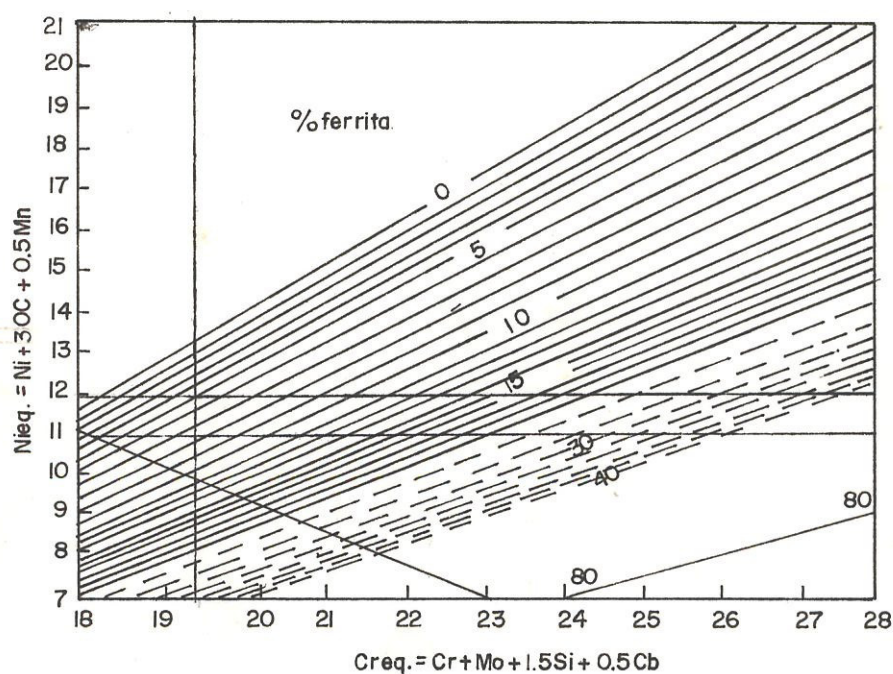


FIG. # 18 UBICACION DEL ACERO AISI 304 EN EL DIAGRAMA DE SCHAEFFLER. (9)

Para el segundo caso, con ecuaciones de Suutala se tiene un Número Ferrítico AISI 304 : $NF = 11$ y un porcentaje de ferrita delta de 9.95%. Ver Fig. 18. (9).

En el primer caso la composición química indica que se debe esperar una solidificación con una microestructura austenítica con cierto porcentaje de ferrita delta, esto es 8.0%.

Utilizando el diagrama de Schaeffler con los valores anteriores, se tiene :

Porcentaje de ferrita delta AISI 304 -Delong-Reid-
= 5.0

Porcentaje de ferrita delta AISI 304 -Suutala- =
7.3. Ver Fig. 18.

Este último dato coincide favorablemente con aquellos encontrados por T. Ogawa y E. Tsunetomi ($FN = 5$).

Encontrando la razón $Cr\text{-eq}/Ni\text{-eq}$, tenemos :

$$\frac{Cr\text{-eq}}{Ni\text{-eq}} = \frac{19.425}{11.85} = 1.699 \quad \text{Delong-Reid.}$$

$$\frac{\text{Cr-eq}}{\text{Ni-eq}} = \frac{19.425}{11.01} = 1.764 \quad \text{Suutala}$$

Según la Fig. 19 ambos valores de 1.639 y 1.764 indican un modo de solidificación como ferrita primaria.

4.2 EQUIPOS.

Siguiendo el método desarrollado por V. P. Kujanpaa, utilizando soldadura autógena de platinas de acero inoxidable AISI 304, se realizan cordones de soldadura utilizando soldadura al arco con electrodo de Tungsteno y Argón 99.99% como gas de protección. Las platinas son colocadas en un soporte o porta-probetas de acero con una base desmontable de cobre.

Para medir los valores de la intensidad de corriente se utiliza un amperímetro de inducción y la velocidad del arco de soldadura se controla automáticamente sujetando el porta-electrodos en el cabezal móvil automático de la máquina para soldadura por Arco sumergido.

4.2.1 EQUIPO DE SOLDADURA TIG.

La soldadura al arco con electrodo de

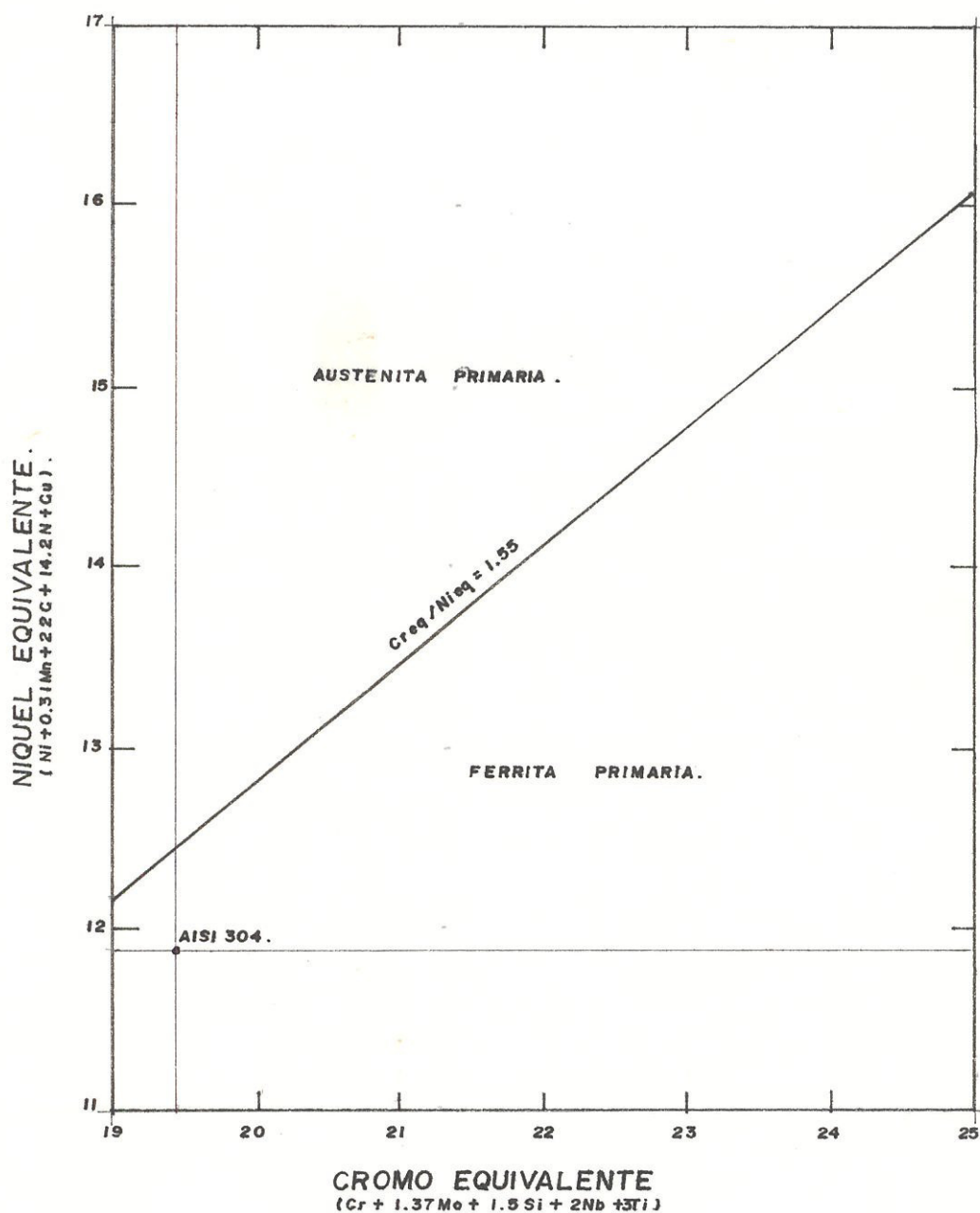


FIG # 19 UBICACION DEL ACERO AISI 304 EN EL DIAGRAMA DE SUUTALA.(9)

tungsteno y gas argón es un proceso en el cual la unión de los metales se logra gracias al calentamiento de ellos con un arco producido entre el electrodo no consumible de tungsteno y la pieza. Generalmente se realiza con un solo electrodo pero se la puede realizar con multiples electrodos. La protección del electrodo y de la zona de soldado se la obtiene por gas o mezcla de gases inertes.

La Fig. 20 grafica la posición del porta-electrodo, la salida del gas de protección, el electrodo, la pieza y el arco de soldadura.

La Fig. 21 esquematiza los elementos básicos del equipo usado para este proceso. La mayoría de los equipos generalmente usan:

- 1) La fuente de poder.
- 2) El porta-electrodo y el electrodo de tungsteno.
- 3) Los controles y el suministro del gas de protección.

Entre los accesorios utilizados se pueden anotar:



BIBLIOTECA

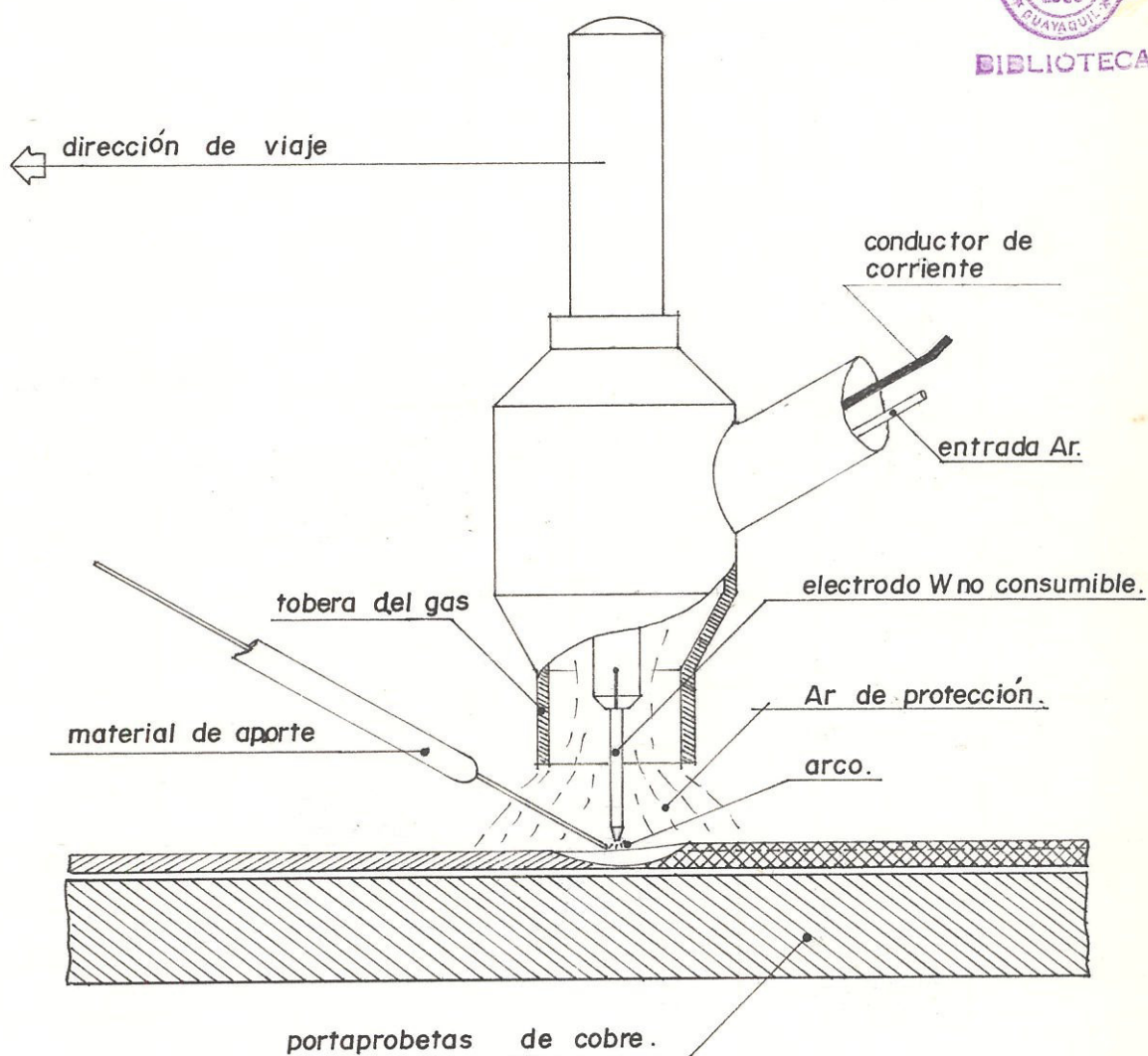


FIG # 20 ESQUEMA DEL PORTAELECTRODO - PIEZA EN SOLDADURA
TIG. (II).

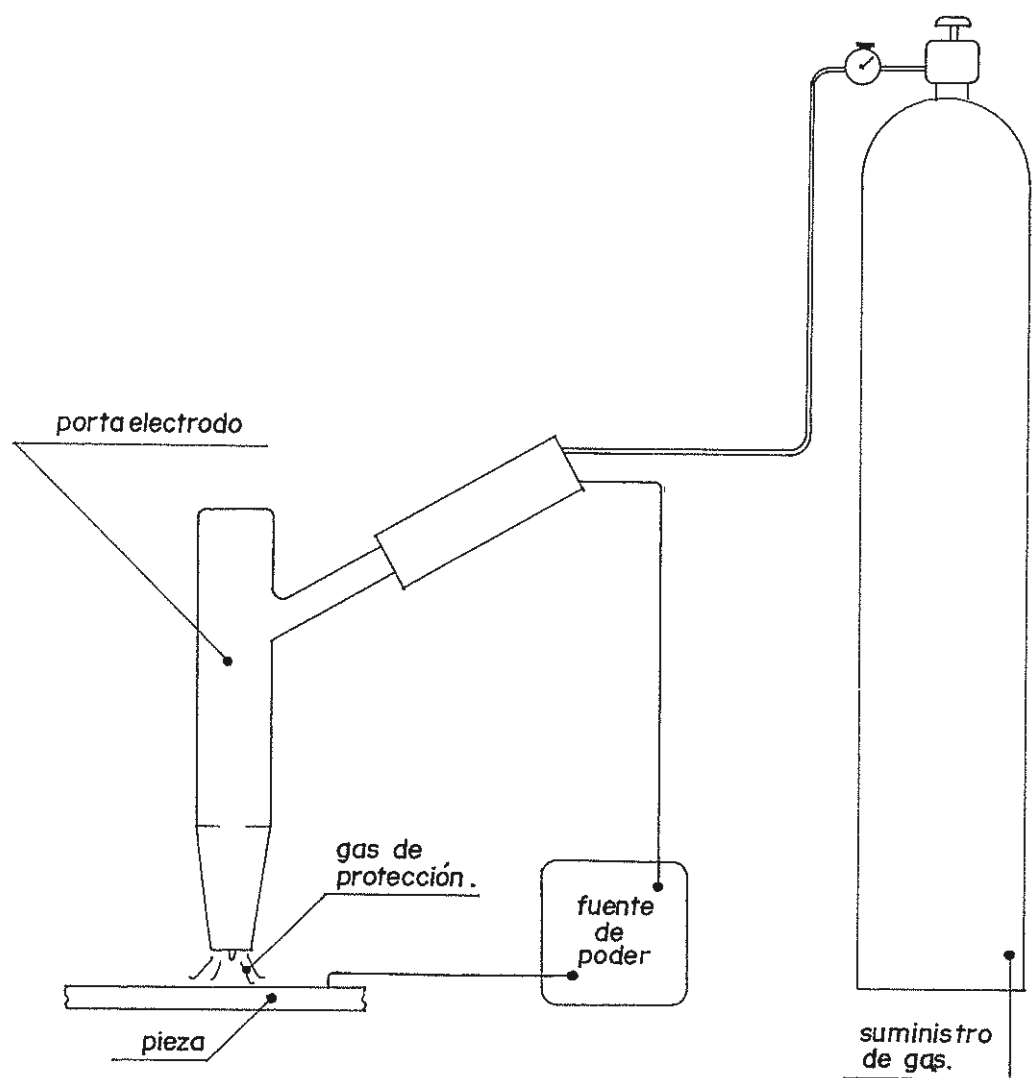


FIG. # 21 EQUIPO DE SOLDADURA TIG.(II).

- a) Reostato de pie, el cual permite el paso de corriente y por tanto el encendido del arco lejos de la máquina.
- b) Sistema de enfriamiento por agua el cual permite mantener refrigerado el porta-electrodo.
- c) Sistema de regulación de la intensidad de corriente utilizada, inherente a la máquina.
- d) Un cabezal automático de velocidad el cual desplaza el porta-electrodos con sus elementos de acuerdo a la regulación.

El principio de operación del proceso de soldadura TIG es como sigue :

El calor es producido por un arco eléctrico entre el electrodo no consumible y la pieza a ser soldada. El electrodo utilizado para transportar la corriente puede ser de tungsteno puro o una aleación de tungsteno. La zona calentada por el arco, el metal fundido y el electrodo de tungsteno son protegidos de la atmósfera por una manta de gas inerte alimentada a través del porta-

electrodo. La soldadura se realiza una vez que las piezas se han fundido y ya juntas solidifican.

El arco eléctrico es producido por el paso de la corriente a través del gas de protección ionizado. Los átomos ionizados pierden electrones y son dejados con una carga positiva.

Los iones positivos del gas fluyen del polo positivo al negativo del arco. Se utiliza soldadura con corriente directa, electrodo negativo, generando la mayor cantidad de calor en la pieza, puesto que ésta es la meta de los electrones.

El porta-electrodo se mantiene perpendicular a la pieza a diferencia del caso manual en el cual se lo inclina 15 grados hacia atrás del movimiento del arco.

4.2.2 ELECTRODO DE TUNGSTENO. (10)

La Tabla X da las especificaciones de los electrodos de Tungsteno generalmente utilizados en este proceso de soldadura.

T A B L A X

ESPECIFICACIONES DE LOS ELECTRODOS DE TUNGSTENO. (10)

Clasificación A W S	W % min.	Th %	Zr %	Total otros elementos % máx.
EWp	99.5	-----	-----	0.5
EWTh-1	98.5	0.8-1.2	-----	0.5
EWTh-2	97.5	1.7-2.2	-----	0.5
EWTh-3	98.95	0.3-0.5	-----	0.5
EWZr	99.2	-----	0.1-0.4	0.5

Los electrodos de tungsteno con uno o dos por ciento de Thorio son superiores a los electrodos de tungsteno puro en algunos aspectos. Ellos tienen mayor emisividad de electrones, mayor capacidad de transporte de corriente, mayor vida y resistencia a la contaminación. Con estos electrodos, el encendido del arco es mas fácil y estable. Los electrodos que poseen Zirconio tienen propiedades que generalmente caen entre aquellas de los electrodos puros y los que contienen Thorio.

4.2.3 SISTEMA DE AVANCE AUTOMATICO.

El sistema de avance automático logrado para el arco, se lo obtiene del cabezal automático de una máquina de arco sumergido. Esto provee desplazamiento automático en el sentido de viaje del porta-electrodo así como en un plano perpendicular a él. El sistema automático se muestra en la Fig. 22.

4.2.4 GAS DE PROTECCION.

Gases inertes como el Argón y Helio se utilizan para este tipo de soldadura. El

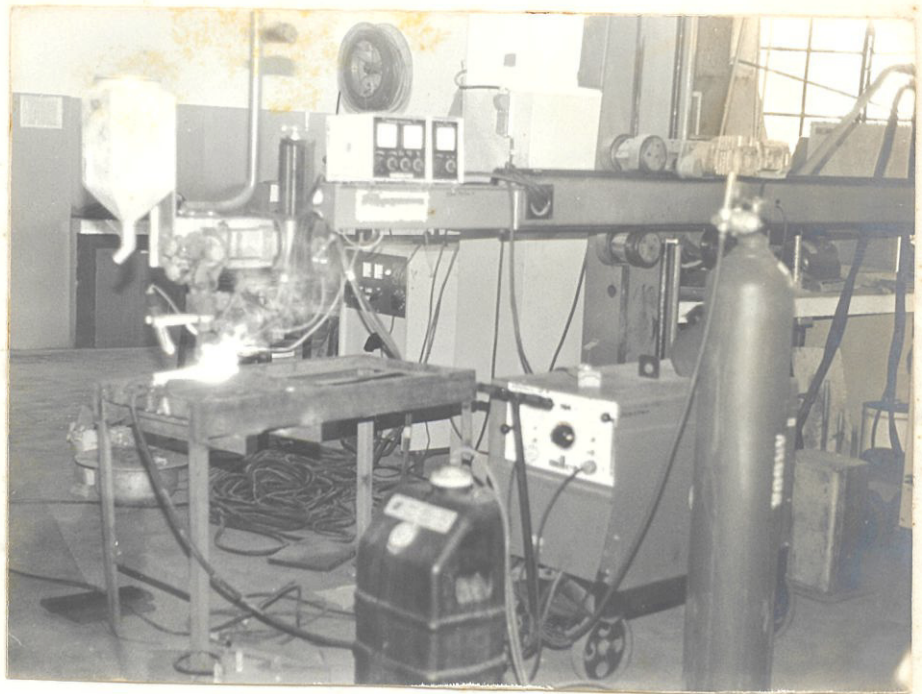


FIG. # 22 SISTEMA DE AVANCE AUTOMATICO.

Neón, Xenón y Kriptón también gases inertes no son empleados por su escasez y su alto costo. De los gases reactivos han encontrado uso el Hidrógeno y Nitrógeno. El Hidrógeno es añadido al Helio y al Argón en pequeñas cantidades para soldaduras de acero inoxidable. El Nitrógeno es a veces añadido al Argón para la unión del cobre y aleaciones de cobre.

Por su relativo bajo costo y por la siguientes ventajas el Argón es mas utilizado que el Helio :

- a) Acción de arco más estable y lisa.
- b) Menores voltajes de arco para específicos valores de corriente y longitud de arco.
- c) Mayor acción de limpieza especialmente con corriente alterna.
- d) Menor costo y mayor disponibilidad.
- e) Menores razones de flujo para buenas protecciones.
- f) Mayor resistencia al arraste transversal.
- g) Encendido de arco mas facil.

El Argón es un gas mono-atómico pesado con

un peso atómico de 40. Es obtenido de la atmósfera por licuefacción del aire.

La efectividad de protección de la soldadura viene dada por la densidad del gas. El Argón es aproximadamente 1.3 veces mas pesado que el aire y 10 veces mas pesado que el Helio. Por su peso el Argón después de dejar el porta-electrodo forma un manto sobre el área de soldadura. El Helio debido a que es liviano tiende a elevarse de un modo turbulento alrededor de la antorcha. Trabajos experimentales han demostrado que para producir igual efectividad de protección el flujo de Helio debe ser de 2 a 3 veces el del Argón.

Relaciones V vs. I para el Argón y el Helio son ilustradas en la Fig. 23. Del gráfico se puede ver que para bajas intensidades de corriente el voltaje necesario con Argón es menor que con Helio a pesar de que con Helio el calor disponible es mucho mayor.

4.3 PORTA-PROBETAS.

El porta-probetas utilizado es de acero de transmisión con dos guías labradas en su cuerpo

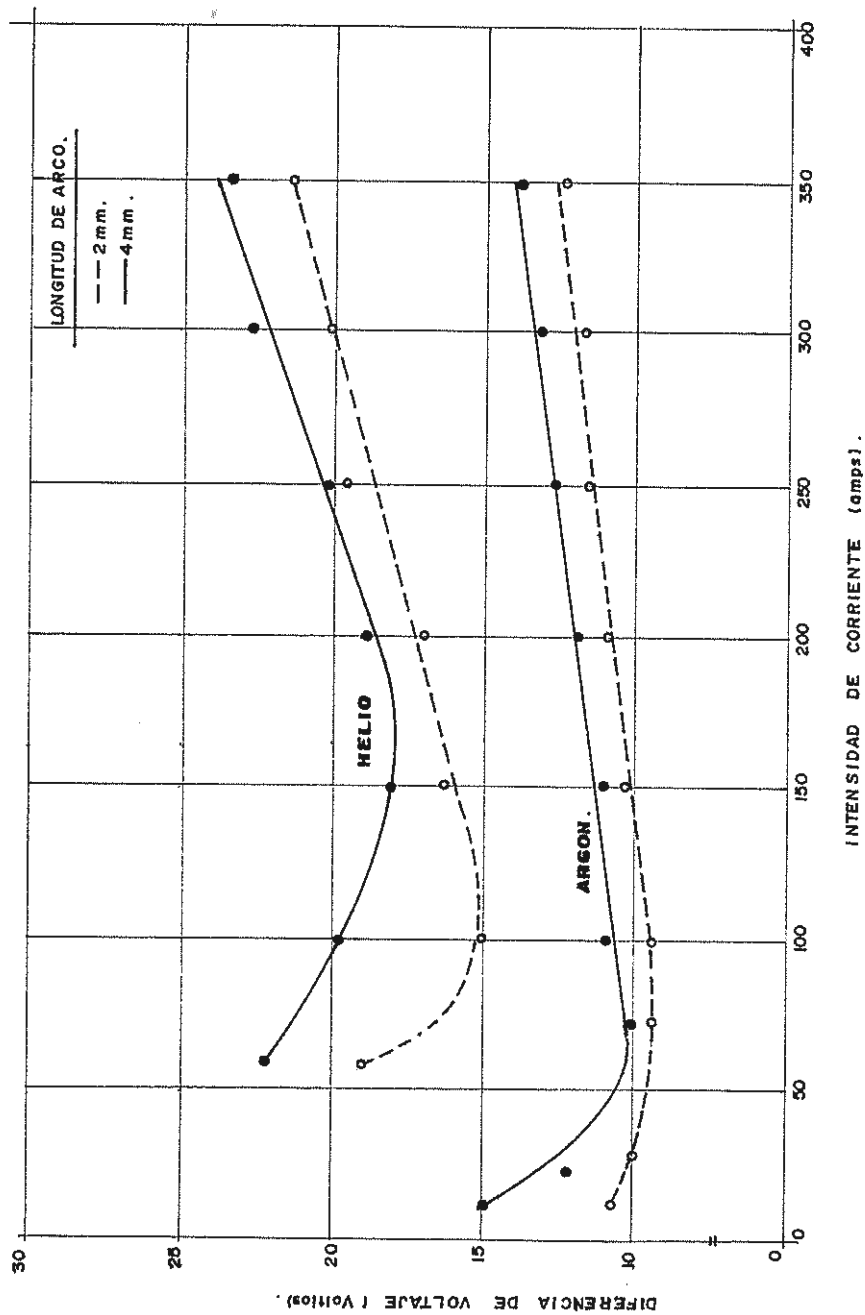


Fig.23. - RELACIONES VOLTAJE vs.INTENSIDAD DE CORRIENTE PARA **Ar** Y **He** (10)

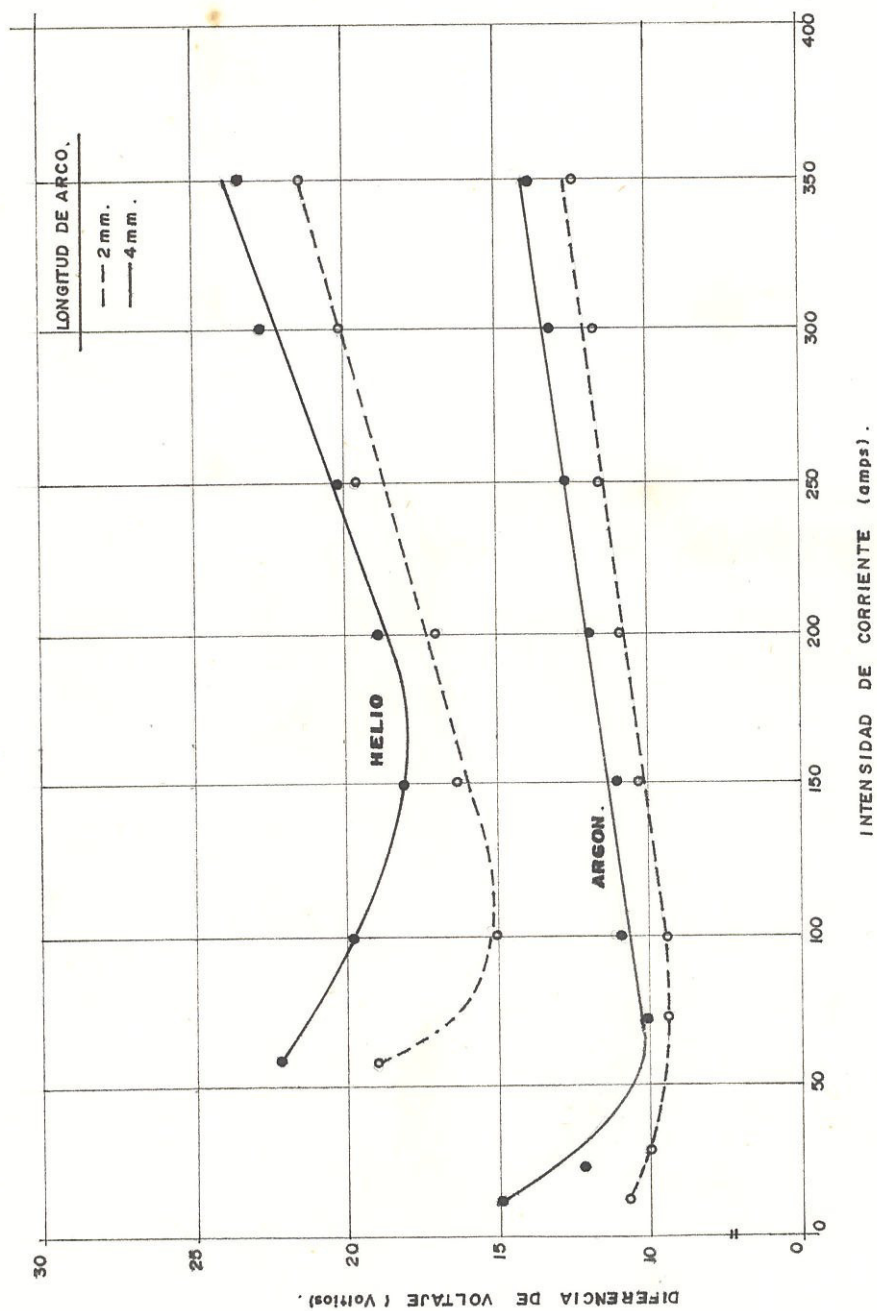


Fig.23.- RELACIONES VOLTAJE vs.INTENSIDAD DE CORRIENTE PARA **Ar** Y **He** (10)

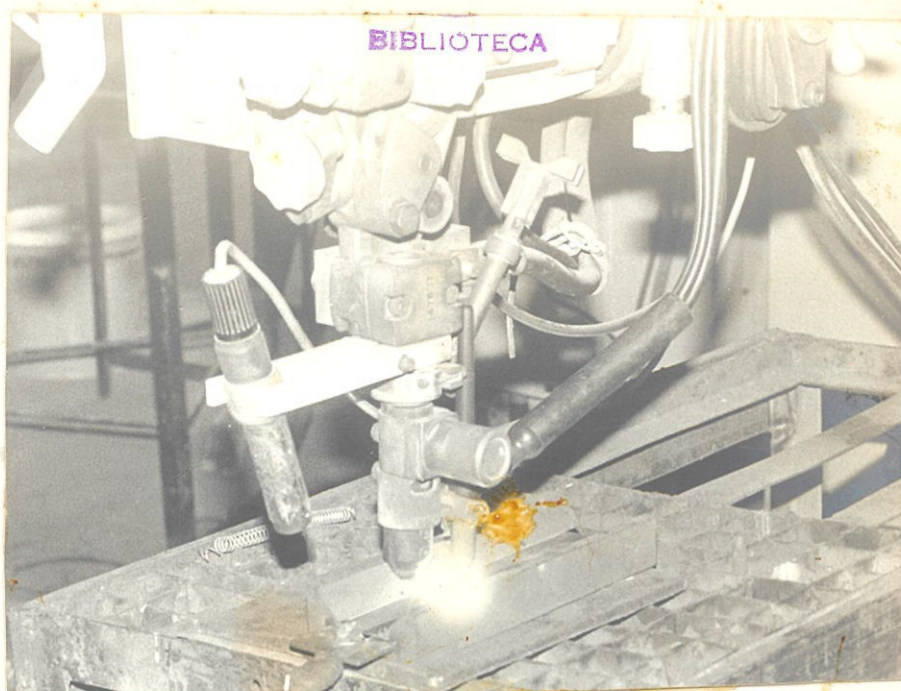
para albergar el disipador de calor de cobre y la platina de acero inoxidable. Además en sus caras están labrados dos biseles que facilitan el desplazamiento del porta-electrodos al realizar el cordón. Las Figs. 24 y 25 nos muestran el porta-probetas.

4.4 SECUENCIA DE TRABAJO EN ELABORACION DE PARTE EXPERIMENTAL

Utilizando los equipos y accesorios descritos anteriormente se realizaron pruebas de soldadura empleando en cada una de ellas diferentes parámetros de intensidad de corriente y de velocidad de soldadura. Obtenidas las probetas, éstas eran atacadas químicamente para luego realizar en ellas un análisis metalográfico, el cual proporcionaría los datos necesarios para establecer mediante gráficos zonas en las cuales se presenta un mismo tipo de comportamiento y además determinar los parámetros en los cuales se pueden obtener cordones de soldadura sanos.

4.5 ATAQUE QUIMICO.

Todas las probetas luego de ser soldadas son sumergidas en un baño de 15% de Acido Nítrico mas 5% de Acido Fluorhídrico mas 80% de metanol durante 15 min.. Luego son limpiadas para eliminar el óxido presente en su superficie. Posteriormente se lavan



BIBLIOTECA

FIGS. # 24 - 25 ESQUEMA DEL PORTA-PROBETAS.

con agua pura que fluye continuamente a temperatura ambiente y se secan para su futuro análisis al microscopio. El reactivo utilizado es suficiente para remover óxidos, impurezas y para observar la micro-estructura del metal.

4.6 ANALISIS METALOGRAFICO.

Se utilizan dos técnicas metalográficas observación:

- 1.- Microscopio óptico utilizando aumentos de 75X, 150X, 300X.
- 2.- Macroscopio Stereo utilizando aumentos hasta 32X.

Primero se realiza un análisis con el macroscopio Stereo para poder observar la macro-estructura del metal y realizar lecturas de las discontinuidades de mayor tamaño.

Luego se utiliza el microscopio óptico con objeto de determinar plenamente el tipo de defecto cuando éste es muy pequeño o hay dudas en cuanto a su configuración.

El tamaño de los defectos es obtenido por



BIBLIOTECA

comparación con la dimensión total de la zona de observación para cada aumento independientemente.

Los factores de descriminación de las discontinuidades utilizados son los siguientes :

Cavidades onduladas	Número/mm.
Grietas	Longitud.
Cráteres	Diámetro.
Mordeduras	Longitud.
Jorobas	Longitud.

C A P I T U L O V

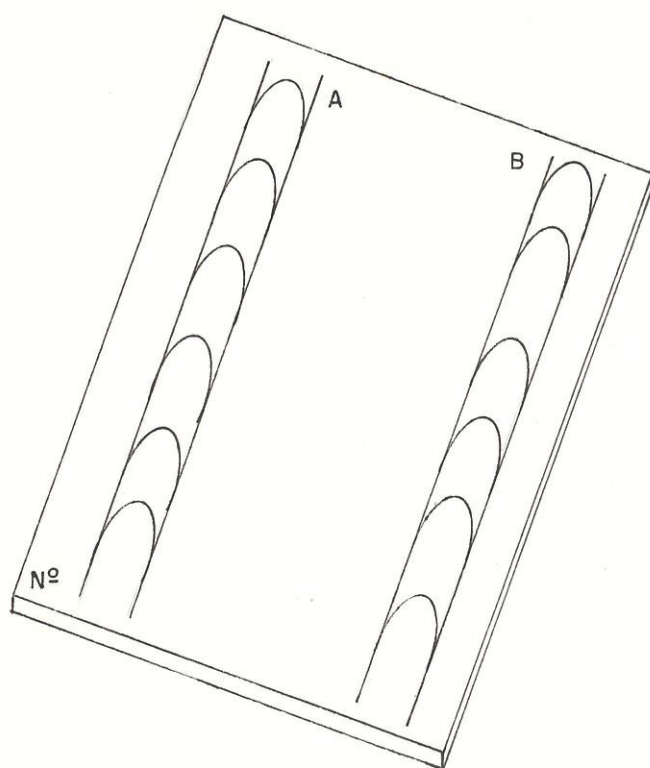
RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1 IDENTIFICACION DE PARAMETROS.

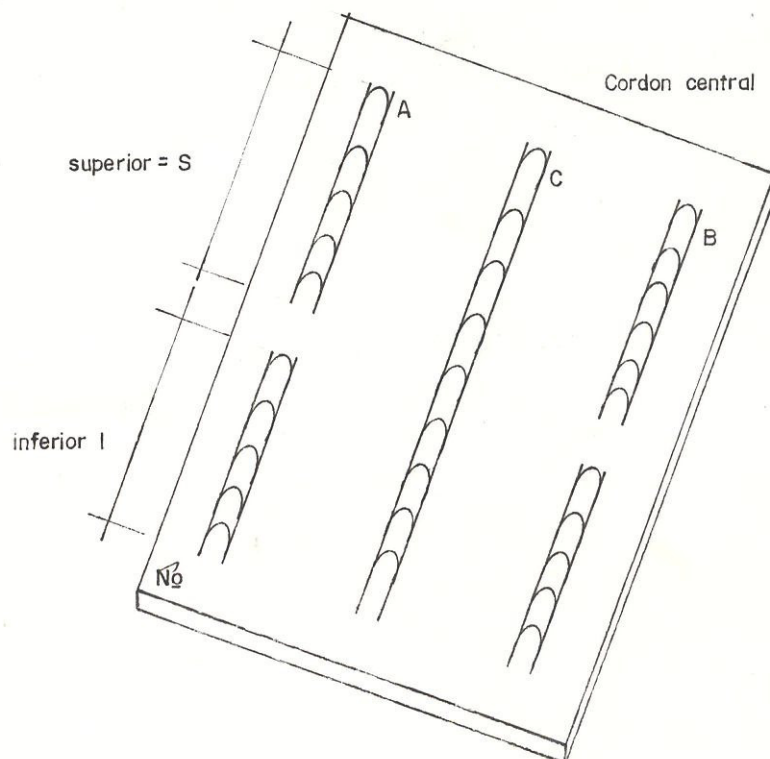
Todas las probetas fueron identificadas con un número ubicado en la parte inferior-izquierda y con las letras A y B ubicadas en la parte superior izquierda y derecha respectivamente, como se muestra en la Fig. 26A, dandonos esto la posibilidad de realizar dos cordones de soldadura cada uno con parámetros diferentes. En algunos casos cuando las condiciones de trabajo lo permitían o requerían uno o mas de dos cordones se realizaban; éstos se identificaron según su posición en la probeta, cuyas zonas se señalan e identifican en Fig. 26B. En Tabla XI se identifican cada cordón con sus parámetros de soldadura.

5.2 LECTURA DE PROBETAS.

El análisis del cordón soldado de cada probeta se lo realizó macro-microscopicamente.



a) UBICACION GENERAL DE CORDONES



b) UBICACION DE CORDONES EN CASO DE UTILIZACION DE ZONAS

FIG. # 26 DENDOTACION DE PROBETAS.

T A B L A X I

PARAMETROS DE SOLDADURA E IDENTIFICACION DE PROBETAS

DENOTACION				INTENSIDAD	VELOCIDAD
				- Amp -	mm / min
1	A	I		40	50
1	A	S		50	50
1	B	I		80	50
1	B	S		100	50
2	A	I		40	400
2	A	C		60	400
2	B			80	400
3	A			120	400
3	B			100	400
4	A	I		40	100
4	A	S		80	100
4	B	I		120	100
4	B	S		150	100
5	A	I		40	200
5	A	S		80	200
5	B	I		60	200
5	B	S		70	200
6	A	S		50	300
7	A	I		200	50
7	A	S		200	100
7	B	S		200	300
8	A			100	800
8	C			150	800
9	A			120	600
9	B	I		150	600
9	B	S		200	600
10	B			170	600
11	B	C		200	800
12	A	I		40	1200
12	A	S		100	1200
12	B	I		150	1200
12	B	S		200	1200
13	A	I		45	2000
13	A	S		100	2000
13	B	C		45	2400
14	A	I		60	2400
14	A	S		80	2400
14	C			30	2000
14	B			40	2000
15	A	S		30	1600
15	B	I		30	1400
16	A			30	1000
16	B	I		40	600

T A B L A X I (Continuacion.)

PARAMETROS DE SOLDADURA E IDENTIFICACION DE PROBETAS

DENOTACION				INTENSIDAD	VELOCIDAD
				- Amp -	mm / min
16	B	C		30	400
16	B	S		30	800
17	B			150	50
18	A	I		60	300
18	A	S		100	300
18	B			150	300
19	A			110	400
19	B			140	500
20	A			70	100
20	B			140	300
21	B			210	50
22	A			150	400
23	A			150	700
23	B			150	900
24	A			200	400
24	B			200	900
25	A			150	200
25	B			175	250
26				200	200
27				170	750
28				190	250
29				25	300
30				190	50
31				180	300
32				195	100
33				210	250
34				190	220
35				180	250
41				190	400
42				190	2000
43				190	1000
44				180	800

Se utilizó macroscopio para identificar aquellos defectos grandes fácilmente visibles tales como las jorobas y microscopio para observar defectos de menor magnitud tales como cavidades onduladas, cráteres, etc. El rastreo de defectos se lo hace tanto en la superficie del cordón como en su raíz. Las únicas grietas observadas están ubicadas en la raíz. Los reportes de inspección para cada probetas se muestran a continuación.

PROBETA : 1 A I	I = 40 Amp.
	v = 50 mm/min.
Completa penetración.	
Se presenta muy poca cantidad de cavidades ondulares dispersas hacia los lados del cordón siguiendo las líneas de solidificación.	
Su número aproximado es de 1 cavidad por mm. y se muestran muy poco profundas, casi planas.	

PROBETA : 12 B S	I = 200 Amp.
	v = 1200 mm/min.
Penetración completa.	
Se encuentra gran cantidad de mordeduras de 0.6 mm. de ancho, no continuas y que se desplazan hacia el centro.	
Se presentan jorobas de 1.4 mm. de largo dispersas en el centro del cordón.	
Se presentan cubiertas de óxido que les da una coloración negro.	

PROBETA : 1 A S	I = 50 Amp.
	v = 50 mm/min.
Completa penetración.	
En estos parámetros se presentan cavidades ondula	
res planas dispersas, ubicadas en las líneas de	
solidificación hacia los bordes del cordón	
Su número aproximado es de 3 cavidad por mm.	

PROBETA : 9 A	I = 120 Amp.
	v = 600 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan corobas cubiertas de un óxido que	
les da una coloración oscura, negra.	
Estas jorobas tienen una longitud aproximada de	
0.8 mm.	
Se presentan además mordeduras no continuas a am	
bos lados del cordón de 0.3 mm. de ancho.	

PROBETA : 1 B I	I = 80 Amp.
	v = 50 mm/min.
Por la baja velocidad de soldadura en ciertas zonas de la raíz se presentan ligerísimas descolgaduras .En estas se presentan grietas transversales pequeñas y numerosas.	
Existe la presencia de gran cantidad de cavidades ondulares. Su número es de 5 por mm. La ubicación de estas es siguiendo las líneas de solidificación del cordón y hacia sus bordes.	

PROBETA : 1 B S	I = 100 Amp.
	v = 50 mm/min.
En esta probeta se presentan formaciones tipo cordón en la raíz a manera de ligeras descolgaduras. Acompañando a estas ligeras descolgaduras se presentan ligeras grietas transversales que nacen en los bordes.	
Innumerables cavidades ondulares de pequeña magnitud se presentan siguiendo las líneas de solidificación del cordón, principalmente hacia los bordes. Su número aproximado es de 8 cavidades por mm.	

PROBETA : 2 A I	I = 40 Amp.
	v = 400 mm/min.
Incompleta penetración.	
Para estos parámetros el calor del arco suministra	
do es insuficiente para fundir todo el material de	
la probeta.	
La raíz se presenta intacta, es decir ni siquiera	
muestra un cambio en la coloración.	

PROBETA : 5 A I	I = 40 Amp.
	v = 200 mm/min.
Penetración Incompleta.	
Para estos parámetros el calor del arco a afecta -	
do en forma considerable todo el material de la	
probeta incluyendo el de la raíz.	
Vale recalcar que para estos parámetros no se pre-	
sentan cavidades ondulares	
Además la fusión total o penetración completa es	
inminente para un ligero incremento de la intensi-	
dad de corriente.	

PROBETA : 2 B	I = 80 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa Penetración.	
Se presenta un ligero cambio de color en la raíz	
del cordón, que una vez analizado presenta la	
total fusión del material del cordón.	
Se presentan muy pocas cavidades ondulares.	

PROBETA : 2 A C	I = 60 Amp.
	v = 400 mm/min.
Incompleta Penetración.	
El valor muy bajo de la intensidad de corriente	
sumado a la ligeramente alta velocidad induce a	
que la cantidad de calor del arco sea insuficiente	
para fundir todo el espesor del material.	
Se presenta un ligero cambio de color en la raíz	
del cordón ; amarillo claro.	

PROBETA : 3 A	I = 120 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa Penetración.	
Existen numerosas cavidades ondulares ubicadas en la parte baja de las líneas de solidificación, casi planas y pequeñas. Aproximadamente 9 cavidades por mm.	
Se presentan ligeras mordeduras de aproximadamente 0.5 mm de ancho, no continuas y distribuidas a ambos lados del cordón.	
Se presentan también jorobas de aproximadamente 0.8 mm de largo, cubiertas de un óxido negro.	

PROBETA : 3 B	I = 100 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa Penetración.	
Se presentan pequeñas mordeduras en los bordes del cordón que tienen hacia el centro, no continuas, casi planas, de aproximadamente 0.2 mm de largo.	
Asociadas a estas mordeduras se presentan acumulaciones de material en el centro del cordón tipo joroba de forma agusanada cubiertas de un óxido negro.	
La mayor dimensión de las jorobas es de aproximadamente 0.4 mm de largo.	

PROBETA : 4 B S	I = 150 Amp.
	v = 100 mm/min.
Penetración Completa.	
La elevada corriente que se utiliza para formar	
este cordón genera gran cantidad de cavidades	
ondulares en los bordes y parte media entre el cen	
tro y el borde del cordón.	
Se presentan aproximadamente 12 cavidades por mm.	

PROBETA : 5 A S	I = 80 Amp.
	v = 200 mm/min.
Penetración completa.	
Se presenta gran cantidad de cavidades ondulares	
de muy poca profundidad, muy pequeña ubicadas so-	
lamente hacia los bordes del cordón.	
Se encuentra aproximadamente 4 por mm.	

PROBETA : 5 B I	I = 60 Amp.
	v = 200 mm/min.
Completa Penetración.	
Casi no existe la presencia de cavidades ondulares tanto en los bordes como el resto del cordón.	
Las pocas cavidades ondulares presentes son casi planas.	
Su número es de 1 por mm.	

PROBETA : 5 B S	I = 70 Amp.
	v = 200 mm/min.
Completa Penetración.	
La presencia de cavidades ondulares se restringe tan solo a los bordes del cordón, en las líneas de solidificación.	
El número presente es de 1 por mm.	
Se presentan casi planas difíciles de distinguir.	

PROBETA : 6 A 5	I = 50 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa Penetración.	
Se presenta un cambio de color en la raíz del cordón, mostrándolo con una tonalidad café oscuro con bordes amarillos.	
Estos parámetros muestran que un ligero incremento en la intensidad de corriente o decremento en la velocidad de soldadura produce la completa penetración.	

PROBETA : 4 A I	I = 40 Amp.
	v = 100 mm/min.
Completa Penetración.	
No se presentan para estos parámetros cavidades ondulares.	
El color de la raíz del color es negro con bordes café oscuro.	
No se presentan otros defectos.	

PROBETA : 7 A S	I = 200 Amp.
	v = 100 mm/min.
Se presenta gran cantidad de grietas transversales macroscópicas en el centro del cordón, combinada con cavidades ondulares.	
Algunos agujeros macroscópicos transversales a la dirección del cordón.	
En estos parámetros tenemos gran formación de agujeros.	

PROBETA : 7 A I	I = 200 Amp.
	v = 50 mm/min.
Gran cantidad de cráteres centrales de 1 mm de diámetro, cráteres tipo gusano largo de 5 mm de largo.	
Fuertes mordeduras que nacen en la línea borde del cordón y se propagan hacia el centro, coincidiendo muchas de ellas con los cráteres tipo gusano, formando un sólo gran agujero.	
En estos parámetros tenemos formación de agujeros.	

PROBETA : 7 B S	I = 200 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa Penetración.	
Se presentan gran cantidad de cavidades ondulares tanto en los bordes del cordón como en su centro, estas son profundas y grandes, muy numerosas hacia los bordes del cordón.	
Existen aproximadamente 18 cavidades por mm.	
Se presentan cráteres en el centro del cordón, de 0.1 mm de diámetro.	
Se presenta elevada cantidad de jorobas negras de hasta 2 mm de largo.	

PROBETA : 9 B I	I = 150 Amp.
	v = 600 mm/min.
Completa penetración.	
Casi no existen cavidades ondulares. Son planas, a proximamente 1 por mm.	
Se presentan escasos cráteres centrales de aproximadamente 0.07 mm de diámetro.	
Se presentan jorobas centrales tipo agusanado de 1 mm. de largo.	
Se presenta gran cantidad de mordeduras laterales de aproximadamente 0.06 mm de largo y 0.3 mm de ancho, separadas y distribuidas a ambos lados.	



BIBLIOTECA

PROBETA : 8 C	I = 150 Amp.
	v = 800 mm/min.
Completa Penetración.	
Se presentan mordeduras continuas a lo largo de ambos bordes del cordón.	
La longitud de estas es 1 mm. Se encuentran también jorobadas de 0.7 mm de largo ubicadas en los bordes e inclinadas hacia el centro del cordón.	
Estas están cubiertas de un óxido que les dan una coloración negra.	

PROBETA : 8 A	I = 100 Amp.
	v = 800 mm/min.
Incompleta penetración.	
En esta probeta el cordón raíz presenta una coloración amarilla clara.	
El análisis muestra la presencia de mordeduras de 0.3 mm de ancho, casi continuas a lo largo de ambos cordones.	
Se presentan además jorobas de 0.6 mm de largo, ubicadas en el centro del cordón.	

PROBETA : 9 B S	I = 200 Amp.
	v = 600 mm/min.
Completa Penetración.	
Casi no se presentan cavidades ondulares aunque aquellas presentes son profundas. Se encuentra dos cavidades por mm. Se presentan ciertos cráteres centrales de 0.3 mm de diámetro.	
A lo largo del cordón se presentan tan solo dos jorobas, tipo agusanado teniendo hacia los bordes cubierta de óxido de 1.6 mm de largo.	
Se presentan algunas mordeduras no continuas de 0.5 mm de largo.	

PROBETA : 10 B	I = 170 Amp.
	v = 600 mm/min.
Completa penetración.	
En esta probeta no se presentan cavidades ondulares. Los cráteres presentes son pequeños de aproximadamente 0.7 mm de diámetro.	
Las mordeduras presentes son pequeñas están separadas, de aproximadamente 0.3 mm de largo.	
Se presenta en el centro una joroba de 2.5 mm de largo aunque las restantes se mantienen de 1.3 mm de largo.	

PROBETA : 12 A I	I = 40 Amp.
	v = 1200 mm/min.
Incompleta penetración.	
Para estos parámetros el elevado valor de la velocidad combinado con la baja intensidad de corriente impide que la cantidad de calor sea la suficiente para fundir todo el material.	
Más aún no se presenta ningún cambio de color en la raíz.	

PROBETA : 11 B C	I = 200 Amp.
	v = 800 mm/min.
Completa penetración.	
No se presentan cavidades ondulares.	
Se presentan pocos cráteres centrales de 0.1 mm de diámetro.	
En el centro se encuentran jorobas agusanadas que tienen hacia los bordes cubiertas de un óxido negro de 1.2 mm de largo.	
Se presentan mordeduras no continuas de 0.4 mm de largo.	

PROBETA : 12 A S	I = 100 Amp.
	v = 1200 mm/min.
Penetración Incompleta.	
En esta probeta el efecto de la velocidad de soldadura es mayor que aquel que produce la intensidad de corriente.	
Se logran observar pequeñas mordeduras discontinuas a ambos lados del cordón.	
Se presentan también jorobas centrales.	

PROBETA : 12 B I	I = 150 Amp.
	v = 1200 mm/min.
Penetración incompleta.	
Se logran observar fuertes mordeduras a ambos lados del cordón como un defecto continuo.	
La longitud aproximada de las mordeduras es de 0.9 mm.	
También se presentan jorobas centrales grandes de 1 mm de largo.	

PROBETA : 13 A I	I = 45 Amp.
	v = 2000 mm/min.
Se puede decir que estos parámetros son limitrofes	
de la zona no fusión-penetración incompleta por el	
modo en que se presenta la superficie, esto es zo-	
nas de fusión que muestran un cordón desarrollado	
aunque de pequeñas dimensiones y zonas sin fusión.	

PROBETA : 30	I = 190 Amp.
	v = 50 mm/min.
Se presenta un agujero general para todo el cordón	
de 0.3 mm de profundidad en cuyo fondo aparecen	
cráteres centrales macroscópicos combinados con	
mordeduras.	
Se presentan además ligeras descolgaduras en el	
cordón raíz el cual también muestra cráteres y mor-	
deduras.	
En estos parámetros tenemos formaciones de agujer-	
os.	

PROBETA : 13 B C	I = 45 Amp.
	v = 2400 mm/min.
En estos parámetros se inicia la fusión del metal	
presentandose además cierta acumulación del mate-	
rial en el centro del cordón.	
Los dos lados de la zona afectada por el calor pre-	
sentan cambios en su color.	
Esta probeta diferencia la zona de parámetros de	
no fusión y penetración incompleta.	

PROBETA : 32	I = 195 Amp.
	v = 100 mm/min.
Esta probeta presenta a lo largo de todo el cor-	
don fuertes mordeduras continuas.	
Estas mordeduras son tan intensas que atraviesan	
transversales el cordón formando un agujero gran-	
de atravez de él.	
Estos parámetros corresponden a formación de agu-	
jeros.	

PROBETA : 15 B I	I = 30 Amp.
	v = 1400 mm/min.
Aunque la velocidad de soldadura es menor que aque-	
lla de la probeta 15 A S aún es suficiente para que	
combinada con el bajo amperaje no logre la fusión	
del acero.	
Sin embargo se presenta un ligero obscurecimiento	
en la superficie.	
Esta probeta no presenta ninguna fusión.	

PROBETA : 16 A	I = 30 Amp.
	v = 1000 mm/min.
La consiguiente disminución de la velocidad respec-	
to a la probeta 15 B I aumenta ligeramente el	
tiempo de permanencia del calor sobre la superficie	
de la probeta y aunque no logra su fusión una colo-	
ración obscura se presenta a lo largo de la probe-	
ta.	
Esta probeta no presenta ninguna fusión.	

PROBETA : 16 B C	I = 30 Amp.
	v = 400 mm/min.
El inicio de la fusión es evidente bajo estos parámetros.	
La superficie se ve afectada en ambos lados del	
La superficie se ve afectada en ambos lados del	
cordón aunque la penetración no es total.	

PROBETA : 25 B	I = 175 Amp.
	v = 250 mm/min.
Completa penetración.	
Existe gran cantidad de cavidades ondulares hacia	
los bordes del cordón. Aproximadamente 10 por mm.	
Se observan formacion-s dendríticas de ferrita en	
una matriz austenítica.	
Se presentan cráteres de 0.3 mm de diámetro.	
Se presentan fuertes mordeduras de 1.2 mm de largo	
en todo el cordón.	
Se observan jorobas centrales de 1.5 mm de largo.	

PROBETA : 17 B	I = 150 Amp.
	v = 50 mm/min.
Completa penetración.	
se presentan gran número de cavidades ondulares u-	
bicadas con mayor intensidad hacia los bordes del	
cordón siguiendo las líneas de solidificación.	
Su número es de 10 cavidades por mm.	

[illegible]

PROBETA : 18 A I	I = 60 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa penetración.	
En estos parámetros no se presenta ningún defecto.	
Sin embargo el inicio de la completa penetración	
es evidente por el color de la raíz del cordón el	
cual es café oscuro casi negro, con bordes azules	
oscuros.	

PROBETA : 13 A Z	I = 100 Amp.
	v = 2000 mm/min.
Incompleta penetración.	
Aunque el valor de la intensidad de corriente es	
alto, el efecto de la velocidad de soldadura es ma-	
yor.	
Se presentan pequeñas mordeduras asociadas con jo-	
robas negras en los bordes y centro del cordón res-	
pectivamente.	

PROBETA : 18 B	I = 150 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa penetración.	
Se observan en los bordes 4 cavidades ondulares por mm. La casi desaparición de éstas parece deberse a la presencia de grandes mordeduras en los bordes con un defecto continuo. Estas miden 0.6 mm de largo.	
Se observan jorobas centrales cubiertas de óxido de 1.1 mm de largo.	

PROBETA : 28	I = 190 Amp.
	v = 250 mm/min.
Completa penetración.	
Se observan en los bordes 16 cavidades ondulares por mm. Estas son grandes y se ubican tanto en los bordes como en el centro del cordón.	
Asociados a las calidades ondulares se encuentran grandes cráteres de hasta 4 mm de diámetro. Estos se ubican tanto en el centro como en los bordes del cordón.	
Se observan fuertes mordeduras continuas de 1.5 mm de largo.	

PROBETA : 19 B	I = 140 Amp.
	v = 500 mm/min.
Completa penetración.	
Se indica la formación de cavidades ondulares en la zona lateral del cordón.	
Existen la presencia de mordeduras casi continuas de 0.5 mm de largo.	
Se presentan jorobas centrales 0.1 mm de largo.	

PROBETA : 18 A S	I = 100 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa penetración.	
Se observan la presencia de cavidades ondulares muy pequeñas, casi planas solo en los bordes del cordón.	
Su número es de 5 por mm.	
se observan ligeras mordeduras discontinuas de 0.2 mm de largo en los bordes del cordón.	
Se observan poros.	

PROBETA : 20 B	I = 140 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan en los bordes 4 cavidades ondulares por mm.	
Existen mordeduras discontinuas de 0.4 mm de largo poco profundas en ambos bordes.	
Se observan jorobas centrales cubiertas de óxido negro de 0.1 mm de largo.	

PROBETA : 19 A	I = 110 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa penetración.	
Existen muy pocas cavidades ondulares casi planas en los bordes del cordón.	
Se observan jorobas centrales cubiertas de óxido negro de 0.6 mm de largo.	
Se presenta mordeduras mordeduras no continuas de 0.1 mm de largo. Asociadas a estas se presentan deslizamientos implícitos.	

PROBETA : 24 A	I = 200 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan jorobas centrales cubiertas de óxido negro de hasta 2.5 mm de largo. Nacen en los bordes y tienden hacia el centro.	
Se observan mordeduras continuas de 0.3 mm de largo.	
Se presentan cráteres centrales de 0.3 mm de diámetro.	
Se pudieron observar 10 cavidades ondulares por mm.	

PROBETA : 22 A	I = 150 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa penetración.	
Se observan 4 cavidades ondulares por mm.	
Se observan jorobas centrales cubiertas de óxido negro de 1.1 mm de largo.	
Se presentan mordeduras continuas de 0.6 mm de largo.	
Se presentan cráteres centrales y laterales de 0.07 mm de largo.	

PROBETA : 27	I = 170 Amp.
	v = 750 mm/min.
Completa penetración.	
No se observan cavidades ondulares.	
Existen cráteres de 0.05 mm de diámetro.	
Se encuentra fuertes mordeduras de 1 mm de largo	
como un todo continua a lo largo del cordón.	
Se presentan jorobas centrales cubiertas de óxido	
negro de 1.5 mm de largo.	

PROBETA : 24 B	I = 200 Amp.
	v = 900 mm/min.
Existen pequeños cráteres centrales de 0.05 mm de	
diámetro.	
Se observan mordeduras de 0.4 mm de largo, no con-	
tinuas prenetrando hacia el centro del cordón.	
Las mordeduras son numerosas y periódicas mante-	
niendo su separación de 1.5 mm.	
Se observan jorobas cubiertas de óxido negro de 1.5	
mm de largo por 0.5 mm de ancho.	

PROBETA : 31	I = 180 Amp.
	v = 300 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan aproximadamente 10 cavidades ondulares por mm, ubicadas hacia los bordes y el centro medio del cordón. Se presentan mordeduras continuas en ambos bordes con una longitud de hasta 1.2 mm.	
Además se encuentran algunas jorobas de 1.5 mm de largo en el centro del cordón.	
Se encuentran cráteres de hasta 0.5 mm de diámetro algunos de los cuales se intersecan con las mordeduras presentes.	

PROBETA : 29	I = 25 Amp.
	v = 300 mm/min.
En estos parámetros la fusión superficial del acero existe acompañada de zonas sin fusión a todo lo largo de la probeta.	
En las zonas fundidas se presentan cambios de color hacia la zona afectada por el calor.	
Esta probeta corresponde a parámetros límites de la zona no fusión-incompleta penetración.	

PROBETA : 33	I = 210 Amp.
	v = 250 mm/min.
En estos parámetros posiblemente debido a la alta intensidad de corriente se presenta un ligero agujero general de aproximadamente 0.5 mm de profundidad el cual origina en el cordón raíz una descolgadura de la misma magnitud.	
Las mordeduras en los extremos del cordón son grandes y de aproximadamente 7 mm de largo.	
En estos parámetros existe formación de agujeros.	

PROBETA : 34	I = 190 Amp.
	v = 220 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan cráteres de 0.4 mm de diámetro ubicados en el centro del cordón. Casi todos ellos presentan una zona de óxido oscura en el fondo rodeado de una matriz austenítica fácilmente distinguible en cuyos bordes presentan una zona delgada de ferrita.	
También se observan fuertes mordeduras.	

PROBETA : 35	I = 180 Amp.
	v = 250 mm/min.
Completa penetración.	
En esta probeta se observan cráteres ubicados en el centro del cordón de aproximadamente 0.3 mm de diámetro.	
Se observan también fuertes mordeduras a lo largo de todo el cordón de aproximadamente 1.3 mm de largo.	

PROBETA : 41	I = 190 Amp.
	v = 400 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan cavidades ondulares tanto en los bordes como en el centro del cordón, su número es de 11 cavidades por mm. Grandes mordeduras laterales continuas de 1.1 mm de largo.	
Se presentan jorobas centrales de 1.3 mm de largo cubiertas de óxido. Grandes cráteres centrales se presentan con un diámetro de 0.3 mm.	
En estos parámetros se observan formaciones dendríficas de ferrita en matriz austenítica.	

PROBETA : 42	I = 190 Amp.
	v = 2000 mm/min.
Incompleta penetración.	
Se observan mordeduras a lo largo de todo el cordón de 1.1 mm de largo.	
Parece ser que la gran velocidad anula el efecto del alto amperaje.	

PROBETA : 43	I = 190 Amp.
	v = 1000 mm/min.
Completa penetración.	
Se observan mordeduras a lo largo de todo el cordón de aproximadamente 0.4 mm de largo, no muy profundas.	
Se observa también formaciones tipo joroba en el centro del cordón cubiertas por óxido lo cual le da una apariencia negra. Miden 1.4 mm de largo.	

PROBETA : 44	I = 180 Amp.
	v = 800 mm/min.
Completa penetración.	
Se presentan pequeños cráteres centrales de 0.05	
mm de diámetro los cuales muestran una zona de ó-	
xido en el centro rodeado de una matriz austeniti-	
ca con ferrita en los bordes del cráter.	
En centro se encuentra jorobas negras de 1.4 mm	
de largo.	
Se presenta también mordeduras de 0.5 mm de largo,	
casi continuas.	

De las pruebas realizadas mediante el empleo de un diagrama I vs. v se determinaron las zonas correspondientes a cordones de soldadura con :

- 1.- Penetración Completa.
- 2.- Penetración Incompleta.
- 3.- No Fusión.
- 4.- Formación de Agujeros.

En las Tablas XII, XIII y XIV se muestran los parámetros para los cuales se observa diferencias en cuanto a la penetración de la soldadura, los cuales se gráficán en un diagrama I vs. v mostrado en la Fig. 17 como el Diagrama General de Penetración.

Una vez determinada la zona de Completa Penetración se desarrollo pruebas dedicadas a obtener todas las regiones de discontinuidades presentes en ella.

De las observaciones realizadas se puede determinar que los defectos que se presentan en mayor cantidad son los siguientes :

- 1.- Cavidades ondulares.
- 2.- Cráteres centrales y laterales.
- 3.- Mordeduras.
- 4.- Jorobas.

T A B L A X I I
PARAMETROS PARA NO FUSION

"	INTENSIDAD	"	VELOCIDAD	"
"		"		"
"	Amp.	"	mm/min.	"
"		"		"
"	45	"	2000	"
"	30	"	2000	"
"	45	"	2400	"
"	30	"	1600	"
"	30	"	1400	"
"	30	"	1000	"
"	40	"	600	"
"	30	"	800	"
"	30	"	400	"
"	25	"	300	"
"	45	"	2000	"

T A B L A X I I I
PARAMETROS PARA FORMACION DE AGUJEROS

"	INTENSIDAD	"	VELOCIDAD	"
"	Amp.	"	mm/min.	"
"		"		"
"	200	"	100	"
"	210	"	50	"
"	200	"	50	"
"	200	"	200	"
"	190	"	50	"
"	195	"	100	"
"	210	"	250	"
"		"		"

T A B L A X I V
PARAMETROS PARA PENETRACION INCOMPLETA

"	INTENSIDAD	"	VELOCIDAD	"
"	Amp.	"	mm/min.	"
"		"		"
"	60	"	400	"
"	40	"	400	"
"	40	"	200	"
"	50	"	300	"
"	100	"	800	"
"	100	"	2000	"
"	40	"	1000	"
"	190	"	2000	"
"	150	"	900	"
"	80	"	2400	"
"	150	"	1200	"
"	100	"	1200	"
"	60	"	2400	"
"		"		"

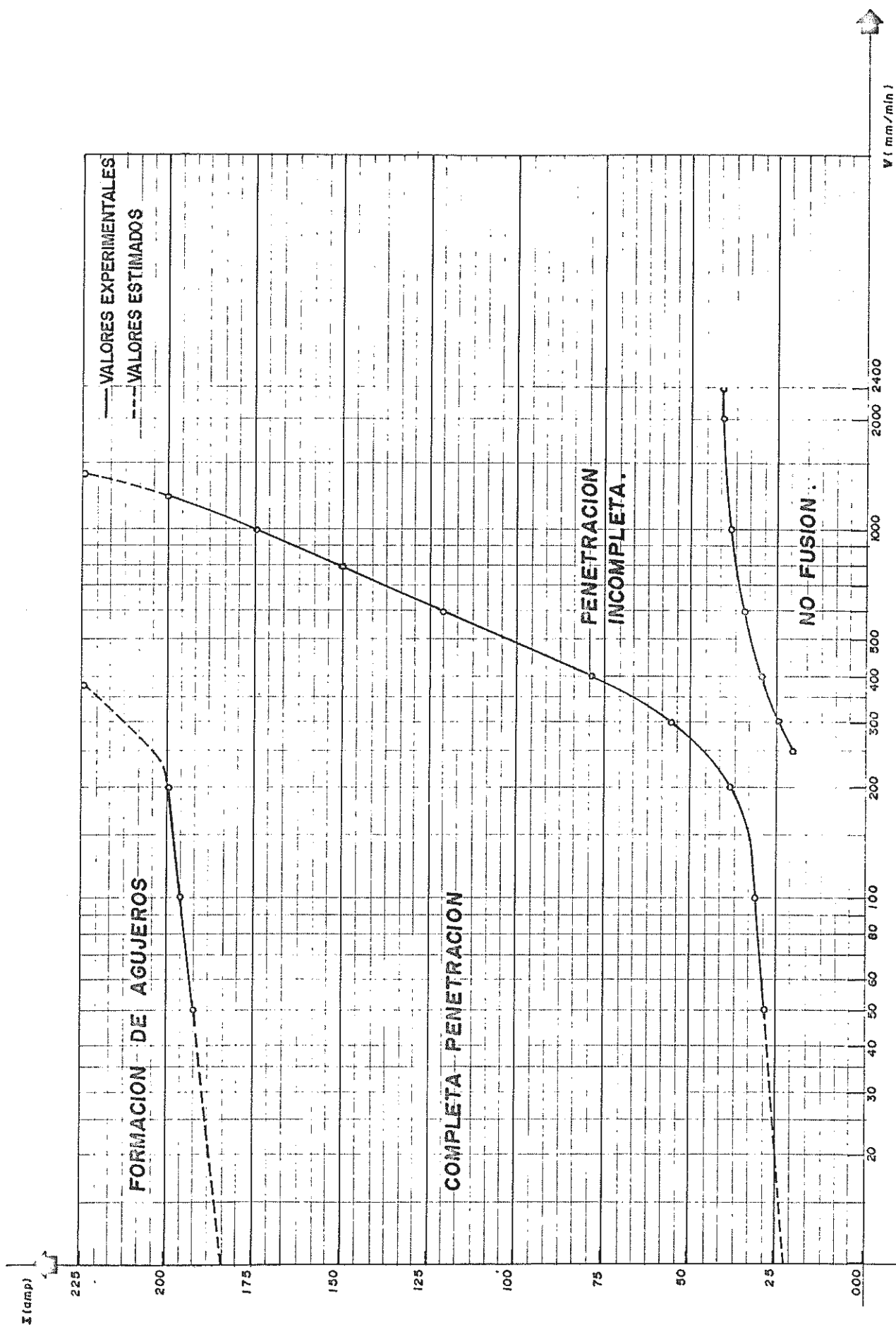


FIG. 27.- DIAGRAMA GENERAL DE PENETRACION.

En las Tablas XV, XVI, XVII y XVIII se muestran los parámetros para formación de los principales defectos observados en la Zona de completa penetración.

Las Fig. 28, 31, 38 y 41 grafican los parámetros de las Tablas anteriores en un Diagrama I vs v.

La Fig. 44 muestra el Diagrama General de Defectos.

T A B L A X V
PARAMETROS PARA CAVIDADES ONDULARES

INTENSIDAD	VELOCIDAD
Amp.	mm/min.
30	50
40	50
50	50
80	50
100	50
150	50
40	100
70	100
80	100
120	100
150	100
60	200
70	200
80	200
150	200
100	300
140	300
150	300
180	300
200	300
110	400
120	400
150	400
190	400
200	400
140	500
150	500
170	600
200	600
200	650
175	250
200	200

T A B L A - X V I
PARAMETROS PARA CRATERES

INTENSIDAD	VELOCIDAD
Amp.	mm/min.
190	250
180	300
175	250
200	300
150	400
190	400
200	400
150	500
150	600
190	500
170	600
200	600
170	750
180	800
200	800
200	900
190	220

T A B L A X V I I
PARAMETROS PARA MORDEDURAS

INTENSIDAD	VELOCIDAD
Amp	mm/min.
150	200
175	250
190	250
150	300
140	300
100	300
180	300
100	400
110	400
120	400
150	400
190	400
200	400
140	500
120	600
150	600
200	600
100	800
150	700
200	800
170	750
150	800
150	900
180	800
190	1000
200	900
200	1200
190	2000

T A B L A X V I I I
PARAMETROS PARA JOROBAS

INTENSIDAD	VELOCIDAD
Amp	mm/min.
175	250
200	300
180	300
150	300
140	300
100	400
110	400
120	400
150	400
190	400
200	400
140	500
120	600
150	600
170	600
200	600
150	700
100	800
180	800
150	800
200	800
150	900
200	900
190	1000
200	1200

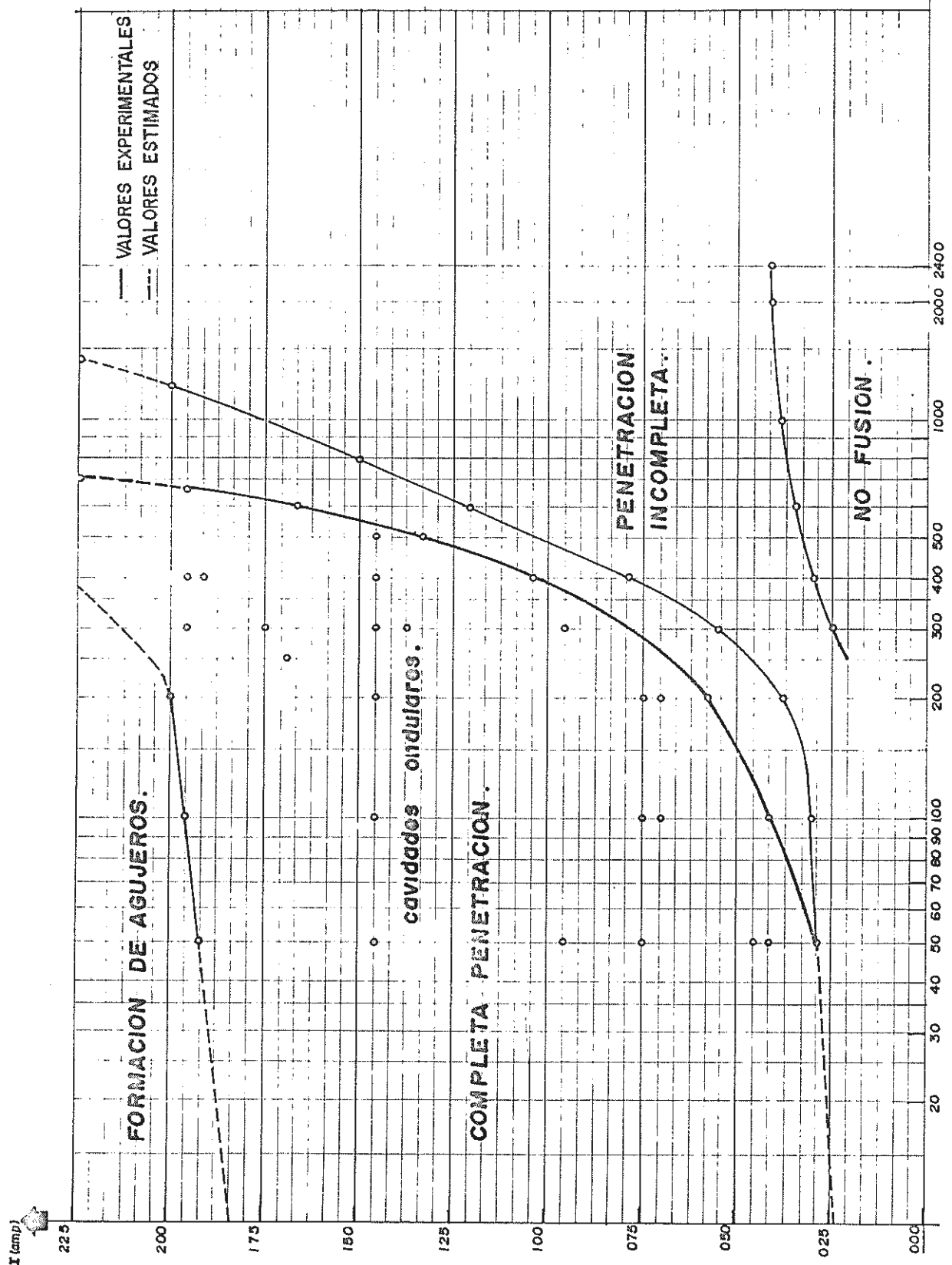
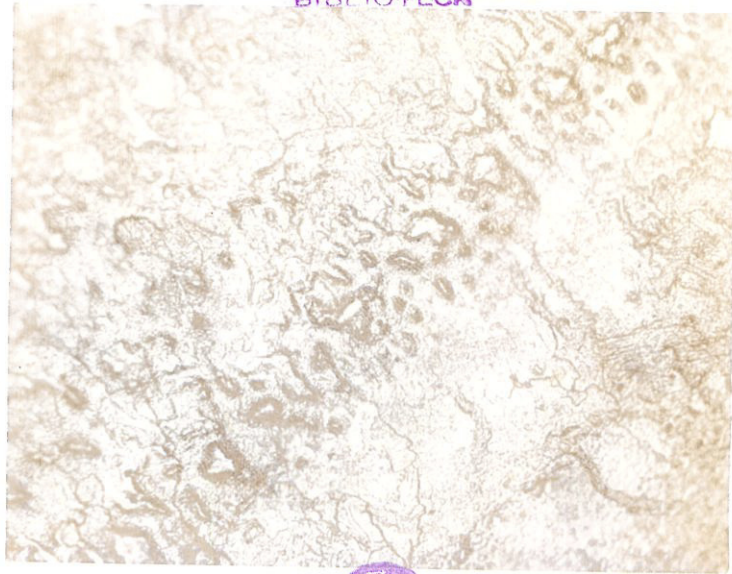


FIG. 28. ZONA DE FORMACION DE CAVIDADES ONDULARES.



BIBLIOTECA



300X

BIBLIOTECA



150X

FIGS. # 29 - 30 CAVIDADES ONDULARES

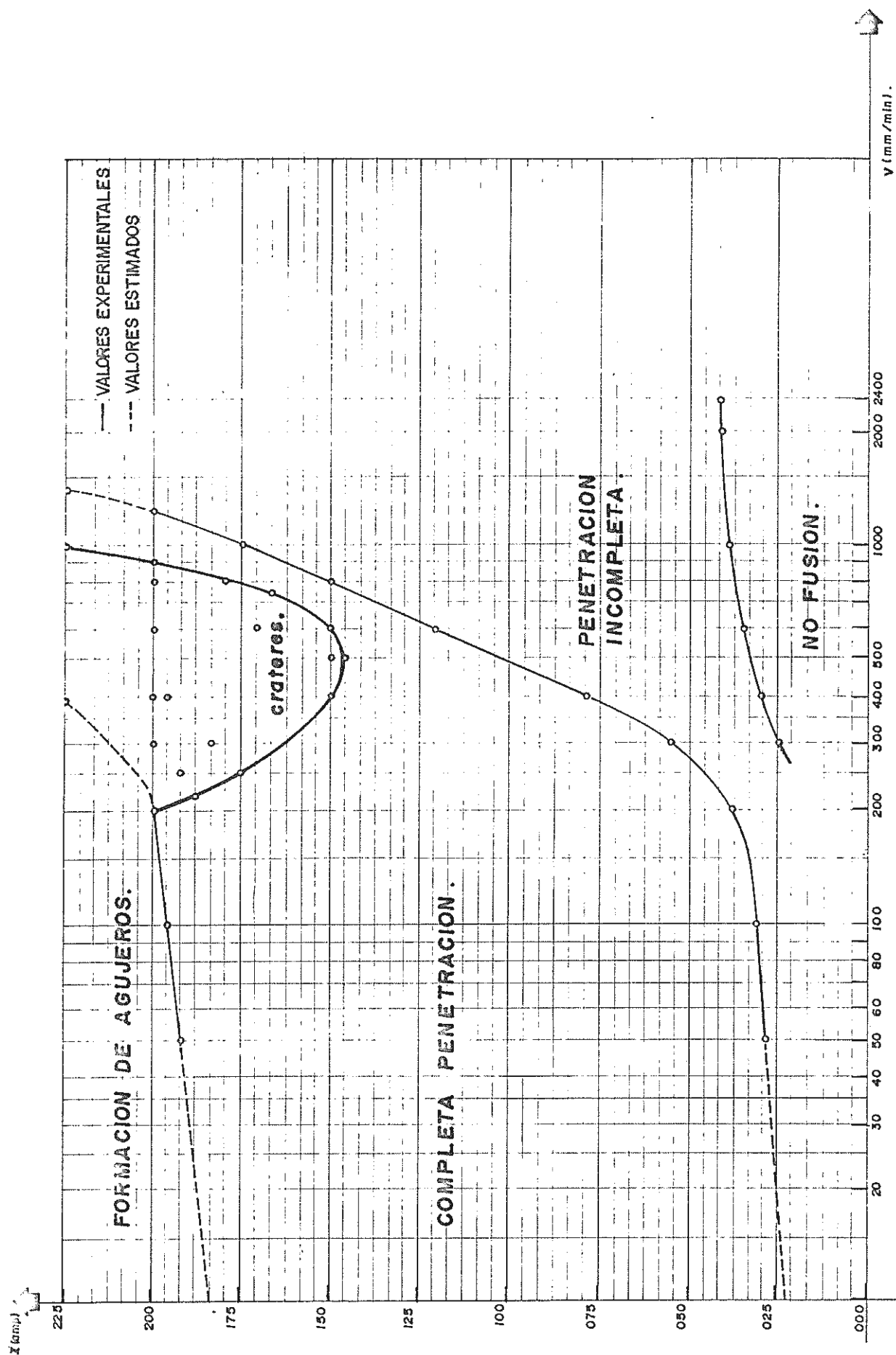
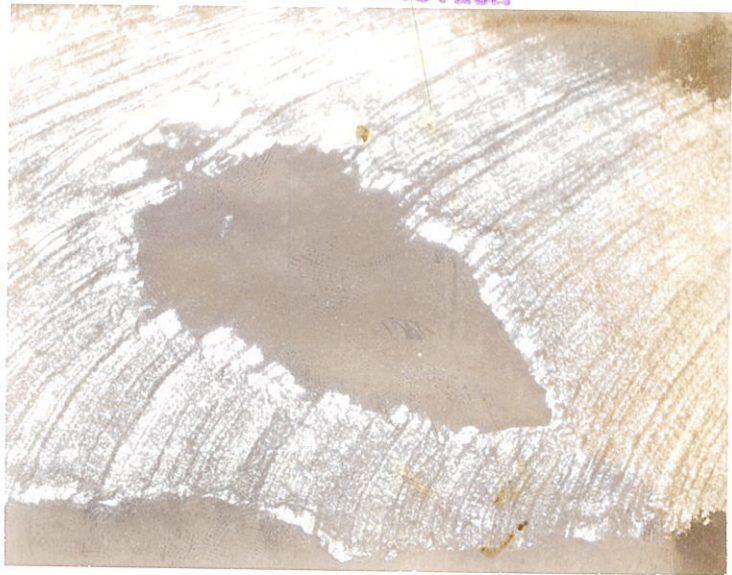


FIG.31.- ZONA DE FORMACION DE CRATERES.



165

BIBLIOTECA



150X

BIBLIOTECA



150X

FIGS. # 32 - 33 CRATERES CENTRALES

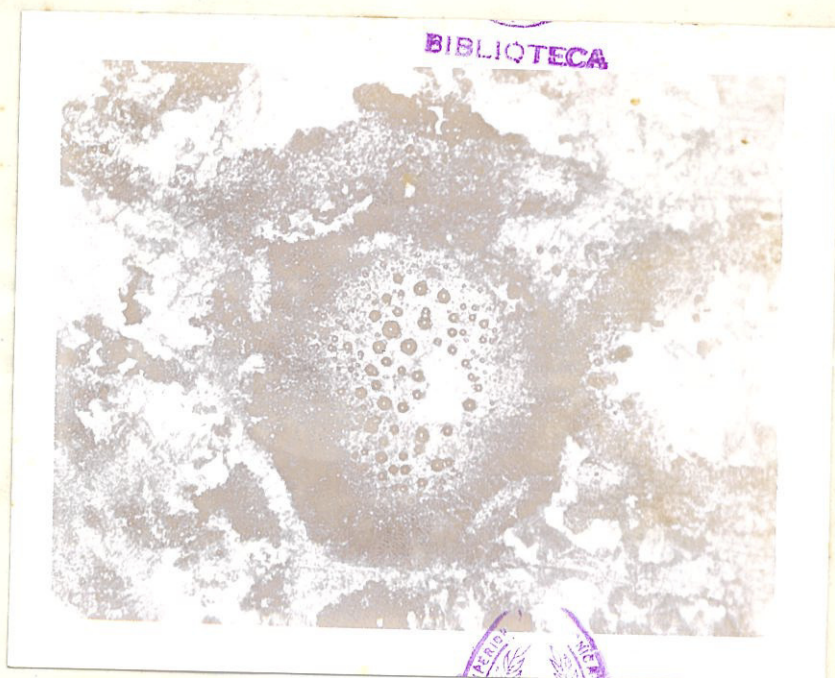


150X

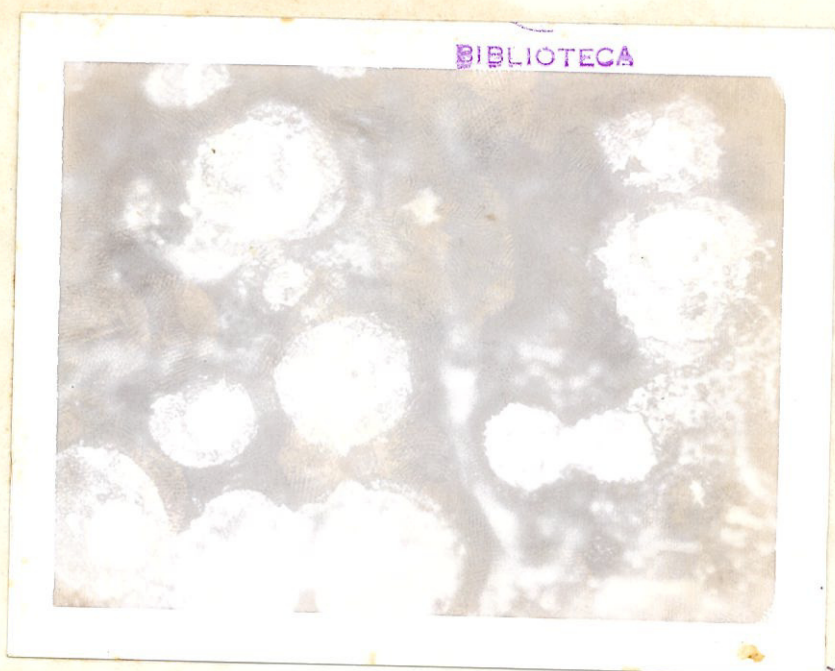


150X

FIGS. # 34 - 35 CRATERES LATERALES



150X



300X

FIGS. # 36 - 37 POROS Y BURBUJAS.

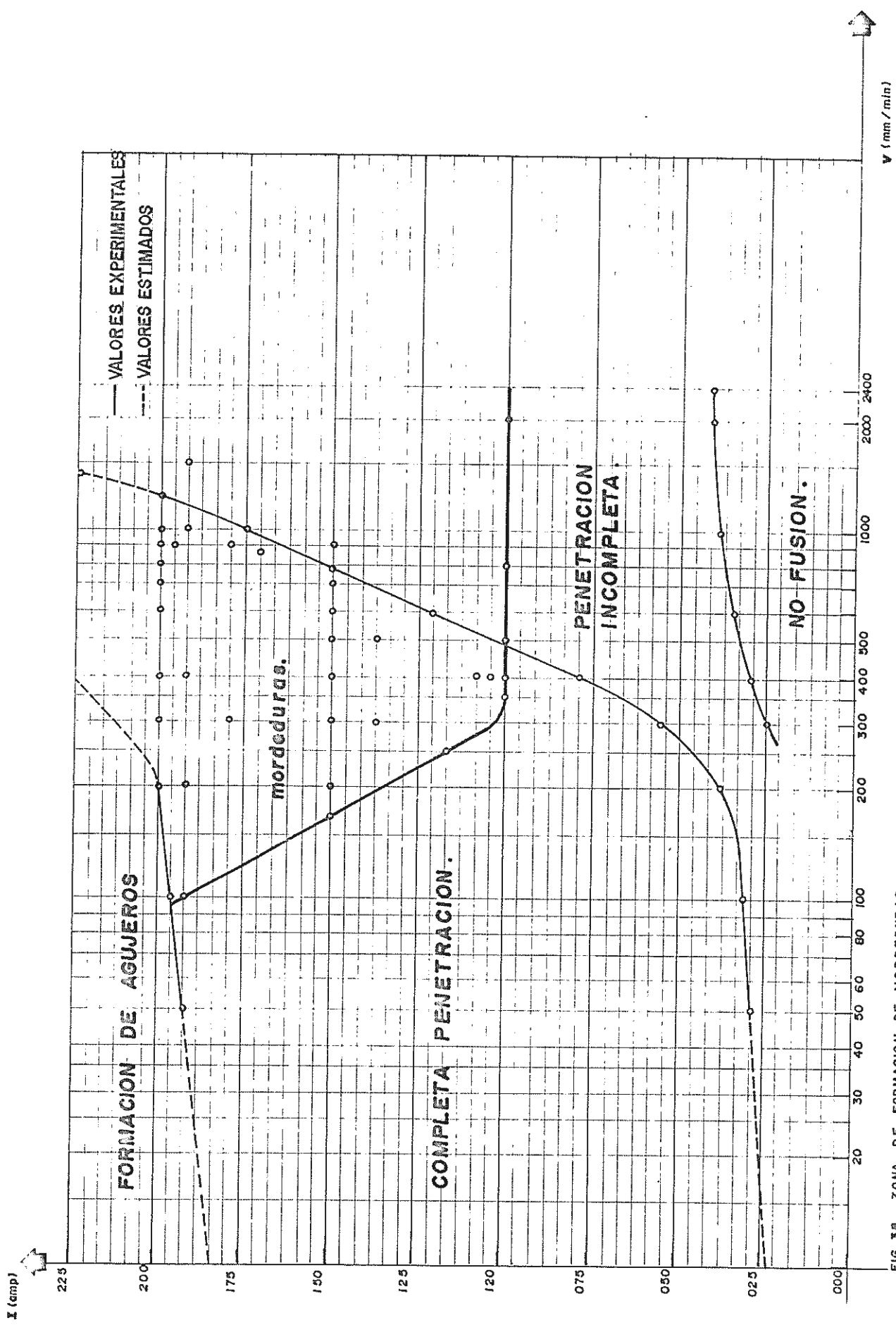


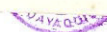
FIG. 38. - ZONA DE FORMACION DE MORDEDURAS.



BIBLIOTECA



75X



BIBLIOTECA



150X

FIGS. # 39 - 40 MORDEDURAS.

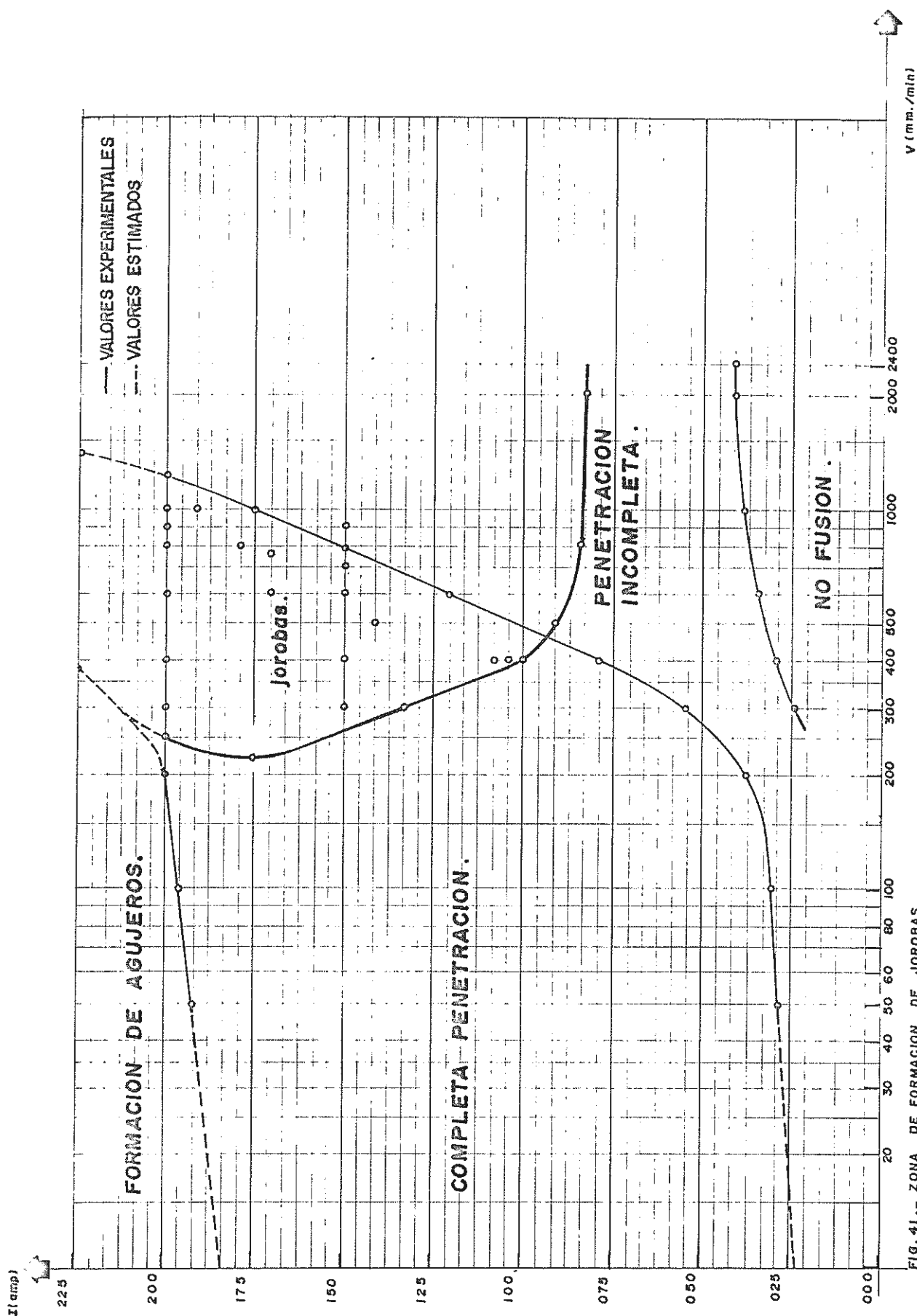


FIG. 41.- ZONA DE FORMACION DE JOROBAS.



150X



150X

FIGS. # 42 - 43 JOROBAS CENTRALES Y LATERALES.

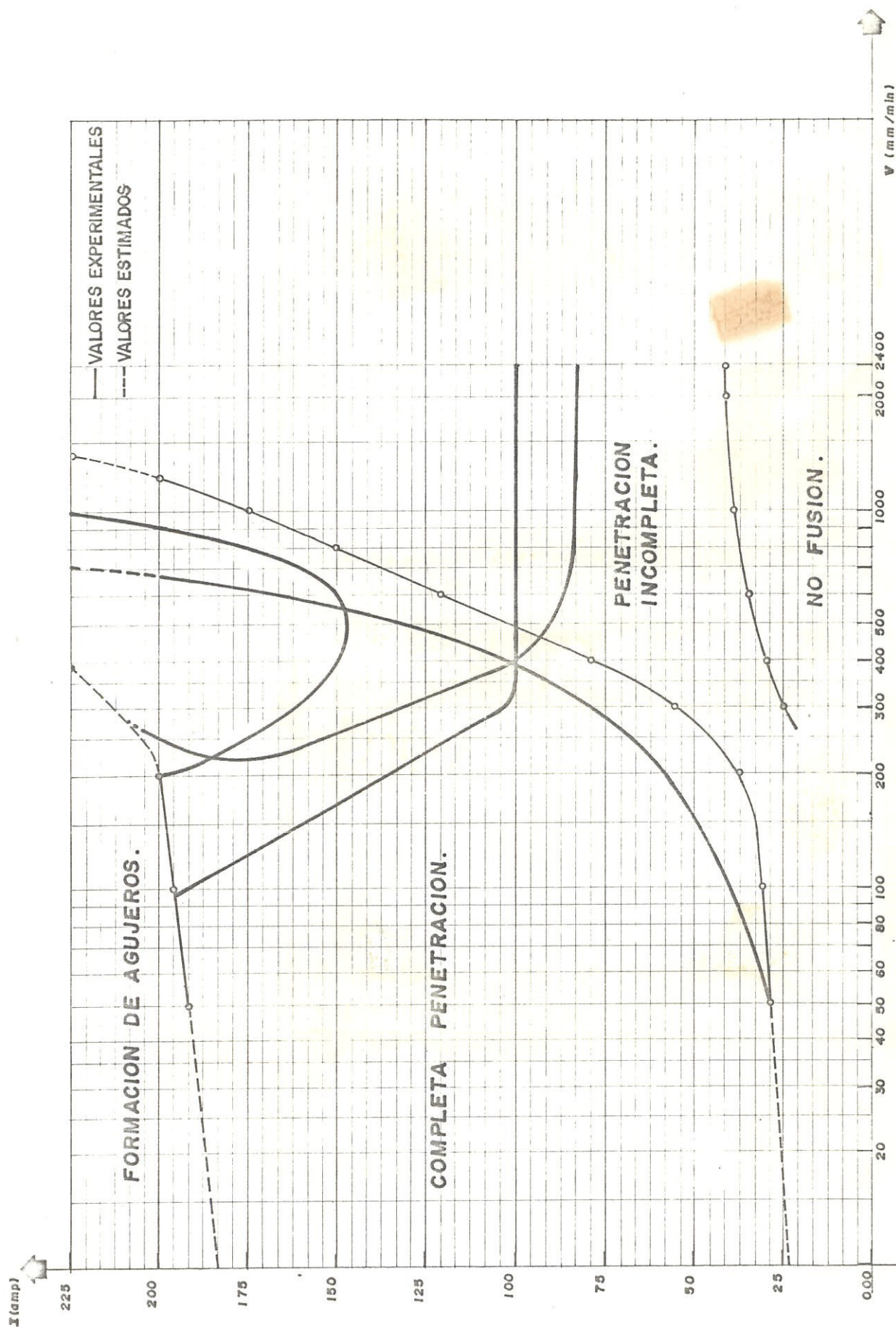


FIG. 44.- DIAGRAMA GENERAL DE FORMACION DE DEFECTOS.



FIG. # 45 INTERSECCION DE UNA MORDEDURA CONTINUA Y UN CRATER CENTRAL.

C A P I T U L O V I

ANALISIS DE RESULTADOS

6.1 EFECTO DE LOS PARAMETROS DE SOLDADURA.

La energía de entrada generada por el arco eléctrico que se forma entre el electrodo y la pieza de trabajo es la responsable de la eficiente estabilidad de la función de soldadura. Esta cantidad de energía viene dada por la ecuación representativa :

$$H = \frac{V \times I}{v} \quad (9)$$

Donde :

H = Energía de Entrada.

V = Diferencia de Voltaje electrodo-pieza.

I = Intensidad de corriente.

v = Velocidad de soldadura.

De la ecuación se puede observar que a mayor intensidad de corriente I se obtiene mayor energía

de entrada H.

De los diagramas obtenidos se puede observar lo siguiente :

- 1.- A mayor intensidad de corriente I aumenta el número de cavidades ondulares.

Esto se cumple especialmente para intensidades de corriente mayores a 150 amps., rangos para los cuales el número de cavidades es mayor a 10 por mm.

Con el aumento de la intensidad de corriente el tamaño de este tipo de discontinuidad se incrementa notablemente y su localización ya no se limita a los flancos laterales del cordón sino que se extiende también hacia su parte central.

- 2.- Los cráteres sean estos centrales o laterales se presentan solo para intensidades de corriente altas tal como 150 Amps., delimitadas entre velocidades de 200 a 1000 mm/min.

El diámetro de los cráteres aumenta conforme la intensidad de corriente se incrementa

obteniéndose los mayores para intensidades de corriente superiores a 180 Amps. y velocidades entre 200 y 300 mm/min.

- 3.- La variación de las dimensiones geométricas de las mordeduras cumplen con la regla ya citada de aumento en su tamaño con el incremento de la intensidad de corriente mientras la velocidad permanece inferior a 400 mm/min., luego de la cual la longitud de las mordeduras desciende aún con intensidades elevadas.

El incremento en el tamaño de las mordeduras induce también la continuidad en ellas generando un defecto permanente en los bordes a lo largo de ambos lados del cordón. Así mismo provoca la prolongación del defecto hacia el centro del cordón.

Para intensidades mayores a 175 Amps. y velocidades de soldadura entre 200 y 400 mm/min. se presentan las mordeduras más críticas de los ensayos.

En general las mordeduras son defectos que se presentan para intensidades de corriente mayores a los 100 Amps. y velocidades superiores a los 200 mm/min.

Para velocidades de soldadura mayores a 700

mm/min. e intensidades de corriente alrededor de los 150 Amps. se presenta un fenómeno de crecimiento de la longitud de las mordeduras relativo al comportamiento del defecto en los parámetros circundante. Se observa que este defecto es propio de las velocidades altas.

- 4.- Se puede observar que las jorobas o acumulaciones de material sean estas centrales o laterales se presentan para altas velocidades y moderadas intensidades, esto es intensidades mayores a 80 Amps., velocidades mayores a 250 mm/min.

Su comportamiento cumple la regla de incremento de sus dimensiones con el aumento de la intensidad de corriente. Este defecto generalmente se presenta asociado con mordeduras laterales que rodean la joroba. Se puede notar que para velocidades mayores a 400 mm/min. e intensidades de 200 Amps. la longitud del defecto es de hasta 2.5 mm, y ubicado en el centro.

Aunque la diferencia de voltaje electrodo-pieza es el tercer parámetro físico de la soldadura, la poca variación de éste a lo largo del amplio rango de

corrientes utilizadas, permite analizarlo individualmente.

Los valores de tensión medidos son:

T A B L A X I X

VALORES EXPERIMENTALES DE VOLTAJE.

I (amps.)	V (voltios)
20 - 50	10
mas de 50 - 100	11
mas de 100 - 140	12
mas de 140 - 170	13
mas de 170 - 200	14
mas de 200.	15

Se puede observar que para altas variaciones de intensidad el incremento de voltaje es muy pequeño por lo que se puede decir que este no actua de una manera preponderante sobre la formación de defectos en el proceso de soldadura.

Aplicando la ecuación (9) tenemos :

- 1.- Analizando de una forma teórica la variación del voltaje presente durante el proceso y considerando que la fuente de poder para la generación del arco es una máquina de voltaje constante y como los valores de V oscilan entre 10 y 15 voltios para efectos de obtener una misma tendencia se puede transformar la ecuación (9) a :

$$H' = \frac{\bar{V} \times I}{V} \quad (10)$$

Donde $\bar{V}$ representa la diferencia de voltaje promedio que se registra para una variación de intensidades de 20 a 200 Amps., y es igual a :

$$\bar{V} = \frac{V(200 \text{ amps.}) + V(20 \text{ amps.})}{2} \quad (11)$$

$$\bar{V} = \frac{15 + 10}{2}$$

$$\bar{V} = 12.5 \text{ voltios.}$$

Por lo tanto la ecuación (10) se convierte a:

$$H' = \frac{12.5 I}{V}$$

Si se hace constante el valor de H' se obtiene

una serie de curvas a partir de asignar valores a la Intensidad o a la Velocidad.

Por ejemplo :

Sea $\bar{H}' = 10$ voltios-amp.-seg/mm

Para hacer la transformación a mm/min. y poder superponer estas curvas de Isopotencias a los diagramas I vs. v, se debe dividir $\bar{H}'$ entre 60 obteniendo por lo tanto :

$$\frac{\bar{H}'}{60 \times 12.5} = \frac{I}{v}$$

$$0.0013 \bar{H}' = \frac{I}{v}$$

Para el ejemplo anterior en donde $\bar{H}'$ es igual a 10, se tiene :

$$0.0013 \times 10 = \frac{I}{v}$$

$$\underline{I = 0.013 \text{ v.}}$$

Asignando valores a la velocidad de soldadura se obtienen los correspondientes a I para una potencia suministrada $\bar{H}' = 10$.

Para diferentes potencias de entrada se pueden

obtener los valores mostrados en la Tabla XX.

La Fig. 46 presenta las curvas de Isopotencias en un diagrama I vs. v .

La Fig. 47 muestra las curvas de Isopotencias superpuestas en un diagrama de zonas de fusión I vs. v , nótese en éste diagrama que la curva que divide las zonas de completa-incompleta penetración coinciden con la curva de Isopotencia $\bar{H}' = 150$, lo cual puede significar una cantidad de calor de entrada similar para lograr una completa penetración variando los valores I , v . Nótese también que la curva que limita, la región de formación de cavidades onduladas coincide satisfactoriamente con las curvas de Isopotencias $\bar{H}' = 200$, $\bar{H}' = 250$ aproximadamente.

Este hecho sugiere una cantidad de calor de entrada específica necesaria para la formación de este tipo de defecto.

Nótese además que la prolongación aproximada de la curva que delimita la región de formación de agujeros, "podría" tener un comportamiento similar al de la Isopotencia $\bar{H}' = 500$.

T A B L A X X

VALORES PARA I, v, APARTIR DE ISOPOTENCIAS

I \ v \ H :	10 :	50 :	100 :	150 :	200 :	300 :	400 :	500 :	750 :	1500 :	3000 :
! 25 :	-- :	-- :	-- :	-- :	-- :	-- :	-- :	-- :	24.37 :	48.70 :	97.50 :
! 50 :	-- :	-- :	-- :	-- :	-- :	26.00 :	32.50 :	48.75 :	97.50 :	195.00 :	
! 100 :	-- :	-- :	-- :	26.00 :	39.00 :	52.00 :	65.00 :	97.50 :	195.00 :		
! 200 :	-- :	26.00 :	39.00 :	52.00 :	78.00 :	104.00 :	130.00 :	195.00 :			
! 300 :	-- :	39.00 :	58.50 :	78.00 :	117.00 :	156.00 :	195.00 :				
! 400 :	-- :	26.00 :	52.00 :	78.00 :	104.00 :	156.00 :	208.00 :				
! 500 :	-- :	32.50 :	65.00 :	97.00 :	130.00 :	195.00 :					
! 600 :	-- :	39.00 :	78.00 :	117.00 :	156.00 :						
! 700 :	-- :	45.50 :	91.00 :	136.50 :	182.00 :						
! 800 :	-- :	52.00 :	104.00 :	156.00 :	208.00 :						
! 900 :	-- :	58.50 :	117.00 :	175.50 :							
! 1000 :	-- :	65.00 :	130.00 :	195.00 :							
! 1200 :	-- :	78.00 :	156.00 :								
! 1500 :	-- :	97.50 :	195.00 :								
! 2000 :	26.00 :	130.00 :									
! 2400 :	31.20 :	156.00 :									

v = mm / min.

H = Joules / mm.

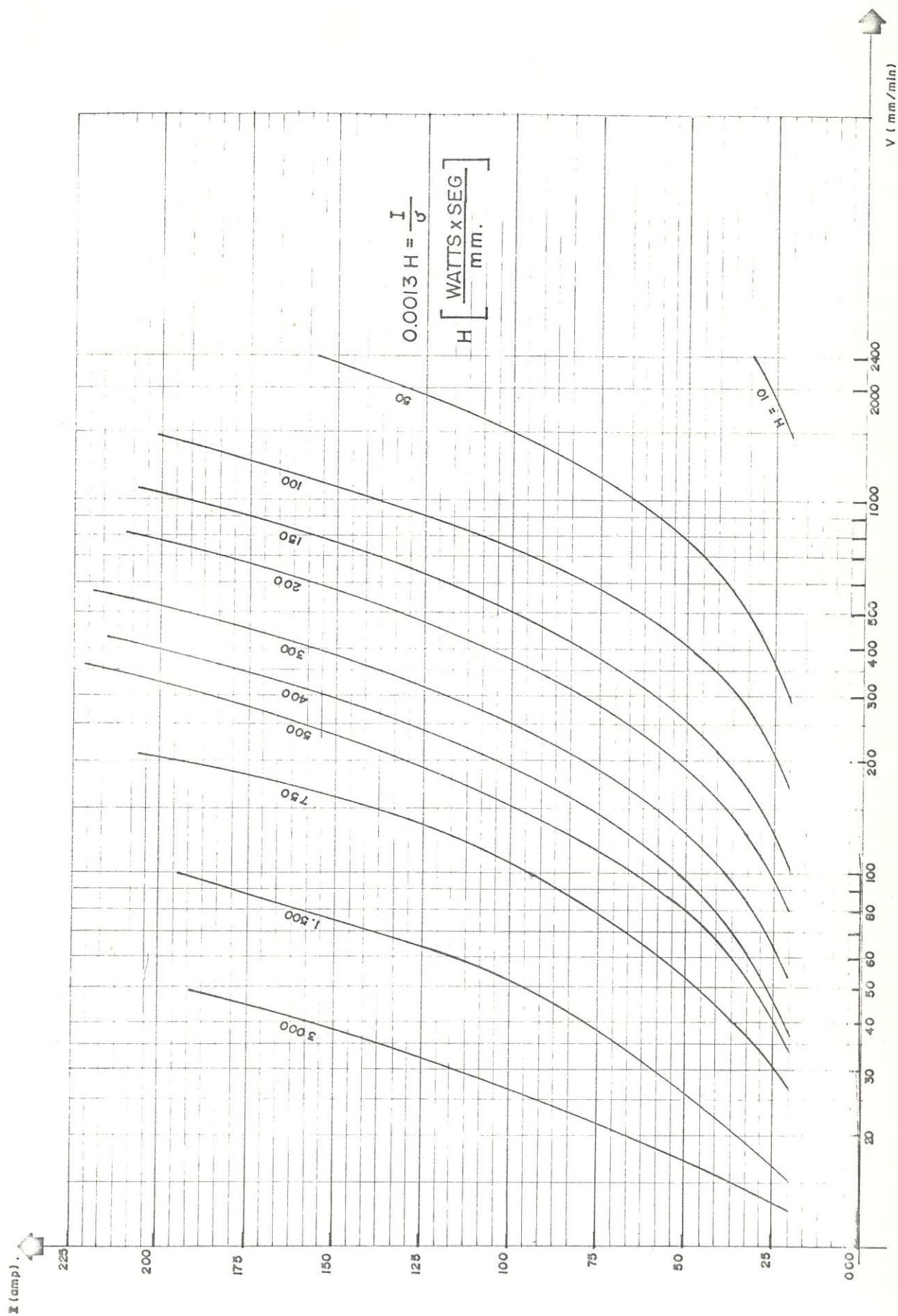


FIG. 46 -- CURVAS ISOPOTENCIAS .

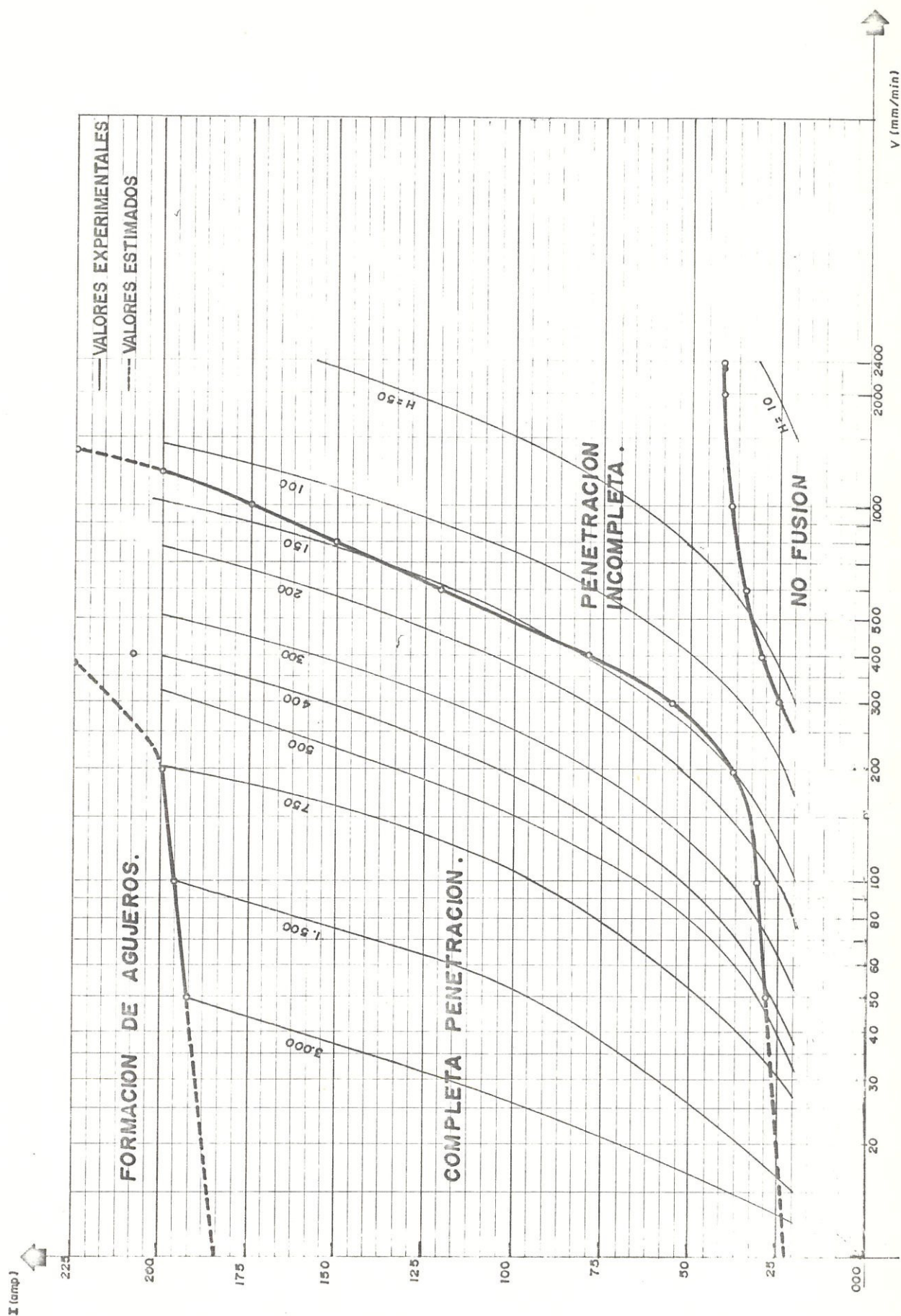


FIG. 47.- ISOPOTENCIAS SUPERPUESTAS AL DIAGRAMA GENERAL DE FUSION.

La Fig. 48 muestra parte de las curvas de Isopotencias que atraviezan la región de formación de cráteres señalando también un comportamiento aproximado con la tentativa de curvas de igual tamaño de cráteres o Isodefectos, lo cual sugiere una potencia de entrada específica necesaria para la formación de un número y/o tamaño de defectos determinados.

6.2 EFECTOS DEL MODO DE SOLIDIFICACION.

Generalmente, en aceros inoxidable es deseable obtener del 5 al 10% vol. de ferrita delta en la micro-estructura con objeto de alcanzar mayor resistencia al agrietamiento en caliente. Del Capítulo IV se puede recordar que con ecuaciones de DELONG-REID este porcentaje es 8.0 y con ecuaciones de SUUTALA es 9.95 cuando se superpone sobre el diagrama DELONG-LONG 1973. Sin embargo con los mismos valores superpuestos sobre el diagrama de SCHAEFFLER 1949, los porcentajes de ferrita delta son 5 y 7.3 respectivamente. Es saludable por lo tanto esperar un porcentaje de ferrita delta que oscile entre 5 y 9.25% vol. Desafortunadamente tanto el modo de solidificación como la razón de enfriamiento influyen sobre la cantidad de ferrita retenida; esto, unido a que ambos factores son sensibles a los parámetros del proceso aumenta la dificultad en predecir con exactitud el porcentaje

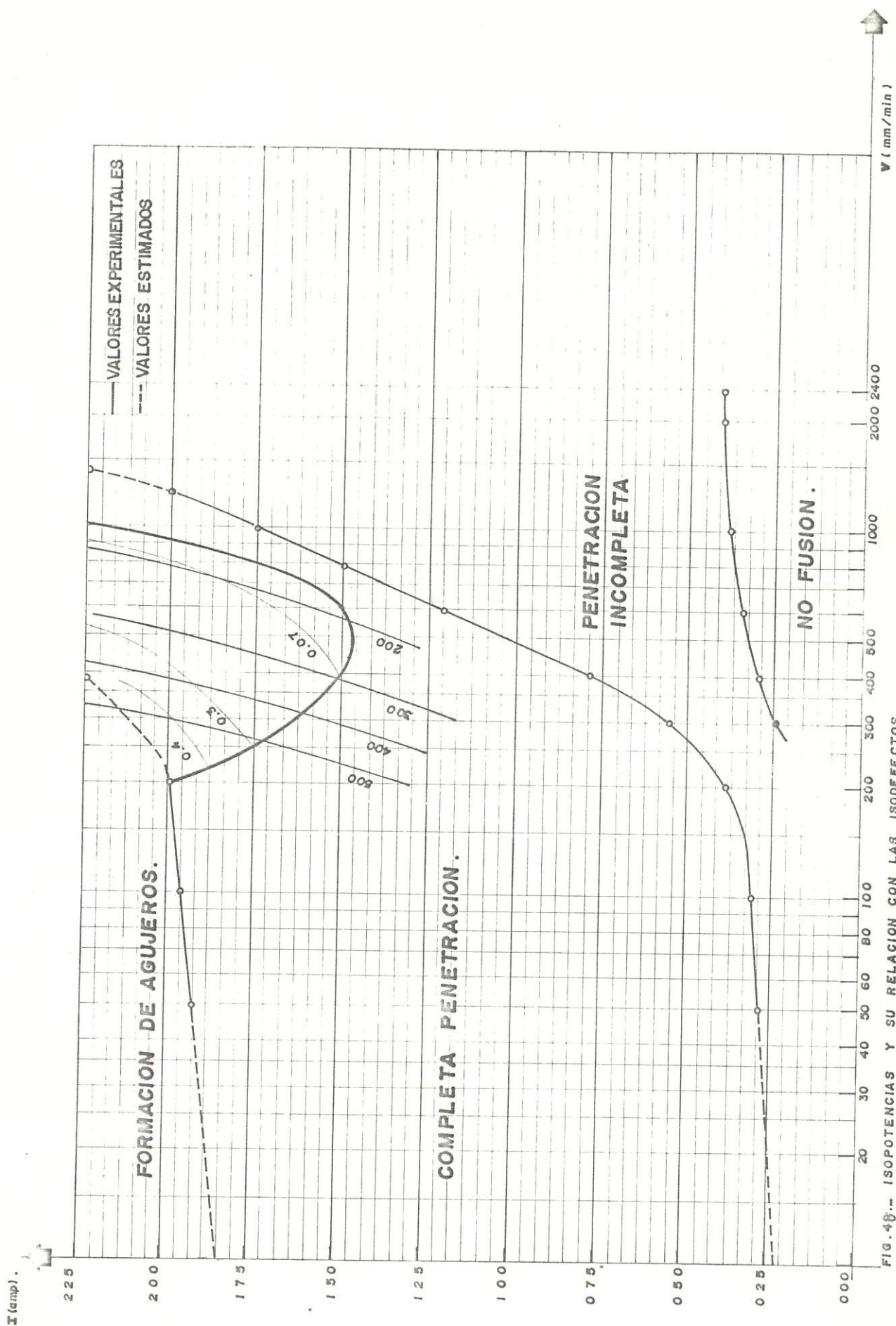


FIG. 48.- ISOPOTENCIAS Y SU RELACION CON LAS ISODEFECTOS.

de ferrita delta

La presencia en sí de ferrita delta es también desfavorable para las propiedades mecánicas. Por esto, parecería idóneo obtener una micro-estructura totalmente Austenítica, pero esto no es satisfactorio debido a la susceptibilidad de la soldaduras totalmente Austeníticas al agrietamiento en caliente.

Se verifica esta afirmación en cuanto se refiere a la elevada resistencia al agrietamiento en caliente que presentan las micro-estructuras dobles con 5 al 10% vol. de ferrita delta, que solidifican como ferrita primaria, puesto que las únicas grietas observadas se presentan a parámetros cercanos a la región de formación de agujeros, en la raíz del cordón.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

- a) Analizando los resultados se puede con cierta seguridad manifestar que aquellos parámetros " aptos " para la elaboración de un cordón de soldadura son aquellos que en el Diagrama General de Defectos se presentan sanos e inclusive con formación de cavidades ondulares.
- b) Del análisis de las curvas obtenidas se puede concluir que existe cierta influencia que ejerce la energía de entrada sobre el mecanismo de formación de defectos.

Las curvas denominadas Isodefectos muestran una tendencia similar a aquella presentada por las curvas Isopotencias, como se puede observar para el caso de las cavidades ondulares, cráteres y en cierto sentido para jorobas.

- c) Los cráteres son defectos propios de elevadas intensidades de corriente.
- d) Las jorobas y mordeduras son defectos propios de velocidades de soldadura altas.

- e) Las cavidades ondulares se presentan hasta velocidades moderadas para toda intensidad de corriente.
- f) La intensidad de corriente determina el tamaño y número de los defectos mientras que la velocidad de soldadura determina el tipo de defecto.
- g) Evítese la cercanía a la región de formación de agujeros.

En realidad se sugiere evitar los parámetros en los cuales se presentan cráteres sean estos de cualquier dimensión.

El efecto de las mordeduras es crítico para grandes dimensiones y formación continua. Aunque no se a logrado interpretar bien el mecanismo de formación de este defecto es saludable evitarlo lo mas posible.

Las jorobas debido a sus grandes dimensiones son indeseables en el cordón.

De comparaciones realizadas entre los resultados obtenidos en esta experiencia con acero AISI 304 y aquellos logrados con AISI 316 se puede deducir:

- 1.- La resistencia al agrietamiento en caliente del

acero 304 es mayor a la del acero 316.

2.- El comportamiento de ambos aceros respecto a los defectos aquí analizados sigue un patrón bastante aproximado exceptuando en la presencia de grietas, proponiéndose como hipótesis la existencia de un patrón similar de formación de defectos relativo a los parámetros de soldadura para todos los aceros inoxidable austeníticos, sin considerar, como ya se afirmó, la zona de formación de grietas la cual " parece " ser independiente del proceso y resultado neto de la composición química del acero y por lo tanto " propia de cada acero ".

3.- De futuras experiencias se podría comprobar la validez del punto anterior y de cumplirse asentar las bases físico-matemáticas de análisis del fenómeno en relación a las curvas Isopotencias establecidas.

B I B L I O G R A F I A

1. Istrati G., "Manual de los Aceros Inoxidables", Buenos Aires, Balmes, Rauch 1961.
2. Avner S. H., "Introducción a la Metalurgia Física", México, McGraw-Hill, Segunda Edición, 1985.
3. Koch H., "Manual de la Tecnología de la Soldadura Eléctrica por Arco", Barcelona, Editorial Reverte 1965.
4. Lippold J.C. y Savage W. F., "Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments", Welding Journal, Diciembre 1979.
5. Le Breton, "Defectos de las Piezas de Fundición", Eniao De Angers, Editorial URMO 1980.
6. Ortiz H., "Defectos en Soldadura", Guayaqui, Escuela Superior Politécnica del Litoral 1985.
7. Savage W. F., Nippes E. F. y Agusa K., "Effect of Arc Force on Defect Formation in GTA Welding", Welding Journal, Julio 1979.

8. Ogawa T. y Tsunetomi E., "Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel", Welding Journal, Marzo 1982.
9. Olson D. L., "Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties", Welding Journal, Octubre 1985.
10. Stark L. E., Hogan J. A., Gorman E. F. y Vilkas E. P., "Gas Tungsten Arc Welding. The Procedure Handbook of Arc Welding", Doceava Edición, Cleveland, Lincoln Electric Company 1973.
11. Barbin L. M., Chew B. y Gregory E. N., "Physics of Welding. The Procedure Handbook of Arc Welding", Doceava Edición, Cleveland, Lincoln Electric Company 1973.
12. Kujanpaa V. P., "Weld Defects in Austenitic Stainless Steel Sheets - Effect of Welding Parameters", Welding Journal, Febrero 1983.