

A los asistentes a los cursos del Centro de Educación

Continua

La Facultad de Ingeniería, por conducto del Centro de Educación Continua, otorga constancia de asistencia a quienes cumplan con los requisitos establecidos para cada curso. Las personas que deseen que aparezca su título profesional precediendo a su nombre en el diploma, deberán entregar copia del mismo o de su cédula profesional a más tardar 15 días antes de la terminación del curso, en las oficinas del Centro, con la Sra. Sánchez.

El control de asistencia se efectuará al terminar la primera hora de cada día de clase, mediante listas especiales en las que los interesados anotarán personalmente su asistencia. Las ausencias serán computadas por las autoridades del Centro.

Se recomienda a los asistentes participar activamente con sus ideas y experiencias, pues los cursos que ofrece el Centro están planeados para que los profesores expongan una tesis, pero sobre todo para que coordinen las opiniones de todos los interesados constituyendo verdaderos seminarios.

Al finalizar el curso se hará una evaluación del mismo a través de un cuestionario diseñado para emitir juicios anónimos por parte de los asistentes.

Las personas comisionadas por alguna institución deberán pasar a inscribirse en las oficinas del Centro en la misma forma que los demás asistentes.





centro de educación continua
facultad de ingeniería, unam

METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA

ING. FAUSTO MEDINA UZARRAGA

CAPITULO PRIMERO

PROCEDIMIENTOS DIVERSOS DEL SOLDEO

PRELIMINARES

En una junta soldada aparecen macrográficamente dos partes distintas: la zona fundida con su entorno inmediato y el metal de base *figura I-1*).

La zona fundida, constituida únicamente por metal solidificado, ha sufrido durante la fusión cierto número de transformaciones de orden químico, físico o estructural.

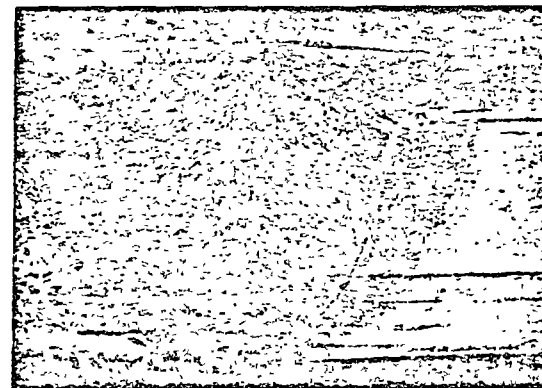


FIG. I-1.—Las diferentes zonas de una unión soldada. Soldadura Unionmelt ($e=25$ mm). El ataque revela la cristalización orientada de la zona fundida, así como las zonas de transformación del metal base.

El metal base ha sido sometido a un tratamiento térmico variable de acuerdo con el punto considerado, y por ello es sede de transformaciones de orden físico-químico. La importancia de las transformaciones es función, por una parte, del ciclo térmico, y por otra, de la naturaleza misma de la aleación: aleaciones templeables (aceros), aleaciones sensibles a los cambios de fase por precipitación —como los aceros austeníticos, por ejemplo, etc.

Puede verse que los fenómenos son complejos y difieren según sea la aleación que se haya de soldar.

Desde el punto de vista metalúrgico, la soldadura, según la definición del profesor PORTEVIN [1], presenta dos caracteres esenciales:

- la *fusión*, en la que deben participar tanto los bordes que se han de soldar como el metal de aporte;
- la *localización de la fusión*, que da origen a una heterogeneidad térmica muy marcada de la masa metálica ¹.

1.º El primero de estos caracteres, la *fusión*, nos lleva a considerar la soldadura bajo un triple aspecto:

a) OPERACIÓN DE FUNDICIÓN.—Debida a que se lleva el metal al estado líquido, para solidificarle después en una cavidad de forma determinada, mas con la complicación de que aquí las paredes del molde son las piezas que se han de soldar, y que, por consiguiente, participan en la fusión.

b) OPERACIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO.—Debida a que las paredes que limitan la parte fundida, es decir, la zona contigua a la de fusión, quedan sometidas a un calentamiento sin salir del estado sólido, seguido de un enfriamiento; mas con la complicación de que la temperatura alcanzada y la velocidad de enfriamiento varían dentro de amplios límites, en correspondencia con la posición del punto calentado.

c) OPERACIÓN METALÚRGICA.—Resultado de las reacciones químicas que pueden tener lugar entre el metal fundido y el medio que le rodea, sea una atmósfera gaseosa, sea un fundente o escorias.

2.º El segundo carácter, la *localización de la operación*, es lo que distingue la soldadura de las demás técnicas de fusión: puesto que si la fusión fuese total se trataría de una simple operación de fundición, con intervención eventual de reacciones metalúrgicas, y si el calentamiento hubiera sido total tendríamos una simple operación de tratamiento térmico.

Por fin, el resultado final que se ha de conseguir es, con la continuidad de la materia, la homogeneidad de las propiedades de la junta y en particular la de las propiedades mecánicas. Si bien la condición de continuidad, es decir la ausencia de defectos físicos, puede conseguirse, sin duda, en una soldadura ejecutada correctamente, la de las homogeneidades química y mecánica es, hablando rigurosamente, imposible de cumplir. Sin embargo, es preciso acercarse a ella lo más posible, sobre todo en lo que respecta a las propiedades que han de entrar en juego durante el uso de la pieza. Esta discrepancia con las propiedades del metal base no afectado califica el grado de perfección de la operación y permite definir la "soldabilidad metalúrgica" del metal.

En la zona fundida se produce cierto número de reacciones y de transformaciones:

a) TRANSFORMACIONES QUÍMICAS, tales como la oxidación de los elementos de aleación, fijación de elementos útiles, absorción de gases, etc.

¹ Véase nuestra nota ² de la página V (N. del T.).

b) TRANSFORMACIONES FÍSICO-QUÍMICAS O ESTRUCTURALES:

- aumento del tamaño de grano;
- formación de una estructura de temple o de semi-temple;
- transformación eutéctica, precipitación de ciertos compuestos.

Estas transformaciones dan lugar a diversas consecuencias más o menos favorables:

- modificación de las características mecánicas;
- aumento de la fragilidad del cordón de soldadura a la temperatura ordinaria o a temperaturas bajas;
- incremento de la tendencia al agrietamiento;
- formación de poros;
- disminución de la resistencia a la corrosión, etc.

Estudiaremos todos estos fenómenos en los capítulos siguientes.

El metal de base sufre un tratamiento térmico variable en cada punto, como consecuencia del ciclo térmico impuesto por el procedimiento de soldeo. Este ciclo se encuentra bajo la influencia, no sólo de dicho procedimiento, sino también del método empleado, de las propiedades físicas del metal (conductividad) y del espesor de las chapas que se han de unir.

En el caso de los aceros, el ciclo térmico puede provocar transformaciones de orden estructural que entrañen un crecimiento exagerado del grano, o de orden físico-químico —como el temple—; unas y otras se extenderán hasta cierta distancia a uno y otro lado del eje de la soldadura.

En otras aleaciones se podrán observar fenómenos de precipitación, como ocurre en los aceros austeníticos (precipitación de carburo de cromo) o en las aleaciones de aluminio (Mg_2Si , $CuAl_2$).

PROCEDIMIENTOS DE EMPALME POR SOLDEO

El aspecto metalúrgico de los procedimientos de soldeo está, pues, unido en primer lugar al ciclo térmico impuesto al metal base, que depende esencialmente del procedimiento adoptado, es decir, del origen y de la forma de aportación de las calorías.

Nos ha parecido útil presentar en este primer capítulo los diversos procedimientos de soldeo en función de la fuente de energía que se pone en juego.

Según el origen de la fuente calorífica se pueden distinguir tres grandes procedimientos de unión.

I.—Los procedimientos mediante gases, que utilizan las llamas a alta temperatura que se originan en la combustión de un hidrocarburo con el oxígeno. Entre todas estas llamas, la más importante en el campo de la soldadura es, sin duda alguna, la oxiacetilénica.

II.—Los procedimientos que recurren a la energía eléctrica pueden clasificarse en:

1.º Procedimientos de soldeo por arco, en los que se crea un arco eléctrico entre las piezas a unir y un conductor de corriente llamado "electrodo", que sirve también de metal de aporte.

2.º Procedimientos de soldeo por resistencia, en los que las calorías se producen por efecto Joule.

III.—Los procedimientos que utilizan las calorías desprendidas por la reacción de reducción de un óxido, como los procedimientos aluminotérmicos y silicotérmicos.

IV.—Finalmente, los procedimientos en que la forma de energía no tiene importancia, y en que las calorías aportadas sirven para calentar local o enteramente una pieza; el soldeo se realiza por martillado (soldero con gas de agua), por capilaridad (soldero fuerte en horno), etc.

I.—PROCEDIMIENTOS DE SOLDEO MEDIANTE GASES

Las llamas oxigaseosas utilizadas para soldar metales y aleaciones están caracterizadas (fig. 1-2) por:

a) Una mezcla previa del combustible (gas o vapor) con el oxígeno en el inyector del soplete, en una proporción definida para cada combustible; es lo que se llama el poder comburívoro.

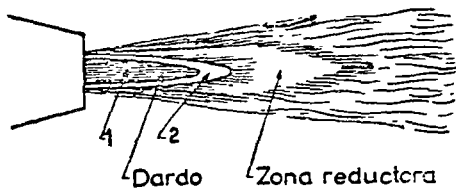


FIG. 1-2.—Regiones distintas de una llama de soldeo.

Región 1: mezcla $C_2H_2 + O_2$, a baja temperatura.
Región 2: zona de combustión estacionaria.

b) Un cono o dardo situado en 1, en la base de la llama, en que la mezcla se calienta hasta la temperatura de inflamación. La reacción se produce al atravesarse la zona estacionaria (muy delgada) 2, con una elevación brusca de la temperatura.

c) La región de temperatura máxima, situada en el extremo del cono azul, es la utilizada para el soldeo.

d) Una zona reductora, en la que están concentrados los productos de combustión de la mezcla (combustión primaria). La naturaleza de estos productos determina la cualidad química de la llama: reductora, oxidante o carburante.

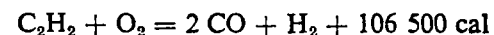
e) Una zona exterior o penacho que envuelve y prolonga las regio-

nes precedentes, y es el resultado de la combustión de los productos de la zona reductora con el aire ambiente (combustión secundaria). Esta parte de la llama es siempre oxidante y contiene gran cantidad de nitrógeno.

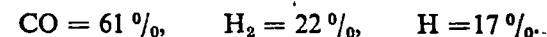
La cualidad química de la llama depende de la reacción de la zona reductora. La llama ideal de hidrocarburo es la que da origen por combustión primaria únicamente a CO y a H_2 , como ocurre en la llama oxiacetilénica.

En el caso general, la combustión primaria de los hidrocarburos no es posible más que en presencia de cierta cantidad de oxígeno, determinada por los límites de inflamabilidad y la velocidad de propagación de la combustión.

Para la llama oxiacetilénica, la combustión primaria

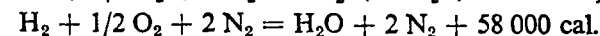
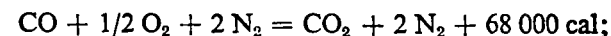


proporciona una zona reductora de la siguiente composición:



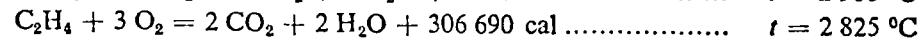
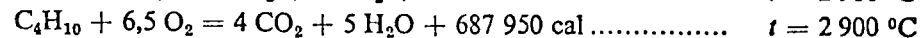
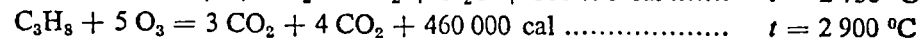
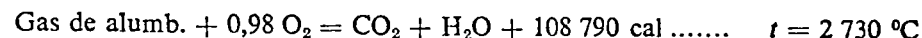
La presencia de hidrógeno atómico en esta llama es indiscutible según los trabajos de G. RIBAUD [2] y D. SÉFÉRIAN [3].

Las reacciones secundarias con el aire ambiente, que causan el penacho de la llama, se escriben así:



La temperatura de la llama en la extremidad del dardo es de $3\,100^\circ C$ (medida por HENNING y TINGWALDT); el cálculo da $3\,030^\circ C$ (RIBAUD [2], MONTAGNE [4], ROCHAN-ZAER [5], SÉFÉRIAN [6]).

Llamas de hidrocarburos.—Todos los hidrocarburos que se han propuesto para el soldeo de los metales —el gas de alumbrado, el propano (C_3H_8), el butano (C_4H_{10}), el etileno (C_2H_4)— proporcionan, por combustión con el oxígeno, cierta cantidad de los productos oxidantes CO_2 y H_2O , con temperaturas escalonadas entre $2\,700$ y $2\,900^\circ C$. Las reacciones teóricas de combustión y las temperaturas medidas se establecen como sigue:



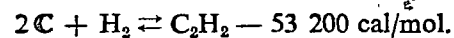
Para la llama oxhídrica:



La llama oxiacetilénica aparece, pues, de modo irrefutable, como la más interesante para el soldeo, gracias a sus diversas características. En efecto, se logran obtener:

- una temperatura de 3 100 °C por combustión con 1 volumen de oxígeno (en la práctica, de 1,1 a 1,3 volúmenes);
- una composición de la llama que corresponde a propiedades reductoras muy marcadas.
- una llama dócil, fácilmente regulable, bien con exceso de oxígeno (llama oxidante) o de acetileno (llama carburante), según los metales o aleaciones que se trata de unir.

Estas notables propiedades de la llama oxiacetilénica son debidas, en parte al elevado contenido de carbono de la molécula de C_2H_2 (contiene en peso 92,3 % de C y 7,7 % de H_2) y por otra parte a la formación endotérmica del acetileno:



II.—PROCEDIMIENTOS DE SOLDEO POR ARCO

En el momento actual, el soldeo por arco eléctrico es el procedimiento industrial más extendido para la unión de los aceros y de la mayoría de los metales no ferrosos y sus aleaciones. Se subdivide en varios procedimientos, según la naturaleza del electrodo y de la atmósfera que rodea el metal fundido que ha de constituir el cordón de soldadura.

- Procedimientos de soldeo por arco con electrodos revestidos.
- Procedimiento de soldeo por arco con electrodo de grafito.
- Procedimiento de soldeo por arco en medio gaseoso reductor, procedimiento de soldeo por hidrógeno atómico.
- Procedimientos de soldeo por arco en medios gaseosos inertes: heliarco o argonarco con electrodos refractarios y electrodos fusibles, o bajo anhídrido carbónico.
- Procedimiento de soldeo por arco bajo un flujo conductor, Union-melt.
- Procedimiento de soldeo por arco con presión: soldeo de espárragos con pistola.

A) Procedimientos de soldeo por arco con electrodos revestidos

En estos procedimientos se establece un arco entre un electrodo y la pieza que se ha de soldar. El electrodo está constituido por un alma metálica, generalmente de forma cilíndrica, y un recubrimiento llamado revestimiento, y cumple a la vez los dos papeles de conductor de la energía eléctrica y de metal de aporte (fig. I-3).

Durante la fusión del electrodo el revestimiento se funde y da una escoria que protege el metal fundido como lo hacen las escorias metalúrgicas.

Además, el revestimiento ha de favorecer el cebado y la estabilidad del arco, y desempeñar, gracias a sus reacciones metalúrgicas, los dos papeles de agente desoxidante y de aportador de elementos útiles a la zona fundida.

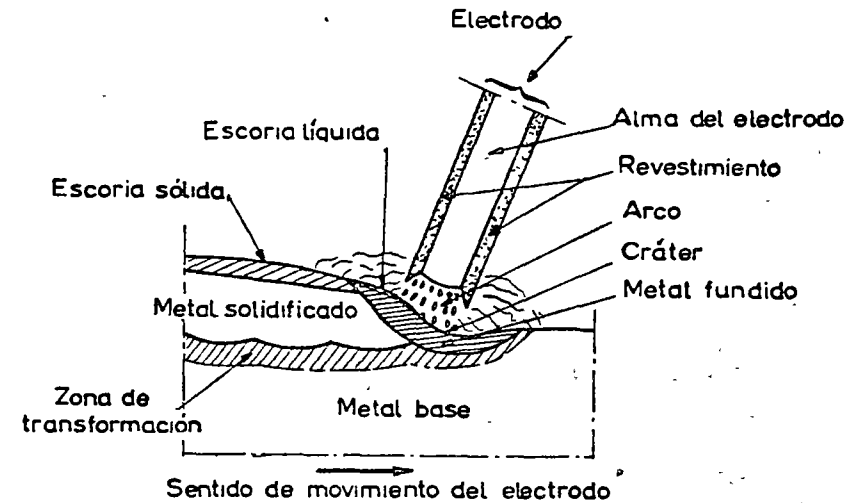


FIG. I-3.—Principio del soldeo por arco con electrodo revestido.

Por tanto, el electrodo cumple una función muy importante en el proceso de soldeo por arco; hemos consagrado un capítulo especial al estudio de los electrodos y a las relaciones entre metal y escorias (Capítulo IV).

PROCEDIMIENTOS AFINES.—Entre los procedimientos que se asemejan al soldeo por arco con electrodo revestido señalemos el de ELIN-HAFER-GUTH, que permite la realización de soldaduras de gran longitud semi-automáticamente. En este procedimiento, el electrodo se coloca horizontalmente en la junta de una soldadura a tope o en el ángulo formado por las dos chapas en posición (fig. I-4). El arco se ceba en la parte desnuda del electrodo y queda protegido por un molde de cobre rojo, que orienta el arco hacia la junta que se ha de rellenar. El molde sirve también para enfriar, lo que permite la utilización de electrodos de longitud mayor.

Este procedimiento, que ha dado lugar a numerosas aplicaciones interesantes, ha visto limitado su desarrollo, sin embargo, debido a ciertas dificultades de orden práctico:

- necesidad de una preparación muy cuidadosa de los bordes que se han de unir;
- necesidad de tener moldes para cada tipo de empalme;
- incertidumbre en cuanto a la realización de un cordón de penetración regular e imposibilidad de vigilar este defecto durante la ejecución;
- longitud limitada de los electrodos.

BERTHET [7] ha puesto a punto un procedimiento más sencillo derivado del precedente, el soldeo con *electrodos tumbados bajo flujo*. El molde de cobre está sustituido por un flujo, que forma una bóveda por encima de la junta con el fin de dirigir el arco hacia las partes de las chapas que hay que soldar. El flujo está constituido por arena de río, o por una mezcla más compleja de silicatos naturales, impregnados con un 8 a 10 % de silicato potásico líquido, a fin de formar una pasta suficientemente porosa para permitir el desprendimiento de los gases de combustión del electrodo.

Los electrodos se colocan tumbados en el chaflán o en el ángulo formado por las chapas colocadas en posición. Uno de los extremos se une a una pinza portaelectrodo y se recubre con una capa de flujo de 1 a 2 centímetros de espesor. El primer electrodo se pone después bajo tensión para que se establezca el arco, como en el procedimiento ELIN.

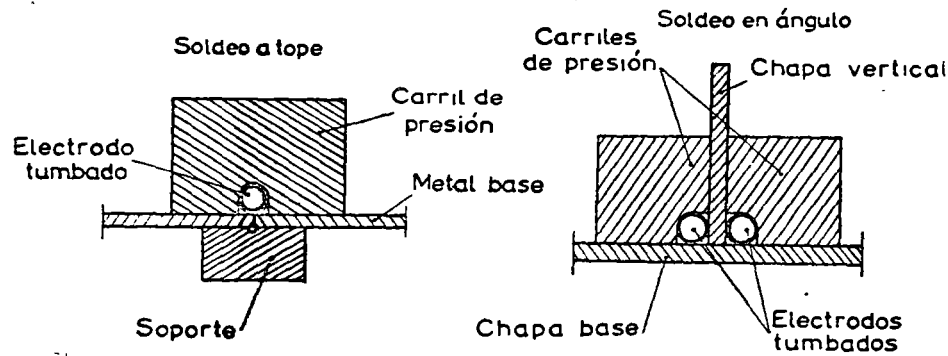


FIG. 14.—Principio del soldeo por el procedimiento ELIN-HAFERGUTH.

La fusión del electrodo se efectúa en toda su longitud, formándose una escoria poco adherente, mezcla de revestimiento y flujo fundidos.

Las intensidades de corriente utilizadas son ligeramente mayores que las del soldeo a mano (superiores en un 10 %). Las características de la fusión, tiempo de fusión, peso del metal depositado, rendimiento, etcétera, son enteramente comparables a las obtenidas con electrodos manuales. Las características mecánicas del metal depositado por el procedimiento con electrodos tumbados son igualmente comparables, para los mismos tipos de electrodos, a las características de los depósitos obtenidos por fusión de electrodos manuales.

El procedimiento es aplicable a la ejecución de todos los tipos de juntas planas, a tope en ángulo o no y en plano inclinado. Ciertas juntas de acceso difícil, o imposibles de soldar con electrodos manuales, se llevan a cabo frecuentemente por este procedimiento.

B) Procedimiento de soldeo por arco con electrodo de grafito

En este procedimiento el arco salta entre un electrodo de grafito y la pieza que se ha de unir, generalmente en una atmósfera reductora, con o sin aporte de metal.

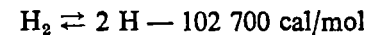
Se utiliza en casos particulares, como en la unión de chapas delgadas sin aporte de metal y en el soldeo de ciertas aleaciones poco soldables, como los bronce.

En el procedimiento de soldeo automático FUSARCO el electrodo de grafito está protegido por gas de alumbrado.

C) Procedimiento de soldeo por arco en medios gaseosos reductores

El procedimiento por hidrógeno atómico de LANGMUIR consiste en hacer saltar el arco entre dos o tres electrodos de wolframio en una atmósfera de hidrógeno que los rodea.

La recombinación del hidrógeno disociado según la ecuación de equilibrio:



da una temperatura muy elevada, 3 750 °C [3-6], en la extremidad del dardo de la "llama" de hidrógeno atómico (fig. 1-5).



FIG. 1-5.—El dardo de la "llama" de hidrógeno atómico en el extremo de dos electrodos de wolframio.

D) Procedimientos de soldeo por arco en medios gaseosos inertes

El antiguo procedimiento ALEXANDER, que consistía en utilizar el hidrógeno para proteger el arco metálico, ha sido perfeccionado en los últimos años con la utilización de un gas inerte monoatómico: helio o argón [8-9].

Se emplean dos métodos en estos procedimientos:

El procedimiento de *electrodo refractario*, que utiliza un electrodo de wolframio rodeado por el gas inerte (fig. 1-6).

El procedimiento de *electrodo fusible*, que hace intervenir un hilo de aporte del mismo tipo que el metal base.

a) En el procedimiento con *electrodo refractario*, el wolframio sirve de conductor de corriente para el arco que salta en una atmósfera de helio —procedimiento heliarco, desarrollado sobre todo en los Estados Unidos— o de argón —procedimiento argonarco.

Los gases monoatómicos presentan las siguientes ventajas:

— son perfectamente neutros respecto al metal fundido y al electrodo de wolframio;

— mejoran la estabilidad del arco;

— crean un medio absolutamente neutro, y permiten por ello evitar el empleo de flujo en los casos en que se sueldan metales que exigen la presencia de un flujo decapante, tales como los aceros inoxidables, el aluminio, el magnesio y sus aleaciones.

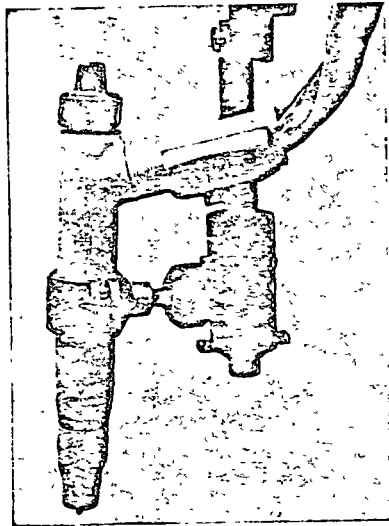


FIG. I-6.—Soplete de 500 A para soldadura bajo argón, montado en una cabeza automática.

Como se evita la oxidación del wolframio, su consumo es prácticamente nulo.

La corriente de alimentación del arco puede ser continua o alterna.

Con corriente continua, el electrodo se une al polo negativo en el caso de metales o aleaciones poco oxidables y que tienen una temperatura de fusión elevada, como ocurre con los aceros, cobre, níquel, etc. Por el contrario, el electrodo debe estar unido al polo positivo para los metales fuertemente oxidables, como el aluminio, el magnesio y sus aleaciones.

Con corriente alterna la tensión en vacío debe ser elevada (180, 200 V) para cebar y mantener el arco estable, especialmente en la soldadura de aleaciones ligeras.

Se elimina esta última dificultad superponiendo al arco alterno de baja tensión (60 a 80 V) una corriente de alta frecuencia con un estabilizador de arco.

En el soldeo de los aceros corrientes el argón puede contener sin inconveniente hasta 1,5 % de nitrógeno y 0,2 % de oxígeno.

Para acero inoxidable es preferible alimentar el arco con corriente continua y conectar el polo negativo al electrodo.

Para los metales ligeros y sus aleaciones (aluminio-magnesio), el argón debe ser muy puro: el contenido de nitrógeno no debe sobrepasar al 0,3 %, el de oxígeno y el de hidrógeno han de ser inferiores al 0,01 %. Los menores vestigios de humedad hacen el soldeo difícil, si no imposible, el arco salpica y el baño de fusión se cubre de una escoria negra (posiblemente de óxidos y nitruros).

Las densidades de corriente son muy débiles, del orden de 6 a 7 A/mm² de sección del electrodo de wolframio en el caso de los aceros inoxidables, y aún menores para las aleaciones de aluminio o magnesio.

b) En los procedimientos con electrodo fusible, desarrollados primeramente en América y luego en Europa, el electrodo está formado por el hilo de a₁, e, que se funde en una atmósfera inerte (fig. I-7). La princi-

pal característica de este procedimiento es que su realización necesita el empleo de una gran densidad de corriente, y en el caso de que ésta sea continua, el electrodo debe tener polaridad positiva.

Las densidades de corriente utilizadas son de los órdenes siguientes:

50 a 100 A/mm² de sección del hilo para el aluminio;

100 a 200 A/mm² de sección del hilo para los aceros ordinarios o inoxidables;

150 a 250 A/mm² de sección del hilo para el cobre.

También se ha propuesto, para mejorar el paso del metal del electrodo, la adición de una pequeña cantidad de oxígeno (del 5 al 10 %) al gas iner-



FIG. I-7.—Paso de las gotas en atmósfera de argón. Alambre de acero, corriente continua con polaridad invertida, I=500 A. (Según GILLETTE y BREYMEIR).

te (procedimiento Sigma). En este caso la polaridad de la corriente ha de ser directa.

El procedimiento de soldeo automático en atmósfera de anhídrido carbónico puede realizarse en diversas variantes [10]:

— en el procedimiento UNIONARCO (Union Carbide), el hilo de aporte, magnetizado, atrae el flujo a la zona de fusión (fig. I-8);

— en el procedimiento FUSARCO-CO₂, el electrodo está constituido por un hilo trenzado, que contiene el revestimiento; el CO₂ desempeña solamente un papel de gas protector;

— en el procedimiento ARCOS-ARCO, el flujo está colocado en el interior de un electrodo de mecha, y el arco queda protegido por el CO₂.

E) Procedimiento de soldeo por arco bajo flujo conductor

El procedimiento Unionmelt utiliza un electrodo continuo de acero que, como en el procedimiento de soldeo por arco, tiene a la vez la función de conductor de corriente y la de metal de aporte; al mismo tiempo

se diferencia de aquel procedimiento en varios puntos. El flujo que llega continuamente al baño de fusión desempeña sensiblemente el mismo papel que el revestimiento de un electrodo manual; es decir, el de estabilizador y protector del arco, por una parte, y por otra el de aportador de elementos útiles. Además, debido a su conductividad en caliente, contribuye a transmitir las calorías de fusión. De este modo el arco se encuentra sumergido en el flujo y protegido por éste, en el que se produce un efecto Joule al paso de la corriente.

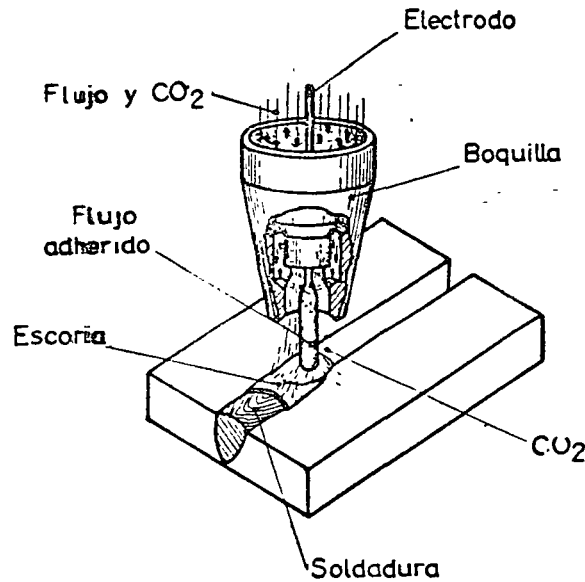


FIG. I-8.—Principio del soldeo automático por el procedimiento CO₂-Unionarco.

A partir de la guerra, este procedimiento se ha desarrollado considerablemente tanto en América como en Europa, y se han puesto a punto procedimientos semejantes, que se distinguen generalmente por el modo en que se hace llegar el flujo.

Una instalación de soldeo Unionmelt (fig. I-9) comprende:

- una cabeza de soldeo con su motor de arrastre del hilo electrodo —cuyo diámetro puede tener valores diferentes— que se encuentra almacenado en un tambor, (D);
- un depósito, (F), para el flujo en polvo;
- un tubo, (C), por el que se vierte el polvo delante de la soldadura;
- un dispositivo de mando automático, (A), de la tensión de soldeo, que regula la marcha del motor de la cabeza en función de esta tensión;
- una fuente de corriente, ya sea un generador de corriente continua o un equipo estático de corriente alterna; los aparatos modernos de corriente alterna están dotados con un estabilizador de arco;

- unos órganos mecánicos, (M), destinados a desplazar la cabeza de soldeo según va avanzando el cordón de soldadura;
- aparatos de medida, contactor, etc.;
- un aspirador que recupera el flujo no utilizado.

El procedimiento Unionmelt se diferencia de los procedimientos de soldar por arco por la posibilidad de crear un arco de enorme intensidad —hasta 3 000 A— que permite por ello una gran velocidad de soldeo y

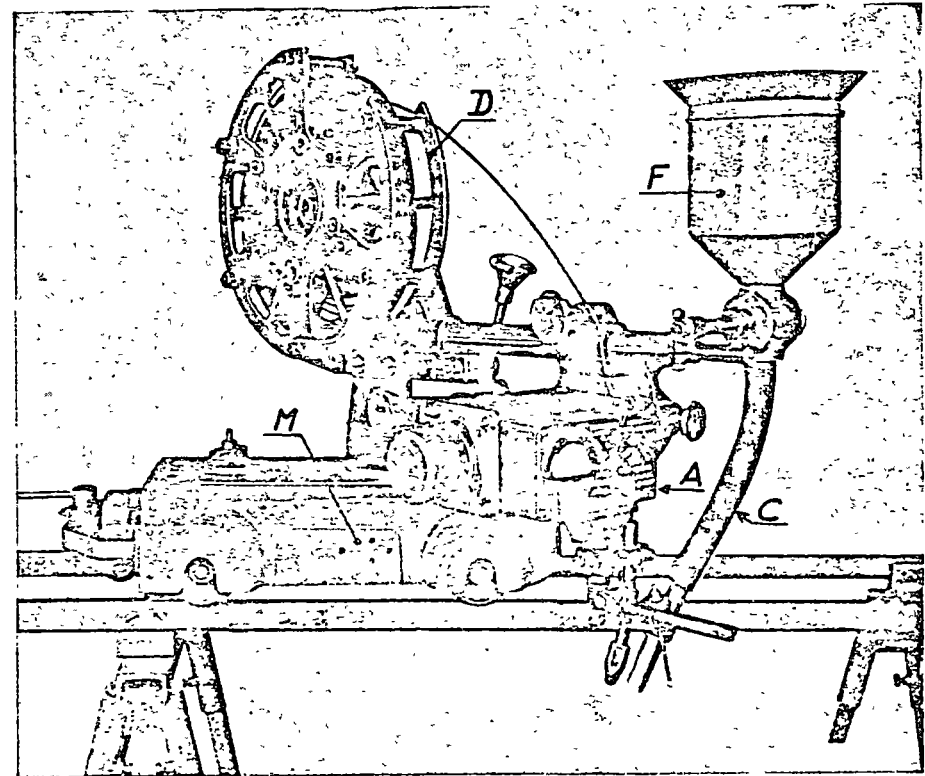


FIG. I-9.—Cabeza automática Unionmelt de 1000 A sobre carro móvil automático.

gran penetración. Por otro lado, el enorme volumen de metal fundido escapa tumultuosamente al mando del operario, y por esta razón se emplean en la práctica intensidades más reducidas, del orden de 1 000 a 1 500 A; rara vez se sobrepasan los 2 000 A.

F) Procedimiento de soldeo de espárragos con pistola

Este procedimiento consiste en fijar por soldeo un "espárrago", es decir, una pieza metálica de forma alargada, generalmente de sección circular con diámetro variable entre 3 y 25 mm, a una pared metálica; y en realizar subsiguientemente las uniones más diversas por mediación

de tales espárragos. De este modo se reemplazan las operaciones de talar y roscar por la de soldar, con todas sus ventajas económicas.

El proceso de soldeo de espárragos con pistola comprende las fases siguientes [12]:

- formación de un arco de calentamiento entre el espárrago y la pared metálica; mantenimiento de tal arco hasta el momento de fusión;
- protección del metal mientras se solidifica con un anillo cerámico llamado "corona";
- acción de una presión que origina un forjado en caliente de la soldadura.

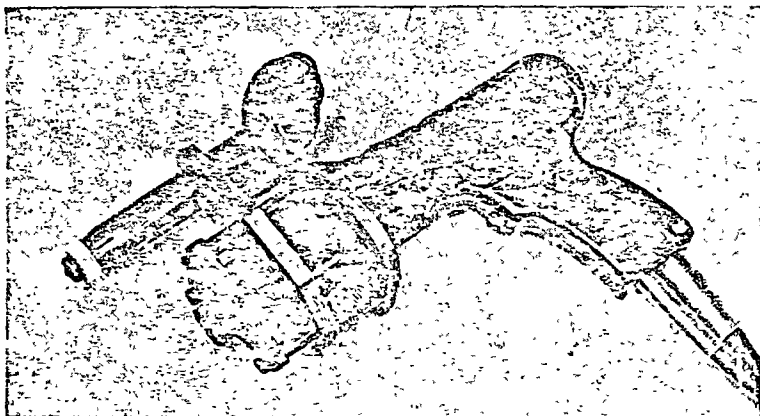


Fig. I-10.—Pistola para el soldeo de espárragos.

El principio de soldeo con pistola es, pues, semejante al del procedimiento por arco: por un lado, porque la fusión del extremo del espárrago se consigue gracias a un arco cuya tensión de funcionamiento es de 25 a 30 V, y por otro por la intervención de un flujo desoxidante que desempeña, en parte, el mismo papel que el revestimiento de un electrodo. Se diferencia de aquél por la presión que se ejerce sobre el espárrago durante el soldeo, y que sólo actúa un tiempo muy corto.

Una variante de este procedimiento consiste en efectuar el soldeo en un gas inerte, argón por ejemplo.

El equipo y los productos que intervienen al soldar espárragos con pistola son los siguientes:

a) El aparato manual o *pistola* (fig. I-10), cuya función es crear el arco poniendo en contacto el espárrago y la pared metálica y alejarlos inmediatamente, así como la de mantener este arco.

b) La *caja de mando*, que cierra el circuito de soldadura durante todo el tiempo de existencia del arco.

c) El *grupo de soldadura*, que generalmente consiste en un generador de corriente continua, pero algunas veces en un equipo estático que incluye un sistema estabilizador del arco.

d) El *espárrago* (fig. I-11), pieza metálica de forma alargada que puede presentar las formas más variadas: cilíndrica lisa o roscada, con cabeza o con anilla, aplastada, etc.; en el extremo que ha de fundirse lleva engastada una cápsula en la que se encuentra el flujo en polvo.

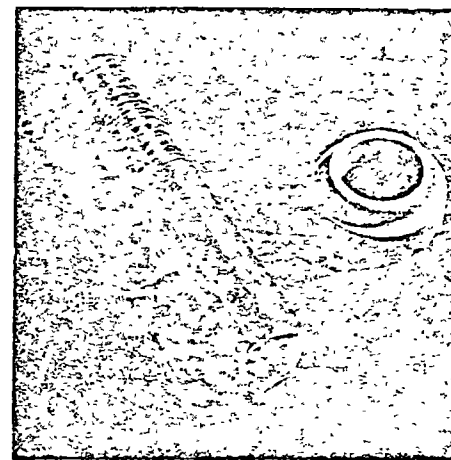


Fig. I-11.—El espárrago lleva en su extremo el polvo dentro de una cápsula engastada. La corona de material cerámico contribuye a la protección de la zona fundida.

e) La *corona de material cerámico* (fig. I-11), cuyas funciones son:

- mantener el calor del arco;
- conformar un barrilete de metal fundido en la base del espárrago (fig. I-12);

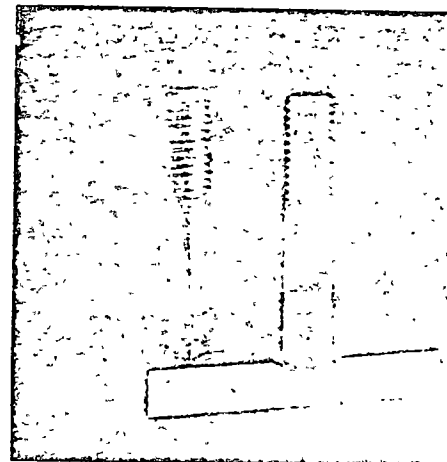


Fig. I-12.—Corte de un espárrago soldado; el ataque químico ha hecho destacar la zona fundida.

- proteger el metal fundido de la acción directa del aire;
- evacuar los gases que se desprenden del metal en fusión, as. mo

los productos de la reacción, por una serie de pequeñas aberturas repartidas regularmente en la base la corona;

— proteger los ojos del operario de la acción del arco.

III. SOLDEO ELECTRICO POR RESISTENCIA

Los procedimientos de soldeo eléctrico por resistencia [13] difieren de los demás procedimientos de unión por fusión en la forma y la naturaleza de las energías puestas en juego: energía derivada del efecto Joule y energía mecánica.

La energía calorífica desarrollada por una corriente de intensidad I al atravesar un circuito de resistencia óhmica R durante el tiempo dt , está dada por la clásica fórmula de Joule:

$$Q = \frac{1}{J} \int_0^t I^2 \cdot R \, dt,$$

J es una constante llamada "equivalente mecánico de la caloría", que vale

$$J = 4,185 \text{ jul/cal}$$

cuando Q está expresado en calorías pequeñas ¹.

La energía mecánica se desarrolla por la presión ejercida sobre los electrodos durante las diversas fases del ciclo de soldeo. Al comienzo, durante el período de acercamiento, la presión tiene por objeto romper la capa de óxido o de calamina con el fin de asegurar un contacto lo más perfecto posible entre las chapas que se han de soldar; durante el período de soldeo, y además de mantener en posición las chapas y facilitar el paso de la corriente, el efecto de la presión es eliminar el rechupe que tiende a formarse, así como producir una acritud del metal sólido que favorezca la recristalización.

Durante un ciclo de soldadura, llamado *secuencia* (fig. I-13), aparecen diversas fases o períodos:

— período de acercamiento, es decir, el tiempo que transcurre entre el comienzo del mando sobre el electrodo móvil y el paso de la corriente. Durante esta fase la presión P se eleva rápidamente;

— período de soldadura, que corresponde al paso de la corriente; la presión P permanece constante o, como ocurre frecuentemente, disminuye de acuerdo con los procedimientos empleados y los metales que se unen;

— período de forja, tras de la interrupción de la corriente de soldeo;

— período de enfriamiento o cadencia, que representa el tiempo muerto del ciclo de soldeo.

Es evidente que el ciclo descrito no es sino un esquema inicial, que se completa con otras operaciones metalúrgicas relacionadas con la natura-

¹ Así como I en amperios, R en ohmios y t en segundos (*N. del T.*).

leza de los metales que se trata de unir, las dimensiones de las piezas y otros factores que intervienen en el soldeo por resistencia.

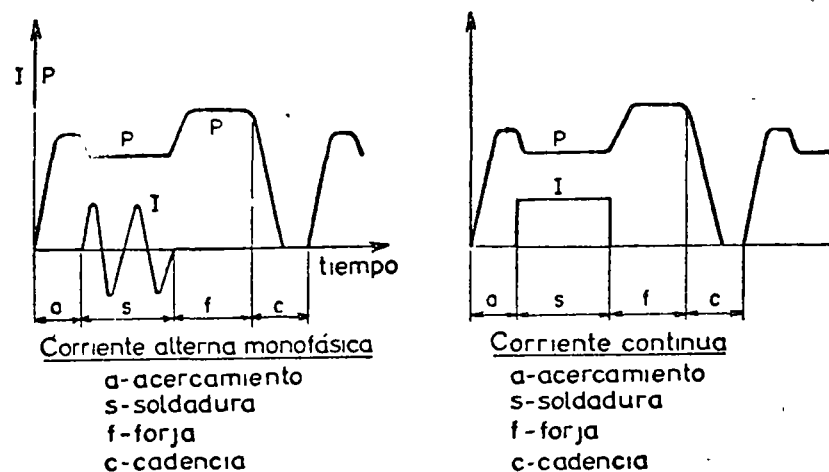


FIG. I-13.—Secuencias de cuatro períodos en el soldeo por resistencia.

Según el modo de aplicación de la energía calorífica y del esfuerzo mecánico, el soldeo eléctrico por resistencia se llama:

- *soldeo por puntos*, caracterizado por la posición de las chapas, que se solapan; este método presenta diversas variantes, entre otras el soldeo por *puntos múltiples*, el soldeo por *resaltes*, el soldeo por *rodillos*;
- *soldeo a tope por resistencia*;
- *soldeo a tope por chisporroteo*.

1.º Soldeo por puntos.—Las piezas que se han empalmar se colocan superpuestas (fig. I-14) entre las puntas de dos electrodos; la co-

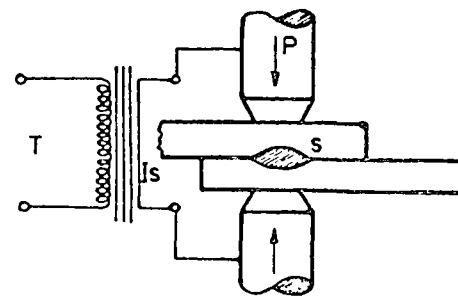


FIG. I-14.—Principio del soldeo eléctrico por puntos

rriente circula de un electrodo al otro a través de todo el espesor de las chapas que se pretenden soldar.

El punto de soldadura, de forma lenticular, se encuentra situado en s , en el eje común a los dos electrodos.

Una primera variante de este método consiste en colocar los dos electrodos a un mismo lado de las piezas que se han de unir (*fig. I-15*), y disponer un soporte o contraelectrodo que obligue a la corriente a circular de un electrodo a otro atravesando las chapas.

En una segunda variante, las dos chapas siguen estando superpuestas, pero una de las piezas está provista de uno o varios resaltes que constituyen los puntos de cebado del soldeo (*fig. I-16*). Es sencillo compren-

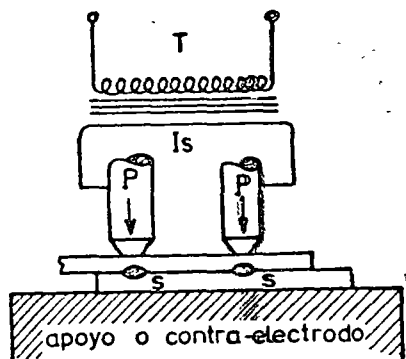


FIG. I-15.—Principio del soldeo por puntos múltiples.

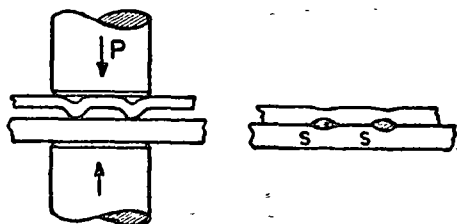


FIG. I-16.—Principio del soldeo por resaltes.

der que las cúspides de los resaltes funden más fácilmente y constituirán los puntos de soldadura. El electrodo tiene una cabeza con extremo plano de gran diámetro que cubre todos los resaltes. Esta variante se aplica sobre todo para soldar piezas circulares sobre una placa.

El soldeo por rodillos (*fig. I-17*), que es la variante de mayor importan-

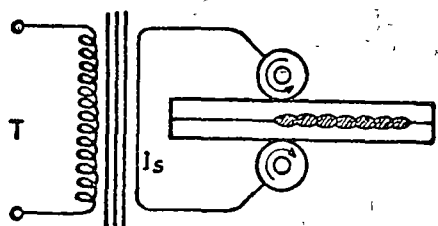


FIG. I-17.—Principio del soldeo con rodillo.

cia, sigue el mismo principio que el soldeo por puntos, pero éstos se encuentran muy juntos, con lo que se consigue una unión mediante cordón continuo (*fig III-30*).

El electrodo cilíndrico está reemplazado por un disco o rodillo giratorio que lleva la corriente hasta las piezas y asegura la presión mecánica¹.

¹ El lector interesado por esta cuestión encontrará en la obra del autor *Les Soudures* (cabeza por Dunod), la descripción de las máquinas modernas de soldar por resistencia.

2.º Soldeo a tope por resistencia.—Las piezas se colocan con los extremos a tope y se mantienen en tal posición por medio de mordazas que desempeñan el papel de conductores de la corriente (*fig. I-18*). El efecto Joule se produce en la zona de mayor resistencia eléctrica¹, es decir, en las superficies de contacto entre las piezas. La presión se ejerce forzando a desplazarse una de las mordazas, con lo que se expulsa hacia el exterior la zona pastosa y se forma un barrilete en el que han quedado localizadas las inclusiones gaseosas y sólidas. Este procedimiento se utiliza para soldar piezas de formas geométricas muy variadas, así como para soldar chapas de grandes dimensiones.

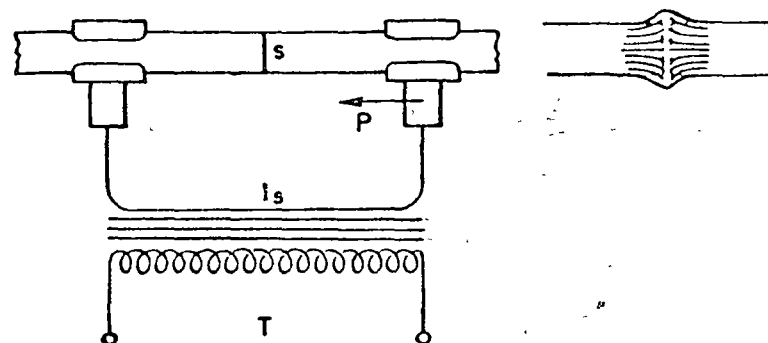


FIG. I-18.—Principio del soldeo a tope por resistencia pura.

3.º Soldeo a tope por chisporroteo.—Las piezas se colocan con los extremos a tope por medio de las mordazas de la máquina de soldar. Durante el período de cebado se produce una serie de arcos, mantenidos por acercamiento y alejamiento sucesivos de las piezas, que elevan la temperatura de las superficies que se han de unir (*fig. I-19*). Cuando la

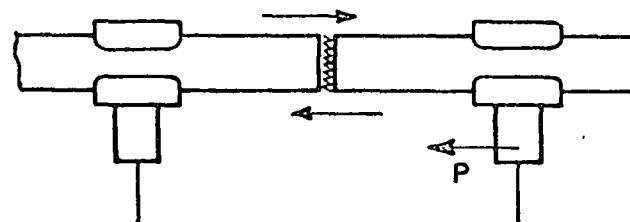


FIG. I-19.—Principio del soldeo a tope por chisporroteo.

temperatura es suficiente, las piezas se ponen en contacto y la soldadura se lleva a cabo bajo la acción de la presión. Se forma, como en el caso anterior, un barrilete en el que se concentran las inclusiones de metal, y que

¹ Naturalmente, el efecto Joule se produce a todo lo largo del circuito y sólo en la zona mencionada puede elevar la temperatura considerablemente (N. a.).

se elimina posteriormente por rebarbado o cualquier otra operación mecánica.

Señalemos también la utilización de pinzas de soldeo por puntos formadas por una cabeza desplazable que permite ejecutar puntos de soldadura a distancia.

4.º Soldeo por resistencia bajo flujo conductor.—La revista rusa *El soldeo automático* [14] menciona un nuevo procedimiento de soldeo a tope por resistencia.

Las piezas que se han de unir, 1 y 2, se colocan en el interior de un recipiente de cobre en forma de embudo lleno de flujo (*fig. I-20*). Se hace circular la corriente del secundario de un transformador conectado a las dos piezas que se tratan de unir, de modo que pase a través del flujo conductor 4

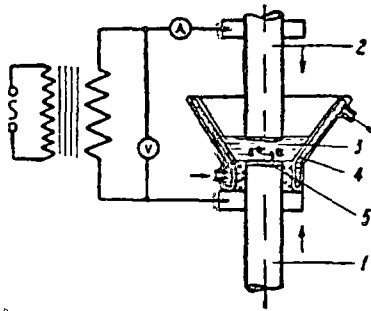


FIG. I-20.—Principio del soldeo por resistencia bajo flujo conductor.

Durante la fusión el nivel del flujo llega al extremo del elemento superior 2, de suerte que pueda circular la corriente. Las caras 3 y 5 de las piezas se llevan así rápidamente a una temperatura suficiente para permitir el soldeo por presión.

Este método se aplica, según la revista rusa, a piezas de forma geométrica muy variada y de grandes dimensiones, obteniéndose consumos de energía relativamente reducidos en comparación con la soldadura clásica por resistencia.

Así, un redondo de 120 mm de diámetro se suelda en 5 min con una corriente de 3 500 a 4 000 A bajo una tensión de 20 a 25 V.

IV. OTROS PROCEDIMIENTOS DE EMPALME POR FUSIÓN

Indiquemos rápidamente, para ser completos, los demás procedimientos de empalme por fusión que hacen intervenir, bien medios mecánicos, bien una reacción química.

El antiguo procedimiento de *soldeo con gas de agua* mediante forja, de piezas gruesas con los bordes preparados en bisel, presenta dificultades de realización, ya que requiere un calentamiento general. Este procedimiento está completamente abandonado debido a la aparición de defectos graves en la junta.

El procedimiento *aluminotérmico* utiliza la reacción exotérmica de reducción de los óxidos de hierro por el aluminio en una lingotera y el vertido del metal en fusión sobre los bordes que se han de empalmar.

Recordemos, en fin, los procedimientos de soldeo blando y fuerte,

bien con llamas de hidrocarburos, bien en hornos de atmósfera reductora regulada o con ultrasonidos.

En los momentos actuales se desarrollan procedimientos muy recientes de soldeo por fusión. El primero que describiremos, el **soldeo por inducción**, encuentra aplicaciones industriales en ciertos dominios especiales, como en el soldeo de tubos de acero sin aporte de metal.

Otro procedimiento (emparentado con el soldeo automático bajo flujo) viene de la U. R. S. S. con el nombre de procedimiento de **soldeo bajo flujo electroconductor**. Este sistema tiene importantísimas aplicaciones para soldar grandes espesores (superiores a 100 mm).

Un tercer procedimiento, cuyas patentes han sido registradas recientemente en Francia (1957) por el Commissariat à l'Énergie Atomique con la designación de soldeo de metales por bombardeo electrónico, será también descrito muy rápidamente.

Soldeo por inducción—El principio de este soldeo se conoce hace largo tiempo; se le utiliza mucho para soldar materias plásticas utilizando potencias relativamente pequeñas.

Es más reciente el soldeo del acero por este procedimiento, en particular la fabricación de tubos soldados sin aporte de metal; las primeras

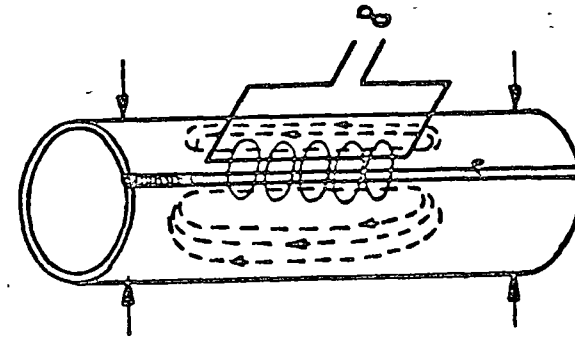


FIG. I-21.—Principio del soldeo por inducción.

patentes registradas a favor de la Société Métallurgique de l'Aisne datan de 1948 [15].

La corriente inducida, de 4 000 Hz, se obtiene con un inductor conectado entre dos condensadores y un transformador unido a dos alternadores de alta frecuencia. Una vez conformado por medio de discos, el tubo atraviesa el inductor. La corriente inducida circula longitudinalmente sobre los bordes que se han de soldar y calienta los bordes del tubo a lo largo de una distancia determinada, con uniformidad en todo el espesor (*figura I-21*). Unos discos de forja facilitan el soldeo de los labios fundidos, quedando finalmente un ligero abombamiento exterior que se elimina con matrices de calibrado.

La temperatura de la fuente, una vez ajustada, se mantiene con un dispositivo electrónico.

La velocidad de soldeo, siempre muy grande, depende de la potencia con que se cuenta, y sobre todo de los problemas mecánicos que preceden al soldeo, es decir, del empalme de las planchas, decapado, conformado de los tubos, etc. Esta velocidad se sitúa prácticamente entre 15 y 30 m/min. El espesor que se ha de soldar depende también de la instalación. Según las indicaciones de la Société Métallurgique de l'Aisne, es posible actualmente soldar espesores hasta de 7 mm.

La energía consumida por tonelada soldada disminuye rápidamente al aumentar las dimensiones y el espesor de los tubos:

Para tubos de 80-90	50 kW/t
Para tubos de 152-165	22 kW/t

Soldo bajo flujo electroconductor.—Este procedimiento para soldar espesores excepcionalmente grandes, que fue descrito por primera vez por el Instituto de la Soldadura de Kiev, parece que se puso a punto hacia 1951 [16]. Su principio recuerda el del procedimiento Unionmelt, en el que llegan a la zona de soldeo el hilo electrodo y el flujo electroconductor pulverulento. Sin embargo, en el nuevo procedimiento se produce un verdadero afino por pudelado del flujo activo silicomanganoso con el metal fundido.

El metal afinado se decanta, formando la zona de fusión (región I de la fig. I-22), mientras que la zona de afino, mezcla de escoria y metal en estado líquido, permanece sobre el metal que se solidifica (región II, figura I-22). Sobre el conjunto se encuentra una capa de flujo que se mantiene añadiendo con regularidad nuevas cantidades.

Las chapas que se han de soldar, de enormes espesores (de 100 a 500 milímetros), con los bordes cortados a escuadra colocados verticalmente, tienen una gran separación mutua (30 mm y más).

Se introducen varios electrodos en la región III, constituida por el flujo en fusión. Las intensidades aplicadas son del orden de 500 a 550 A por electrodo de 3,2 mm de diámetro. Las tensiones de funcionamiento valen aproximadamente unos 45 a 50 V. La llegada del hilo se consigue a través de una cabeza, como en el procedimiento Unionmelt, pero con la diferencia de que aquélla imprime aquí una oscilación E, E'_1 y E_2, E'_2 , con detención obligada de 5 a 7 segundos al terminar cada movimiento.

Unas lingoteras de cobre, que cubren varios decímetros cuadrados y con circulación de agua, sirven para retener el metal que se está afinando y el flujo que sobrenada por encima del metal líquido.

Todo sistema —electrodos, lingoteras, depósito de flujo— recibe un movimiento vertical por sacudidas que es función de la velocidad de sol-

deo y que regula también el espesor de la capa de flujo, que debe ser de 30 a 50 mm poco más o menos.

Para una chapa de 100 mm de grueso (electrodos de 3,2 mm de diámetro, intensidad de 550 A), la velocidad de soldeo alcanza los 50 centímetros/hora. Según los datos suministrados por las publicaciones rusas [16], las propiedades mecánicas del metal depositado son elevadas: la re-

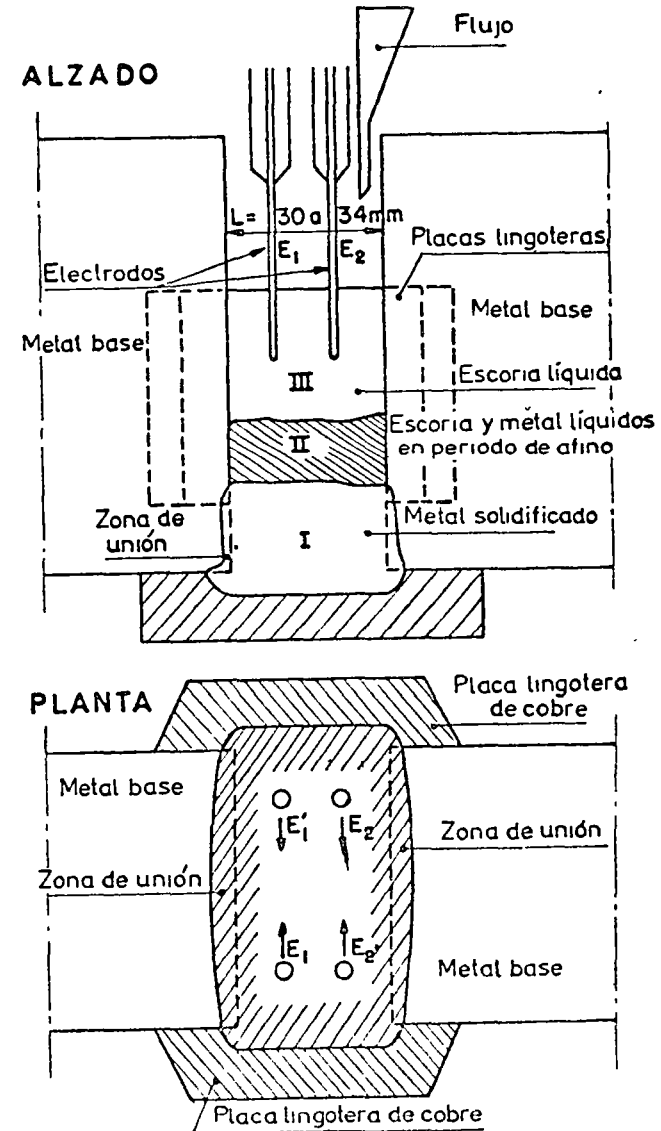


Fig. I-22.—Principio del soldo bajo flujo electroconductor.

silencia, en particular, puede llegar a valores de 5 a 8 kpm/cm²,¹ no obstante la cristalización basta del metal fundido, gracias al afino llevado muy a fondo y a la ausencia de oxígeno.

En la figura I-23, que da una vista parcial de la instalación de soldeo bajo flujo electroconductor, aparece la cabeza de soldeo: es decir, la caja de regulación de los electrodos y de las placas lingoteras refrigeradas por

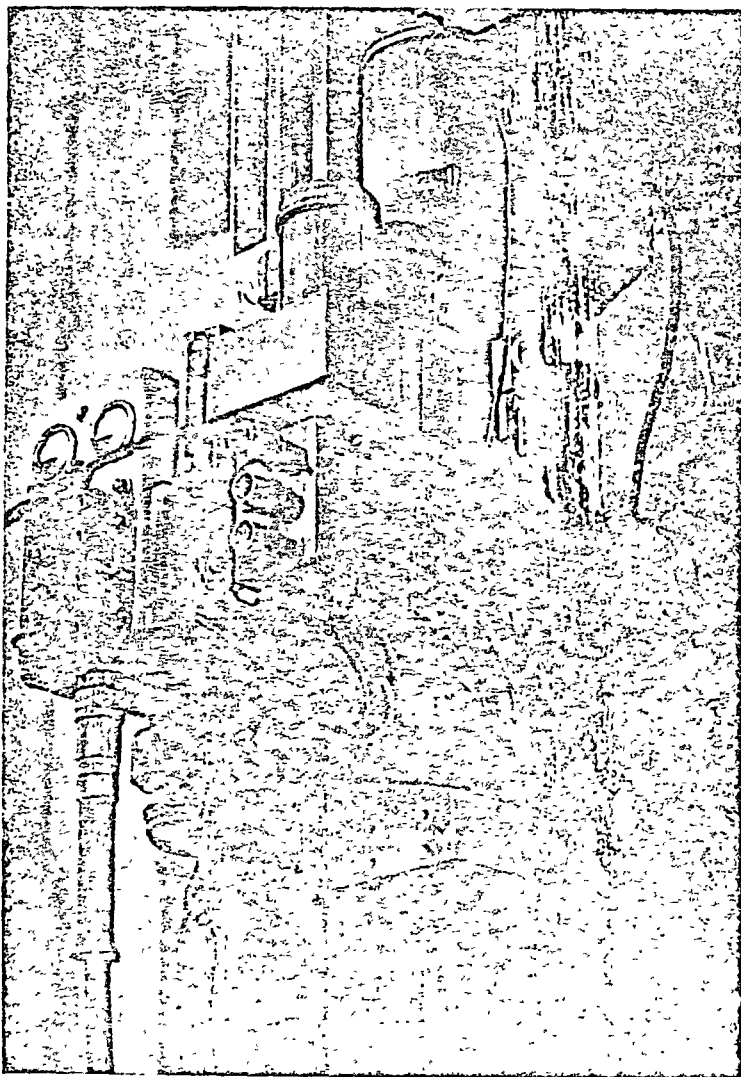


FIG. I-23.—Cabeza de soldeo automático bajo flujo electroconductor.

¹ Empleamos a lo largo de toda la obra la designación kp (kilopondio) para la unidad de fuerza que el autor escribe kg, sin distinguirla explícitamente (ni siquiera por "kgf") de la unidad de masa (N. del T.).

agua desminadas a contener el baño fundido. En la parte alta de la figura se ve el depósito que contiene el flujo electroconductor.

Soldeo por bombardeo electrónico.—Este procedimiento de soldeo está caracterizado por el hecho de que la pieza metálica que se ha de soldar, colocada en una vasija en la que se puede hacer el vacío o a la que se pueden hacer llegar gases a la presión deseada, constituye el ánodo de un diodo. La soldadura se obtiene por medio de un bombardeo de electrones que parten de un cátodo colocado en el mismo recipiente, y que se concentran sobre el punto de impacto gracias a una lente electrostática.

La patente francesa [17] da dos ejemplos de realización, uno para soldaduras circulares, otro para soldaduras longitudinales planas (fig I-24). Se tiene una cámara A en la que se hace el vacío por un dispositivo de bombeo (colocado en B) de tipo normal en la técnica clásica del vacío. Las dos placas que se han de unir a lo largo de la línea XY se colocan frente al cátodo C, provisto de un filamento f y de una lente electrostática e que concentra los electrones en un punto de la línea XY. Se ceba la fusión en un punto de la placa y se realiza el soldeo desplazando el cátodo a lo largo de su soporte MN.

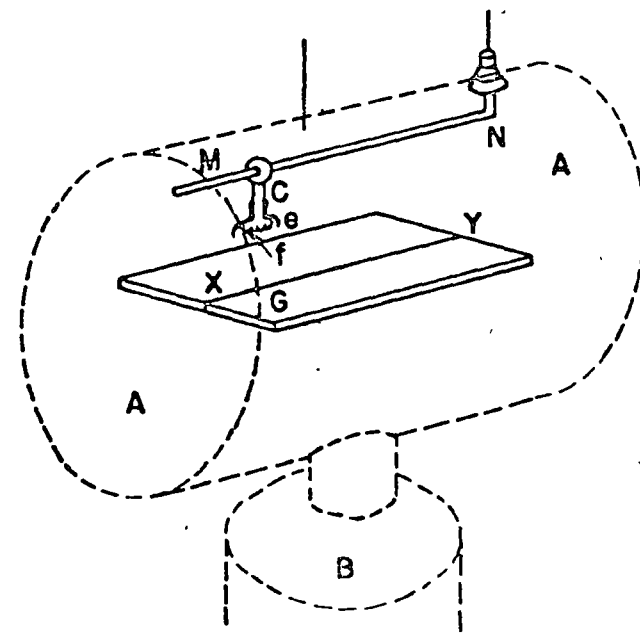


FIG. I-24.—Principio del soldeo por bombardeo electrónico.

Todos los parámetros que influyen en la operación de soldar —intensidad de la corriente electrónica, tensión de aceleración de los electro-

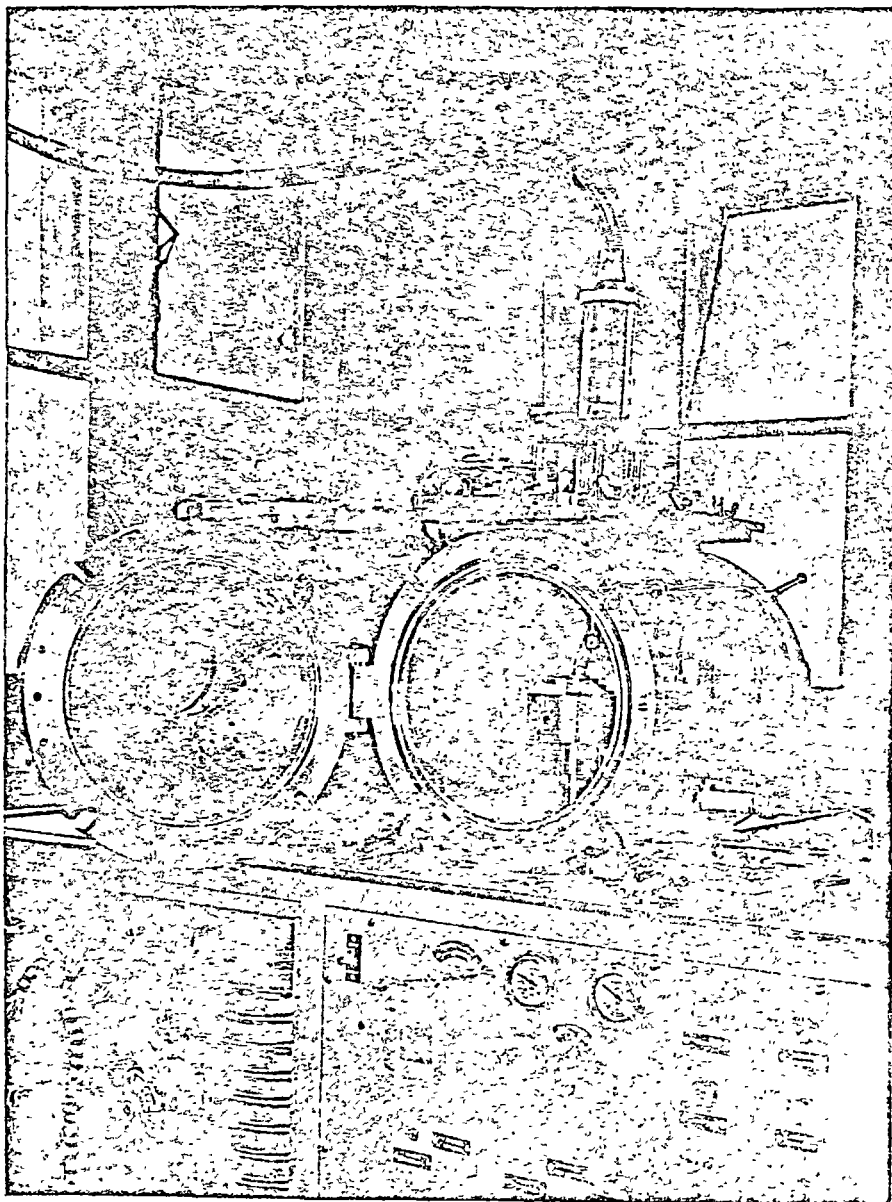


Fig. I-25.—Instalación para soldeo en vacío, realizada por el Centro de Saclay (C.E.A.).

nes, velocidad de desplazamiento del cátodo móvil, presión residual y naturaleza del gas que se utiliza— pueden variarse a voluntad del operador.

La figura I-25 representa una vista de la instalación para el soldeo de piezas circulares, que incluye la cámara de vacío y el sistema de bombeo. Este aparato ha sido realizado por el Centro de Saclay y descrito por STOHR y BRIOLA [18].

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] Prof. A. PORTEVIN: Les bases scientifiques de la soudure autogène. *Bull. Soc. Ing. Soudeurs*, 24 (1933), 901.
- [2] Prof. G. RIBAUD: *C. R. Acad. Sciences*, 190 (1930), 369; —*Journ. Phys. et le Radium*, t. VI, 2 (1935), 55.
- [3] Prof. G. RIBAUD y D. SÉFÉRIAN: *Rev. Soud. Autog.*, 236 (1933), 2879; —*Chal. et Indust.*, 167 (1934), 130.
D. SÉFÉRIAN: Température de combustion. *Techniques de l'Ingénieur*, vol. I, A 540, París.
- [4] P. MONTAGNE: Tesis doctoral, París (1934). Gauthier-Villars.
- [5] A. ROCHAN-ZAER: Tesis doctoral, París (1936). Rodstein.
- [6] D. SÉFÉRIAN: Étude des flammes de soudure (1935). Institut de Soudure Autogène, París.
- [7] P. BERTHET: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. IX, 7-8 (1955), 323; 1-2 (1956), 37.
- [8] R. ARNAUD: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. IV, 11-12 (1950), 259; *Navires, Ports et Chantiers*, 7 (1956), 484.
L. DUMOULIN: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. II, 3-4 (1956), 87
- [9] Sobre el soldeo bajo argón:
J. BRILLIÉ: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. VIII, 7-8 (1954), 195.
H. T. HERBST y MCEL RATH, Jr.: *Welding Journ.*, 12 (1951), 1084.
W. L. GREEN y R. J. KRIGER: *Welding Journ*, supl., 12 (1952), 582 ss.
W. H. WOODING: *Welding Journ.*, 4 (1953), 299; 5 (1953), 407.
M. SKOLNIL y J. B. JONES: *Welding Journ.*, supl., 1 (1953), 55 ss.
E. B. LA VELLE: *Welding Journ.*, 6 (1954), 553.
F. J. PILIA: *Welding Journ.*, 1 (1956), 40.
A. SARRIÁ: Soldadura por arco protegido por argón. *Cienc. y téc sold.*, año V, 26 (9-10, 1955).
E. SELLIER: La soldadura en atmósfera de argón con electrodo refractario y electrodo fusible. *Rev. de la Soud. Lastijdschrift*, año X, núm. 1 (1954); resumido en *Rev. Inst. Urug. Sol* año V (1957), 11.

- [10] *Sobre el soldado en CO₂*:
 P. L. J. LEDER: *Brit. Welding Journ.*, 6 (1957), 274.
 G. R. ROTHSCHILD: *Welding Journ.*, 1 (1956), 19.
 J. D. CAREY y R. D. MANNING: *Welding Journ.*, 6 (1956), 556
 R. E. JAHN y L. M. GOURD: *Welding and metal Fabrication*, 10 (1956), 368.
 C. PENCHE FELGUEROSO: La soldadura por arco de aceros al carbono en atmósfera de CO₂. *Cienc. y técn. sold.*, año VII, 37 (7-8, 1957).
 H. SEKIGUCHI: Procedimiento de soldeo por arco en atmósfera de CO₂ y O₂ con varilla de acero que contiene desoxidantes. *Cienc. y técn. sold.*, año X, 57 (11-12, 1960).
- [11] P. SOULARY: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. II, 1-2 (1948), 17.
 [12] J. SARAZIN: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. IV, 1-2 (1950), 1
 [13] J. NEGRE: *Le soudage électrique par résistance* (2.^a edición), Publ. de la Soudure Autog., París.
 [14] D. A. DUDKO e I. K. POJODNIA: *Avt. Svar'ka*, vol. 9, 4 (1956), 70.
 [15] A. FISCHER: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. IX, 9-10 (1955), 229.
 [16] B. E. PATON: *El soldeo automático por arco eléctrico*, Mashgiz (1953), Kiev; *Svarochnoye Proizvodstvo*, 11 (1955); 5 (1956).
 B. E. PATON y colab.: *Electro-Slag Welding*. Mashgiz (1956), Kiev.
 N. N. RYKALINE: *British Welding Journ.*, 4 (1957), 12; *Soud. et Tech. Conn.*, vol. XII, 1-2 (1958), 39.
 [17] COMMISSARIAT DE L'ÉNERGIE ATOMIQUE. Patente francesa n.º 1.141.535 de 18 de marzo de 1957.
 [18] J. A. STOHR y J. BRIOLA: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. XII, 5-6 (1958), 165.

CAPITULO II

EL DIAGRAMA DE HIERRO-CARBONO Y LOS CONSTITUYENTES DEL ACERO

I.—EL DIAGRAMA DEL EQUILIBRIO HIERRO-CARBONO

El diagrama de hierro-carbono es sobradamente conocido por los metalurgistas para tratar de él en detalle. Recordemos que el hierro puro se solidifica a $1530\text{ °C} \pm 5\text{ °C}$; la temperatura de solidificación decrece siguiendo la línea *AB* del liquidus (*fig. II-1*) al mismo tiempo que se separa la fase δ (equivalente a la fase α). Los gérmenes de la fase γ aparecen en el punto de transición *B* ($C = 0,55\%$, $\theta = 1490\text{ °C}$) hasta llegar al eutéctico *C* ($C = 4,30\%$, $\theta = 1130\text{ °C}$). El liquidus vuelve a subir hasta la temperatura de fusión de la cementita Fe₃C ($C = 6,67\%$). Para el solidus que limita el dominio δ , las determinaciones de F. ADCOCK fijan, en lo que respecta a los puntos *H* y *J* de la isoterma de 1490 °C , unas concentraciones de carbono de $0,10\%$ y $0,16\%$ respectivamente.

En la fase sólida por encima de la línea de transformación *A₃*, la fase estable es la solución sólida γ . El punto *E* ($C = 1,7\%$, $\theta = 1130\text{ °C}$) corresponde al límite de la solubilidad del carbono en la solución sólida γ .

La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se produce siguiendo la línea *GS*. Por fin, la línea *GPQ* corresponde al límite de solubilidad del carbono en el hierro α :

para <i>P</i> :	$C = 0,05\%$	$\theta = 723\text{ °C}$
para <i>Q</i> :	$C = 0,008\%$	$\theta = 0\text{ °C}$ ¹

La cementita se separa de la austenita sobresaturada a lo largo de la línea *ES*, que es sensiblemente recta.

El eutéctico *S*, punto de encuentro de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ (línea *GS*) y de la separación de la cementita (línea *ES*) está situado hacia el $0,83\%$ de carbono². Corresponde a la terminación de las transformacio-

¹ El valor admitido para *P* en la última edición (1948, puesta al día en 1955) del *Metals Handbook* es $C = 0,025\%$; el *Metals Reference Book* de C. L. Smithells (Butterworths, London, 1955) da para *P*, $C = 0,035\%$ y para *Q*, $C = 0,007\%$; según la 3.^a ed. (1953, puesta al día en 1957) del *Werkstoff-Handbuch. Eisen und Stahl*, publicado por el Ver. Deutsch. Eisenhüttenleute, *P* está definido por $C = 0,02\%$ y $\theta = 721\text{ °C}$. F. Muñoz del Corral señaló, en un trabajo publicado en la *Rev. III 4*, año V, núm. esp. (11, 1952), 1.138 (*La fase α del sistema hierro-carbono*), que las cifras más correctas parecen ser: para *P*, $C = 0,020\%$, y para *Q*, $C = 10^{-3}\%$, (*N. del T*)

² El valor comúnmente admitido es $C = 0,88\%$, (*N. del T*).

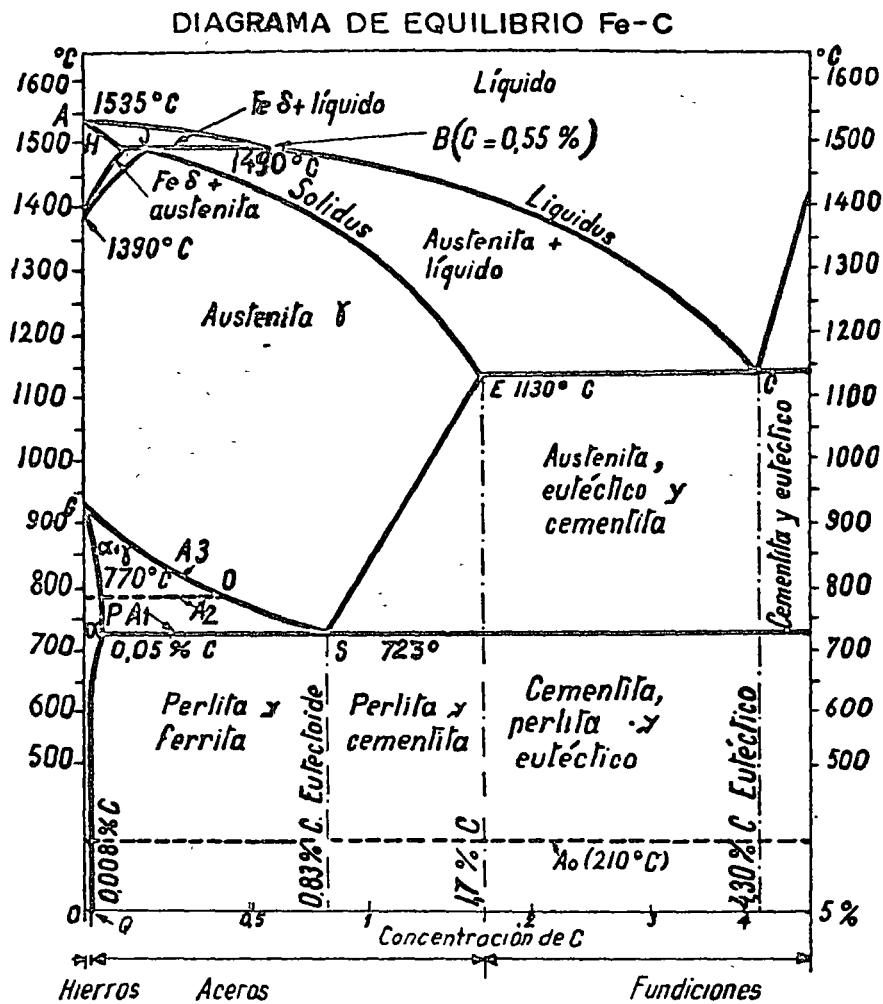


Fig. II-1.—El diagrama de equilibrio hierro-carbono.

nes precedentes con depósito de un agregado laminar conocido con el nombre de *perlita* (SORBY).

Hemos indicado en el diagrama los puntos de transformación magnética: el primero, A_2 , situado hacia los 770 °C, es el punto Curie¹ del hierro α ; el segundo, A_0 , a 210 °C, corresponde a la desaparición del magnetismo de la cementita.

En las aleaciones cuyo contenido en carbono es superior al del punto O (0,43 %), la desaparición del magnetismo se confunde con la línea de desaparición de la fase α ($O S$).

¹ O sea, punto correspondiente a la temperatura de anulación de las propiedades magnéticas, se verá inmediatamente (N. del T.).

Precisemos que en la literatura técnica se designan generalmente por:

- A_0 , el punto de Curie de la cementita, a 210 °C;
- A_1 , la línea de transformación eutéctica, a 723 °C;
- A_2 , el punto de Curie del hierro α ;
- A_3 , la línea de transformación (GS) $\gamma \rightarrow \alpha$;
- A_4 , la transformación $\gamma \rightarrow \delta$, a 1 390 °C.

El diagrama que acabamos de describir corresponde al sistema lábil hierro-cementita; en muchos casos debe considerarse el sistema estable hierro-grafito, cuyas líneas de transformación se separan poco de las del sistema descrito.

II.—CONSTITUYENTES DEL ACERO; VARIETADES ALOTROPICAS DEL HIERRO

El diagrama del equilibrio hierro-cementita hace aparecer cierto número de constituyentes: soluciones sólidas, compuestos intermetálicos, agregados, etc., que nos proponemos describir rápidamente.

Está perfectamente establecido que el hierro existe en tres formas alotrópicas:

- hierro α , estable por debajo de 910 °C;
- hierro γ , estable en caliente entre 910 °C y 1 390 °C;
- hierro δ , estable por encima de 1 390 °C hasta la temperatura de fusión del hierro.

La equivalencia de las formas cristalinas del hierro α y del hierro δ se ha comprobado definitivamente, como veremos más adelante.

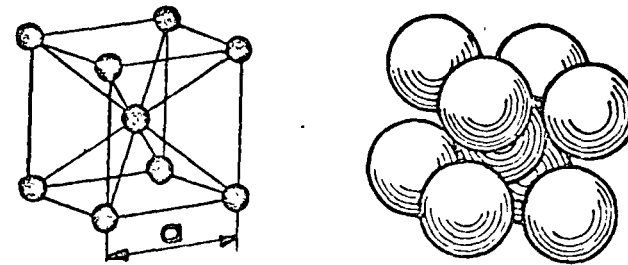


Fig. II-2.—Cristalización cúbica centrada en el centro, del hierro α .

El hierro α , o *ferrita*, cristaliza en el sistema cúbico centrado en el centro con dos átomos por celda unidad (fig. II-2); la longitud de la arista del cubo unitario es de 2,855 Å a 20 °C (HULL) y de 2,90 Å a 900 °C. Es magnético hasta la temperatura de 770 °C (punto de Curie del hierro).

El carbono es muy poco soluble en el hierro α (0,05 % a 720 °C)¹, per

¹ Véase nuestra nota¹ de la pág. 31 (N. del T.).

este último puede disolver gran número de elementos extraños distintos del carbono, dando soluciones sólidas α (fig. II-3).

Una vez atacada con reactivos apropiados, la ferrita aparece en el microscopio en forma de granos poliédricos, de forma y grosor relativamente homogéneos cuando el metal está recocido (fig. II-3).

El calentamiento y la fusión modifican la forma y dimensiones de los granos, características que encontraremos de nuevo, especialmente en la estructura de la soldadura.

El hierro γ , estable en caliente entre 910 °C y 1 390 °C, cristaliza en

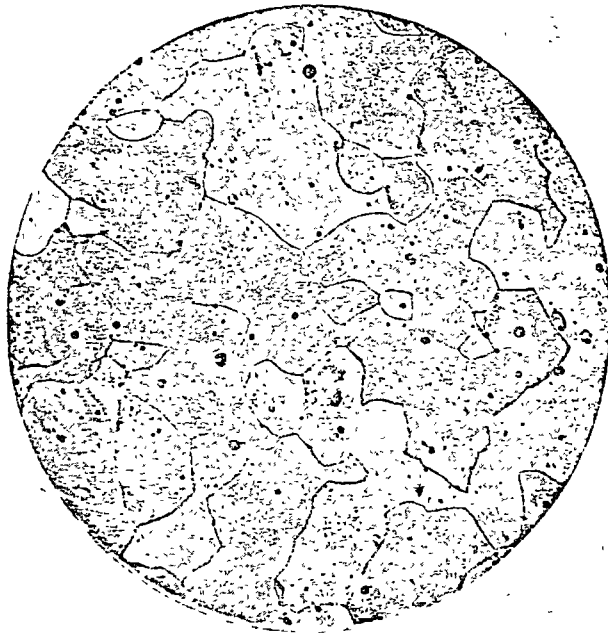


FIG. II-3.—60 X (ataque con Nital) — Estructura de la ferrita (acero con 4% de silicio)

el sistema cúbico centrado en las caras con cuatro átomos por celda unidad (fig. II-4); red más compacta que la del hierro α .

La longitud de la arista del cubo unitario es de 3,60 Å a 900 °C, de 3,63 Å a 1 000 °C y de 3,68 Å a 1 400 °C.

La transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ es prácticamente reversible, y se efectúa a la temperatura del punto *A*, (910 °C); está acompañada por la variación de densidad que corresponde al paso de la red cúbica centrada en el centro a la red cúbica centrada en las caras.

La variación de densidad es, desde luego, pequeña, no obstante el aumento de compacidad de la red, ya que el volumen de la celda unidad del hierro γ (46,6 Å³) es casi el doble del volumen de la celda unitaria del hierro α (24,4 Å³).

El hierro γ puede disolver hasta un 1,7 % de carbono en peso, o sea el 8 % en átomos, y forma una región extensa de solución sólida γ o austenita

El hierro δ es la variedad estable por encima de 1 390 °C, y WEISS sospechó su existencia por el aspecto de la curva de susceptibilidad magnética del hierro, que decrece claramente en la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ pero

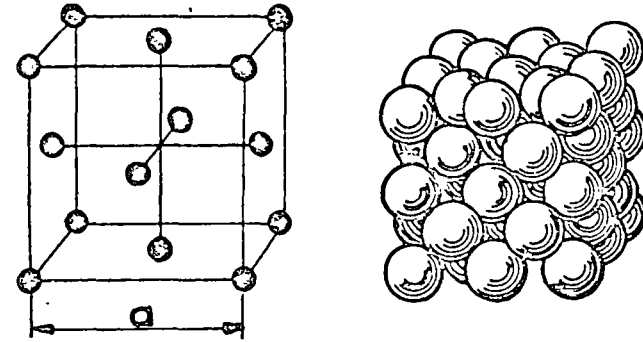


FIG. II-4.—Cristalización cúbica centrada en las caras, del hierro γ .

vuelve a subir a partir de 1 400° C. Más tarde, WESTGREN y PHRAGMEN confirmaron la hipótesis de WEISS por el estudio con rayos X.

El hierro puro calentado a 1 425 °C proporciona las rayas características del sistema cúbico del hierro α con parámetro $a=2,93$ Å. Este parámetro



FIG. II-5.—500 X — Laguna de cementita primaria sobre fondo de austenita y agujas de martensita en una fundición con níquel. En las lagunas de cementita hay eutéctico fosforoso (testadita).

es igual al que se encuentra cuando se calcula la dilatación de la red α de 0 a 1 425 °C.

La cementita.—El compuesto definido Fe_3C , con 6,67 % de carbono y formado a unos 1 500 °C, ha recibido el nombre de *cementita*; es el constituyente más duro de las aleaciones hierro-carbono ($H = 800$ Brinell aproximadamente).



FIG. II-6.—1.700 X (ataque con Nital)—Estructura de la cementita primaria en una soldadura ejecutada con electrodo oxidante ($C = 0,03 \%$; $Mn = 0,10 \%$).

La cementita puede disolver gran cantidad de elementos (manganeso, cromo, etc.), dando carburos complejos.

Pierde su magnetismo a 210 °C (punto A_0).

Según WESTGREN y PHRAGMEN, la red de cementita debe incluirse en la simetría ortorrómbica, que se puede considerar como formada por la yuxtaposición de prismas rectos de base rectangular; los parámetros de la red serían:

$$a = 4,518 \text{ \AA}; \quad b = 5,069 \text{ \AA}; \quad c = 6,736 \text{ \AA}.$$

Su volumen atómico ($154,3 \text{ \AA}^3$) es aproximadamente tres veces y media el del hierro γ , luego la cementita no puede insertarse sin más en la red de



FIG. II-7.—4000 X — Detención de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Los gérmenes de los granos α se desarrollan a partir de la solución γ , dando perlita laminar. (Según C. SHAPIRO.)

hierro y para dar austenita. Los átomos de carbono deben encontrarse en estado separado, lo cual implica la disociación previa del carburo.

Desde el punto de vista morfológico la cementita puede presentar aspectos muy variados.

La *cementita primaria*, obtenida directamente de la fase líquida, se presenta en forma de lagunas o de agujas duras (fundiciones blancas) (fig. II-5); diseña el contorno de la red en los aceros hipoeutectoides (fig. III-4).

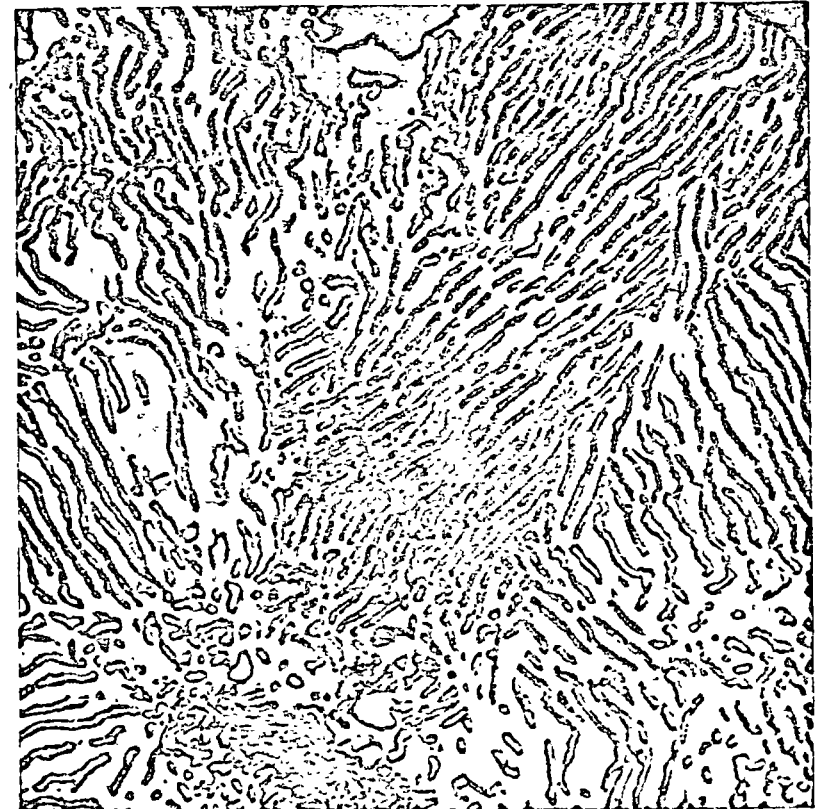


FIG. II-8.—2500 X — Perlita laminar: laminillas de hierro α y de cementita Fe_3C . El grano de perlita se caracteriza por la dirección única de crecimiento de la cementita. Algunos granos de perlita tienden a coalescer.

La *cementita proeutectoide* se separa de la solución sólida γ sobresaturada y se deposita en S (fig. II-1), dando el eutectoide de hierro-carbono.

La *cementita secundaria* se separa también en la fase sólida, precisamente cuando la concentración de carbono es pequeña, a lo largo de la línea SP ; se deposita en los bordes de los granos de ferrita (fig. II-6). Volveremos a encontrar con frecuencia este aspecto de la cementita en las soldaduras por arco que depositan un acero de muy baja concentración de carbono.

El eutectoide de hierro-carbono.—El mecanismo de formación del eutectoide de S aparece en el diagrama de equilibrio (fig II-1).

La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se produce a lo largo de la línea G S y es total en S. A lo largo de la línea E S la solución sólida sobresaturada desprende cementita proeutectoide en finas laminillas. En S, punto de encuentro de ambas líneas de transformación, se puede observar la separación simultánea de laminillas de cementita y de ferrita para dar el agregado conocido con el nombre de *perlita* (figs. II-7 y II-8).

Numerosos metalurgistas han estudiado la naturaleza y dimensiones de este agregado, en particular N. T. BELAIEW [1], que introdujo el concepto muy importante de *grano de perlita* (fig. II-8) y definió sus dimensiones por la distancia δ_0 entre las laminillas de cementita, que varía con las condiciones del tratamiento térmico. Estos estudios condujeron a GREENE [2] a establecer una relación sencilla entre la distancia interlaminar δ_0 y la dureza H de la perlita:

$$H \times \delta_0 = 79,59.$$



Fig. II-9.—4000 X — Estructura de la sorbita. (Micrografía bajo luz ultravioleta por F. LUCAS.)

En una perlita basta, la distancia interlaminar δ_0 puede llegar a 500 ó 1 000 m μ ; en una perlita normal, δ_0 oscila alrededor de 300 m μ ; cuando δ_0 se hace inferior a 200 m μ se dice que la perlita es fina. Según la relación de GREENE, una perlita fina puede ser de dos a tres veces más dura que una basta.

A partir de cierto valor de δ_0 el microscopio ordinario es incapaz de resolver ópticamente las laminillas, como ocurre por ejemplo con el agregado sorbítico (fig. II-9).

La perlita laminar puede adoptar una forma esferoidal por calentamiento prolongado en los alrededores de la temperatura A_1 (720 °C), y entonces se dice que ha habido coalescencia (fig. II-10). A la vez se encuentra una disminución de la dureza.

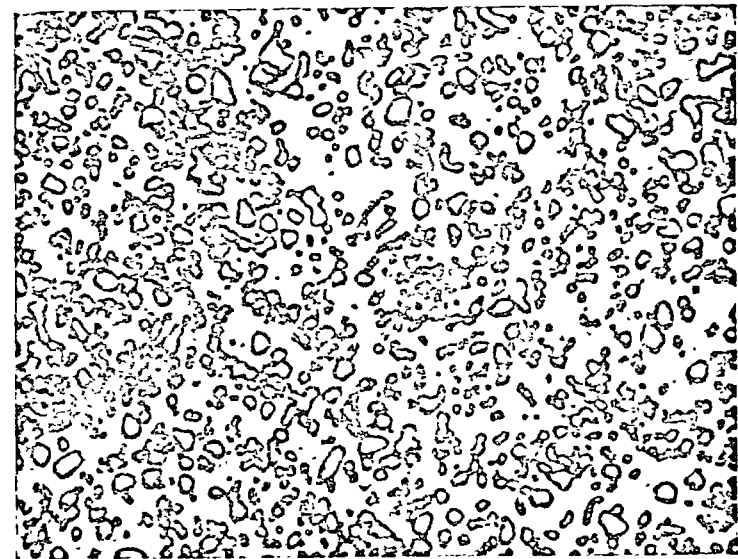


Fig. II-10.—1500 X — Coalescencia completa de la cementita.

En las observaciones de SHAPIRO de muestras de composiciones eutectoides calentadas por encima de la temperatura A_{c1} y templadas en agua, se ha revelado que la disolución del hierro α parece comenzar en los bordes de los granos de hierro γ (figs. II-7 y II-11); la ferrita α se transforma en austenita γ y da origen tras el temple a martensita y troostita. Las laminillas de cementita subsisten aún en los antiguos granos de perlita, por el contrario, la coalescencia aparece en los granos que comienzan a nacer de modo que ambos estados, el laminar y el globular de la cementita, subsisten uno junto a otro.

Hemos señalado en las páginas precedentes los constituyentes de equilibrio del acero; existen otros, que dejamos voluntariamente de lado, en las

aleaciones de hierro-carbono: entre ellos el eutéctico de estas aleaciones y el grafito —que se encuentra principalmente en las fundiciones grises y en algunos aceros muy especiales (aceros con Si y con Mo).

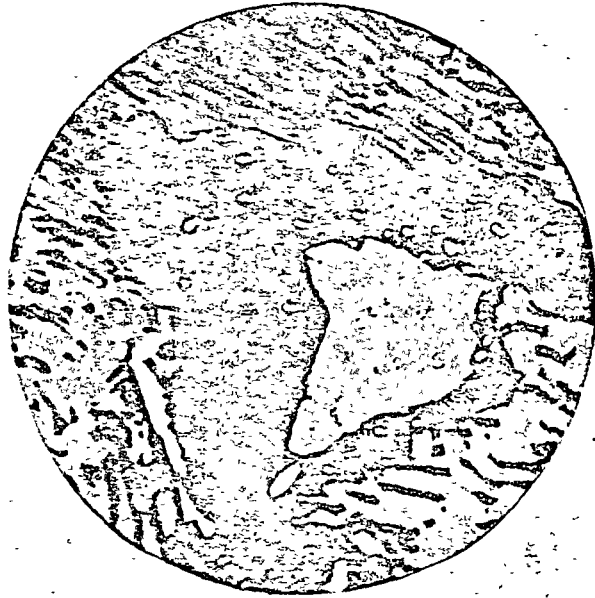


Fig. II-11.—4000 X — Comienzo de globulización de la cementita durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Perlita laminar sobre fondo de austenita. (Según C. SHAPIRO.)

III.—CONSTITUYENTES DE TEMPLE

No tenemos la intención de exponer la teoría del temple, que se sale del cuadro de esta obra, sino la de dar la nueva nomenclatura de los constituyentes de temple apoyándonos en los trabajos más recientes franceses y extranjeros.

El estudio del poder de temple de los aceros puede llevarse a cabo de diversas maneras, y en particular de las siguientes:

1.º Tomando como parámetros la temperatura de calentamiento por encima de A_3 y la velocidad de enfriamiento a partir de esta temperatura hasta las temperaturas ordinarias.

2.º Siguiendo la descomposición de la austenita inestable en función del tiempo a diferentes temperaturas por debajo de A_1 . Para esto se enfría una muestra de dimensiones muy pequeñas a partir del estado γ hasta una temperatura intermedia, θ' , inferior a A_1 . Se sigue la descomposición de la austenita a esta temperatura en función del tiempo por diversos métodos conocidos: dilatómetro, magnético, de determinación de la dureza, examen microscópico, etc.

El primer método (Escuela francesa), ha conducido a PORTEVIN y CHEVENARD [3] al trazado de las "curvas características de temple", que delimitan las zonas de hipertemple de la austenita, de temple martensítico y de recocido (fig. III-35).

El segundo método, preconizado primeramente en Inglaterra por CARPENTER y ROBERTSON [4] ha sido desarrollado en los Estados Unidos por BAIN [5] y DAVENPORT [6], y continuado por PORTEVIN y JOLIVET en Francia [7]. Este método ha permitido precisar ciertas estructuras ligadas a la transformación intermedia Ar'' , que han recibido el nombre de bainitas.

Los puntos de transformación

Las curvas dilatómetricas revelan en el enfriamiento tres modos de transformación designados por Ar' , Ar'' y Ar''' (fig. II-12).

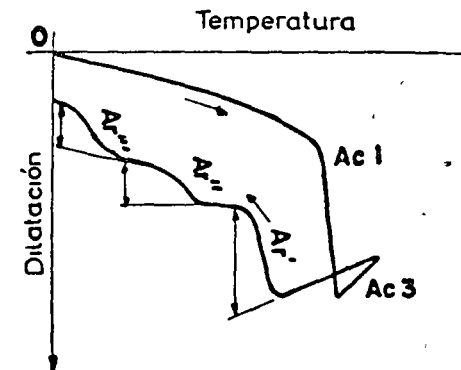


Fig. II-12.—Los tres modos de transformación del acero, tal como se revelan por el método dilatómetro.

La posición de la transformación Ar' , la primera que aparece en el enfriamiento —con pequeña histéresis térmica— desciende de una manera continua cuando crece la velocidad de enfriamiento del acero; a la vez decrece la amplitud de la transformación. Esta transformación corresponde a la separación de estructuras de tipo laminar: *perlita*, *sorbita* y *troostita*.

La segunda transformación, Ar'' , aparece con velocidades de enfriamiento mayores; su amplitud crece mientras decrece la de Ar' . Para una velocidad de enfriamiento dada, llamada velocidad crítica (variable con la naturaleza del acero), la transformación Ar' desaparece, subsistiendo únicamente la transformación Ar'' , cuya amplitud pasa por un máximo.

Estos resultados se reflejan en una curva que se ha hecho clásica (fig. II-13), la cual muestra la variación de la amplitud de las transformaciones en función de la velocidad de enfriamiento.

La identificación de este punto Ar'' con la transformación martensítica sigue siendo difícil, sin embargo, ya que en ciertos aceros aleados parece

un nuevo desdoblamiento, Ar''' , por debajo de 200 °C. Los estudios sobre la descomposición isotérmica de la austenita han mostrado que era necesario hacer corresponder la aparición de la martensita (el constituyente del temple) con la transformación Ar''' , y reservar el símbolo Ar'' para las estructuras intermedias.

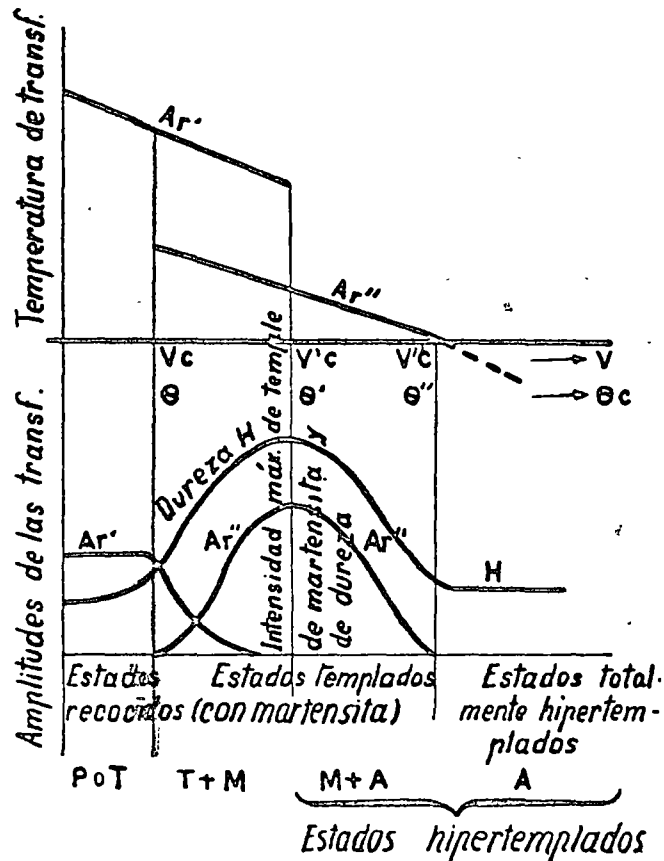


FIG. II-13.—Variación de la amplitud de las transformaciones en función de la velocidad de enfriamiento. (Según P. CHEVENARD y A. PORTEVIN.)

P: perlita. M: martensita.
T: troostita. A: austenita.

La dificultad del estudio de estas estructuras proviene del hecho, ya señalado por PORTEVIN [8], de que a la cinética de la transformación se superpone una cinética de enfriamiento; de aquí la idea de separar estos dos factores operando en un medio isotérmico.

Corresponde a BAIN y DAVENPORT el honor de haber separado las dos cinéticas mediante el estudio de la descomposición de la austenita en función del tiempo a diferentes temperaturas escalonadas entre A_1 y la temperatura ambiente

IV.—TRANSFORMACIONES ISOTÉRMICAS DE LA AUSTENITA

Se temple rápidamente en un baño mantenido a temperatura constante por debajo del punto A_1 una muestra cilíndrica de pequeña sección. Se determinan a esta temperatura los tiempos necesarios para el comienzo y para el fin de la descomposición, tomando como comienzo de la "reacción" el momento en que se ha descompuesto el 0,5 % de la austenita, y como fin aquél en que la descomposición llega al 99,5 %. Las curvas de descomposición en función del tiempo toman en los aceros corrientes la forma de una S; se las designa con el nombre de "curvas en S" o "curvas TTT" ¹.

Al examinar la "curva en S" de un acero con 0,78 % de carbono (fig. II-14), vemos, por ejemplo, que la transformación Ar' a 630 °C es completa al cabo de 10 s, pero que necesita 1 h a 700 °C. Por otra parte, a 560 °C la descomposición total de la austenita en troostita no emplea más de 4 s. A temperaturas próximas a la ordinaria, entre 0 y 100 °C, la formación de la martensita es muy rápida y no requiere más que 1 s aproximadamente.

A temperaturas comprendidas entre 550 °C y 200 °C aparecen nuevos tipos de constituyentes a los que se ha dado el nombre de bainitas, y que proceden de la descomposición de la austenita en 10 min a 325 °C y en 18 h a 200 °C.

La forma general de la curva "en S" muestra que existen:

— dos zonas de transformación rápida, una que se extiende de 530 °C a 600 °C y corresponde a la transformación Ar' , y la otra situada por debajo de 100 °C y que corresponde a la transformación Ar''' ;

— dos zonas de estabilidad relativa de la austenita: la primera justamente por debajo de A_1 , y la segunda, entre 150 °C y 250 °C, que corresponde a Ar'' .

Existe, pues, una correlación entre la curva "en S" y los tres modos de transformación Ar' , Ar'' y Ar''' .

Queda patente, por otra parte, que la noción de punto de transformación es enteramente relativa. lo que existen en realidad son ciertas zonas en las que la velocidad de descomposición de la austenita presenta valores elevados (BELAIEV [9]). Si, con el profesor PORTEVIN, tomamos como parámetros la temperatura y la proporción de austenita descompuesta, en lugar del tiempo necesario para desencadenar la descomposición de la austenita sobresaturada (fig. II-15), nos encontramos con tres zonas de valores máximos que corresponden a las tres transformaciones (que, por otra parte, ya había hecho aparecer el método dilatométrico).

Cada elemento de aleación puede obrar de dos modos en la descomposición de la austenita: puede retrasar pura y simplemente esta descomposi-

¹ Transformación, temperatura, tiempo.

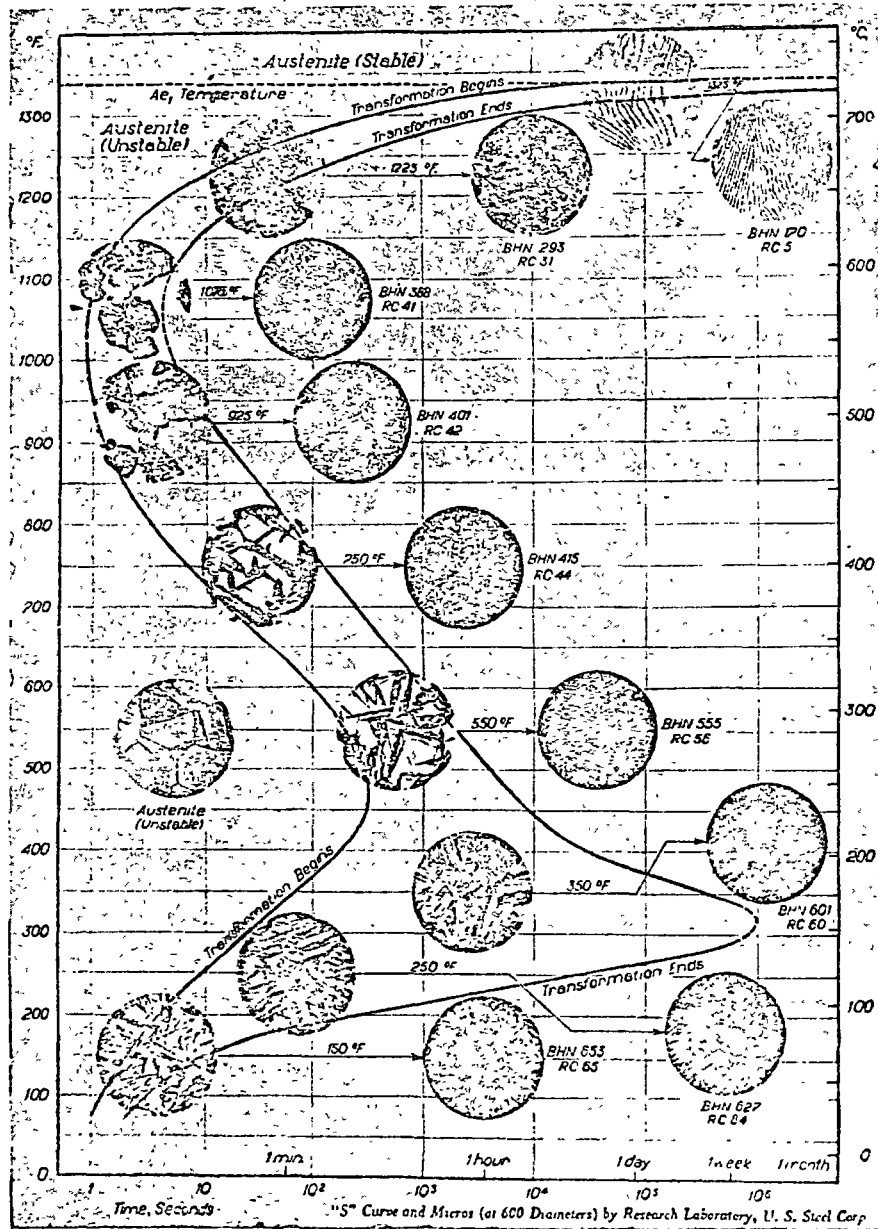


FIG. II-14.—Curva "en S" o "TTT" de un acero de 0,78 % de carbono. (Según el RESEARCH LABORATORY U.S. STEEL CORPORATION.)

Traducción: Transformation begins: Comienzo de la transformación.
Transformations ends: Fin de la transformación.

ción o influir en la formación de la perlita. Por ejemplo, los elementos como el carbono, el manganeso y el níquel retardan la formación tanto de la perlita como de la bainita, y a la vez rebajan la temperatura de aparición de la martensita. Por el contrario, el molibdeno disminuye la velocidad de formación de la perlita más que la de la bainita, a la vez que rebaja la temperatura de formación de la martensita.

Los elementos de aleación que retrasan más la formación de perlita son.

ESQUEMA DE LAS DISTINTAS ESTRUCTURAS

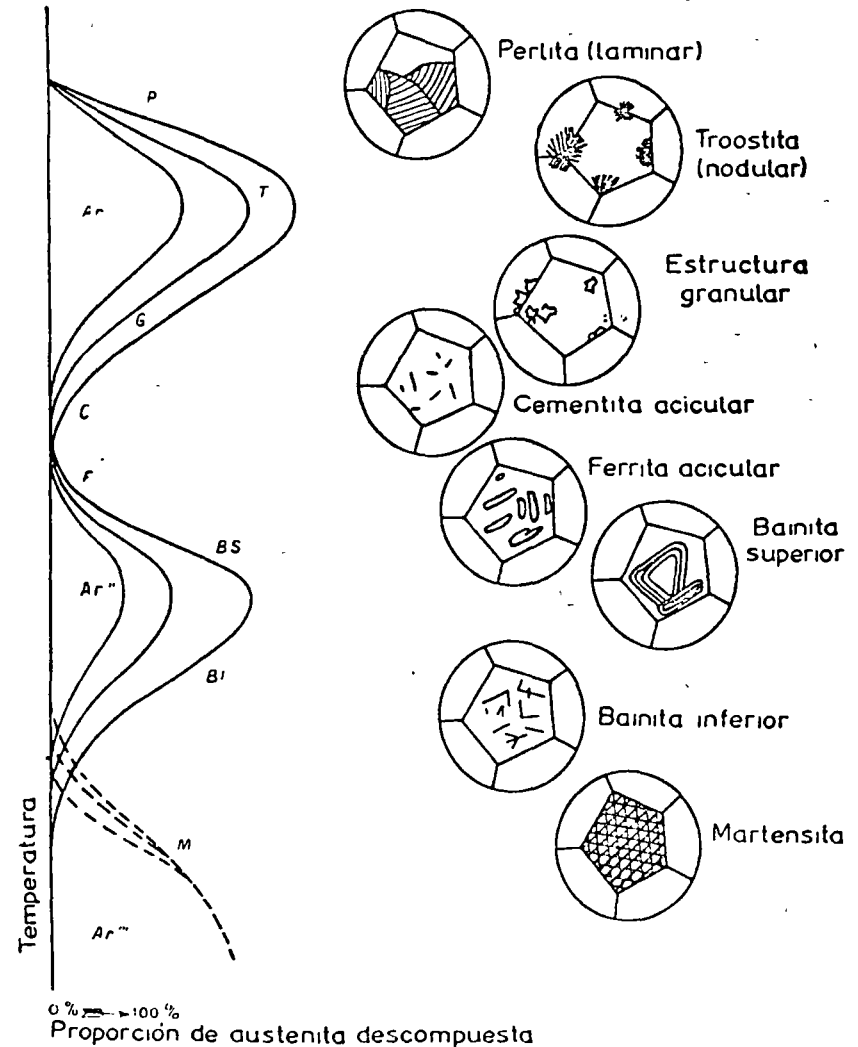


FIG II-15.—Diagrama de PORTEVIN para representar el dominio de las transformaciones Ar', Ar'' y Ar''' en función de la temperatura y de la proporción de austenita descompuesta.

los que dan carburos estables. HOLLOWOM y JAFFE [10] han mostrado que los elementos de aleación quedan ordenados del mismo modo cuando se considera su influencia retardadora sobre la formación de la bainita que al tener en cuenta su acción sobre la posición de la temperatura de formación de la martensita.

Clasificación de las «curvas TTT»

La escuela americana ha preconizado una clasificación de las «curvas TTT» para agrupar los aceros que presenten los mismos caracteres de templabilidad. Recordemos de momento que los caracteres de templabilidad no son válidos para los dos modos de transformación isotérmica y anisotérmica (véase más adelante).

YVES DARDEL ha considerado cinco clases (con caracteres generales comunes) de «curvas TTT» de los aceros y ha subdividido cada clase en tres o cuatro subgrupos. Describimos aquí las cuatro clases más importantes, y remitimos a la obra de Yves DARDEL [11] y a la reciente publicación de L. HABRAKEN [12] para más detalles.

En los diagramas de las figuras II-16, las curvas $S S'$ representan el principio de la descomposición de la austenita (0,5 % de austenita descom-

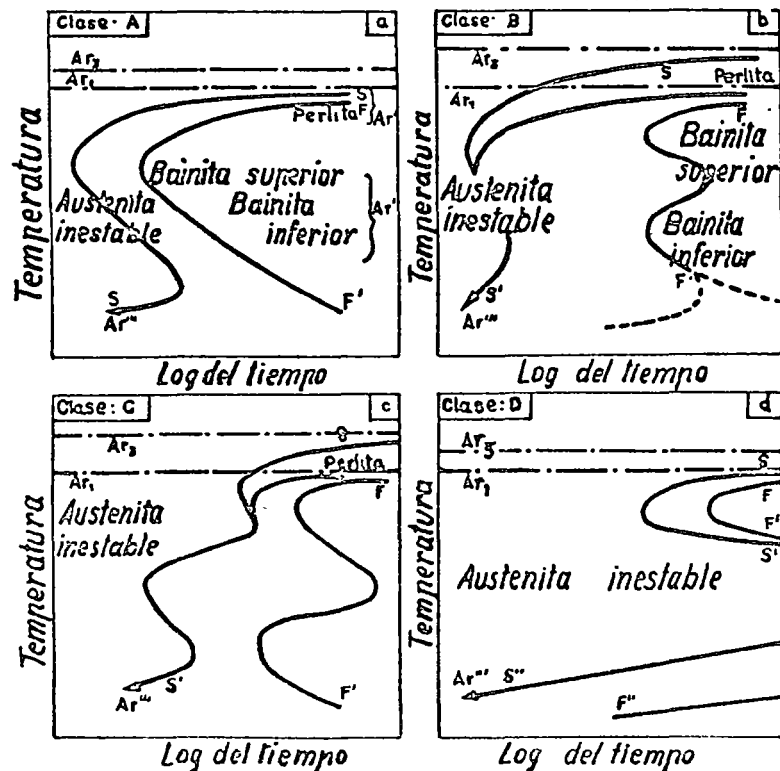


FIG. II-16.—Clasificación de las «curvas TTT». (Según Y. DARDEL.)

puesta) y las curvas $F F'$ el fin de esta descomposición (99,5 % de austenita descompuesta).

Clase A.—Las «curvas TTT» de esta clase se caracterizan por la coincidencia de las «narices» de la transformación perlítica o properlítica Ar' y de la transformación intermedia bainítica Ar'' (fig. II-16 a); es la clásica curva en S. El acero eutéctico (fig. II-14) y la mayor parte de los aceros al carbono forman parte de esta clase. En ocasiones las estructuras bainíticas desaparecen en las transformaciones anisotérmicas.

Clase B.—En esta clase el desplazamiento de las transformaciones afecta principalmente a la escala de temperaturas, mientras que los tiempos de incubación permanecen cercanos a los de las «curvas TTT» de la clase A (fig. II-16 b). La disminución de la escala de temperaturas ensancha el dominio de esta reacción, y la aparición de la estructura bainítica superior puede resultar, en consecuencia, sumamente retrasada.

Como en los aceros de la clase A, las transformaciones bainíticas son a veces difíciles de conseguir por enfriamiento continuo.



FIG. II-17.—1800 X — Acero con manganeso molibdeno (1 Mn—0.5 Mo). Normalizado a partir de 900°C. Restos de bainita superior en la perlita.

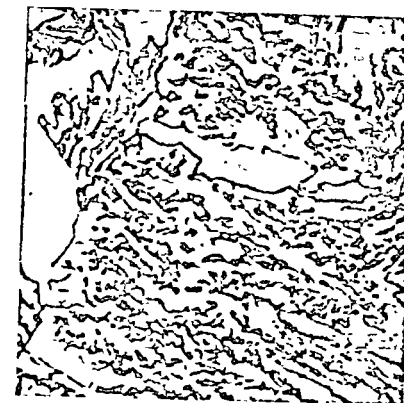


FIG. II-18.—2000 X — El constituyente granular; aquí el elemento original es cementita.

Clase C.—Las transformaciones perlítica y bainítica se pueden distinguir claramente, tanto por las temperaturas de transformación, como por los tiempos de incubación; estos últimos son generalmente más largos en la transformación properlítica (fig. II-16 c). Por consiguiente, en ciertos aceros que pertenecen a esta clase, el tratamiento de normalizado permite obtener residuos de estructuras bainíticas; el acero con Mn-Mo (1 % Mn-0,5 % Mo) es uno de ellos (fig. II-17) ¹.

¹ Los aceros tipificados por el Instituto del Hierro y del Acero (IIA), cuyas composiciones son más parecidas a la señalada, son el F-251 (Mn = 0,30-0,90 %; Mo = 0,10-0,65 %; Cu = 0,10-0,25 %) y el F-412 (Mn = 1,30-1,80 %, Mo = 0,20-0,55 %). (Nota del Traductor).

Clase D.—En esta clase se consigue la transformación bainítica tan fácilmente por vía isotérmica como anisotérmica, sin tropezar con otras transformaciones (fig. II-16). Los aceros con Cr-Mo (4-6 % Cr-0,5 % Mo) poseen curvas TTT de este tipo (fig. XII-18).

V.—LOS TRES MODOS DE TRANSFORMACION Y LAS ESTRUCTURAS CORRESPONDIENTES

A) LA TRANSFORMACION Ar'

A esta transformación corresponden estructuras laminares (parte ascendente de la curva en S) y estructuras granulares (parte descendente de la curva) [14]. Las estructuras laminares son:

- eutectoide Fe α -Fe₃C o *perlita* (fig. II-8);
- *troostitas* y *sorbitas*, con estructura laminar mucho más fina (figura II-9);
- estructuras *granulares* cuyo elemento original es la cementita (figura II-18);
- *cementita acicular*, que constituye el estadio final de la transformación Ar' (fig. II-19).

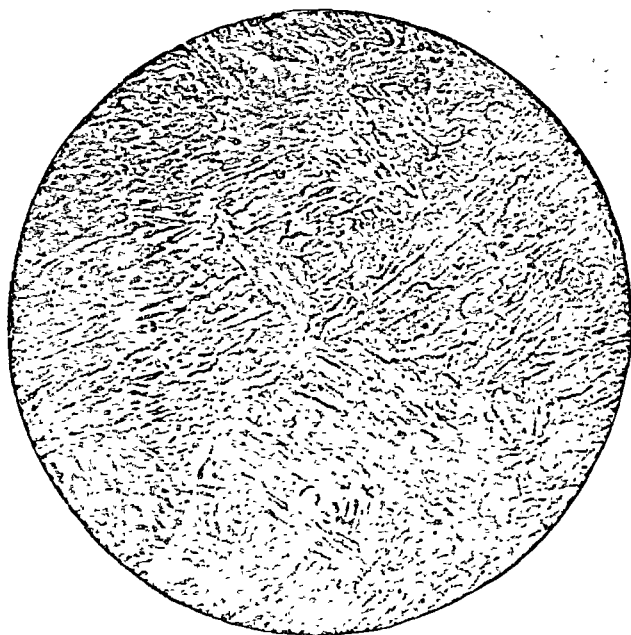


FIG. II-19.— X — Estructura de la cementita acicular proveniente de la descomposición de la austenita de un acero con 5% de cromo.

B) LA TRANSFORMACION INTERMEDIA Ar''

Si se relaciona el diagrama del equilibrio hierro-carbono con el diagrama de temperatura-velocidad de PORTEVIN y el de temperatura-tiempo de BAIN y DAVENPORT, las transformaciones perlíticas o de equilibrio vienen representadas por las líneas del diagrama metaestable (fig. II-20 a). A una temperatura T_1 cercana a la Ac_1 (720 °C) aparecerían los dos constituyentes ferrita y cementita en X_1 e Y_1 , de acuerdo con la reacción perlítica. A una temperatura más baja, T_2 , situada por debajo de la nariz bainítica de la "curva TTT", se encuentran: en X_2 el constituyente ferrítico y en Y_2 un constituyente austenítico saturado que se descompondrá ulteriormente.

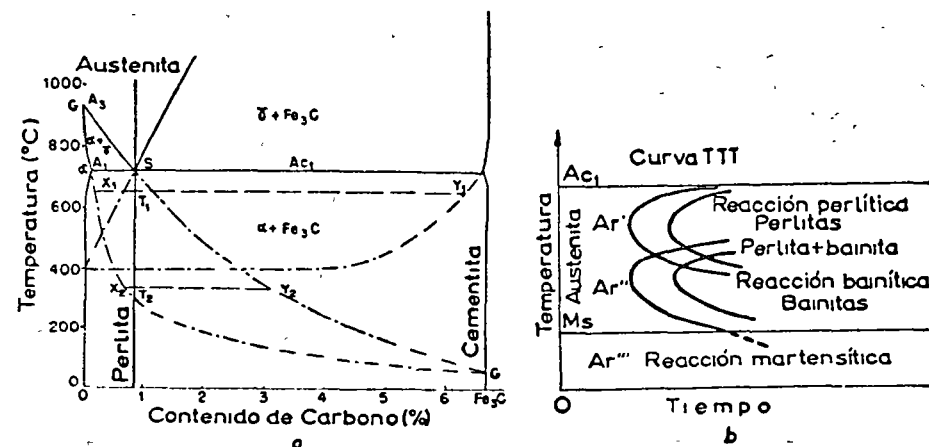


FIG. II-20.—Dominios de formación de las reacciones perlítica, bainítica y martensítica.

El mecanismo de las transformaciones bainíticas o intermedias hace aparecer dos grandes clases de estructuras, tanto en la descomposición por vía isotérmica como en las de la vía anisotérmica:

- 1.º las *estructuras aciculares*, que son las más numerosas;
- 2.º las *estructuras granulares*, que aparecen sobre todo en los aceros cuyas "curvas TTT" son de las clases C y D, y con mayor frecuencia en las transformaciones anisotérmicas (tal es el caso de las soldaduras) que en las otras.

1.º LAS ESTRUCTURAS ACICULARES.—Se encuentran en todos los aceros en la parte inferior o en la zona media de la transformación isotérmica Ar'' , o en las transformaciones anisotérmicas cuando los enfriamientos corresponden a velocidades del orden de 1 000 °C a 200 °C por minuto.

IIABRAKEN [12-15] ha clasificado las estructuras aciculares en tres tipos:

- a) La *ferrita acicular* o estructura de plaquetas de PORTEVIN. [16], o

ferrita sin carburos de K_0 [17], que son estructuras isotérmicas desarrolladas (fig. II-21).

b) Las *bainitas superiores*, que pueden definirse como ferrita que contiene carburos alargados a lo largo del eje de ferrita (fig. II-22).

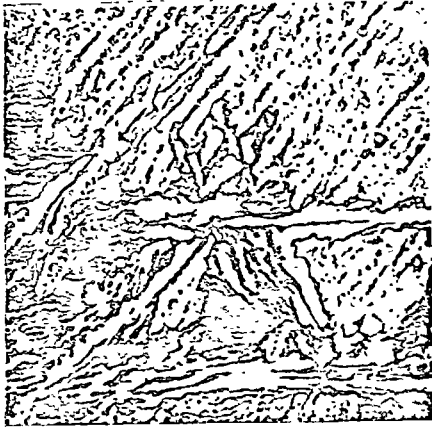


FIG. II-21.—1100 X — Ferrita acicular bien desarrollada. Estructura de bainita superior. En la parte superior de la micrografía, lagunas grandes de ferrita probainítica con agregados de carburos orientados.



FIG. II-22.—1100 X — Lagunas de ferrita y carburos alargados.



FIG. II-23.—2000 X — Estructura acicular de la bainita inferior.

c) Las *bainitas inferiores*, asimilables a ferrita que contenga pequeñas inclusiones de carburos paralelas entre sí y formando un ángulo de 60° con la dirección de la ferrita (figs. II-23 y II-24).

Así pues, las estructuras aciculares, que lo mismo pueden ser bainitas superiores que bainitas inferiores, aparecen principalmente en los aceros al carbono ligeramente aleados; morfológicamente se observan estructuras de WIDMANSTÄITLEN limitadas por carburos o por una orla de austenita estabilizada.



FIG. II-24.—Micrografía electrónica; 14000 X — Las agujas de bainita inferior nacen en los bordes de los granos de la austenita madre y crecen en estos granos siguiendo los planos cristalográficos. La estructura interna de las agujas bainíticas está formada por numerosos precipitados aciculares, probablemente de carburos. La matriz que rodea las agujas bainíticas está constituida por austenita y martensita (Micrografía remitida por L. HARRAKEN)

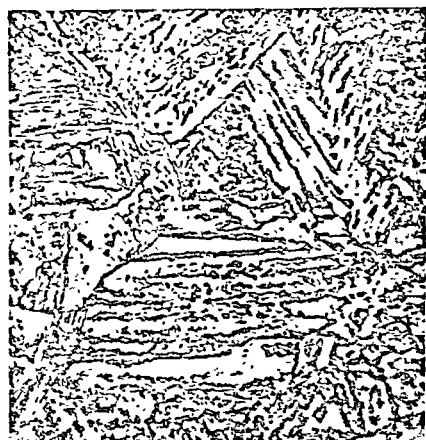


Fig. II-25.—1100 X — Ferrita acicular con difusión de los carburos por los bordes de la ferrita.



Fig. II-26.—1500 X — Acero 2 % Cr. Estructura acicular de bainita inferior obtenida por transformación isotérmica a 300 °C.

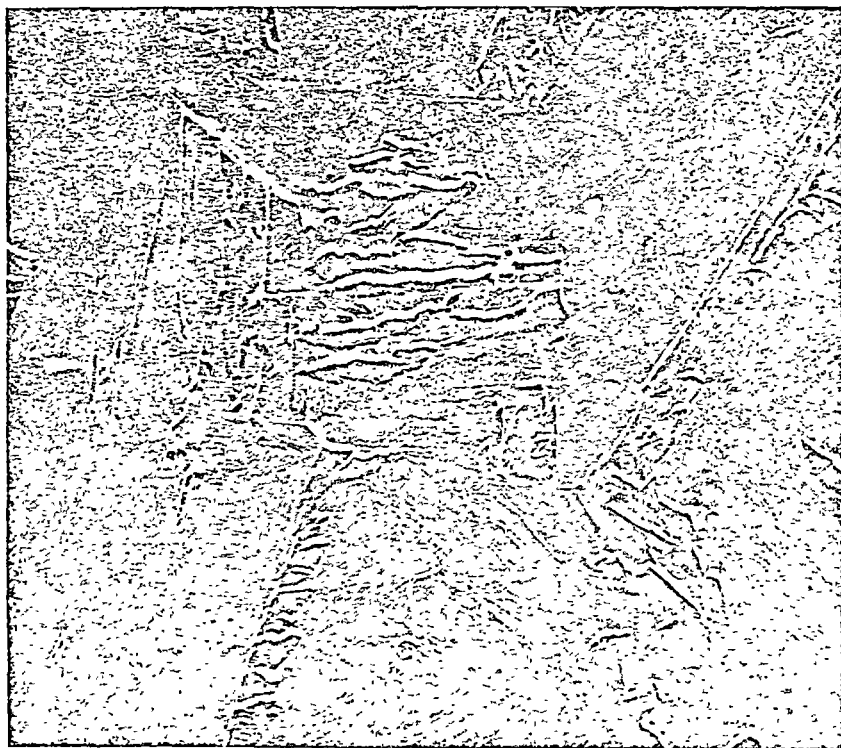


Fig. II-27.—Micrografía electrónica; 5000 X — Acero con cromo-molibdeno perteneciente a la clase B (C=0,38; Mn=0,78; Si=0,30; Cr=1; Mo=0,15). Austenita en transformación. F en los bordes de grano de la austenita nace la bainita superior en forma de plaquetas en capas de ferrita y austenita no transformadas. (Micrografía enviada por L. HABRAKEN.)

La evolución parece ser la siguiente: partiendo generalmente del contorno del grano austenítico de una ferrita de formación primaria, o de estructuras bainíticas granulares, se forman en un tiempo cortísimo grandes agujas ferríticas de las que escapa el carbono por difusión (fig. II-25). La estructura se encuentra entonces formada por grandes agujas ferríticas que separan zonas enriquecidas en carbono —bainitas superiores (fig. II-25)— o por agujas enriquecidas en carburos de pequeñas dimensiones —bainitas inferiores (figs. II-23, II-24 y II-26).

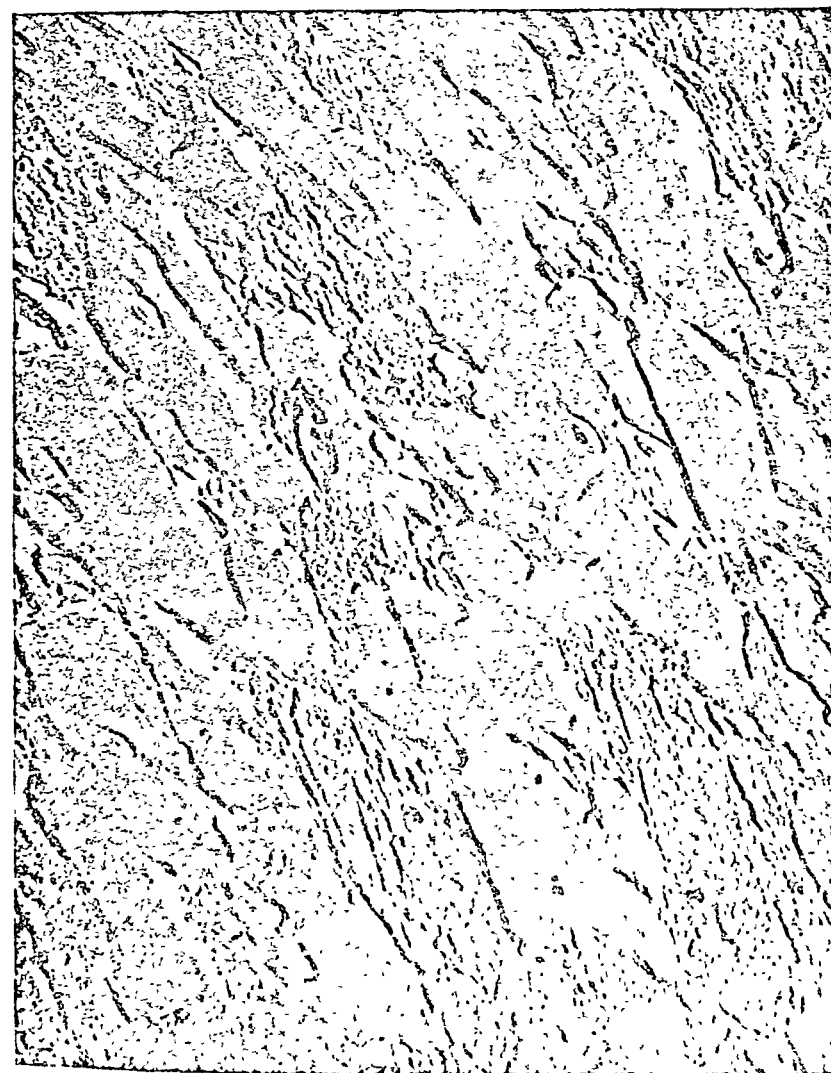


Fig. II-28.—Micrografía electrónica; 18000 X — Acero con cromo-molibdeno perteneciente a la clase D (2,25 Cr-1 Mo). La matriz austenítica se descompone en plaquetas ricas en carbono alternadas con otras pobres en este elemento. (Micrografía enviada por L. HABRAKEN.)

La estructura de las bainitas superiores puede presentar aún diferentes aspectos y constituir de hecho la estructura acicular más típica de la transformación $A_{r''}$. Además del aspecto descrito de ferrita alargada se pueden destacar otros dos aspectos:

- alternancia de plaquetas de ferrita y de austenita (fig. II-27);
- alternancia de plaquetas de ferrita y de zonas ferríticas más o menos ricas en carburos (fig. II-28).

Las dimensiones de las placas, especialmente su ancho, dependen sobre todo de la temperatura de la reacción.

A veces, en lugar de tenerse plaquetas paralelas, en los bordes de la laguna bainítica se originan otros gérmenes bainíticos o ferrita fina.

Las estructuras de las bainitas inferiores son mucho más finas. En el acero eutectoide la bainita inferior está constituida por pequeños precipitados de carburos (fig. II-24), mientras que en los aceros con pequeño contenido de carbono se nota solamente, por el contrario, la huella de los pla-



FIG. II-29.—1100 X — A la derecha de la micrografía, ferrita acicular de bainita superior. A la izquierda, laguna de ferrita con agregados de carburos y de pequeños núcleos de austenita.

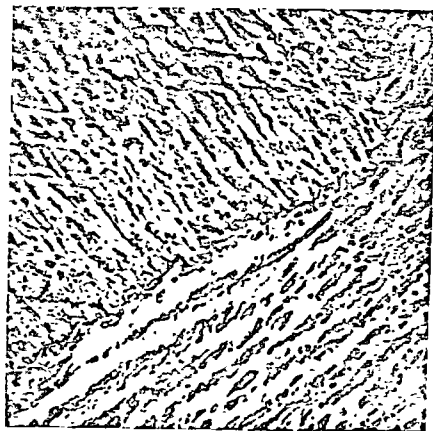


FIG. II-30.—1100 X — Lagunas de ferrita probainítica con carburos granulares orientados en dos direcciones.

nos ferríticos (110), que pueden hacerse resaltar mediante el reactivo de cloruro férrico ácido ¹.

En resumen, del conjunto de exámenes micrográficos y de la síntesis presentada por varios autores puede deducirse el siguiente curso de evolución:

Las bainitas superiores se originan por un mecanismo de germinación en el que los gérmenes dan lugar a grandes agujas de ferrita sobresaturada; el carbono se concentra en los bordes de las agujas, enriqueciendo la

¹ La composición de este reactivo es la siguiente: cloruro férrico, 5 g; agua regia, 30 ml; agua, 100 ml (N. del T.).

austenita. Como la velocidad de difusión del carbono es relativamente grande a las temperaturas de reacción, puede producirse un crecimiento lateral de la aguja (figs. II-25 y II-29).

La bainita inferior pura es el resultado de una reacción de tipo martensítico; las agujas de ferrita sobresaturada crecen en un tiempo muy corto, y aparecen simultáneamente carburos sobre los planos de gran densidad (110). Esta transformación se realizará sin difusión exterior, ya que la aguja continúa ulteriormente un crecimiento lento, pero limitado.

2.º LA ESTRUCTURA GRANULAR.—Esta estructura aparece en el dominio superior de la transformación bainítica; se denomina, de acuerdo con el aspecto morfológico, ferrita probainítica o para-ferrita de HULTGREN [18].

El aspecto granular aparece más fácilmente en los tratamientos anisotérmicos, en los que esta estructura evoluciona más rápida y completamente. Con frecuencia el desarrollo es máximo con los enfriamientos correspondientes al temple al-aire (normalización).

La micrografía óptica revela estructuras relativamente desarrolladas (fig. II-30), pero subsiste, según HABRAKEN [15] una subestructura que no puede advertirse sino por micrografía electrónica (fig. II-28).

De hecho, la estructura granular puede tomar todos los aspectos comprendidos entre los dos extremos siguientes:

- lagunas de ferrita importantes que contienen nódulos de austenita enriquecida o aglomerados de carburos en la ferrita (fig. II-30);
- lagunas de ferrita de mediana importancia que contienen pequeños nódulos de austenita o aglomerados de algunos carburos (fig. II-29).

En los aceros ligeramente aleados y de bajo contenido de carbono se obtiene principalmente ferrita en la que hay austenita enriquecida y estabilizada; en los aceros al carbono sin elementos adicionales predominan los aglomerados de carburos.

C) LA TRANSFORMACION INFERIOR $A_{r''}$

A esta transformación corresponde la formación de martensita, el constituyente del temple. Se ha probado que el avance de la transformación en este dominio se realiza por cambio de la red *in situ*, y no por crecimiento progresivo a partir de centros de cristalización.

Se admite que la martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro α (solución α').

Las pruebas aducidas en favor de esta tesis son las siguientes:

- con la aparición de la martensita aumenta notablemente la resistencia eléctrica del acero;
- desaparece el punto de Curie de la cementita;
- la martensita es magnética, y su coeficiente de dilatación es el del hierro α ; se asemeja por tanto a una solución sólida —fuera del equilibrio— en el hierro α .

La martensita cristaliza en el sistema tetragonal (solución α') con una red centrada en el centro muy cercana a una red cúbica. Los parámetros de la red de α' , casi iguales a los del hierro α , crecen linealmente en función del contenido de carbono.

PORTEVIN y CHEVENARD admiten que durante la transformación de la austenita a bajas temperaturas se efectúa sin duda el paso $\gamma \rightarrow \alpha$, pero que la velocidad de descomposición es demasiado pequeña para permitir que el carburo se precipite, con lo que éste queda en solución en el hierro α , no obstante que la solubilidad del carbono en el hierro α sea muy débil. Debido a ello, la solución está sobresaturada y es inestable: su descomposición a baja temperatura, aunque muy lenta, llega a ser observable.

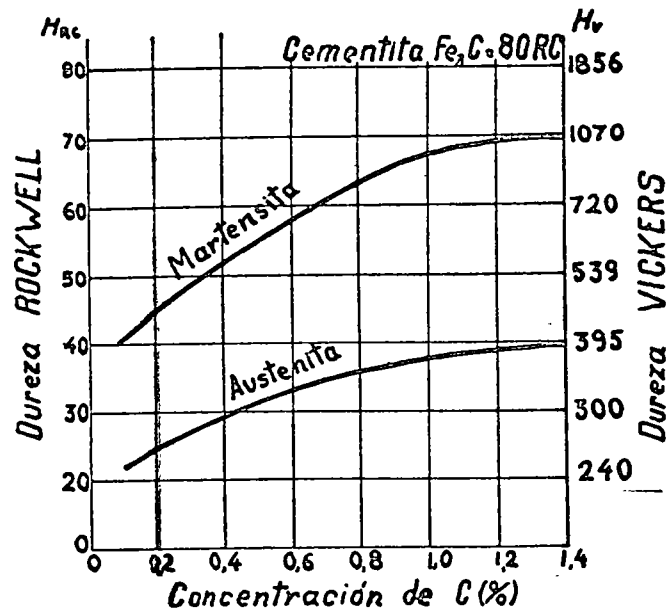


FIG. II-31.—Variación de dureza de la martensita y de la austenita con el contenido de carbono.

Una parte de la gran dureza de la martensita puede atribuirse al estado de solución sobresaturada de carbono en el hierro, pero se debe ante todo a la distorsión de la red tetragonal, que crece con el contenido de carbono. La variación de la dureza de la martensita con la concentración de carbono está representada en la figura II-31.

Todos los medios de investigación —dilatometría, termomagnetismo y, principalmente, la espectrografía de rayos X— conducen a definir la martensita como una solución sólida sobresaturada de carburo de hierro en la ferrita, que nace mediante un proceso que no implica ni nucleación ni crecimiento de núcleos [18].

Desde el punto de vista morfológico la martensita está caracterizada



FIG. II-32.—3500 X — Estructura acicular de la martensita. (Micrografía con luz ultravioleta de F. LUCAS.)

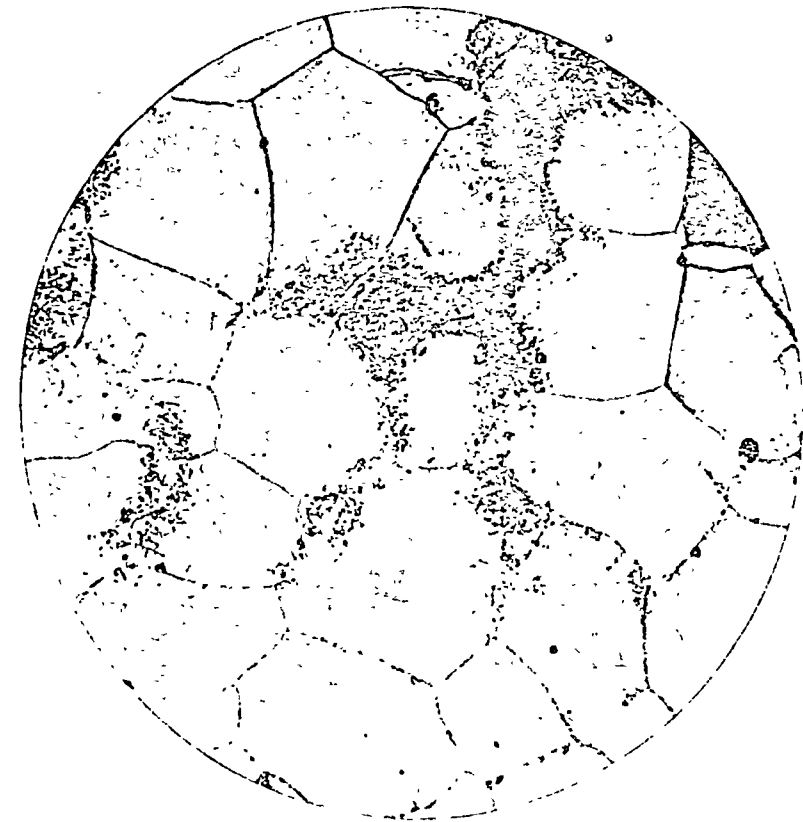


FIG. II-33.—1200 X — Estructura de la austenita con precipitados finos de carburo.

por una estructura acicular acompañada frecuentemente por austenita (figura II-32). Las agujas de martensita cristalizan siguiendo los planos de deslizamiento, y presentan las tres direcciones de WIDMANSTÄTTEN.

D) AUSENCIA DE TRANSFORMACION

La ausencia de transformación da lugar a la austenita, el constituyente del hipertemple; es una solución sólida de carbono en hierro y (figura II-33).

Es la solución sólida estable en caliente, amagnética; es del tipo de inserción¹, y en ella los átomos de carbono ocupan el centro de la celda

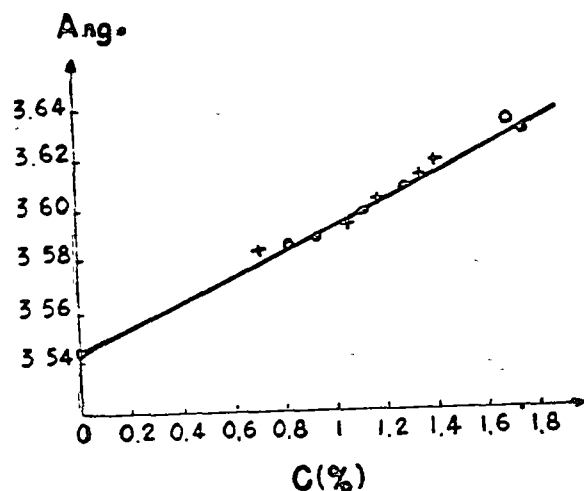


FIG. II-34.—Variación de la arista a de la red cúbica centrada en el espacio de la austenita, en función de la concentración de carbono.

cúbica unitaria centrada en las caras del hierro y (fig. II-4). Las celdas invadidas de tal modo ocasionan una dilatación general de la red atómica del hierro y cierta distorsión. Esta red ligeramente deformada tiene una arista media del cubo mayor que la del cubo de hierro y no carburado, y el parámetro crece con el contenido en carbono (fig. II-34):

$$a = 3,57 \text{ \AA} \quad \text{para} \quad C = 0,60 \%$$

$$a = 3,62 \text{ \AA} \quad \text{para} \quad C = 1,70 \%$$

BAIN ha encontrado que la red centrada en las caras de la austenita puede considerarse como una red tetragonal centrada en el centro con

¹ Es decir, los átomos del soluto no substituyen a algunos átomos de la red cristalina del solvente (tipo de substitución), sino que se insertan entre ellos; los pueden desplazar pero no reemplazar (V. del T.).

$\frac{c}{a} = \sqrt{2}$. Los átomos de carbono ocupan entonces el centro de las caras perpendiculares al eje cuaternario de algunas celdillas de esta red.

La ligera deformación de la red se traduce en un aumento de la dureza de la austenita con la concentración de carbono (fig. II-31).

La austenita puede disolver gran número de elementos además del carbono. Esta disolución conduce a un cambio del edificio físico-químico que se manifiesta en un desplazamiento de las líneas del diagrama del equilibrio. Si el dominio de la solución sólida y se extiende bajo la influencia del elemento de adición se dice que éste es "gammágeno"; si, por el contrario, disminuye en beneficio de la fase α se dice que el elemento añadido es "alfágeno" (BENEDICKS).

Ha de notarse, con HUME-ROTHERY [19], que las propiedades gammágena o alfágena de un elemento dependen de su volumen atómico. Los elementos de volumen atómico superior al del hierro son, en general, alfágenos; y a la inversa, los de volumen atómico inferior son en su mayoría gammágenos.

La tabla que damos inmediatamente agrupa los elementos alfágenos y gammágenos según la teoría de HUME-ROTHERY, los elementos de adición más corrientes del acero se han indicado en **negrita**.

	⁷ Bé	Si	Ti	Ge	Nb	Ta
Alfágenos		P	V	As	Mo	
	B	S	Cr	Zr	W	
Gammágenos	C	Mn	Co	Cu	Ru	Os
	N₂		Ni	Zn	Rh	Ir
					Pd	Pt
						Au

El diagrama de Upton

Es sabido que el diagrama de equilibrio es válido para aleaciones en condiciones de enfriamiento muy lentas. Si la velocidad de enfriamiento aumenta, como ocurre en las soldaduras, las líneas de transformación se desplazan hacia las temperaturas bajas, e incluso se produce un desdoblamiento del punto eutectoide. La influencia de la velocidad de enfriamiento sobre el desplazamiento de las líneas del diagrama de Fe-C y sobre la temperatura de formación de la martensita ha sido estudiada por UPTON [20] (fig. II-35). El diagrama correspondiente muestra que con una velocidad de enfriamiento de 30 °C por segundo, que corresponde a una soldadura por arco, el comienzo de la formación del eutectoide se extiende de 0,40% a 0,80% de carbono.

Esto explica ciertos aspectos estructurales de las zonas de sobrecalentamiento, que presentan una red ferrítica basta con el grano invadido por

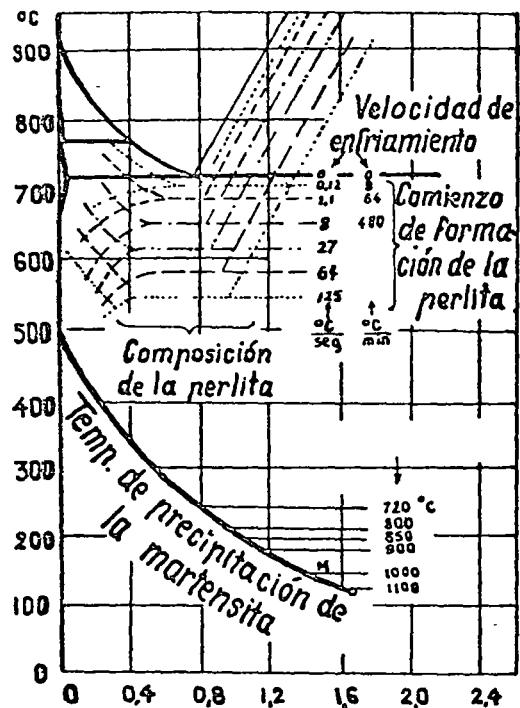


FIG. II-35.—Diagrama de G. B. UPTON.



FIG. II-36.—120 X — Estructura de ferrita-perlita del acero suave (C=0,18%).



FIG. II-37.—120 X — Zona de sobrecalentamiento de una unión oxiacetilénica de un acero con 0,18% de carbono. Red basta de ferrita con precipitación de un agregado fino de tipo sorbítico.

un agregado laminar más o menos fino. De este modo, un acero cuya estructura normal en estado recocido es ferrito-perlítica (fig. II-36) da en la zona de sobrecalentamiento un grano basto con un agregado laminar fino que ocupa toda la red (fig. II-37).

Por nuestra parte, pensamos también que durante el período de soldeo la elevación sumamente rápida de la temperatura debe de desplazar la línea del diagrama del equilibrio hacia las temperaturas elevadas, lo cual introduciría un retraso en el equilibrio. Esto parece explicar, en cierta medida, los temple más moderados observados durante el ciclo térmico de soldeo de los aceros al carbono, e incluso de algunos aceros especiales, a pesar de tener velocidades críticas de temple muy grandes.

VI.—LAS TRANSFORMACIONES ANISOTERMICAS

La descomposición anisotérmica de la austenita conduce al trazado de "curvas en S o TTT" que traducen los tres modos de transformación: perlítica (Ar'), bainítica (Ar'') y martensítica (Ar''').

Si bien las curvas en S dan indicaciones inapreciables acerca de la templabilidad del acero, proporcionan, en cambio, pocos datos sobre las estructuras obtenidas por enfriamiento rápido y continuo, que es el caso que se presenta generalmente en las soldaduras.

Las transformaciones por enfriamiento continuo pueden representarse por medio de *curvas anisotérmicas*.

La determinación del diagrama anisotérmico es más complejo que el de las "curvas TTT", y puede trazarse, bien experimentalmente, bien a partir del diagrama isotérmico. La determinación experimental se lleva a cabo enfriando a velocidad constante por debajo de Ar_1 una serie de muestras de acero austenizadas a las temperaturas $\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_n$; se mantiene el estado estructural por temple de las muestras en agua.

La austenita residual se transforma en martensita o en otros productos de transformación durante el enfriamiento, y se determinan las estructuras por los diversos métodos de investigación clásicos: observación micrográfica, rayos X, durometrías, etc.

Haciendo variar de tal modo las velocidades de enfriamiento y las temperaturas de transformación de la austenita residual, se puede trazar el diagrama anisotérmico, del cual damos en la figura II-38 un ejemplo que corresponde a un acero con Mn-Mo (C=0,10; Mn=1,63; Mo=0,41) austenizado a 1 090 °C¹.

LIEDHOLM [13] ha intentado trazar diagramas anisotérmicos a partir de probetas de JOMINY de pequeñas dimensiones (diámetros de 12,5 milímetros en lugar de 25 mm) enfriadas a velocidad constante y templadas después en agua. Llevando a un diagrama las durezas en función de la

¹ Recuerde nuestra nota de la pág. 47 (A. del T.).

velocidad de enfriamiento se obtiene una familia de curvas isocleras que da una imagen de las transformaciones anisotérmicas.

La determinación de las curvas de transformación anisotérmica a partir de las "curvas en S" es más compleja, y se apoya sobre la aditividad de las diferentes estructuras y de su velocidad de transformación.

Tomemos como ejemplo una curva anisotérmica (fig. II-38) en la que

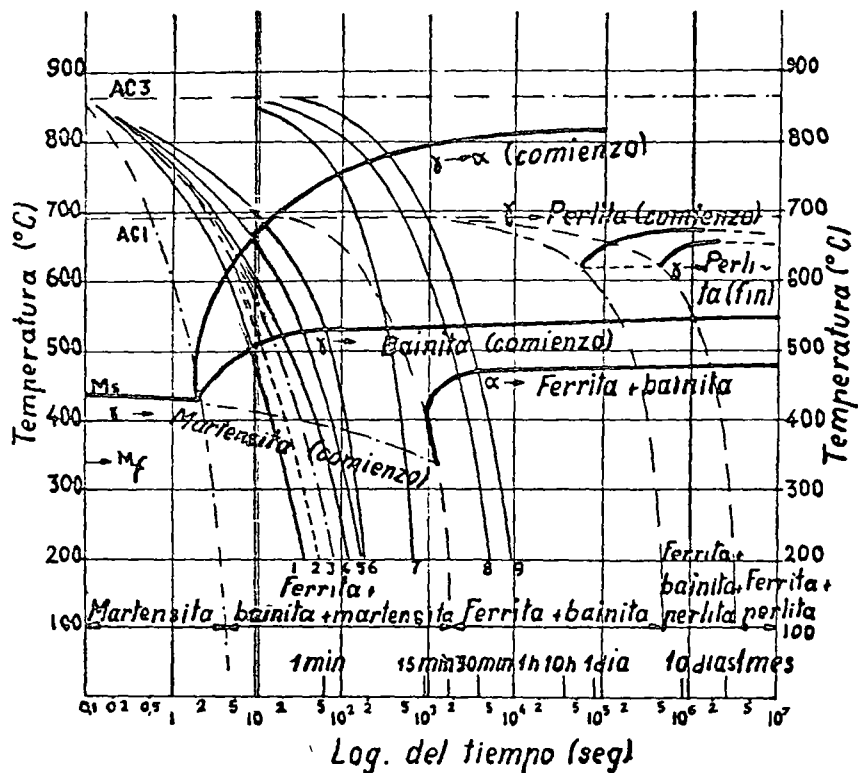


FIG. II-38.—Curvas anisotérmicas de un acero con manganeso-molibdeno ($C=0.10$; $Mn=1.63$; $Mo=0.31$) austenizado a 1090°C .

Curvas de enfriamiento:

- | | |
|-------------------------------------|-----------------------------------|
| 1. $e=38$ mm, electrodo de 4 mm | 4. $e=12.5$ mm, electrodo de 4 mm |
| 2. $e=38$ mm, electrodo de 5 mm | 5. $e=12.5$ mm, electrodo de 5 mm |
| 3. $e=38$ mm, electrodo de 6 mm | 6. $e=12.5$ mm, electrodo de 6 mm |
| 7. $e=150$ mm, temple en agua | |
| 8. $e=75$ mm, enfriamiento al aire | |
| 9. $e=150$ mm, enfriamiento al aire | |

se hayan trazado las curvas de enfriamiento relativas a dos espesores distintos del metal. La curva 7 corresponde a la velocidad de enfriamiento para temple en agua y la curva 9 a temple en aire de este tipo particular de acero, con chapa de 150 mm de grueso. Con enfriamiento en agua (curva 7) la estructura final estará formada por bainita y martensita,

mientras que el enfriamiento en aire hace desaparecer la frágil estructura martensítica.

En este tipo de acero, la obtención del estado de equilibrio con perlita está subordinada a un enfriamiento muy lento, del orden de 3°C por hora. La normalización de tal acero proporcionará una mezcla de ferrita y bainita (curva 9).

La soldadura por arco de este acero (curvas 1 a 4) debe dar lugar a estructuras complejas ferrito-bainito-martensíticas, como en el caso del temple en agua. La cantidad de martensita en la soldadura disminuye:

- cuando disminuye el espesor de la chapa (curvas 4, 5 y 6);
- a espesor constante, cuando aumenta el diámetro del electrodo

El diagrama anisotérmico de un acero unido a las curvas de enfriamiento de la soldadura, permiten determinar las estructuras finales capaces de aparecer en las zonas de sobrecalentamiento y, por consiguiente, proporcionan inapreciables indicaciones sobre la soldabilidad metalúrgica del acero considerado. Asimismo es posible prever las condiciones de precalentamiento que permiten acercarse al estado de equilibrio.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] N. T. BELAIEV: La cristallisation des métaux (1934). Institut de Soudure Autogène. Paris, *Rev. Métal*, **27** (1930), 680.
 - [2] O. V. GREENE: *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.*, XVI, **1** (1929), 57.
 - [3] Prof. A. PORTEVIN y P. CHEVENARD: *Rev. Métal.*, **18** (1921), 717.
 - [4] J. M. ROBERTSON: *Journ. Iron and Steel Inst.*, **1** (1929), 391.
 - [5] C. E. BAIN: *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.*, VII (1924), 25; XXIV (1936), 225.
 - [6] C. E. BAIN y E. S. DAVENPORT: *Tech. Pub.*, 348; *Am. Inst. Min. Metal. Eng.*, Chicago (1931), 1.
 - [7] Prof. A. PORTEVIN y H. JOLIVET. *Journ. Iron and Steel Inst*, **2** (1939), 95; *C. R. Acad. Sc.*, **207** (1939), 1412.
 - [8] Prof. A. PORTEVIN: *Rev. Métal.*, **37** (1940), 37.
 - [9] N. T. BELAIEV: Introduction à l'étude de la coalescence dans les aciers eutectoides et hypereutectoides, *Rev. Métal.*, núms **3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10** (1944).
- El lector encontrará importantes referencias bibliográficas acerca de las estructuras de los aceros en estos artículos.
- [10] J. H. HOLLOMON y L. D. JAFFE. *Trans. AIME*, **167** (1946), 601.
 - [11] Yves DARDÉL: Les conceptions américaines relatives à la trempabilité de l'acier, Centre de Documentation Sidérurgique, n.º **6** (1948).

CAPITULO III

ESTRUCTURA DE LAS SOLDADURAS

En la segunda parte de esta obra tendremos que estudiar las transformaciones estructurales de varios tipos de aceros en las diversas zonas de la unión: variación de las dimensiones de los granos y naturaleza de las nuevas estructuras que aparecen en virtud de transformaciones físico-químicas.

En este capítulo abordamos las transformaciones estructurales de las soldaduras en su conjunto y especificamos el proceso de formación de la estructura cristalina a partir del estado líquido (zona de fusión) o de las transformaciones en el estado sólido (metal de base).

I.—ESTRUCTURA DE LA ZONA FUNDIDA

Consideremos en el diagrama de Fe-C (fig. III-1) dos aceros, uno hipoeutectoide ($C=0,60\%$, marcado con I) y el otro hipereutectoide ($C=1\%$), a los que se ha llevado al estado líquido ($\theta_f > 1500^\circ\text{C}$), y que se dejan enfriar lentamente. Cuando se pasa el liquidus en d y e aparecen los primeros núcleos de cristalización, con una concentración del $0,25\%$ de C en el acero I (punto a) y del $0,40\%$ en el acero hipereutectoide. Estos gérmenes se desarrollan siguiendo la ley de TAMMANN, es decir, por una parte en función de la velocidad de nucleación, que depende de la cantidad de gérmenes que se originan a cada temperatura, y por otra en función de la velocidad de crecimiento de los cristales γ , que depende de la velocidad de enfriamiento impuesta. En el dominio líquido + γ comprendido en los intervalos dd' y ee' , la concentración de carbono aumenta con el desarrollo de los cristales de solución sólida. En d' y e' , en el solidus, el contenido de carbono de la parte sólida corresponde a las concentraciones de $0,6\%$ en el acero I y de 1% en el acero hipereutectoide.

Hay aparición de cristales γ primarios, caracterizados por la presencia de dendritas (fig. III-2) que nacen en el dominio liquidus-solidus, y que constituyen una unidad cristalográfica. Si se admite con BELAIEV la existencia del fenómeno de granulación de la cristalización primaria en la región superior del dominio γ , se producirá durante el enfriamiento gran número de granos γ o de austenita alrededor de cada dendrita.

A la temperatura de descomposición de la austenita, el primer elemento que se separa en el acero I es la ferrita o hierro α : lo hace en el punto c , dando lugar a granos de ferrita; después se separa la cementita en S , para dar lugar a la formación del agregado perlítico (fig. II-8). Por lo tanto, a temperatura baja y en un acero hipoeutectoide enfriado muy

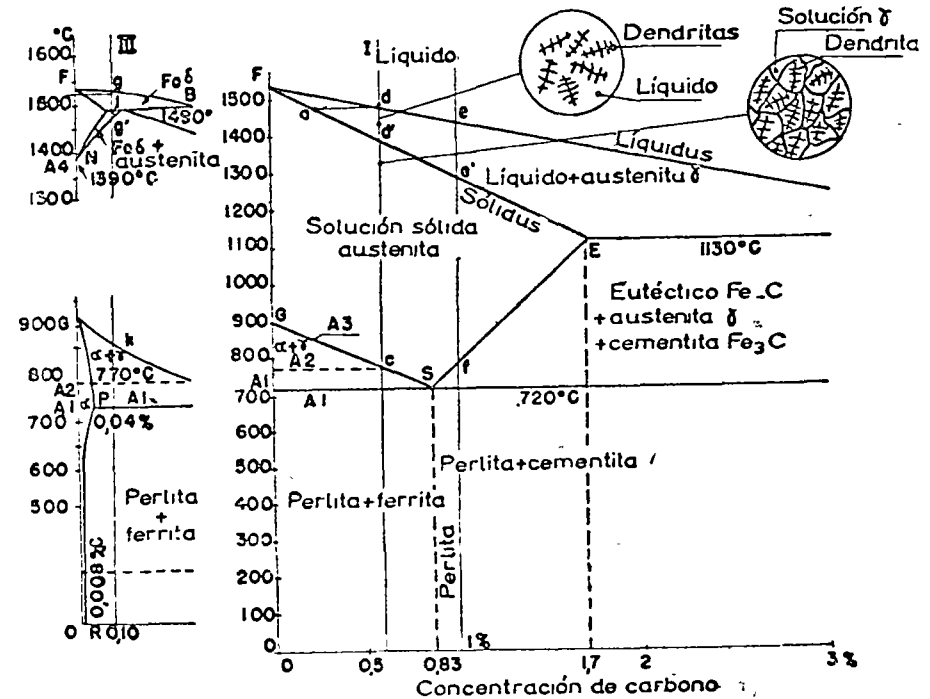


FIG. III-1.—Diagrama de solidificación de los aceros al carbono.

lentamente se observan dos constituyentes: la ferrita α —en lagunas o regular— y la perlitita ($\text{Fe } \alpha\text{—Fe}_3\text{C}$) (fig. III-3).

En el caso del acero hipereutectoide, el elemento que primero se separa —en f — es la cementita, y el proceso de formación de la perlitita que sigue a este estadio es idéntico al del caso precedente. Tras el enfriamiento observaremos en el microscopio, una vez atacada adecuadamente la muestra, una red de cementita que rodea los granos de perlitita (figura III-4).

En un acero enfriado de tal manera, el grano de ferrita estará muy desarrollado; diremos que tiene una estructura basta, y si nos encontramos en presencia de orientación cristalina la llamaremos estructura de WIDMANSTÄTTEN, que estudiaremos en detalle más adelante.

Si ahora se calienta de nuevo esta estructura de colada hasta el dominio γ , el paso por la línea de transformación G-S va a dar lugar a una

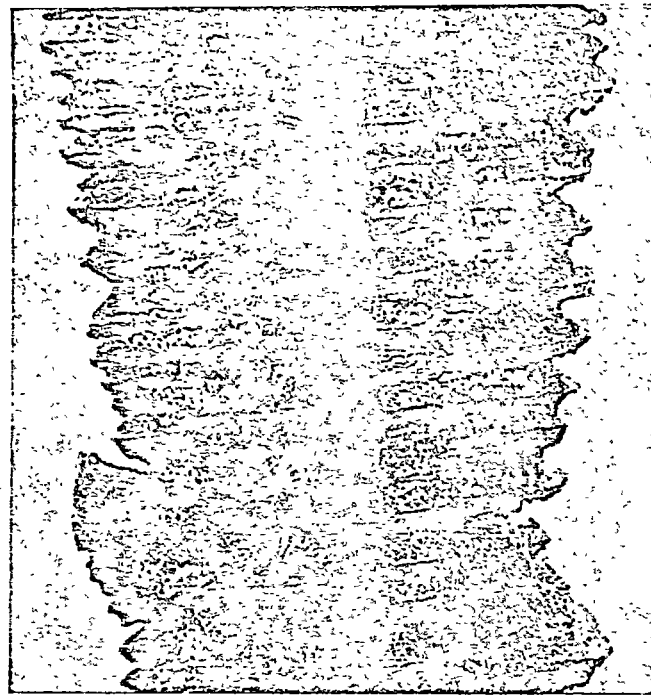


Fig. III-2.—Cristal de CHERNOV. Dendritas formadas en el rehecho de un lingote de acero de 100 t (longitud de las dendritas, 36 cm).



Fig. III-3.—200 X — Estructura de un acero con 0,60% de carbono: ferrita reticular y perlita coloreada por el ataque ácido (Nital).



Fig. III-4.—300 X — Estructura de un acero con 1% de carbono. Red de cementita con perlita coloreada por el ataque (Nital).

multitud de pequeños granos γ , al volver a la temperatura ordinaria encontraremos (puesto que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ es reversible) granos pequeños de ferrita asociados al agregado perlítico (fig. III-5).

Vemos que existe cierta correlación entre las dimensiones de los granos γ y α : un grano γ grande da origen a un grano α grande, y análogamente, a partir de un grano γ fino se deposita un grano α fino. Si bien hay correlación no se llega a la semejanza; es decir, el grano α no constituye exactamente una imagen del grano γ . Por el contrario, en los aceros hipereutectoides la red de cementita es sin duda una imagen del grano γ .

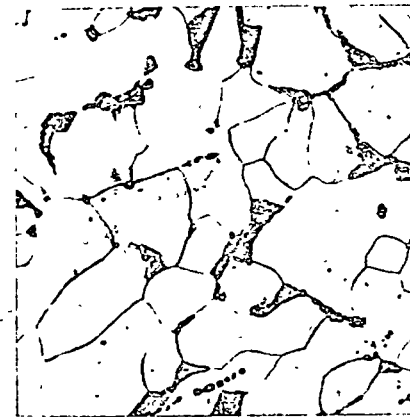


Fig. III-5.—200 X — Estructura de recocido de un acero suave con 0,12% de C. Distribución homogénea de los dos constituyentes: ferrita y perlita.



Fig. III-6.—1800 X — Cementita quina en los bordes de la ferrita, obtenida por recocido de una soldadura efectuada con electrodo de rutilo (C=0,07%; Mn=0,48%; Si=0,38%).

Como la determinación del tamaño de grano de la austenita (grain size) necesita la presencia de la red de cementita, para realizar tal determinación se cementa el acero en el dominio γ (ensayo McQUAID-EHN).

Examinemos ahora la solidificación de un acero del tipo III, de contenido de carbono cercano al 0,10%: caso frecuente en los aceros soldables unidos por fusión mediante soplete o arco (fig. III-1).

Al atravesar el liquidus en g , los gérmenes que se separan son cristales δ cuya concentración de carbono es muy pequeña ($C < 0,05\%$); los gérmenes se enriquecen en carbono hasta llegar al 0,07% a la temperatura de 1490 °C. La transformación peritética que se produce a esta temperatura es una reacción con el líquido B de 0,55% de carbono que da origen a cristales γ . Entre 1490 °C y el punto g' (1450 °C) nos encontramos en presencia de dos fases, $\delta + \gamma$, que se transforman en granos γ , o sea en granos de austenita, al atravesar la línea N J.

El proceso de solidificación que sigue es idéntico al del acero hipoeutec-

toide, o sea, separación de ferrita en el punto *k* de la línea *G S*, hacia una temperatura de 570 °C, con lo que se tendrá el grano de ferrita α .

Si el contenido de carbono del acero es inferior al 0,05 % se pasa directamente del estado líquido a la fase δ , y la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ se produce a lo largo de la línea *N J*.



FIG. III-7.—1000 X — Estructura basáltica de la capa superior de una soldadura por arco (C=0,07%; Mn=0,75%; Si=0,25%; S=0,027%; P=0,018%).

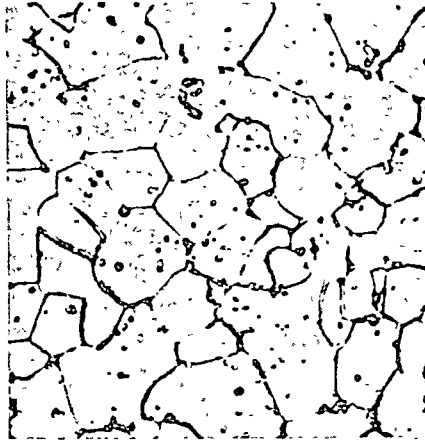


FIG. III-8.—1000 X — En el centro de la soldadura de la figura anterior: normalización de la estructura basáltica por las pasadas sucesivas.

En estado sólido, al atravesar la línea *G P* habrá precipitación de cementita junto a la ferrita, es decir la llamada *cementita quinaria* (fig. III-6); encontraremos a menudo este constituyente tanto en las soldaduras brutas de fusión como en las tratadas térmicamente.



FIG. III-9.—100 X — Estructura de la zona fundida de una soldadura oxiacetilénica.

En definitiva, las estructuras de fusión por soplete y por arco presentarán aspectos diferentes. En el *soldeo por arco*, la masa de metal llevada al estado líquido es muy pequeña y la velocidad de enfriamiento —muy grande— puede llegar hasta 1 500 a 1 600 °C/min, según los espesores. La estructura primaria es basta, orientada y dendrítica; se llama *estructura basáltica* (fig. III-7). Esta estructura no resulta transformada al calentar por encima del punto *A₃*, pero se afina por recocido al pasar al estado γ . Por esta razón, en la zona fundida de una soldadura por arco, las primeras pasadas de fondo y las pasadas

centrales presentan una estructura fina y regular, bien con formación de perlita intergranular (fig. III-8), bien con precipitación de cementita quinaria (fig. III-6); únicamente la última capa presenta una estructura basáltica (fig. III-7).

En la zona fundida de una *soldadura oxiacetilénica*, que suele ejecutarse en general en una sola pasada, la masa de metal fundido es mucho más importante, las velocidades de enfriamiento son menores ($V_m = 350$ °C por minuto), y la estructura obtenida es basta, desmenuzada y sin orientación preferente (fig. III-9) en toda la sección de la soldadura.

II.—TRANSFORMACIONES EN EL METAL BASE

El ciclo térmico de soldadura establece en cada punto del metal base un estado térmico estacionario definido por la máxima temperatura alcanzada, θ_m y la velocidad de enfriamiento, V_m (fig. III-10).

Las transformaciones de un acero base dado dependerán de estos dos factores, θ_m y V_m ; de lo cual se desprenden las zonas diferentes que es menester considerar :

La *zona de sobrecalentamiento*, cercana a la zona de fusión ($\theta > 1100$ °C), en la que se produce un crecimiento exagerado del grano estructural.

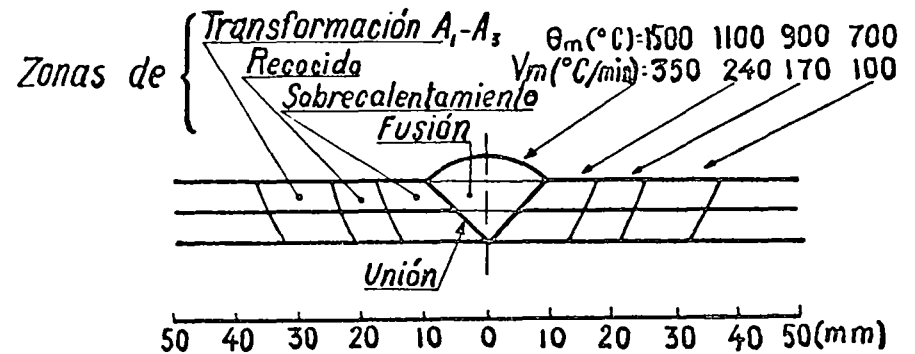


FIG. III-10.—Estado térmico creado por el procedimiento oxiacetilénico en una chapa de acero de 10 mm de espesor.

θ_m : temperatura mínima alcanzada; V_m : velocidad mínima de enfriamiento en grado por minuto.

La *zona de recocido*, sometida a una temperatura comprendida entre 900 °C y 1 000 °C, cuya estructura queda afinada.

La *zona de transformación A₁-A₃* (de 720 °C a 910 °C), para temperaturas inferiores a las de la zona de recocido.

En esta zona pueden producirse fenómenos secundarios: formación de cementita quinaria, precipitación de nitruro de hierro Fe_3N , etc.

Por fin, el metal base no afectado, a temperaturas inferiores a A_1 (720°C). Examinemos ahora estos fenómenos con más detalle.

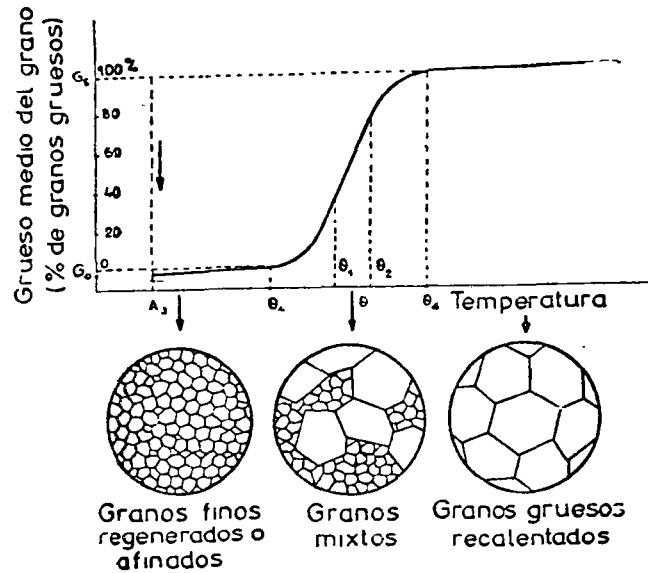


Fig. III-11.—Influencia de la temperatura en el crecimiento de los granos.

Cuando se calienta lentamente un acero de la temperatura ordinaria a una temperatura superior al punto A_3 , no se observa ningún cambio en la estructura fina hasta que se alcanza determinada temperatura θ_1 (fig. III-11); a partir de entonces los granos comienzan a aumentar, dando lugar

a la formación de una estructura mixta con granos grandes y pequeños (fig. III-12). Desde este momento, al aumentar la temperatura los granos grandes absorben a los pequeños y la proporción de aquéllos aumenta con regularidad. La temperatura θ_2 , a la cual se tiene un 100 % de granos gruesos, define la temperatura de sobrecalentamiento.

Por otra parte, la temperatura no es el único factor que influye en el aumento de tamaño de los granos. A partir de θ_1 , y manteniéndose la temperatura constante, el tamaño de grano aumenta con el tiempo, y este aumento es tanto mayor cuanto más cerca se está de la temperatura de sobrecalentamiento.

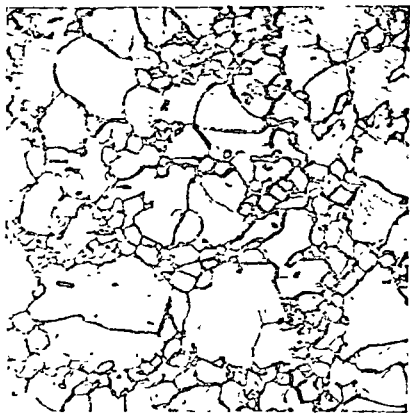


Fig. III-12.—Estructura de granos mixtos observada donde se inicia la zona de sobrecalentamiento de una soldadura oxiacetilénica.

En el diagrama de la figura III-13 se representa la combinación de estos factores en un acero extradulce. Se advierte que no se alcanza el sobrecalentamiento total a 1200°C sino al cabo de ocho horas, mientras que

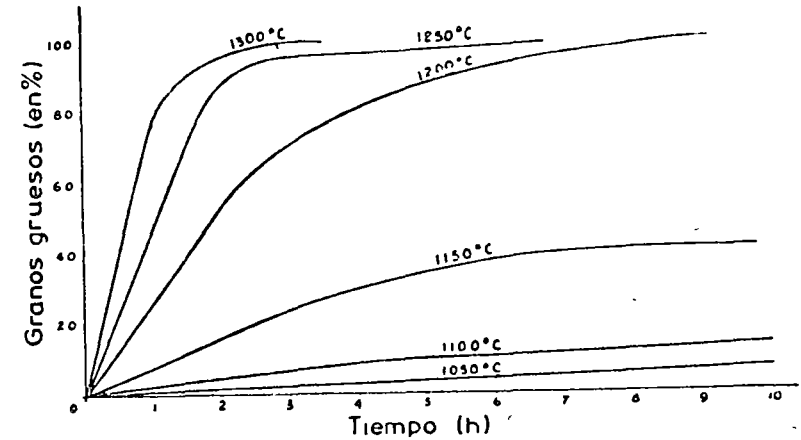


Fig. III-13.—Influencia de la temperatura y del tiempo en el crecimiento de los granos.

se consigue a 1300°C en dos horas. A temperaturas inferiores a 1200°C se producirán solamente estructuras mixtas, cualquiera que sea el tiempo de calentamiento.

III.—LA ESTRUCTURA DE WIDMANSTÄETTEN

La peculiar estructura que nos proponemos estudiar fue observada por primera vez por A. DE WIDMANSTÄETTEN en el hierro meteórico (fig. III-14). Está caracterizada por una simetría que sigue tres o cuatro direcciones privilegiadas, y se manifestó en seguida como una estructura de fragilidad de los aceros, lo cual explica las numerosas investigaciones emprendidas luego sobre esta cuestión.

HANEMANN [1] dio el primer diagrama (fig. III-15) de las diferentes estructuras observadas en función de los tres factores que intervienen:

- la composición química del acero;
- la temperatura de sobrecalentamiento en la fase γ ;
- la velocidad de enfriamiento a partir de esta fase

Si bien el dominio de formación de las estructuras de WIDMANSTÄETTEN es relativamente limitado ($C=0,2$ a $0,4\%$) cuando los sobrecalentamientos son pequeños (fig. III-15 a), se extiende por el lado de las concentraciones bajas de carbono cuando la temperatura de sobrecalentamiento crece (figura III-15 b). Análogamente, la acción del tercer factor, la velocidad de enfriamiento, queda sobrecompensada por el sobrecalentamiento. Por lo tanto, la influencia del sobrecalentamiento es preponderante.

Hemos estudiado con el coronel N. T. BELAIEV [2] las condiciones de formación en las soldaduras de esta estructura, que está caracterizada por depósitos paralelos a los planos de deslizamiento. Su aparición depende de los tres factores principales dados más arriba:

— composición química del metal;

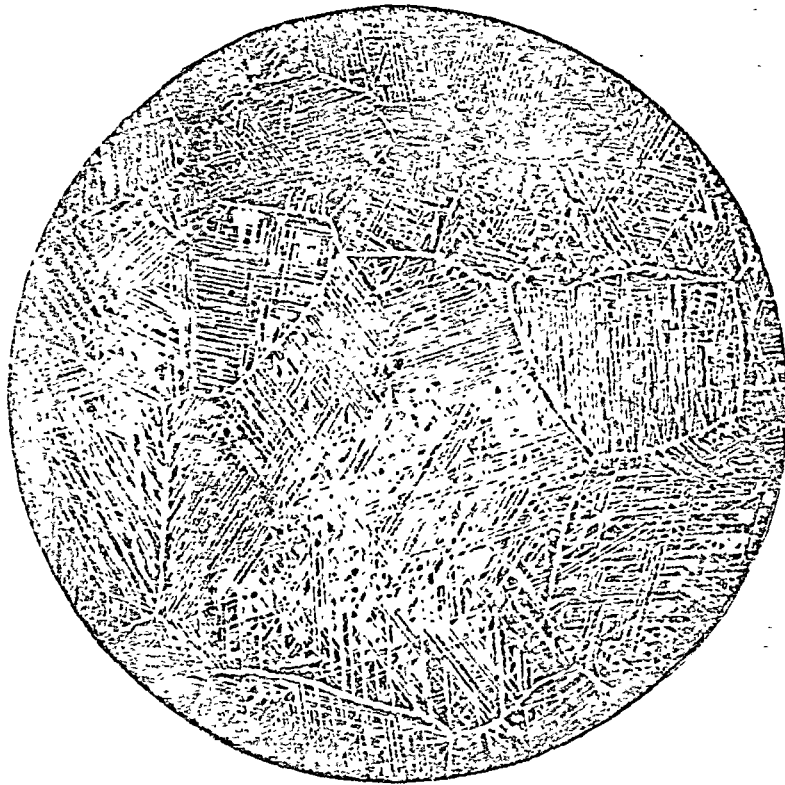


FIG. III-14.—Estructura de WIDMANSTAETTEN observada por N. T. BELAIEV en hierro meteorico. Precipitación de los constituyentes siguiendo los planos cristalográficos del octaedro, con lo que se originan dos o tres orientaciones privilegiadas.

— tamaño del grano γ que va a dar lugar a la estructura secundaria (sobrecalentamiento).

— velocidad de enfriamiento a partir de la fase austenítica.

Las mismas condiciones de enfriamiento pueden originar, tanto una estructura celular si el grano γ es relativamente pequeño (sin sobrecalentar), como una de cristales grandes o incluso la de WIDMANSTAETTEN, si el grano tiene dimensiones considerables.

En las juntas soldadas, la estructura de WIDMANSTAETTEN puede formarse, bien en el metal fundido, bien en el metal base sobrecalentado; también aparece, a veces, en las piezas de gran masa sometidas a oxicorte. La

aparición de esta estructura está unida, aparte de a la composición química, al ciclo término impuesto por el soldeo, el cual depende del procedimiento y métodos de soldar, así como las dimensiones y forma de las piezas. Según los conocimientos que tenemos acerca de la distribución térmica, puede preverse que el soldeo oxiacetilénico proporciona las condiciones más favorables para obtener la estructura de WIDMANSTAETTEN.

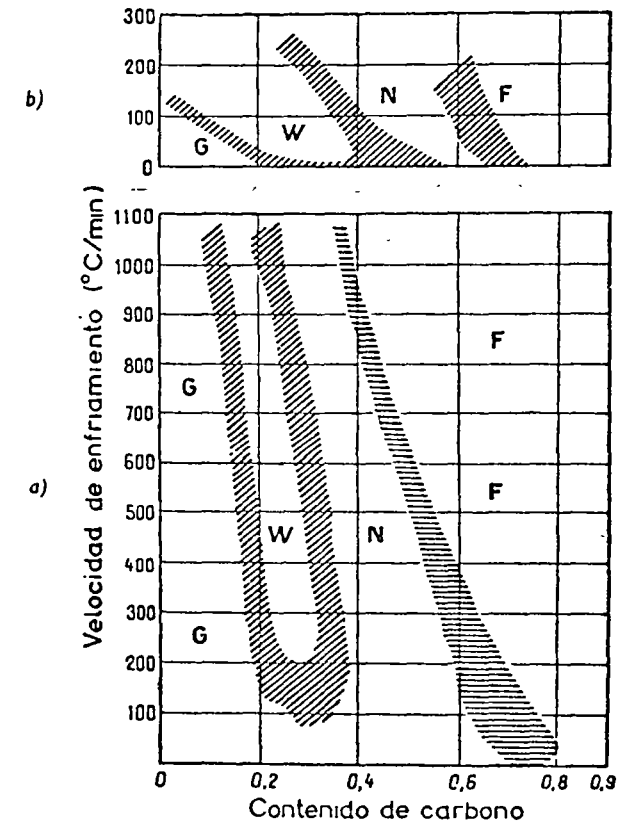


FIG. III-15.—Diagrama de HANNEMANN, que da las condiciones de formación de la estructura de WIDMANSTAETTEN para los siguientes calentamientos: en las proximidades de la temperatura A_1 (15 a); a las temperaturas de sobrecalentamiento (15 b).

Esta estructura puede presentarse bajo diversos aspectos: ora incompletamente formada (figs. III-16 y III-19), si no se llega a darse del todo alguna de las condiciones (químicas o térmicas) de formación; ora completa (fig. III-17), es decir, con las direcciones privilegiadas netamente orientadas. La naturaleza del agregado laminar depositado paralelamente a los planos de deslizamiento puede ser perlítica o troostítica; las propiedades mecánicas, en particular la dureza, dependen justamente de la naturaleza de este agregado.

Ciertos elementos especiales, como el manganeso, el cromo y el molibdeno, tienden a favorecer su formación.

La estructura de WIDMANSTAETTEN influye notablemente, debido al gro-

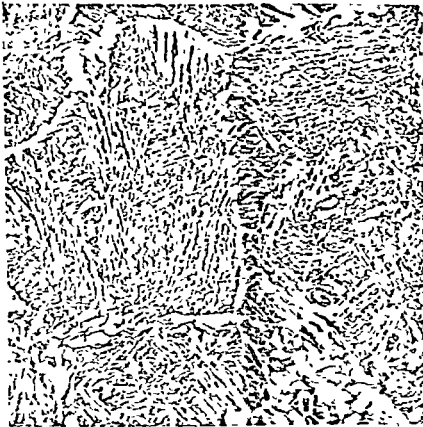


FIG. III-16.—100 X — Estructura de WIDMANSTAETTEN incompleta observada en una soldadura oxiacetilénica.



FIG. III-17.—100 X — Estructura de WIDMANSTAETTEN completa observada en una soldadura oxiacetilénica de acero con 0,15% de carbono.

sor del grano, en las propiedades mecánicas de la junta y, en particular, sobre la fragilidad.

Damos en el cuadro III-1 algunos resultados de los ensayos de choque llevados a cabo con estructuras de WIDMANSTAETTEN perfectamente caracte-

CUADRO III-1

Composición química del metal			K (kpm/cm ²) Probeta Mesnager		
C	Mn	Si	Estructura de Widmanstatten	Contrasoldada en la raíz	Soldadura recocida a 850 °C
0,19	0,32	Indicios	3,20	6,40	17,8
0,37	0,74	0,36	2,35	6,0	15,20
0,46	0,87	0,15	2,8	5,20	14,60

terizadas procedentes de fusión con soplete. La resiliencia, que está comprendida entre 2 y 3 kpm/cm² en las probetas con tal estructura, mejora al contrasoldar, al precalentar o cuando se lleva a cabo un tratamiento térmico más completo.

IV.—ESTUDIO ESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS

Examinemos ahora las dos clases de cambios que acompañan a los procesos de fusión:

- A) Modificaciones que afectan a la estructura del grano;
- B) Modificaciones, ligadas al poder de temple del acero, que llamaremos *modificaciones fisico-químicas*.

A) Modificaciones que afectan a la estructura del grano

1.º SOLDEO OXIACETILENICO

En la *zona fundida* de este procedimiento de soldar se mantiene el metal en estado líquido durante un tiempo relativamente largo, que es función del volumen de metal fundido, es decir, del grueso de la chapa que se suelda y del diámetro del metal de aporte. En consecuencia, el tamaño del grano de solidificación crece, dentro de ciertos límites, con el espesor que se ha de soldar. La estructura de la zona fundida con el soplete es



FIG. III-18.—Estructura orientada de la zona de unión de una soldadura oxiacetilénica.

muy basta, con una redícula desmenuzada, irregular, sin orientación definida (fig. III-9). En los bordes de la junta la solidificación ocasiona una cristalización orientada perpendicular a las isoterms (fig. III-18), que recuerda la solidificación en lingotera. En la *zona de unión*, constituida por una mezcla de metal fundido y de metal base sobrecalentado, la estructura sigue siendo basta.

En el *metal base* aparece ante todo la estructura sumamente basta de la *zona de sobrecalentamiento* (fig. III-19), que con frecuencia es análoga

a la estructura de WIDMANSTÄTTEN. Al alejarse del eje de la soldadura las dimensiones de los componentes estructurales disminuyen.

El diagrama de la *figura III-20* representa la variación de la relación entre las superficies de los granos $\frac{S}{S_0}$ (en que S_0 es la superficie inicial en el metal recocido y S la superficie media de los granos en un punto dado), en función de la distancia al eje de la soldadura [3]. Se observa en la soldadura oxiacetilénica (curva C) una relación $\frac{S}{S_0}$ que llega frecuentemente

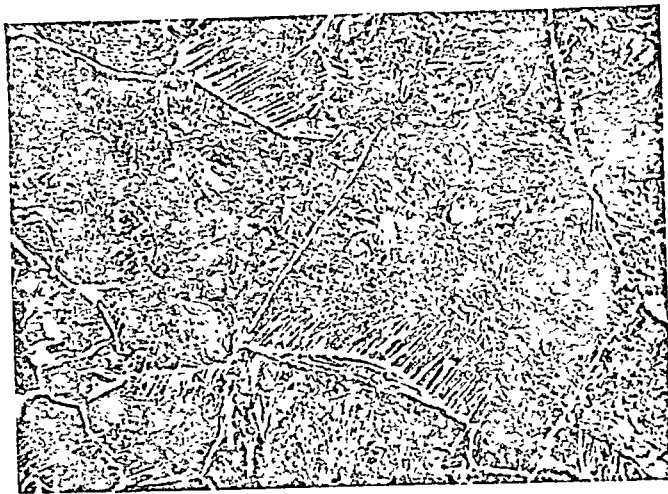


FIG. III-19.—150 X — Estructura basta de la zona de sobrecalentamiento, con red de ferrita y precipitación de un agregado fino de tipo troostítico en el interior del grano (comienzo de la formación de una estructura de WIDMANSTÄTTEN).

a sobrepasar el valor 16 en la zona de sobrecalentamiento y en la zona fundida. La macrografía de la *figura III-21* ilustra perfectamente este fenómeno en el metal base de un empalme oxiacetilénico.

2.º SOLDEO ELECTRICO POR ARCO

En el soldeo eléctrico por arco se procede generalmente efectuando depósitos sucesivos de metal fundido de muy pequeño volumen que solidifican casi instantáneamente. Como consecuencia, la estructura de la zona fundida es más fina, alincada y acicular — es la estructura basáltica descrita más arriba (*fig. III-7*), que se suele encontrar en las últimas pasadas o capas superiores de una soldadura por arco.

Si la operación implica varias pasadas, la influencia térmica de las superiores normaliza la estructura de las capas ya solidificadas, lo cual conduce a un afinamiento de la estructura con formación de granos poliédricos finos (*fig. III-8*): tal es el aspecto estructural que se encuentra generalmente en las partes centrales de la zona fundida.

En la zona de unión también es clara la orientación de la cristalización:

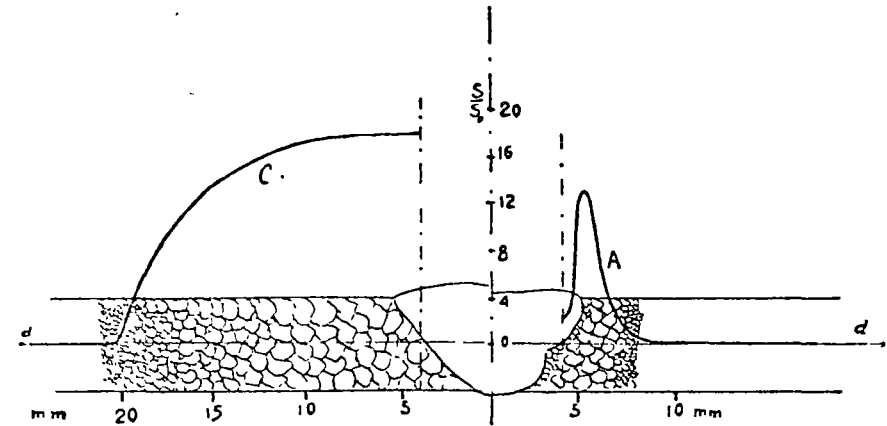


FIG. III-20.—Influencia del ciclo térmico de soldeo en el tamaño del grano del metal base. Curva C, procedimiento oxiacetilénico; curva A, procedimiento por arco.

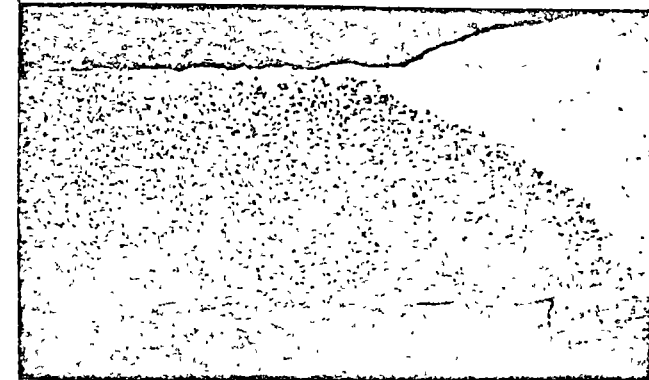


FIG. III-21.—Macrografía que muestra las diversas zonas de una soldadura oxiacetilénica (e=10 mm) esquemáticas en la *figura III-20*.

(*fig. III-22*), aun cuando resulta destruida a menudo por el tratamiento térmico provocado por el depósito de las capas sucesivas.

La zona de sobrecalentamiento del metal base está más localizada; la estructura presenta un máximo de aumento de tamaño del grano en esta zona (curva A de la *fig. III-20*) y luego se afina en la zona de unión — a

menos en la parte central de la junta— por el efecto térmico de las pasadas de soldeo.

La macroestructura de la *figura III-23* patentiza estas diversas zonas de una junta soldada por arco.



FIG. III-22.—100 X — Estructura orientada de la zona de unión de una soldadura por arco. Metal base: acero ferrítico templeable con cromo-níquel; electrodo: acero inoxidable 25 Cr-20Ni. Se pueden observar las dendritas en la fase austenítica.

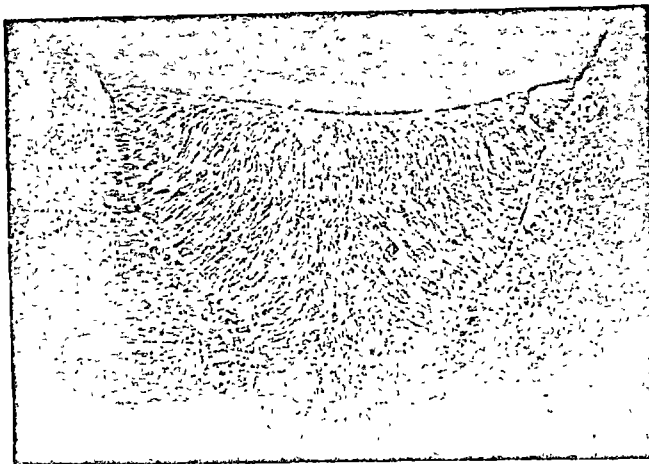


FIG. III-23.—Macroestructura de una soldadura por arco en la que se manifiesta la cristalización orientada de la zona de fusión y las transformaciones en el metal base.

B). Modificaciones físico-químicas

1.º SOLDEO OXIACETILENICO

Es evidente que, para un tipo dado de acero, la naturaleza de las estructuras que se observen ha de depender en primer lugar del grueso de la chapa: el ciclo térmico impuesto por el soldeo se encuentra de modo notable bajo la influencia de este factor. Fijemos el espesor en 10 mm y examinemos lo que ocurre en las diferentes zonas de la junta (*fig. III-10*):

a) En la *zona fundida* se alcanza la temperatura de fusión, y las velocidades de enfriamiento son del orden de 350 a 400 °C/min: es la región de máximo temple; pero el problema se complica por la superposición de una transformación química (en el caso particular de los aceros ordinarios por una pérdida de elementos útiles: carbono, manganeso y silicio). Debido a esto la zona fundida se encuentra frecuentemente menos templada que las zonas próximas del metal base.

b) En la *zona de sobrecalentamiento* del metal base, situada a algunos milímetros del eje de la soldadura, se alcanza una temperatura aún elevada (1 100 a 1 500 °C), y el enfriamiento es muy rápido: de 200 a 300 °C/min. Se produce necesariamente un aumento del tamaño de grano y una transformación estructural importante con temple, cuya naturaleza depende del tipo de acero (*fig. III-19*). En esta región las transformaciones químicas son nulas y, en consecuencia, sólo interviene el ciclo térmico de soldeo en la constitución de la estructura final.

c) En la *zona calentada* hasta temperaturas algo superiores a los 900 °C, llamada también *zona de recocido*, el metal tiende hacia una estructura normalizada con grano afinado, pero esta transformación no puede ser total por efecto de la velocidad de enfriamiento, que es aún grande: de 170 a 200 °C/min.

d) En la *zona de primera transformación*, que se extiende entre los puntos de transformación A_1 y A_2 (de 720 a 900 °C), las modificaciones pueden presentar diferentes aspectos; en particular, puede haber globulización del agregado laminar con tendencia a la coalescencia, sin modificación sensible del grano de ferrita (*fig. III-24*). Esta última zona de transformación puede extenderse, en un chapa de 10 mm de espesor, hasta 20 a 25 milímetros del eje de la soldadura. Más allá de esta distancia el metal base no resulta alterado si se encontraba inicialmente en estado recocido.



FIG. III-24.—180 X — Globulización de la estructura en la zona de primera transformación A_1 - A_2 (720°-910 °C).

Si el metal base había sido modificado previamente por tratamientos térmicos (temple, revenido) o mecánicos (endurecimiento mecánico), las transformaciones de la *zona de sobrecalentamiento* y de la *zona de recocido* son comparables en gran medida a las descritas más arriba, pero en la *zona de primera transformación* y en el metal base antes no afectado se producen nuevas transformaciones difíciles de prever.

2.º SOLDEO ELECTRICO POR ARCO

Las temperaturas que se alcanzan en las diversas zonas de transformación están acompañadas por velocidades de enfriamiento mucho mayores, que llevan a temple más enérgicos.

Todas las zonas se encuentran prácticamente agrupadas en un volumen muy pequeño, distribuidas a lo largo de unos 4 a 5 mm sobre el flanco de la junta, independientemente del espesor de las chapas (fig. III-25). Este

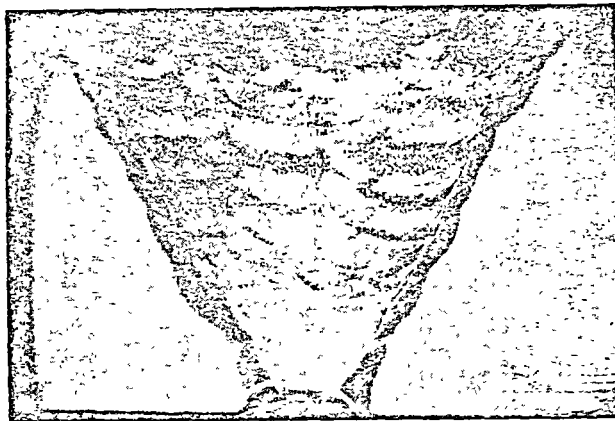


Fig. III-25.—Macrografía de una soldadura por arco con preparación en V y ejecutada por el método de "pasadas finas" ($e=46$ mm). Las pasadas de soldadura han provocado una normalización parcial de la zona de transformación del metal base, caracterizada por las lagunas de grano fino, más claras.

resultado proviene del procedimiento mismo de soldeo por arco, que se efectúa por pequeñas pasadas que tienden a normalizar los granos (afino del grano) de los primeros depósitos.

Las pasadas sucesivas actúan también, en cierta medida, sobre la estructura de las zonas de transformación del metal base, y se obtiene —principalmente en chapas gruesas— una sucesión en capas alternadas de zonas afectadas y zonas parcialmente normalizadas (fig. III-25).

Las estructuras se encuentran así distribuidas en un volumen muy reducido, están entremezcladas y son muy complejas debido a la superposición de los tratamientos térmicos [4] (fig. III-26).

La superposición de las pasadas modifica también la estructura de la zona de sobrecalentamiento y, en consecuencia, las características mecánicas (fig. III-27). Se puede detectar el efecto de revenido por la variación de la dureza en puntos diferentes de esta zona. Por ejemplo, en el punto A

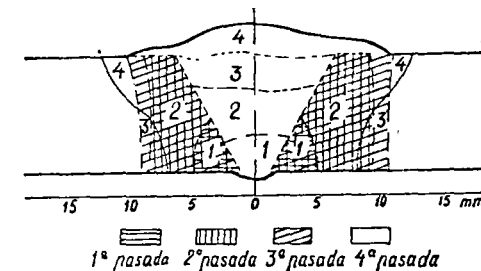


Fig. III-26.—Efecto del ciclo térmico de las pasadas sucesivas de soldeo en las transformaciones del metal base.

la primera pasada produce un aumento notable de la dureza, que llega a alcanzar el 65 % de la dureza inicial del metal base, pero disminuye luego, estabilizándose a partir de la tercera pasada en un 25 % de la dureza inicial.

Lo mismo ocurre con los otros puntos, B, C y D de la zona de sobrecalentamiento. Se tiene finalmente una homogeneización de las característi-

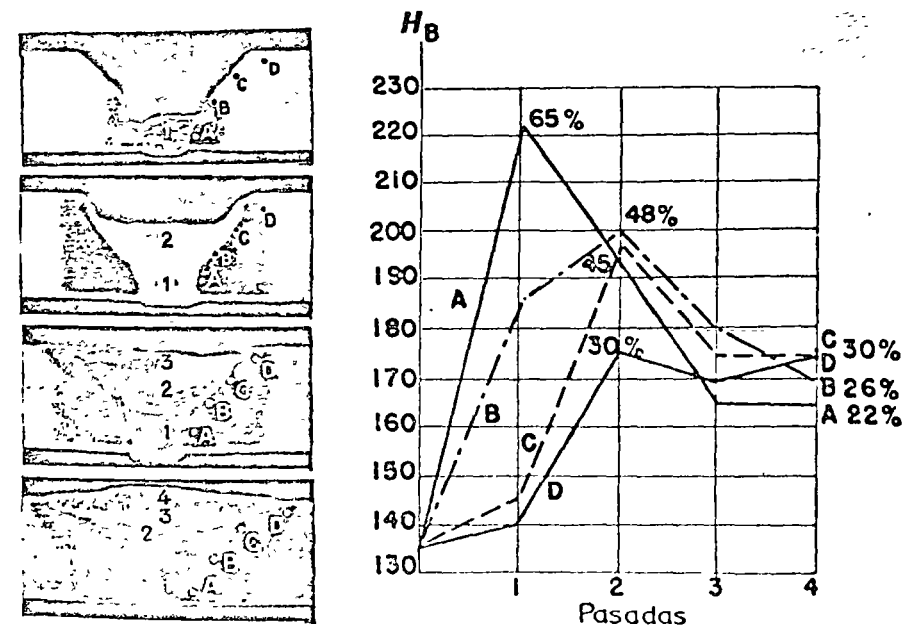


Fig. III-27.—Influencia de las pasadas sucesivas sobre la variación de la dureza de la zona sobrecalentada.

Composición química del acero de base: C=0,28%; Mn=0,51%; =0,18%.

cas mecánicas y de las estructuras —como hemos tenido ocasión de mostrar— salvo, quizá, en regiones limitadas de los ángulos superiores de los flancos de la junta.

Hemos hablado hasta ahora de los dos procedimientos más utilizados: examinemos ahora estos fenómenos en los demás procedimientos de soldar

3.º SOLDEO POR RESISTENCIA

Si bien en los procedimientos de unión por fusión ciertos factores permanecen sensiblemente constantes cuando el espesor no varía, en el soldeo por resistencia los parámetros pueden cambiar entre límites mucho más amplios (véase *Les Soudures*).

Por otra parte, las máquinas de soldar son capaces de realizar las más variadas secuencias, con precalentamiento y tratamientos térmicos posteriores al soldeo. Parece, pues, aventurado tratar de extrapolar los resul-

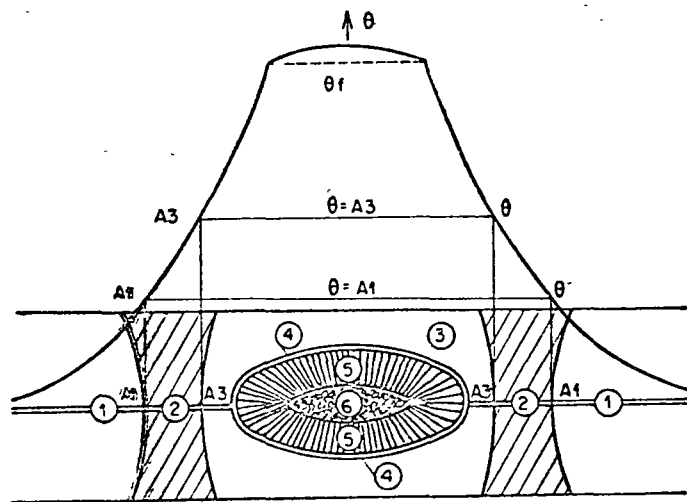


FIG. III-28.—Representación esquemática de la distribución térmica en una soldadura por puntos, que explica la forma lenticular de éstos.

tados encontrados a condiciones de soldeo tan diferentes, aun cuando las aleaciones soldadas sean las mismas.

Si se realizan cortes macrográficos de un punto de soldadura que se hallen en secciones medianas perpendiculares a las chapas, todos estarán caracterizados en primer lugar por la forma general del punto, que es una elipse más o menos deformada. En el caso más sencillo la lente presenta dos ejes de simetría: el eje mayor es la línea de contacto de las chapas, y el otro pasa por el eje común a los electrodos y es perpendicular a la superficie de las chapas (fig. III-28). Esta forma elíptica es un resultado del reparto térmico en el proceso de soldeo. En el plano de las chapas, las

isotermas son circunferencias por razones de simetría; en una sección, la temperatura de fusión se alcanza en la región central del punto, en la que el enfriamiento es muy rápido; el enorme gradiente térmico explica la forma lenticular del punto de soldadura. Es evidente que la variación de los parámetros del soldeo influye en la forma del punto: una soldadura lenta, que requiere la aplicación de una corriente de soldeo prolongada, ensancha las isotermas y el perfil del punto está más extendido.

Las macroestructuras de las soldaduras de los aceros al carbono revelan varias zonas de transformación (fig. III-28):

— La zona 1, en el metal de base, no afectada por el ciclo térmico; en esta región el metal conserva su estructura inicial.

— La zona 2, definida por los límites de las temperaturas de transformación A_1 y A_2 del acero, en la que la estructura se hace granular y la perlita tiende a reagruparse y a coalescer.

— La zona 3, o zona de recocido, que corresponde a las temperaturas superiores a A_3 , y en la cual la estructura tiende a afinarse y a recrystalizar cuando el metal se encontraba inicialmente en estado de acritud.

— La zona 4, que rodea la zona de fusión, y se presenta bajo el aspecto de una capa delgada de difusión en la que se producen reacciones químicas en el estado sólido: transferencia del carbono, segregación de elementos, etcétera. No se observa la presencia de zona de sobrecalentamiento, por lo menos en las soldaduras que no han sufrido un tratamiento de recocido muy prolongado.

— La zona fundida, que comprende una primera capa exterior 5, con cristalización orientada dendrítica, y una capa interna 6, de cristalización equiaxial.

La figura III-29 A representa la macroestructura de un punto obtenido en las siguientes condiciones:

Intensidad	2 500 A
Presión	10,5 kp/mm ²
Tiempo de soldeo	1/10 s

y pone de manifiesto netamente las diferentes zonas que acabamos de describir; únicamente la zona de cristalización dendrítica orientada resulta difusa.

Con las mismas condiciones que antes, pero haciendo dos veces mayor el tiempo de soldeo (es decir, con 2/10 s) (fig. III-29 B), las zonas de transformación se ensanchan y una cristalización dendrítica bien caracterizada ocupa casi toda la región fundida.

En los aceros que no presentan puntos de transformación —como los aceros austeníticos 18/8¹— el metal base no sufre ninguna transformación.

¹ O sea, los que tienen como principales elementos de aleación cromo (18 %) y níquel (8 %) (N. del T.).

Puede advertirse la presencia (fig. X-39) de una zona de segregación alrededor del punto de soldadura, consecuencia de la difusión de los elementos de la zona fundida hacia el metal de base y, en los aceros austeníticos con bastante carbono, la precipitación de carburo.

En el caso de las aleaciones ligeras (figura III-30) se pueden encontrar las diferentes zonas de transformación, así como la capa de segregación, muy delgada, que rodea el punto soldado; tanto la zona de cristalización orientada como la cristalización equiaxica están claramente marcadas en esta macrografía.

4.º SOLDEO AUTOMÁTICO

Los procedimientos de soldeo automático (procedimientos de soldeo bajo flujo electroconductor) se caracterizan en general por una penetración grande con cristalización basta y orientada. Las macroestructuras (fig. I-1) revelan una zona fundida bien localizada con cristalización orientada perpendicularmente a las isoterma, como en una pieza colada de fundición; lo mismo ocurre en la soldadura en ángulo sobre plano horizontal. El metal base afectado por el

ciclo térmico presenta, como en las soldaduras por arco, las diversas zonas de transformación, que poseen caracteres morfológicos sensiblemente idénticos a los señalados al tratar de este procedimiento.

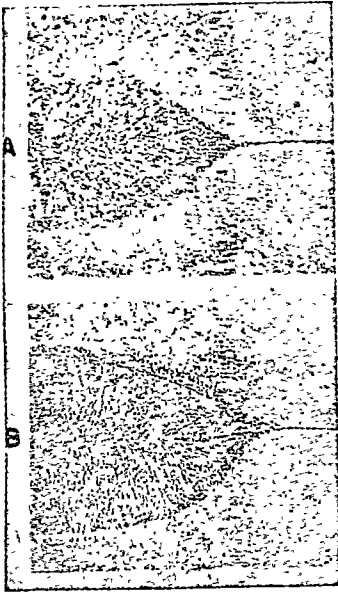


FIG. III-29.—Zonas diversas de una soldadura por puntos de acero dulce ejecutada bajo condiciones constantes pero con dos tiempos de soldeo distintos: 1/10 seg (A) y 2/10 seg (B).

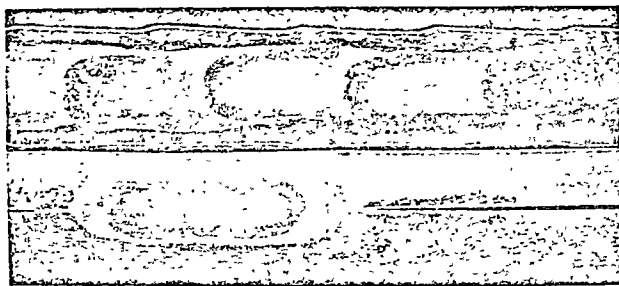


FIG. III-30.—Macroestructura de una soldadura con rodillo de una aleación ligera; espesores sold. 1,6+1,6 mm. Corte longitudinal y sección transversal de la misma soldadura. (Foto SCIACKY S. A.)

La estructura micrográfica de la zona fundida en el soldeo del acero suave es basáltica orientada, pero más basta que la estructura de la última capa de una soldadura por arco (fig. III-31).

5.º SOLDEO DE ESPARRAGOS

Los caracteres morfológicos de los aceros unidos por el procedimiento de soldeo de espárragos con pistola (véase Capítulo I) son prácticamente los mismos que en el soldeo por arco: su rápido ciclo térmico provoca transformaciones físico-químicas análogas.

La macroestructura revela una cristalización orientada de la zona fundida (fig. III-32), así como las zonas de transformación del metal base y del metal del espárrago. Se produce un aumento del tamaño de grano en la zona de sobrecalentamiento de los aceros suaves y extrasuaves, e incluso aparición de la estructura de WIDMANSTÄTTEN si la composición química del acero es favorable para la formación de esta estruc-

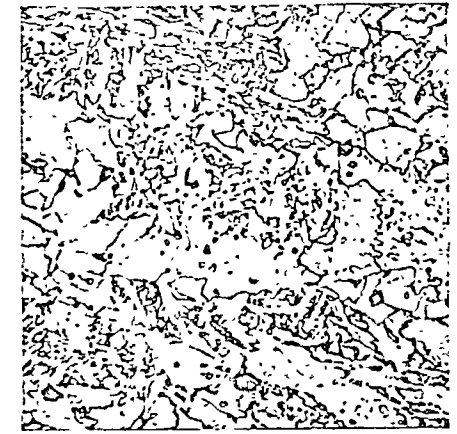


FIG. III-31.—200 X — Estructura basáltica de la última pasada de una soldadura Unionmelt, realizada con dos pasadas sobre chapas de 16 mm de espesor.

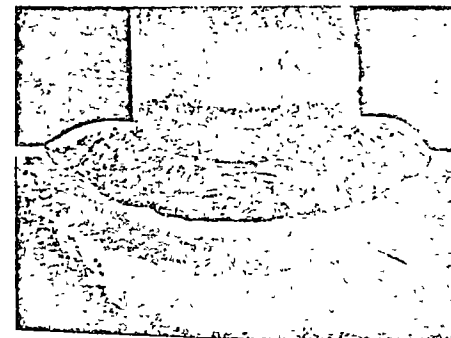


FIG. III-32.—Macroestructura de la soldadura con pistola de un espárrago de acero suave en un acero con cromo molibdeno (2 Cr-1 Mo).



FIG. III-33.—500 X — Zona de sobrecalentamiento de la soldadura de la figura III-32. Formación de la estructura de WIDMANSTÄTTEN con orientación de los planos cristalográficos que contienen el agregado típico.

tura particular (fig. III-33). En el metal base podemos observar todas las estructuras relacionadas con los tres estadios de transformación del acero.

V.—CONSECUENCIAS PRACTICAS

La forma de la cristalización y la naturaleza de las transformaciones influyen, evidentemente, sobre las características mecánicas de las soldaduras: la aparición de la estructura de WIDMANSTÄTTEN es un índice de fragilidad, y la estructura superafinada de las soldaduras por arco aumenta la capacidad de deformación (alargamiento, resiliencia, estricción).

Una consecuencia práctica de la cristalización primaria es la formación de un rechuepe —con frecuencia acompañado de grietas más o menos importantes— en el cráter terminal del cordón de soldadura. Este defecto aparece sobre todo en el soldeo por arco con pequeñas pasadas cuando la separación de la base de las chapas sobrepasa cierto límite. En el capítulo VI, consagrado al agrietamiento de las soldaduras, desarrollamos esta cuestión.

Puede preverse la naturaleza de las estructuras de transformación en el metal base, tal como se ha dicho en el capítulo II, relacionando el diagrama de descomposición anisotérmica del acero con las curvas de enfriamiento.

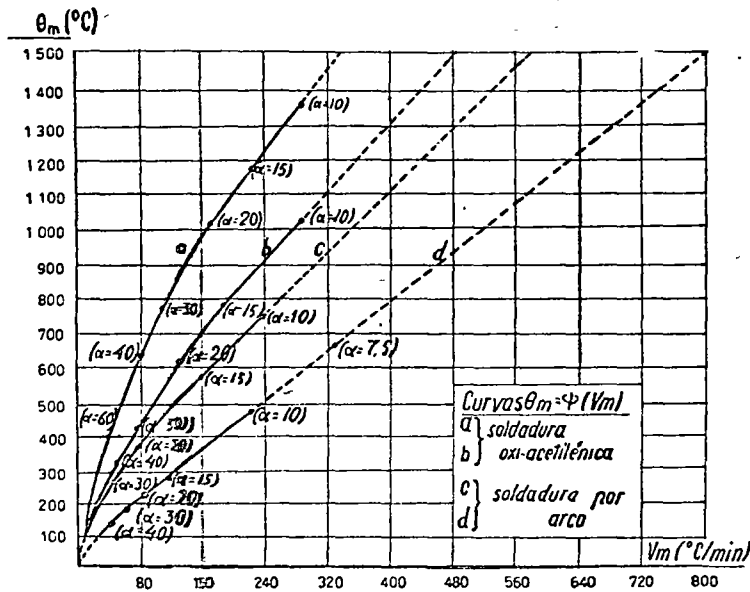


FIG. III-34.—Curvas trayectorias $\theta_m = \psi(V_m)$ de las soldaduras oxiacetilénicas y eléctricas por arco en función de la temperatura máxima (θ_m) y de la velocidad del enfriamiento (V_m). Enfriamientos en el centro (curvas a y c) y en la superficie (curvas b y d).

to de la soldadura. Encontraremos aplicaciones de este método en el estudio de la soldabilidad de los aceros.

Por lo demás, el estudio hecho con el profesor PORTEVIN [5] de la distribución térmica en las soldaduras nos había conducido al trazado de las curvas $\theta_m = \psi(V_m)$, que definen la velocidad máxima de enfriamiento y las temperaturas alcanzadas en un punto de una junta soldada con soplete o por arco (fig. III-34).

Estas curvas han permitido establecer las características de los estados estacionarios de una soldadura (fig. III-10). Por sinopsis de la curva de distribución térmica y las curvas características de temple del acero, de PORTEVIN y CHEVENARD, se pueden determinar las estructuras que se forman en las diferentes regiones de la junta. Así, en un acero templable del grupo Cr-Ni cuyas "curvas características" estén dadas por la figura III-35, podrán observarse estructuras austeno-martensíticas en la zona de sobrecalentamiento y estructuras de temple en las zonas más alejadas del eje de

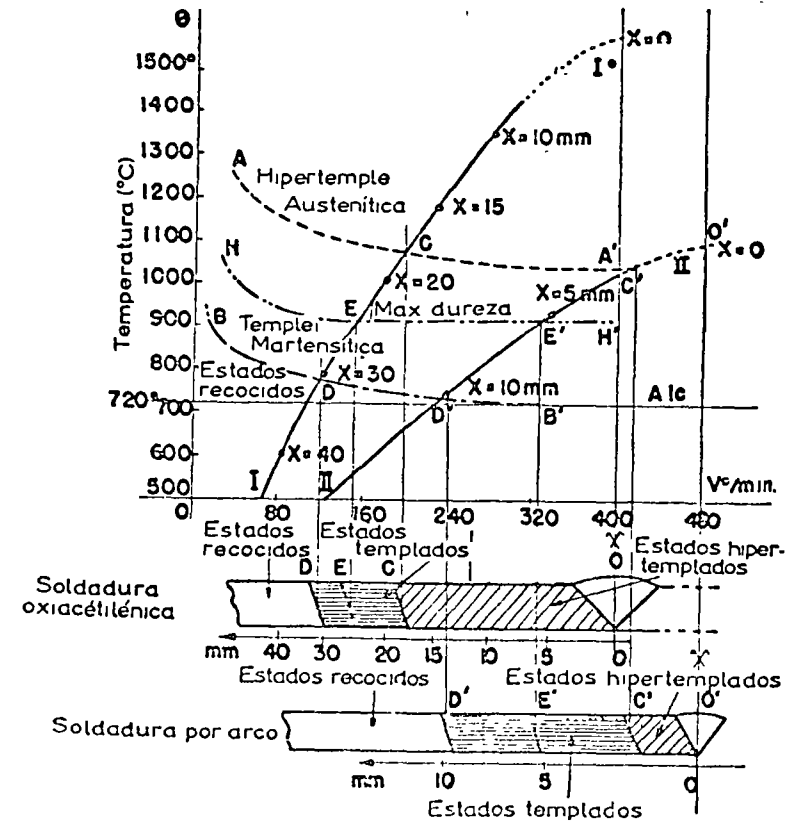


FIG. III-35.—Sinopsis de las curvas trayectorias de las soldaduras y de las curvas "características de temple" de un acero templable con níquel-cromo. Localización de las zonas de transformación del metal base.

la soldadura. Este método da una imagen clara de las estructuras obtenidas en las diferentes zonas de transformación en un acero de espesor dado (véase lámina I, acero 4).

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] H. HANEMANN y A. SCHRADER: *Atlas metallographicus* (Berlín), vol. III, 30.
- [2] N. T. BELAIEV y D. SÉFÉRIAN: *Publ. XII^e Congrès Int. de la Soudure Autogène*, Londres, vol. III (1936), 567; *Rév. Métal.*, 34 núm. 12 (1937), 690.
- [3] Prof. A. PORTEVIN y D. SÉFÉRIAN: *Publ. XI^e Congrès Int. de la Soudure Autogène*, Roma, vol. I (1935), 567; *Rev. Soud. Aut.*, 255 (1935), 4.
- [4] D. SÉFÉRIAN: *Méthodes particulières d'étude des soudures* (1947), Public. G. R. A., París.
- [5] Prof. A. PORTEVIN y D. SÉFÉRIAN: *XI^e Congrès Int. de la Soudure Autogène*, Roma (1934); *C. R. Acad. Sciences*, 199 (1934), 34; *Chal. et Indust.* (sept. 1935).

BIBLIOGRAFIA EN ESPAÑOL

- F. A. CALVO CALVO: Mecanismo de las transformaciones en la zona afectada por el calor del arco en la soldadura del acero. *Cienc. y técn. sold.*, año VIII, 40 (1-2, 1958).
- F. A. CALVO CALVO: Nuevas posibilidades de la macro y micrografía en la investigación en soldadura. *Cienc. y técn. sold.*, año I, 3 (11-12, 1951).
- Z. GARCÍA MARTÍN: La soldadura automática en la construcción naval, *Cienc., y técn. sold.*, año X, 53 (3-4, 1960).
- Z. GARCÍA MARTÍN: Proyecto y estudio de las uniones soldadas por los procedimientos manual y automático. *Cienc. y técn. sold.*, año X, 54 (5-6, 1960).
- H. GRANJON: Observaciones sobre el mecanismo de la unión por soldeo oxigén con metal de aportación sin fusión de bordes. *Cienc. y técn. sold.*, año VIII, 44 (9-10, 1958).
- W. HOFFMANN: Contribución al desarrollo de algunos procedimientos especiales de soldadura. *Cienc. y técn. sold.*, año V, 26 (9-10, 1955).
- P. JOUMAT: Soldadura por puntos de aceros de gran resistencia. Método para determinar la regulación de las máquinas de soldar por resistencia. Presentación de un ábaco de regulación. *Cienc. y técn. sold.*, año V, 23 (3-4, 1955).
- J. M. SISTIAGA: Particularidades metalográficas de diversas uniones soldadas. *Cienc. y técn. sold.*, año IV, 18 (6, 1954).

LAMINA I

Estructura de las uniones oxiacetilénicas de cuatro variedades de acero.

Se han atacado todas las muestras con el reactivo de SAUVEUR. Bajo cada micrografía se indican los aumentos correspondientes y la dureza Brinell de la estructura

Composición química	Metal base	Zona de transformación θ ₁	Zona de regeneración θ ₂	Zona de sobrecalentamiento parcial	Fusión	Zona fundida						
	H	Br	X	X	X	X						
C = 0,41 % Mn = 0,95 % Si = 0,25 %	140	X100	160	X100	170	X100	185	X100	160	X100		
C = 0,20 % Mn = 1,75 % Si = 0,28 % Cr = 0,33	190	Br	X125	200	X125	220	X125	240	X125	230	X125	
C = 0,27 % Mn = 1,10 % Si = 0,70 % Cr = 0,85 % V = 0,12 %	165	Br	X125	190	X125	260	230	X125	280	X125	220	X125
C = 0,22 % Ni = 4,35 % Cr = 1,21 %	195	Br	X1000	460	X125	435	X125	510	X125	350	X125	

(Lámina reducida a la mitad en la reproducción)

	Metal base	Zona de transformación A ₁ -A ₃	Zona de regeneración A ₃ -θ ₂	Zona de sobrecalentamiento	Zona fundida
1	Estructura de recocido: ferrita y perlita.	Aumento del tamaño de grano. Red de ferrita con fino agregado perlítico.	Granos gruesos de la red de ferrita con un agregado de tipo troostítico.	Estructura muy basta de ferrita con un fino agregado troostítico.	Estructura de WIDMANSTÄTTEN.
2	Estructura fina y homogénea de ferrita y perlita.	Tendencia a la granulación de la perlita.	Precipitación de ferrita sobresaturada. Estructura procedente de la transformación Ar ¹ : bainita superior.	Ferrite acicular. Estructura bainítica.	Estructura de WIDMANSTÄTTEN.
3	Ferrita y perlita. Estructura en bandas, heterogénea.	Tendencia a la granulación de la perlita: la estructura sigue siendo heterogénea.	Precipitación de ferrita acicular sobre fondo de un agregado fino.	Estructura dependiente de la transformación Ar ² . Bainita inferior.	Ferrita acicular. Bainita superior.
4	Ferrita y perlita en coalescencia. Estructura de recocido.	Transformación Ar ³ . Martensita fina.	Estructura dependiente de la transformación Ar ³ . Martensita fina.	Martensita basta.	Transformación Ar ³ . Ferrita acicular de bainita inferior.

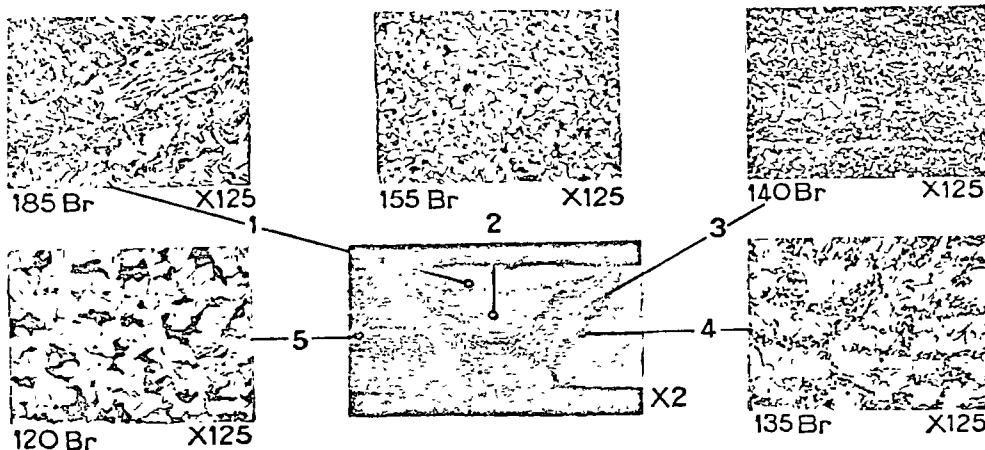
LAMINA II

Soldadura por arco

DE ACERO (SUAVE) AL CARBONO DE 10 mm DE ESPESOR
MEDIANTE ELECTRODO BASICO DEL TIPO DE 50 kp/mm²

Composición química

	Metal base %	Zona fundida %
C	0,13	0,08
Mn	0,49	0,68
Si	indicios	0,42
S	0,023	0,012
P	0,018	0,015
N ₂	0,003	0,012



(Lámina reducida a la cuarta parte de sus dimensiones en la reproducción.)

El ataque macrográfico de la soldadura hace patente:

La estructura de la zona fundida, orientada por la tercera pasada (tres pasadas de soldadura).

La zona de transformación del metal base, fuertemente coloreada por el ataque; esta zona ha sufrido poca influencia del ciclo térmico de las pasadas de soldeo.

La capa de remate contrasoldada, que origina asimismo una orientación de la estructura.

Micrografía 1.—Estructura basáltica de la última pasada.

Micrografía 2.—Estructura "normalizada" del centro de la zona fundida, con ferrita muy fina.

Micrografía 3.—En el centro de la zona de transformación; estructura granular ahumada.

Micrografía 4.—Fin de la zona de transformación A₁-A₃; estructura de coalescencia de la perlita.

Micrografía 5.—Metal base no afectado; estructura homogénea de ferrita y perlita.

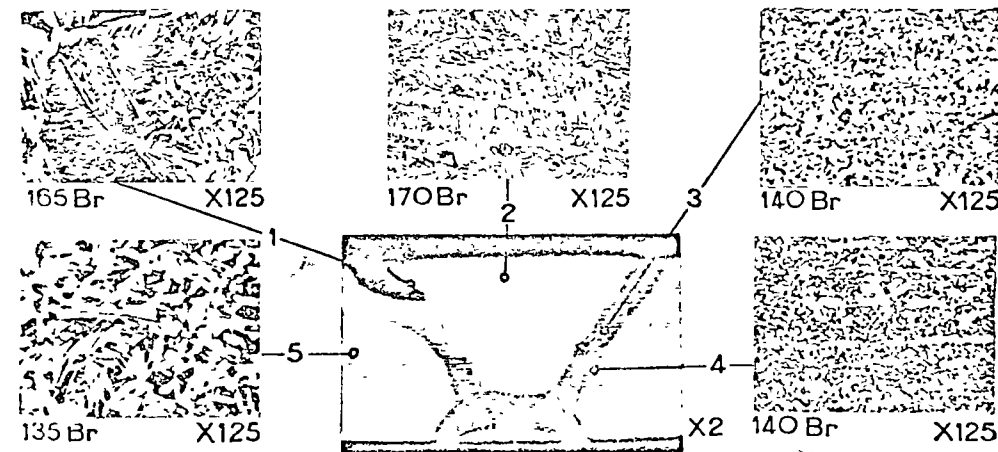
LAMINA III

Soldadura por arco

DE ACERO (SEMI-SUAVE) AL CARBONO, DE 16 mm DE ESPESOR,
MEDIANTE ELECTRODO BASICO DEL TIPO DE 50 kp/mm²

Composición química

	Metal base %	Zona fundida %
C	0,33	0,10
Mn	0,54	0,65
Si	0,02	0,37
S	0,018	0,013
P	0,025	0,020
N ₂	0,007	0,010



(Lámina reducida a la cuarta parte de sus dimensiones en la reproducción.)

El ataque macrográfico hace patente el gran número de pasadas de soldadura. La influencia de las pasadas sobre la zona de transformación del metal base se manifiestan por la alternancia de zonas coloreadas y no coloreadas, en la que las últimas indican una tendencia a la "normalización" de la estructura.

Micrografía 1.—Zona de unión entre metal y soldadura; estructura basta de la zona de sobrecalentamiento con un agregado fino probablemente troostítico.

Micrografía 2.—Estructura basáltica de la última pasada de soldadura. El centro de la soldadura presenta una estructura de ferrita ahumada como la micrografía 2 de la lámina II.

Micrografía 3.—En el centro de la zona de transformación; estructura fina regenerada de ferrita y perlita.

Micrografía 4.—Fin de la zona de transformación A₁-A₃; estructura fina y coalescida.

Micrografía 5.—Metal base no afectado; estructura de ferrita y perlita.

CAPITULO IV

LOS ELECTRODOS PARA SOLDAR POR ARCO

El procedimiento de soldeo eléctrico por arco está caracterizado por la creación y el mantenimiento de un arco entre una varilla metálica denominada "electrodo" y la pieza que se va a soldar. El electrodo desempeña a la vez los papeles de conductor de la energía eléctrica necesaria para la fusión y de metal de aporte.

Los *electrodos desnudos*, que se utilizan en casos excepcionales, están hoy día casi totalmente reemplazados por los *electrodos revestidos*, constituidos por un alma metálica y un revestimiento. La fusión del revestimiento, que en general sigue a la del metal de aporte, forma sobre el baño de metal líquido una escoria metalúrgica. Entonces se producen las reacciones más complejas —que dependen de la naturaleza del revestimiento— entre la escoria y el metal fundido: reacciones de desoxidación, de desulfuración, de desnitruración, así como intercambio de elementos metálicos aportados en forma de ferroaleaciones por el revestimiento.

Este capítulo está consagrado, por un lado, al estudio de los electrodos para soldar por arco, a su clasificación y a sus propiedades (primera parte); y por otro, al estudio de ciertas reacciones entre la escoria y el metal fundido, con ayuda de los conceptos de la mecánica química (segunda parte).

PRIMERA PARTE

I.—DEFINICION Y CLASIFICACION DE LOS ELECTRODOS¹

A) Definición de los electrodos

ELECTRODOS DESNUDOS.—Están formados por una varilla metálica de sección circular y composición química bien definida; presentan gran cantidad de inconvenientes, tanto desde el punto de vista del funcionamiento del arco como de las cualidades físicas del metal depositado: dificultad de cebado y estabilización del arco, absorción de gran cantidad de gases, principalmente oxígeno y nitrógeno, etc. Como veremos más

adelante (capítulo V), la absorción de gases es causa, no sólo de la formación de poros o sopladuras (faltas de compacidad), sino también de la oxidación y nitruración del metal fundido, que disminuyen considerablemente la capacidad de deformación de las soldaduras. Estos electrodos están casi completamente abandonados.

ELECTRODOS REVESTIDOS.—Al sueco KJELLBERG, inventor del electrodo revestido, debió la industria de la soldadura su impulso prodigioso.

Un electrodo revestido está constituido por un alma metálica, generalmente de forma cilíndrica, y un recubrimiento de composición química muy variada de acuerdo con las características que se le exigen (fig. I-3).

La composición de los revestimientos es muy complicada: se trata de mezclas de materias orgánicas y minerales. Cada cuerpo desempeña un papel determinado, bien durante la fusión, bien durante la solidificación: tienen estabilizadores del arco, constituyentes de las escorias, depuradores, aportadores de elementos útiles al metal fundido, etc.

En definitiva, el revestimiento cumple a la vez:

- a) una función eléctrica;
- b) una función física en cuanto escoria;
- c) una función metalúrgica.

B) Papel eléctrico de revestimiento

Sabemos que la existencia de un arco depende del estado de ionización de los gases comprendidos entre el ánodo y el cátodo. Los arcos metálicos son inestables por efecto de su característica negativa, debida al hecho de que la resistencia disminuye cuando la intensidad del arco aumenta. Para conseguir estabilidad en el funcionamiento es preciso introducir en el circuito del arco una resistencia, o mejor una autoinducción con una resistencia, que se oponen a las variaciones rápidas de la corriente.

Por tanto, los factores que influyen en la estabilidad del arco son bastante numerosos:

- la tensión de cebado en vacío; con corriente alterna se necesitan tensiones de cebado más elevadas;
- el potencial de ionización de los metales;
- el poder termoiónico;
- la conductividad térmica.

Para un arco de corriente alterna es imprescindible un medio fuertemente ionizado, y por ello se agregan al revestimiento sales de sodio, de potasio, etc. Otros productos, tales como los silicatos, los carbonatos, los óxidos de hierro, los óxidos de titanio, el óxido de torio, etc., son asimismo favorables para el cebado y mantenimiento del arco.

En oposición a estas substancias, existen muchos productos, entre ellos los fluoruros, que poseen una acción eléctrica desfavorable, por tal razón no es aconsejable la criolita como cuerpo ionizante.

¹ Para la terminología completa en castellano confróntese la Norma UNE 14 001 (6.49) (N. del T.).

De una manera general, los cuerpos que se descomponen dando gases fácilmente disociables exigen tensiones de cebado más elevadas debido a las calorías absorbidas por la disociación endotérmica. Tal ocurre con el arco en atmósfera de hidrógeno, que se hace inestable como consecuencia de la disociación de la molécula de H_2 en $2H$ con absorción de 102 kcal/mol.

C) Papel físico del revestimiento

El revestimiento debe facilitar el soldeo en las diversas posiciones operatorias —vertical, horizontal, de techo— y proporcionar, según sea su naturaleza, un cordón reforzado o aligerado.

Dos elementos intervienen en esta función:

— la naturaleza del revestimiento, que determina la viscosidad de la escoria líquida;

— el espesor del revestimiento.

No es posible la ejecución de soldaduras en posiciones distintas de la soldadura a tope sobre plano horizontal más que si los gases procedentes del revestimiento o el vapor de agua arrastran las gotas fundidas. J. D. FAST [1] ha hecho ver que un electrodo ácido completamente desecado en argón no permite realizar soldaduras de techo, lo cual demuestra el papel mecánico del vapor de agua.

Los electrodos volátiles o semivolátiles son idóneos para ejecutar soldaduras de buen aspecto en diversas posiciones, debido al desprendimiento de hidrógeno o de vapor de agua. Los electrodos básicos son también capaces de depositar el metal en todas las posiciones, gracias a la formación de anhídrido carbónico por descomposición de los carbonatos.

La acción mecánica de los gases desprendidos por el revestimiento en el transporte de las gotas fundidas no ofrece duda, pero no constituye sino un aspecto del problema. La escoria fundida debe mantener la gota en su lugar, con lo cual aparece el papel de la tensión superficial de la escoria líquida.

La viscosidad de las escorias en la soldadura ejerce una clarísima influencia, no sólo en la obtención fácil de depósitos en todas las posiciones, sino también en la protección total del metal fundido.

Por otra parte, una escoria flúida facilita la velocidad de las reacciones y los intercambios entre escoria y metal. Por todas estas razones es necesario buscar, para la fijación del manganeso o de elementos especiales en el baño fundido, así como para la desulfuración y la desfosforación de la soldadura, escorias poco viscosas, como las producidas por los revestimientos básicos.

Según las investigaciones de P. K. GLEDHILL [2], las escorias de los revestimientos ácidos (fig. IV-1, curva 1) tienen una viscosidad elevada en las proximidades de su temperatura de fusión (1 250 °C a 1 300 °C) y esta viscosidad disminuye cuando la temperatura aumenta. Las escorias ácidas a base de feldespato (curva V) son también muy viscosas a tempera-

tura baja (1 200 °C), pero la caída de la viscosidad es muy rápida para variaciones pequeñas de la temperatura, y llega a igualar a la de los revestimientos básicos (curva IV) para $t=1 400$ °C. Las escorias a base de rutilo, para electrodos destinados a soldar en horizontal (curva II), tienen una viscosidad que cae bruscamente a la temperatura de 1 400 °C, por el

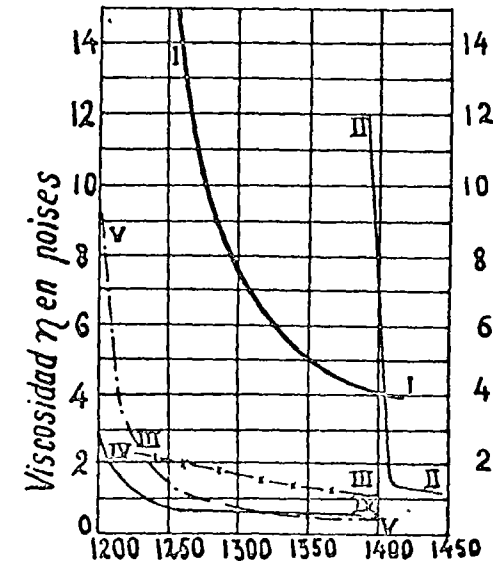


Fig. IV-1.—Variación de la viscosidad de las escorias de las soldaduras por arco en función de la temperatura (Según P. K. GLEDHILL.)

Curvas I y V: escorias de electrodos ácidos; curva II: escoria de electrodos de rutilo para soldadura en plano horizontal; curva III: escoria de electrodos de rutilo para soldadura en cualquier posición; curva IV: escoria de electrodos básicos.

contrario, la escoria de los electrodos destinados a soldaduras de techo (curva III) es flúida, y su viscosidad permanece sensiblemente constante en un dominio amplio de temperaturas (de 1 250 °C a 1 400 °C).

D) Papel metalúrgico del revestimiento

Los revestimientos no solamente contienen elementos estabilizadores y productos químicos que forman escorias metalúrgicas, sino asimismo elementos reductores y ciertos elementos útiles, que se fijan en el metal fundido con objeto de mejorar las características mecánicas del depósito metálico.

La escoria formada por la fusión del revestimiento obra, ora protegiendo el metal líquido del contacto del aire (escoria espesa), ora desprendiendo gases reductores —por ejemplo, hidrógeno en los electrodos volátiles— o bien ejerciendo ambas funciones a la vez, como ocurre con los revestimientos básicos.

CLASIFICACION DE LOS REVESTIMIENTOS ¹

Los revestimientos de los electrodos para soldar por arco pueden clasificarse, según su naturaleza química y las reacciones de sus escorias, en cinco grandes grupos.

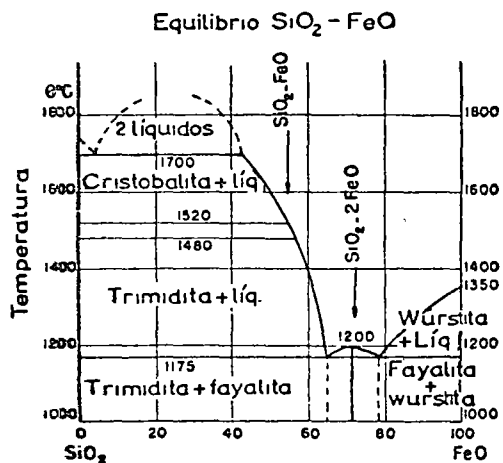


FIG. IV-2.—Los constituyentes del sistema $\text{SiO}_2 - \text{FeO}$.

1.° REVESTIMIENTOS OXIDANTES, constituidos principalmente por una mezcla de óxidos de hierro, sílice y silicatos naturales (caolín, talco, mica, feldespato, etc.), con pocos elementos desoxidantes o ninguno.

Las escorias de estos revestimientos pertenecen al sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2$ (figura IV-2), y corresponden casi exactamente al compuesto $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ o fayalita, cuyo eutéctico funde alrededor de los 1200°C (fig. IV-3).

Estos electrodos se llaman oxidantes porque el metal fundido retiene gran cantidad de oxígeno o de óxido FeO (así como de nitrógeno en forma de nitruro Fe_3N) (fig. IV-4). Los contenidos de nitrógeno de las soldaduras oxidantes pueden variar entre $0,030\%$ y $0,040\%$. Los elementos del acero (Mn y Si) se desplazan hacia la escoria.

Los electrodos oxidantes son los más corrientes, tienen bajas características



FIG. IV-3.—350 X — Escoria oxidante del sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2$. Fondo de silicato de hierro y dendritas de Fe_2O_3 .

¹ Véase la tabla 2 de la pág. 110 (N. del T.).

mecánicas y dan cordones de soldadura de muy buen aspecto, especialmente en las soldaduras en ángulo.

2.° REVESTIMIENTOS ACIDOS. están formados también a base de óxidos de hierro y silicatos naturales, pero contienen gran proporción de productos desoxidantes y desnitrurantes en forma de ferroaleaciones (ferromanganeso, ferrosilicio, ferrotitanio).

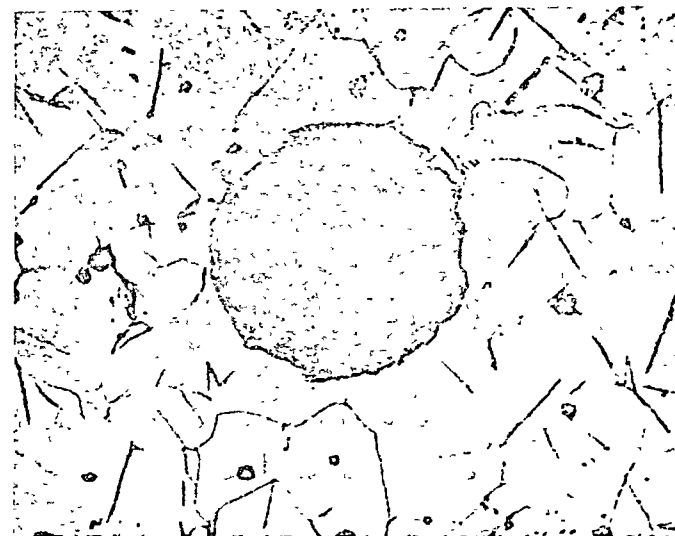


FIG. IV-4.—1.000 X — Óxido y silicato de hierro complejos observados en una soldadura ejecutada con un electrodo ácido. Fondo de ferrita y agujas de Fe_3N ($\text{C} = 0,08\%$; $\text{Mn} = 0,46\%$; $\text{Si} = 0,25\%$; $\text{N}_2 = 0,024\%$).

Las escorias que se obtienen forman parte del sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2 - \text{MnO}$, y dan silicatos complejos (MnO , FeO), SiO_2 o rodonita (fig. IV-5).

Contienen:

- a) Gran proporción de silicato de hierro (fayalita) o de silicatos más complejos de hierro y de manganeso (rodonita).
- b) Óxidos libres FeO y MnO en proporciones variables.

Estas escorias tienen reacción ácida, es decir, tienden a disolver los óxidos básicos tales como el MnO ; en consecuencia, gran parte del manganeso se desplaza hacia la escoria.

Este enriquecimiento en manganeso

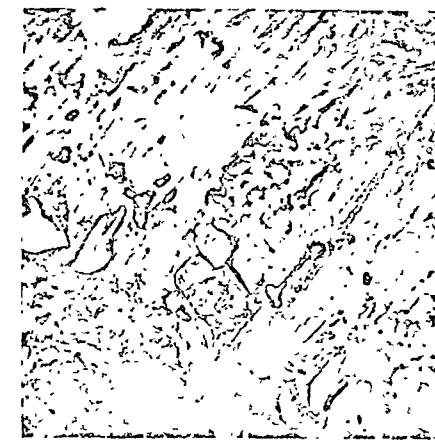


FIG. IV-5.—350 X — Escoria ácida del sistema $\text{FeO} - \text{MnO} - \text{SiO}_2$. Fondo de rodonita probablemente, y cristales de silicato de hierro.

disminuye la viscosidad de la escoria, lo cual lleva a una mejora en el aspecto del cordón y facilita la realización de soldaduras en todas las posiciones.

3.º REVESTIMIENTOS DE OXIDO DE TITANIO: a base de rutilo (TiO_2 natural en 95 % de riqueza) o de ilmenita (óxido de hierro titanado); contienen también silicatos naturales y ferroaleaciones, que son elementos de afino.

Las escorias que se forman son titanatos de hierro o titanatos complejos; pertenecen al sistema $\text{TiO}_2\text{-FeO-MnO}$ y tienen una función ácida, menos fuerte sin embargo que la de las escorias ácidas.

Los electrodos a base de rutilo permiten realizar soldaduras de muy buen aspecto con buenas características mecánicas; presentan, además, las ventajas de dar una gran estabilidad al arco, y de permitir la ejecución de soldaduras en todas las posiciones; constituyen una gama de electrodos muy apreciada.

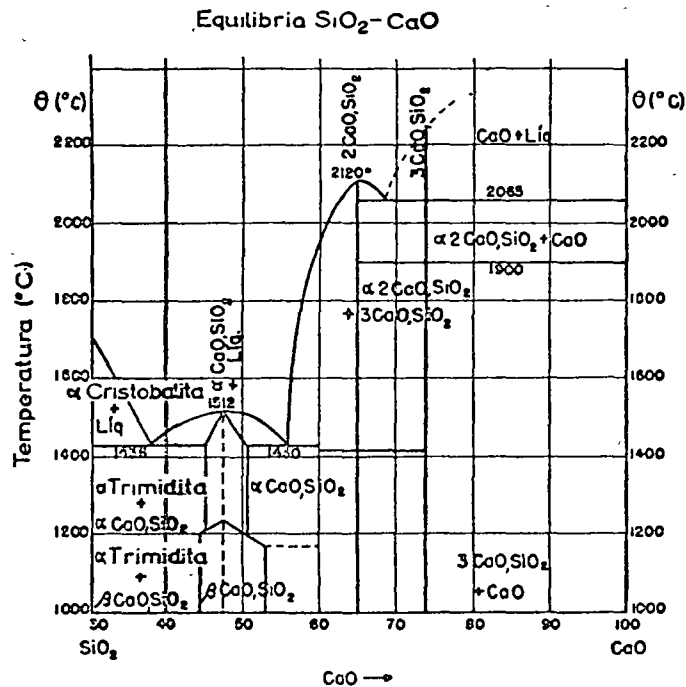


FIG. IV-6.—Los constituyentes del sistema $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.

4.º REVESTIMIENTOS CELULOSICOS. constituidos a base de productos volátiles (celulosa de madera o de algodón) contienen también silicatos naturales y ferroaleaciones reductoras. Estos electrodos producen una escoria poco voluminosa, y con ellos las reacciones de reducción se llevan a cabo en una atmósfera de hidrógeno que rodea el metal fundido.

Tales reacciones son de dos tipos, según que la acción del hidrógeno se ejerza

- sobre el óxido de hierro: $\text{FeO} + \text{H}_2 \rightleftharpoons \text{Fe} + \text{H}_2\text{O}$;
- sobre el nitruro de hierro: $2 \text{Fe}_3\text{N} + 3 \text{H}_2 \rightleftharpoons 8 \text{Fe} + 2 \text{NH}_3$.

El metal depositado por estos electrodos está afinado, carece de oxígeno ($\text{O}_2 \leq 0,020 \%$), pero contiene en cambio gran proporción de hidrógeno (de 15 a 25 cm^3 por 100 g de metal).

Los electrodos celulósicos encuentran aplicaciones en el soldeo en posiciones diversas y sobre todo cuando se pretende conseguir cierta penetración de la soldadura. En efecto, a la temperatura del arco, la descomposición del hidrógeno molecular desprendido por la celulosa en hidrógeno atómico ($\text{H}_2 \rightleftharpoons 2\text{H}$) se realiza con absorción de 102 000 cal/mol, que se restituyen en forma de calorías suplementarias.

5.º REVESTIMIENTOS BASICOS: son mezclas de carbonato cálcico o magnésico —cuyos calores de formación son elevados— con un fundente, a las que se han añadido productos desoxidantes en forma de ferroaleaciones.

Estos revestimientos funden a temperatura muy elevada (hacia los 2 000 °C), y por ello se necesita añadir un fundente (espató flúor, criolita, etcétera).

Las escorias obtenidas a partir de estos electrodos, que poseen una función básica fuerte, pertenecen al sistema CaO-SiO_2 (fig. IV-6) o a otros más complejos; se presentan en forma de metasilicato $2\text{CaO}, \text{SiO}_2$ o de mezcla de metasilicato y trisilicato $3\text{CaO}, \text{SiO}_2$, ambos muy estables.

Se admite también que parte del hierro puede combinarse con el carbonato en forma de ferrito cálcico $\text{Fe}_2\text{O}_3, 2\text{CaO}$, que tiene un gran calor de formación (21 000 cal/mol). La alúmina debe de encontrarse combinada, ya que a temperatura elevada su función básica es superior a su función ácida

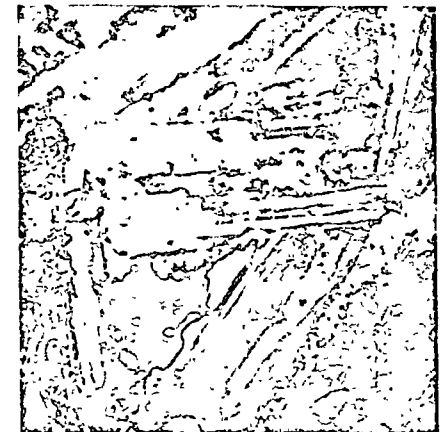


FIG. IV-7.—350 X.—Escoria básica. Cristales prismáticos de silicato cálcico.

El aspecto morfológico de las escorias básicas, muy diferente del de las escorias ácidas, está caracterizado por la presencia de largos cristales prismáticos (fig. IV-7) sobre un fondo de silicato complejo. También se encuentran constituyentes no disueltos, en forma de un esqueleto denso de color claro, posiblemente relacionado con el ferrito cálcico.

Los electrodos básicos depositan un metal puro con inclusiones dispersas y estructura fina (fig. III-8), que posee elevada capacidad de defor-

mación: alargamientos del orden del 30 % (con probetas de longitud 7 ϕ y resiliencias de 15 a 18 kpm/cm² (en probetas UF) para una resistencia media de rotura de 50 kp/mm²).

Ciertos electrodos forman la clase de los llamados "bajos de hidrógeno", que tienen gran importancia industrial (cap. V).

La puesta a punto de los electrodos básicos se realizó por R. SARAZIN y M. MONEYRON en 1934 [3], con objeto de satisfacer las condiciones exigidas por nuestra Marina Nacional¹. Actualmente, una gran parte de la producción francesa de electrodos está constituida por los de revestimiento

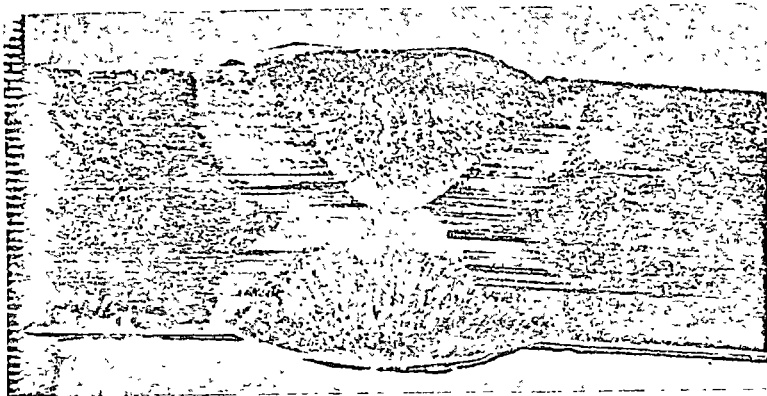


Fig. IV-8.—Macroestructura de una soldadura de gran penetración, ejecutada manualmente mediante dos pasadas ($e = 16$ mm).

básico. Todos los países extranjeros han adoptado esta calidad de electrodos, y en particular Suecia, la mitad de cuyo consumo es de electrodos básicos.

Otros factores, tales como el espesor del revestimiento, intervienen en su papel metalúrgico (reducción de los óxidos o nitruros de hierro).

Para aumentar el rendimiento de las soldaduras manuales han aparecido en el mercado nuevos tipos de electrodos con revestimiento ácido, de rutilo o básico, que permiten reducir el precio de coste de las soldaduras: ya por evitar una preparación larga y costosa de los bordes de la junta (electrodos de gran penetración), ya porque aportan un peso de metal superior al del alma del electrodo sin variación sensible del tiempo de fusión (electrodos de gran rendimiento).

ELECTRODOS DE GRAN PENETRACION²

Estos electrodos permiten la realización de soldaduras con un número muy pequeño de pasadas en chapas de hasta 14 a 16 mm de espesor, sin achaflanado de la junta [20].

¹ Naturalmente, el autor se refiere a la francesa (N. del T.).

² Véase la propuesta de Norma UNE 14 023: "Ensayos para la caracterización de los electrodos gran penetración", *Cienc. y técn. sold.*, año VII, 45 (11-12, 1958) (N. del T.).

Normalmente, las soldaduras de juntas con bordes rectos se realizan en dos pasadas (fig. IV-8): la primera llega hasta la mitad del espesor, y la segunda pasada, ejecutada por la parte de atrás de la chapa, desborda sobre la primera.

La naturaleza del revestimiento —que puede ser ácido o de rutilo con cierto contenido de productos celulósicos— desempeña un papel esencial; aquél es, además, muy grueso (el diámetro del electrodo queda multiplicado por dos) y puede soportar la aplicación de intensidades elevadas.

La naturaleza de la corriente no parece afectar la penetración; sin embargo, con grandes intensidades se prefiere el empleo de corriente alterna para evitar el efecto de soplado del arco que se presenta con la corriente continua. Las intensidades admitidas en el soldeo de gran penetración son¹ del orden de quince a dieciséis veces el cuadrado del diámetro del electrodo expresado en milímetros: $I = 16 d^2$

En este procedimiento la calidad del metal base tiene una influencia notable en el resultado del empalme, ya que gran parte de dicho metal constituye la unión de la soldadura; la aplicación de tal procedimiento implica, por tanto, una vigilancia más cuidadosa que la normal del acero que se ha de unir. En general, es necesario limitar el soldeo con electrodos de gran penetración a los aceros dulces al carbono y a los aceros perfectamente soldables.

ELECTRODOS DE GRAN RENDIMIENTO

El rendimiento se define por la relación entre el peso del metal aportado a la junta y el peso útil del alma del electrodo.

En los electrodos clásicos este rendimiento varía de 0,80 a 0,98, según la naturaleza del revestimiento, el diámetro del electrodo y la intensidad de la corriente aplicada.

Se puede aumentar notablemente este rendimiento añadiendo al revestimiento polvo de hierro, que va a parar principalmente al metal fundido [4].

En los electrodos del tipo de contacto el rendimiento puede llegar a ser el doble que con un electrodo clásico, estos electrodos de enorme revestimiento no se pueden utilizar más que en soldaduras a tope horizontales o en ángulo².

En el mismo orden de ideas se han creado electrodos ácidos, de rutilo o básicos de menor espesor, para el soldeo en todas las posiciones, con rendimientos de 1,2 a 1,4.

¹ Expresadas en amperios (N. del T.).

² Véase el artículo de P. C. VAN DER WILGEM, Soldadura eléctrica por arco, llamada de contacto. *Monografía núm. 14 del I. de la S.*, Madrid (1950) (N. del T.).

E) Características de funcionamiento de los electrodos

Las condiciones eléctricas —intensidad y tensión— que se utilizan para la fusión de un electrodo dependen de numerosos factores, y principalmente del diámetro del electrodo y del espesor y naturaleza del revestimiento.

En los electrodos modernos, la tendencia a utilizar revestimientos cada vez más gruesos conduce a emplear intensidades de corriente más elevadas. He aquí, según M. MONEYRON [5] (cuadro IV-1), los valores de las intensidades de corriente aplicadas a los electrodos modernos comparadas con las de los electrodos de tipo antiguo, siendo el espesor del revestimiento igual a la mitad del diámetro de la varilla

$$\left(\gamma = \frac{\text{diámetro del electrodo}}{\text{diámetro de la varilla}}\right).$$

CUADRO IV-1

INTENSIDADES ADMITIDAS CON ELECTRODOS CORRIENTES
 $\gamma = 1,5.$

Diámetro de los electrodos (mm)	ELECTRODOS ANTIGUOS		ELECTRODOS MODERNOS	
	Intensidades medias (A)	Densidad de corriente (A/mm ²)	Intensidades medias (A)	Densidad de corriente (A/mm ²)
2	45	14,4	50	16
2,5	70	14,3	75	15,3
3,2	110	13,7	120	15
4	140	11,1	170	13,5
5	190	9,5	250	12,7
6	240	8,4	350	12,3
8	320	6,3	450	9

La tensión de funcionamiento, U_f puede determinarse por una relación de la forma:

$$U_f = K + \frac{l \cdot d \cdot I}{10 \cdot S}$$

en la que:

K es una constante que depende de la naturaleza del metal del electrodo y de las tensiones anódica y catódica del arco; para el acero, $K=12$;

l representa la longitud del arco expresada en milímetros; por término medio varía de 3 a 6 mm, de acuerdo con el diámetro del electrodo;

$\frac{I}{S}$ es la densidad de corriente, I la intensidad en amperios y S la sección en milímetros cuadrados;

d es el diámetro del electrodo en milímetros.

Tomando los valores de $\frac{I}{S}$ del cuadro IV-1 se puede construir el cuadro IV-2, que correspondè a una longitud de arco de 3 mm. A efectos de comparación damos las tensiones del arco medidas por MONEYRON con un electrodo básico de $\gamma=1,5$.

CUADRO IV-2

Diámetro del electrodo (mm)	ELECTRODOS ANTIGUOS		ELECTRODOS MODERNOS		Valores dados por MONEYRON para U_f (V) con revestimiento básico
	$\frac{I}{S}$	U_f (V)	$\frac{I}{S}$	U_f (V)	
2	14,4	20,7	16	21,6	24,5 23 24 26
2,5	14,3	22,7	15,3	23,5	
3,2	13,7	23,0	15	26,4	
4	11,1	25,3	13,5	27,5	
5	9,5	26,2	12,7	30	
6	8,4	27,1	12,3	34	
8	6,3	28,0	9	33,8	

Examinemos ahora la influencia de los diferentes factores en la variación de la tensión de funcionamiento.

1.º Cuando la intensidad de la corriente aumenta puede preverse que la tensión de funcionamiento crecerá rápidamente.

En efecto:

$$\Delta U = \frac{l \cdot d}{10 \cdot S} \cdot \Delta I$$

o. en función del diámetro únicamente:

$$\Delta U = 0,13 \times \frac{l}{d} \times \Delta I$$

con $l=3$ mm:

$$U_f = \frac{0,40}{d} \times \Delta I + 12.$$

Para un electrodo de 4 mm, la variación de la tensión de funcionamiento sería de $0,10 \Delta I$. Si se aumenta la intensidad de la corriente de

150 a 240 A, como ocurre con los electrodos de penetración, la variación de la tensión U_f sería tal que,

para $I=150$ A: $U_f = 12 + 15 = 27$ V;
 para $I=240$ A: $U_f = 12 + 24 = 36$ V.

Para un electrodo de 5 mm de diámetro:

$$U_f = 0,08 \Delta I + 12.$$

Con intensidad normal, tal como $I=200$ A: $U_f = 12 + 16 = 28$ V; con sobreintensidad,

$I = 360$ A: $U_f = 12 + 29 = 41$ V.

que es justamente lo que se observa con electrodos de gran penetración que deben funcionar con sobreintensidades.

No hemos tenido en cuenta en estas fórmulas ni la naturaleza del revestimiento ni su espesor.

MONEYRON ha mostrado que:

- a) Para un diámetro constante del electrodo, la tensión de funcionamiento crece rápidamente en función de la intensidad de corriente (figura IV-9).
- b) A intensidad constante, cuando el diámetro del electrodo aumenta

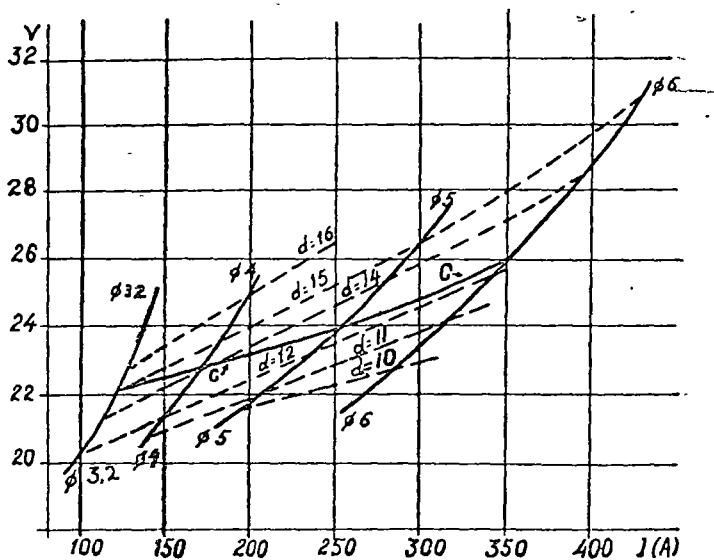


Fig. IV-9.—Variación de la tensión del arco en función de la intensidad de corriente o de la densidad de corriente, $d = \frac{I}{S}$.

Con línea $U_f = f(I)$; con línea discontinua las curvas de densidad constante. La densidad d (curva C) decrece ligeramente con el diámetro del electrodo.

la tensión de funcionamiento disminuye; dicho de otro modo, la tensión en los bornes del arco depende de la densidad de corriente.

Damos, según el mismo autor (fig. IV-10), las tensiones en los bornes del arco con diferentes variedades de electrodos, en función del espesor del revestimiento para un diámetro de la varilla de 4 mm. También indicamos su campo de utilización.

2.º Si durante el funcionamiento aumenta la longitud, l , del arco:

$$\Delta U_f = \Delta l \cdot \frac{d}{10} \cdot \frac{I}{S},$$

se ve que U_f aumenta proporcionalmente a dicha longitud para un diámetro de electrodo constante.

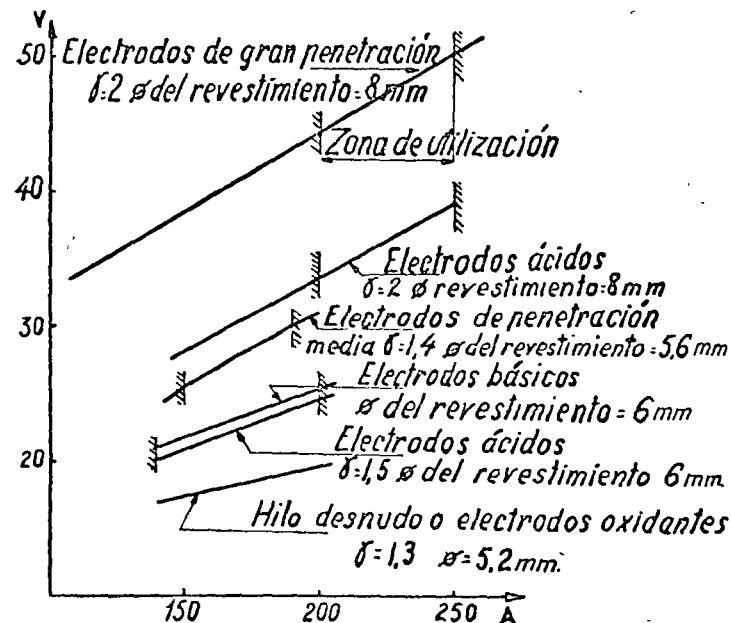


Fig. IV-10.—Tensión de funcionamiento del arco para diferentes tipos de revestimiento.

En resumen, la tensión en los bornes de un electrodo moderno de soldo es función de la densidad de corriente, de la intensidad de la corriente y de la longitud del arco (que depende de la naturaleza del revestimiento y de su espesor).

Estas propiedades de los electrodos tienen una repercusión innegable en las características estáticas de los grupos de soldar. Consideremos, en efecto, un grupo de corriente continua con una tensión en vacío de 50 V (fig. IV-11) y característica lineal. Para un electrodo corriente de $\gamma=1,5$ (cualquiera que sea la naturaleza del revestimiento), si el diámetro es de 4 mm y la intensidad de 170 A, la tensión de funcionamiento será de

23 a 25 V, y el arco será estable. Una variación de $\pm 2V$ en el arco desplazará la intensidad entre 150 y 200 A.

Veamos ahora lo que ocurrirá si se quiere utilizar con este equipo un electrodo de "gran penetración" ($\gamma=2$). Para un diámetro ¹ de 4 mm y una intensidad de 240 A, la tensión de funcionamiento se sitúa entre los 42 y 45 V, y el arco se hace muy inestable.

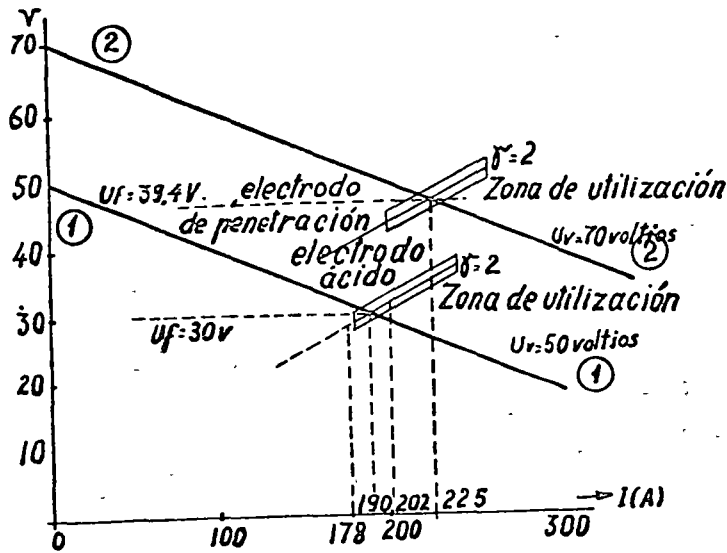


Fig. IV-11.—Influencia de la naturaleza del electrodo en las características estáticas del grupo de soldadura.

Curva 1.—Equipo de soldadura de corriente continua de 50 V de tensión en vacío.
Curva 2.—Equipo de soldadura de corriente continua de 70 V de tensión en vacío.

Este ejemplo señala la razón por la que no se han podido emplear electrodos de sobreintensidad con los grupos antiguos de tensión baja en vacío. Para los nuevos electrodos es necesario tener grupos con tensiones en vacío elevadas, del orden de 70 V, incluso con corriente continua.

LA CONSTANTE DE FUSION

Se ha introducido otra característica para calificar un electrodo. Si p_0 representa el peso en gramos del metal depositado por un electrodo de un tipo dado, I la intensidad de la corriente y t el tiempo en segundos necesario para fundir un electrodo, la expresión:

$$a = \frac{p_0}{I \cdot t}$$

¹ De varilla, debe sobreentenderse en éste como en otros muchos casos (N. del T.).

representa el peso de metal depositado por amperio y por segundo: es la constante de fusión.

Se llama *velocidad de fusión* al peso en gramos del metal depositado por minuto:

$$c = \frac{p_0 \times 60}{t} \text{ g/min}$$

por consiguiente

$$a = \frac{c}{I} \text{ g/min} \cdot \text{A}$$

La velocidad de fusión c es el producto de la constante de fusión, a , por la intensidad de la corriente.

La constante de fusión, a , varía poco con la tensión del arco, pero crece ligeramente al aumentar el diámetro del electrodo; varía con el espesor del revestimiento, pero sobre todo en función de la naturaleza de éste.

En los revestimientos ácidos el aumento de sílice tiende a aumentar la constante de fusión, por lo menos hasta llegar al 20 % de SiO_2 . En los revestimientos básicos a tiende a disminuir al aumentar el carbonato cálcico, y pasa por un mínimo cuando la concentración de CaCO_3 es del 35 % [6].

El cuadro IV-3 nos da un ejemplo de cálculo de la constante de fusión para tres tipos de electrodos: ácidos, básicos y un electrodo del tipo de gran rendimiento:

CUADRO IV-3

Constantes de fusión de diversas variedades de electrodos

Naturaleza del electrodo	Diámetro del electrodo (mm)	I (A)	p_0 (g)	t (s)	$c = \frac{p_0 \times 60}{t}$	$a = \frac{c}{I}$
Tipo ácido.....	3,2	110	24,5	80	18,4	0,167
	4	160	38,2	86	26,7	0,167
	5	190	52,0	96	32,5	0,170
	6,3	280	83,0	105	48	0,170
Tipo básico.....	3,2	110	25,0	85	17,6	0,160
	4	160	41,5	93	26,9	0,168
	5	190	57,5	107	32,3	0,170
	6,3	280	95,5	120	48,0	0,170
Tipo de «gran rendimiento».....	3,2	170	49,0	72	40,8	0,240
	4	220	65,0	73	53,3	0,240
	5	300	97,0	74	78,6	0,260

F) Clasificación de los electrodos

De acuerdo con las propiedades mecánicas exigidas, los electrodos con alma de acero ordinario están clasificados actualmente en Francia en cinco categorías objeto de especificaciones técnicas (Norma A 81-309).

Las características mecánicas dadas en el cuadro IV-4 corresponden a las de un metal colado en molde que se ajuste a las condiciones prescritas por la norma francesa A 81-302.

CUADRO IV-4

Clasificación de los electrodos según la norma A 81-309

Símbolo	Color distintivo	R (kp/mm ²)	CALIDAD A			CALIDAD B		CALIDAD C	
			A %	K UF	H Brinell	A %	K UF	A %	K UF
E. Dx.....	Rosa	40	15	2					
E. 40.....	Rojo	40-48	16	4		20	7	24	
E. 48.....	Amarillo	48-56				17	6	21	
E. 56.....	Azul	56-65				12	4	18	
E. 65.....	Verde	> 65			200-400	7	2	15	

El alargamiento de rotura, A %, se mide en probeta cilíndrica normal de sección $S_0 = 75 \text{ mm}^2$,

$$y \quad l_0 = \sqrt{66,67 \cdot S_0} \quad \text{o} \quad l_0 = 7,2 d.$$

K es la resiliencia medida con probeta UF ;

H es la dureza Brinell medida con bola de 5 mm bajo carga de 750 kp.

Es evidente que los valores reseñados en el cuadro IV-4 son los mínimos admisibles.

El Instituto Internacional de la Soldadura trata de unificar las clasificaciones de electrodos de los diversos países teniendo en cuenta las características mecánicas y la naturaleza del revestimiento^{1, 2}.

¹ Acerca de los ensayos de electrodos, véase el artículo de F. DAVIS, citado en la Bibliografía española de este capítulo, y la propuesta de Norma UNE 14 022 (11.55): "Métodos de ensayo para la medida de las características mecánicas del metal depositado por los electrodos recubiertos destinados a la soldadura por arco de los aceros suaves y débilmente aleados" (N. del T.).

² Resumimos la Norma UNE 14 003 (11.57): "Clasificación y simbolización de electrodos para la soldadura por arco de los aceros suaves y débilmente aleados." Esta Norma es aplicable a los aceros efervescentes F-111 (extrasuaves), aceros calmados con silicio F-112 (suaves) cuyo contenido de carbono sea $\leq 0,25$ % y a los aceros débilmente aleados de calidad soldable.

Simbolización.—Se especifica con un símbolo general (que indica el campo de aplicación de la especificación), 3 símbolos para las características mecánicas del metal depositado (a) resistencia a la tracción, (b) alargamiento y (c) resiliencia) y 3 símbolos

para las condiciones operatorias: a) tipo de revestimiento; b) posiciones de soldadura, c) corriente de soldadura. (Los símbolos no utilizados pueden remplazarse por cruces.)

— Símbolo general.—Para electrodos revestidos: E (en cabeza de la designación). Para gran penetración: P; para gran penetración completa: Pc; para gran penetración media: Pm (al final de la designación). Para gran rendimiento: G (al final de la designación, y podrá añadirse una cifra que exprese el rendimiento en %).

— Símbolos de características mecánicas:

a) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4, 5 y 6 corresponden respectivamente las siguientes resistencias mínimas a la tracción (en kp/mm²): —, 41, 44, 48, 52, 56 y 60.

b) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4 y 5 corresponden respectivamente los siguientes alargamientos mínimos en % (siendo la longitud igual a 5ϕ): —, 14, 18, 22, 26 y 30.

c) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4 y 5 corresponden respectivamente las siguientes resiliencias mínimas UF (en kpm/cm²): —, 5, 7, 9, 11 y 3.

— Símbolos de condiciones operatorias:

a) A los símbolos A, B, C, O, R, T y V corresponden respectivamente los siguientes tipos de revestimiento: ácido, básico, celulósico, oxidante, de óxido de titanio 1.º tipo (rutilo), de óxido de titanio 2.º tipo (titanio) y de tipos varios.

b) A los símbolos 1, 2, 3 y 4 corresponden respectivamente las siguientes posiciones de soldo: todas; todas excepto en vertical descendente; sobre plano horizontal, horizontal en ángulo, sobre plano inclinado y en ángulo interior sobre plano horizontal; y, en ángulo sobre plano horizontal y horizontal en ángulo sobre plano inclinado.

c) Las características del equipo eléctrico necesario para obtener condiciones operatorias correctas con electrodo de $\phi \geq 2,5 \text{ mm}$. (y, en c. a., con 50 Hz) y el modo de conexión se indican de la forma siguiente:

a los símbolos 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 y 9 corresponden respectivamente las siguientes condiciones: sólo c. c.; tensión mínima en vacío (t. m. v.) 50 V; t. m. v. 50 V y conexión preferente al polo (c. p. p.) —; t. m. v. 50 V y c. p. p. +; t. m. v. 70 V; t. m. v. 70 V y c. p. p. —; t. m. v. 70 V y c. p. p. +; t. m. v. 90 V; t. m. v. 90 V y c. p. p. —; y, t. m. v. 90 V y c. p. p. +.

Ejemplo de aplicación.—Un electrodo revestido para soldadura eléctrica por arco, con revestimiento básico y que deposita metal de las siguientes características: $R \geq 50 \text{ kp/mm}^2$, $A \geq 31$ % y $q \geq 15 \text{ kpm/cm}^2$, que puede soldarse en cualquier posición y que sólo puede soldarse con buenos resultados con c. c., preferentemente conectado al polo +, se simboliza así:

E 355 B10

Clasificación.—Los electrodos revestidos se clasifican del siguiente modo:

— de calidad inferior, simbolizados por E 000 0: tienen $R < 41 \text{ kp/mm}^2$ y $A < 14$ % (sólo para cargas estáticas);

— de calidad media, simbolizados por E 120 x: tienen $R = 41 \dots 44 \text{ kp/mm}^2$ y $A = 18 \dots 22$ %;

— de calidad oxidante, simbolizados por E 030 0: tienen $R < 41 \text{ kp/mm}^2$ y $A > 22$ % (poca penetración, para cordones delgados; para uniones en rincón, posición plana y horizontal y en ángulo sobre plano horizontal; para soldadura de aceros suaves; buen aspecto del cordón);

— de calidad intermedia o estructural, simb. por E 231 x: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A = 22 \dots 26$ % y $q = 5 \dots 7 \text{ kpm/cm}^2$ (para uniones de responsabilidad que no exijan gran tenacidad ni gran ductilidad);

— de calidad estructural o ácida, simb. por E x12 A: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A > 26$ % y $q > 7 \text{ kpm/cm}^2$ (buena penetración, funden bien, posición preferentemente horiz.); el metal base ha de tener buena soldabilidad o se tendrán grietas en caliente);

— de calidad estructural, básica, simb. por E xx5 B: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A > 26$ % y $q > 13 \text{ kpm/cm}^2$ (posibles inclusiones, todas las posiciones, preferible c. c. con polaridad +: muy resistente al agrietamiento en frío y en caliente; para grandes espesores, estructuras muy rígidas, aceros de bastante S y P

- y de baja aleación; ¡revestimiento higroscópico!; el metal depositado tendrá contenido de H_2 difusible $\leq 5 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ de metal);
- de calidad estructural, orgánica, simb. por E x32 C: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$; $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (mucho penetración, grandes salpicaduras, cordón de superficie rugosa, todas las posiciones; requieren gran tensión en vacío);
 - de calidad estructural rutilo, simbolizados por E x32 R: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$; $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (fácil manejo, todas las posiciones, sueldan con bajas tensiones en vacío; igual predisposición para el agrietamiento en caliente que los ácidos; requieren análogas precauciones);
 - calidad estructural titanio, simbolizados por E x32 T: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$; $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (para posición vertical ascendente y bajo techo, buen aspecto de cordón, sueldan con bajas tensiones; agrietamiento en caliente como el rutilo);
 - de calidad resistente, simbolizados por E 5xx: tienen $R > 56 \text{ kp/mm}^2$ (es menester comprobar la adaptación al metal base);
 - de gran penetración completa: los que cumpliendo las características mínimas según UNE 14 023, sueldan sin falta de penetración juntas a tope con bordes en escuadra en dos pasadas (una por cada lado) en chapas de grueso mínimo igual a 2 veces el ϕ del alma más 2 mm; y que además, en las mismas condiciones de trabajo, sueldan unión en T entre 2 chapas de grueso igual a 2 veces el ϕ del alma con penetración media no inferior a 4 mm. (los ensayos sobre el metal depositado no definen este electrodo);
 - de gran penetración media: los que, cumpliendo las características mínimas según UNE 14 023, sueldan sin falta de penetración juntas a tope con bordes en escuadra en dos pasadas (una por cada lado) en chapas de grueso mínimo igual a 2 veces el ϕ del alma menos 2 mm; y que además, en las mismas condiciones de trabajo, sueldan unión en T entre 2 chapas de grueso igual a 2 veces el ϕ del alma con penetración media no inferior a 2 mm (los ensayos sobre metal depositado no definen este electrodo); las características mecánicas que definen la simbolización de los electrodos de gran penetración serán las obtenidas en los ensayos según UNE 14 023, entendiéndose que queda suprimida la cifra de alargamientos, por no determinarse en dichos ensayos;
 - de gran rendimiento: los que cumpliendo las características mínimas exigibles a electrodos de calidad estructural tienen rendimiento igual o mayor que el 130 %. (N. del T.).

SEGUNDA PARTE

II.—EQUILIBRIOS METAL-ESCORIA

A) Las escorias de soldadura

Durante la fusión del electrodo, el revestimiento forma encima del metal en vías de solidificación una escoria cuya naturaleza depende de la composición del revestimiento.

Acabamos de ver que tales escorias están formadas fundamentalmente por silicatos más o menos complejos: silicatos de hierro y de manganeso en el caso de los revestimientos oxidantes y ácidos, silicatos de calcio en los revestimientos básicos, titanatos en los electrodos a base de rutilo.

El sistema metal-escoria, que permanece en contacto durante un tiempo más o menos largo, produce cuatro clases de fenómenos:

- a) desgasificación del metal líquido a través de la escoria;

- b) protección del metal durante su solidificación frente a la atmósfera exterior: ya sea por una escoria espesa más o menos viscosa, ya por una atmósfera reductora (revestimientos volátiles);
- c) desplazamiento de los óxidos o de los elementos perjudiciales del metal hacia la escoria, lo cual conduce a un afinado del metal (desulfuración, desfosforación, desoxidación, desnitruración, etc.);
- d) distribución de los elementos útiles del revestimientos entre el metal y la escoria.

Es evidente que no se puede hablar en los procesos de fusión de "equilibrio metalúrgico", pues los ciclos térmicos de soldeo son demasiado rápidos; debe producirse, sin embargo, un estado de "pseudo-equilibrio".

Los factores que favorecen esta tendencia hacia el "equilibrio" son, a nuestro parecer,

— la naturaleza de los revestimientos, que dan lugar a escorias mucho más activas que las escorias metalúrgicas;

— la temperatura elevadísima de las reacciones.

Así podría justificarse la aplicación de las leyes de la mecánica química al estudio de los problemas del afinado de las soldaduras y de los intercambios de elementos entre el revestimiento y el metal fundido. Estudiarémos en el capítulo V el afinado en las fases íntegramente metálicas (desoxidación), y abordaremos aquí solamente el caso de la distribución de elementos entre el metal y la escoria.

Los valores a que llegaremos con nuestros cálculos de equilibrio solamente pueden tener el carácter de una indicación; sin embargo, presentan gran interés para orientar la puesta a punto y la fabricación de electrodos.

Antes de comenzar el cálculo termodinámico del sistema metal-escoria nos ha parecido útil recordar brevemente algunas nociones fundamentales de Mecánica Química.

B) Principios del cálculo termodinámico de equilibrios

El cálculo de las reacciones de equilibrio hace intervenir dos nociones muy conocidas: la ley de acción de las masas de GIBBS y LE CHATELIER, que se deduce del tercer principio de la termodinámica, y el concepto de "actividad" de los cuerpos disueltos.

En el caso más sencillo, el de las reacciones entre gases, la ley de acción de las masas permite definir una constante de equilibrio en función de las presiones parciales o de las concentraciones de los componentes gaseosos presentes en los dos miembros de la reacción.

Así, en las reacciones de equilibrio:



las constantes de equilibrio, que son únicamente función de la temperatura, se escriben:

$$K_1 = \frac{p_{CO} \times (p_{O_2})^{1/2}}{p_{CO_2}}, \quad \text{para el equilibrio (1)}$$

$$K_2 = \frac{p_{H_2} \times (p_{O_2})^{1/2}}{p_{H_2O}}, \quad \text{para el equilibrio (2);}$$

en las que p_{CO_2} , p_{CO} , p_{O_2} , p_{H_2O} y p_{H_2} son las presiones parciales de estos gases.

Las leyes de la termoquímica definen de una vez para siempre la constante $K(T)$ en función de la temperatura.

A una temperatura dada el valor de $K(T)$ está determinado, lo que permite calcular el grado de disociación del CO_2 y del H_2O .

En efecto, las relaciones que ligan la fracción disociada, x , del gas con las presiones parciales son:

$$p_{H_2O} = \frac{1-x}{1+\frac{x}{2}}; \quad p_{H_2} = \frac{x}{1+\frac{x}{2}}; \quad p_{O_2} = \frac{\frac{x}{2}}{1+\frac{x}{2}}$$

$1 + \frac{x}{2}$ representa el número total de moles, con la condición:

$$p_{H_2O} + p_{H_2} + p_{O_2} = P = 1.$$

Si las reacciones se producen entre sólidos y gases, o entre sólidos y líquidos, como ocurre en metalurgia, es necesario apelar a la nueva noción de "actividad de un cuerpo disuelto": por ejemplo, la actividad de los óxidos FeO y MnO disueltos en el metal líquido o en la escoria. La "actividad" representa, pues, el grado de afinidad del óxido para con el metal o para con la escoria, y hace prever el sentido del desplazamiento del metal o de su óxido entre las dos fases [7].

1.º REDUCCION DEL OXIDO DE HIERRO POR EL CARBONO.

A título de ejemplo, nos proponemos estudiar el afino del acero por el carbono en la fase metálica, que presenta un interés innegable en metalurgia y en soldadura.

La reacción de equilibrio de la reducción del óxido de hierro por el carbono se escribe:



en fase entera metálica, indicada por corchetes []; la fase escoria se representa entre paréntesis ().

La constante de equilibrio es:

$$K_C = \frac{[Fe] \times CO}{[C] \times [FeO]} \quad (2)$$

y en función de las actividades (en fracción molar):

$$K_C = \frac{[a]_{Fe} \times p_{CO}}{[a]_C \times [a]_{FeO}} \quad (3)$$

Como el hierro está saturado, $[a]_{Fe} = 1$; $p_{CO} = 1$ debido a la insolubilidad del CO en el hierro.

Dado que el FeO y el C son poco solubles en el hierro, sus actividades pueden tomarse proporcionales a sus concentraciones respectivas:

$$\left[\frac{a}{s} \right]_{FeO} = \frac{[FeO \%]}{72 \times 1,78} \times \frac{1}{s},$$

(donde s es el coeficiente de solubilidad del FeO en el hierro), y

$$[a]_C = \frac{[C \%]}{12 \times 1,78},$$

en efecto, 100 g de hierro representan $\frac{100}{56} = 1,78$ moles.

La relación (3) se convierte en:

$$K_C = \frac{2740}{[FeO \%] \cdot [C \%]} \times s$$

de donde $[FeO \%] \cdot [C \%] = \frac{2740}{K_C} \times s$, (5)

y para determinar la constante K_C se tiene:

$$\log K_C = \frac{8570}{T} - 2,15 \log T + 0,53 \times 10^{-3} T - 0,16 \times 10^{-6} T^2 + 14,59. \quad (4)$$

Los valores de s a diferentes temperaturas están dados en el cuadro IV-5, de acuerdo con datos del Bureau of Mines.

CUADRO IV-5

Solubilidad *s* del FeO en el hierro líquido

Temperatura (°C)	Concentraciones (%)	En moles por 100 g	En fracción molar
1 520	0,835	0,118	0,006 6
1 600	1,360	0,197	0,010 8
1 650	1,688	0,244	0,013 4
1 700	2,005	0,280	0,016
1 750	2,331	0,336	0,018 5
1 800	2,680	0,377	0,021 5

Tenemos todos los elementos para el cálculo del equilibrio $[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$.

Para una temperatura dada T , la expresión (4) proporciona el valor de K_c , y la última columna del cuadro da la solubilidad s en fracción molar.

El cuadro IV-6, preparado con ayuda de la relación (5), muestra una concordancia perfecta entre los valores calculados de $[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ y los valores experimentales de VACHER [8], de HERTY [9] y de FIELD [10]. Se puede advertir que la reducción por el carbono aumenta ligeramente con la temperatura.

CUADRO IV-6

θ °C	T °K	$\log K_c$	s_{FeO} en fracción molar	$[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ calculado mediante (5)	$[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ experimental
1 580	1 853	2,325	0,009 2	0,010 8	0,010 2
1 600	1 873	2,55	0,010 8	0,011 5	
1 650	1 923	3,15	0,013 4	0,011 7	0,011
1 700	1 973	3,771	0,016	0,011 9	0,012 2
1 750	2 023	4,60	0,018 5	0,011	
1 800	2 070	5,40	0,022	0,011 2	

2.º REPARTO DEL OXIDO DE HIERRO ENTRE EL METAL Y LA ESCORIA.—Más allá de la curva de solubilidad del oxígeno en el hierro líquido (fig. V-2), parte del óxido ferroso permanece "sin disolver" y se encuentra en presencia de dos fases líquidas:

solución (Fe+FeO) y FeO líquido.

En presencia de escoria, el FeO se reparte entre las dos f. de acuerdo con las leyes del equilibrio

$$K_o = \frac{[\text{O}]}{(\text{FeO})} \quad (6)$$

en que $[\text{O}]$ es la concentración de oxígeno en el hierro líquido, y (FeO) es la concentración de óxido en la escoria.

La constante de equilibrio K dependerá de la naturaleza de la escoria. Adoptaremos los valores de KORBER y OELSEN [11]: para las escorias ácidas,

$$K_a = 0,85 \times 10^{-5} \theta - 0,011 4; \quad (7)$$

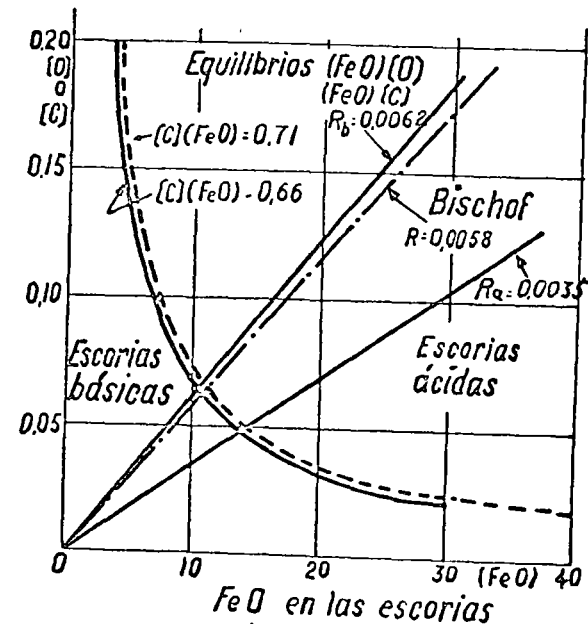


Fig. IV-12.—Distribución del oxígeno entre el metal y la escoria ácida o básica.

y para las básicas,

$$K_b = 1,31 \times 10^{-5} \theta - 0,017 7. \quad (8)$$

Las rectas R_a y R_b (fig. IV-12) representan el reparto del oxígeno entre el metal y las escorias ácida y básica a la temperatura de 1 750 °C.

Se ve inmediatamente que K crece con la temperatura, y que para concentración de (FeO) constante, el metal se oxida con tal aumento.

Utilicemos esta relación para el cálculo del equilibrio $[\text{O}] \cdot [\text{C}]$ según los análisis químicos dados por CHRISTENSEN [12] para las escorias ácidas (cuadro IV-7), y por nosotros mismos [13] para las básicas (cuadro IV-8).

CUADRO IV-7

Escorias ácidas
(Composiciones dadas por CHRISTENSEN [12])

Nú- meros	Naturaleza del revesti- miento	(MnO)	(FeO)	(MnO) (FeO)	[Mn]	[Mn] (MnO)	K _{Mn}	α	K' _{Mn}
1	Oxidante.....	1,80	69,8	0,026	0,01	0,055	260	5	1 300
2	Acido fuerte.....	21,2	16,6	1,30	0,49	0,023	270	3,5	950
3	Acido (6020).....	24,0	14,2	1,70	0,63	0,026	270	3,1	840
4	Acido (6021).....	16,6	10,6	1,56	0,54	0,032	290	3,0	870
9	Rutilo (6013).....	11,9	6,4	1,86	0,50	0,042	370	2	740
10	Rutilo (6013).....	7,6	6,9	1,10	0,30	0,040	370	2	740

CUADRO IV-8

Variación de K_{Mn} en las escorias básicas [13]
(Para los electrodos 5, 6 y 7, los análisis son de CHRISTENSEN)

	ESCORIAS BASICAS				METAL			(MnO) (FeO)	K _{Mn}	[Mn] (MnO)
	CaO	SiO ₂	MnO %	FeO %	C %	Mn %	Si %			
1	47,3	31,5	7,3	7,1	0,10	0,34	0,525	1,03	300	0,047
2	50	32,4	7,0	7,0	0,10	0,50	0,39	1,16	230	0,072
3	53	26,6	7,5	5,7	0,12	0,71	0,26	1,32	190	0,095
4	58	23,5	5,6	6,1	0,11	0,65	0,335	0,92	140	0,115
5 (6015)		20,3	2,31	2,8		0,69	0,57	0,83	120	0,30
6 (6015)		17,9	2,23	3,31		0,64	0,28	0,68	106	0,29
7 (6015)		20,9	4,44	2,83		1,67	0,77	1,56	95	0,37

Revestimiento ácido [13].—En el equilibrio a 1 650 °C,

$$K_a = \frac{[O]}{(FeO)} = 26,2 \times 10^{-4} \quad (A)$$

En los análisis de las escorias ácidas, (FeO) varía de 10,5 % a 16 %; tomemos una media de 13 %. Además, el contenido de carbono del metal depositado por esta calidad de electrodos (ácidos o de rutilo) se sitúa entre 0,08 % y 0,10 %, de donde sale el valor experimental aproximado (FeO) · [C] = 1,3. (B)

De las dos expresiones (A) y (B) se obtiene [O] · [C] = 34 × 10⁻⁴.

Revestimiento básico [13].—El equilibrio a 1 650° C. da:

$$K_b = \frac{[O]}{(FeO)} = 39 \times 10^{-4} \quad (C)$$

El cuadro IV-8 de las escorias básicas permite obtener el valor experi- mental (FeO) · [C] = 0,70, combinándole con la reacción (C) se halla:

$$[O] \cdot [C] = 27 \times 10^{-4},$$

o sea:

$$[FeO] \cdot [C] = 0,012.$$

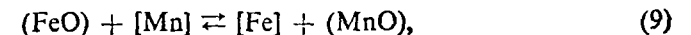
Ahora bien, para esta temperatura, E. EVT [14-15] encuentra:

$$[FeO] \cdot [C] = 0,011.$$

Se manifiesta, pues, una concordancia perfecta entre el equilibrio [FeO] · [C] calculado a partir de los datos experimentales y el equilibrio teórico calculado a partir de los datos termodinámicos.

3.° REPARTO DEL MANGANESO ENTRE EL METAL Y LA ESCORIA.—El estudio del equilibrio del manganeso entre el metal y la escoria ha sido ya objeto de numerosas investigaciones en siderurgia.

La reacción de equilibrio se escribe:



y su constante de equilibrio es:

$$K_{Mn} = \frac{[Fe]}{[Mn]} \frac{(MnO)}{(FeO)} \quad (10)$$

KORBER [16] ha determinado que una escoria ácida saturada de sílice da K_{Mn} = 1 200. W. KRINGS y H. SCHAKMANN [17], y después TAMMANN y W. OELSEN [18], han estudiado experimentalmente la influencia de la basicidad de las escorias sobre el valor de esta constante; la figura IV-13 representa la variación de K_{Mn} en función de la concentración de CaO.

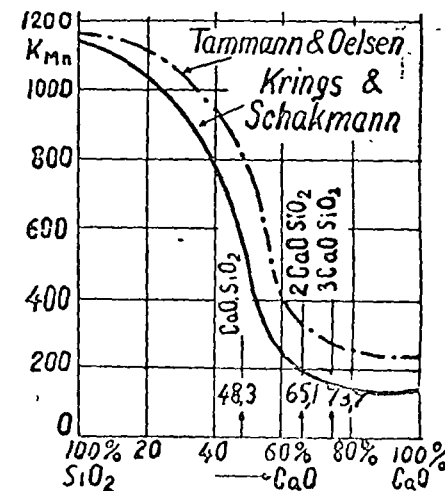


FIG. IV-13.—Variación de la constante de equilibrio del manganeso con la concentración de CaO en las escorias metalúrgicas, según KRINGS y SCHAKMANN, TAMMANN y OELSEN

El valor de la constante K_{Mn} es particularmente significativo para la clasificación de las escorias, ya que en una escoria muy ácida K_{Mn} es superior a 1 000, y en las escorias básicas es del orden de 100 a 300.

En las escorias ácidas se hace intervenir una nueva constante de equilibrio, K'_{Mn} , que está ligada a la constante calculada, K_{Mn} , por la relación:

$$K_{Mn} = \alpha \cdot K'_{Mn} \quad (\text{cuadro IV-7})$$

El coeficiente α depende de la concentración de óxidos libres, (FeO) y (MnO), en la escoria. Se sabe, en efecto, que en las escorias básicas tanto el FeO como el MnO son enteramente libres, y por lo tanto $\alpha=1$; mientras que en las escorias ácidas la proporción de óxidos libres disminuye al aumentar la acidez, y α crece. El lector interesado por esta cuestión puede consultar la obra de E. EYR [14].

C) Consecuencias prácticas para el soldeo por arco

En el cuadro IV-9 hemos reproducido los resultados de nuestros ensayos, ya publicados anteriormente [13]; los valores de K_{Mn} calculados para nuestros electrodos básicos (fig. IV-14, curva II), coinciden bastante bien con los valores medidos por KRINGS y SCHAKMANN (fig. IV-14, curva I).

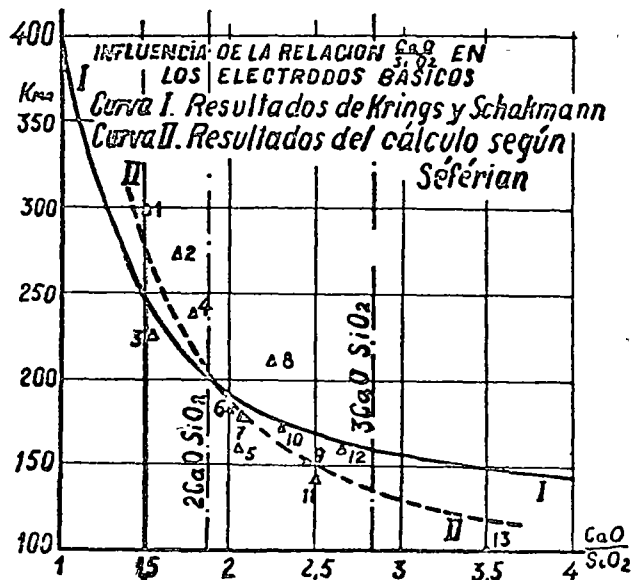


FIG. IV-14.—Variación de la constante de equilibrio del manganeso en función de la basicidad de las escorias metalúrgicas (curva I) y de las escorias de los electrodos básicos (curva II).

La introducción de las "actividades" permite escribir la relación (10) en la forma siguiente:

$$K_{Mn} = \frac{[a]_{Mn}}{[a]_{Fe}} \times \frac{\left(\frac{a}{s}\right)_{MnO}}{\left(\frac{a}{s}\right)_{FeO}} \quad (11)$$

en que $\left(\frac{a}{s}\right)_{MnO}$ y $\left(\frac{a}{s}\right)_{FeO}$ son las actividades de los óxidos en la escoria y s es el coeficiente de solubilidad,

$$\log K_{Mn} = \frac{6145}{T} - 7,025 \log T + 2,22 \times 10^{-3} T - 0,33 \times 10^{-6} T^2 + 19,533. \quad (12)$$

El valor de K_{Mn} decrece rápidamente cuando aumenta la temperatura T .

Las relaciones (10) y (11) no tienen en cuenta la naturaleza del revestimiento, ya que las ecuaciones de equilibrio dependen solamente de las concentraciones de los diversos elementos en una misma fase.

Escorias básicas.—HERTY ha mostrado que en una escoria ácida la concentración de FeO libre aumenta al añadir CaO,

CaO	0	10	20	30
(FeO) libre.....	0,25	0,30	0,36	0,47

y que en una escoria netamente básica el (FeO) está completamente libre, lo mismo que el (MnO).

CUADRO IV-9
Influencia del grado de basicidad de los revestimientos básicos sobre la constante K_{Mn} .

Electrodos	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
$\frac{CaO}{SiO_2}$	1,50	1,70	1,55	1,80	2,06	2,00	2,04	2,24	2,42	2,30	2,48	2,66	3,50
MnO	7,3	7,8	7,0	5,9	5,4	7,5	8,2	7,4	4,3	4,6	5,6	7,5	2,8
FeO	7,1	5,8	6,3	5,9	5,2	5,7	6,6	6,5	4,7	5,6	6,1	8,5	2,1
Mn	0,34	0,49	0,50	0,42	0,66	0,71	0,70	0,54	0,59	0,50	0,65	0,55	1,32
K_{Mn}	300	275	225	240	160	185	180	210	155	165	140	160	100

Aplicamos el cálculo a una serie de electrodos básicos agrupados en el cuadro IV-9. Se advierte que:

1.º La constante de equilibrio varía de 140 a 300 en nuestros electrodos y de 100 a 120 en los análisis proporcionados por CHRISTENSEN (cuadro IV-8). Estos resultados concuerdan con los de KRINGS y SCHAKMANN.

La figura IV-14 muestra, por otra parte, que las escorias que dan una constante K_{Mn} superior a 200 (revestimientos 1 a 4) están formadas por la mezcla $CaO-SiO_2+2CaO-SiO_2$; los revestimientos básicos industriales proporcionan sobre todo el metasilicato, y su constante K_{Mn} se sitúa alrededor de 150.

2.º La relación $\frac{[Mn]}{[MnO]}$ aumenta rápidamente con la basicidad, y por ello el $[Mn]$ de la fase metálica aumenta rápidamente cuando la basicidad crece.

3.º Para el valor $K_{Mn} = 200$,

$$\frac{[Fe]}{[Mn]} \times \left(\frac{MnO}{FeO} \right) = 200$$

con $[Fe] = 100$, $[Mn] = \frac{1}{2} \left(\frac{MnO}{FeO} \right)$.

Según el cuadro IV-8, $\frac{(MnO)}{(FeO)}$ se encuentra cercano a 1, luego la concentración del $[Mn]$ en la fase metálica será del orden de 0,5 %, tal como ocurre, justamente.

Electrodos ácidos.—El cuadro IV-7 agrupa cierto número de resultados según los análisis reseñados en la literatura técnica [12]. Se pueden deducir las enseñanzas siguientes:

1.º La constante de equilibrio permanece inferior a 1 000 para todos los electrodos ácidos, excepto para el electrodo oxidante, para el cual es $K_{Mn} = 1 300$.

2.º El aumento de la concentración de manganeso en el revestimiento desplaza una cantidad mayor de MnO hacia la escoria ácida.

3.º La expresión de la constante de equilibrio se escribe también:

$$\frac{[Fe \%]}{[Mn \%]} = K'_{Mn} \left(\frac{Fe \%}{Mn \%} \right)$$

ya que los pesos atómicos del Fe y del Mn son muy parecidos.

En las escorias ácidas $K_{Mn} = 1 000$, lo cual hace prever que el hierro tiene preferencia por el metal, mientras que el manganeso la tiene por la escoria.

En las escorias básicas esta tendencia es de cinco a seis veces más dé-

bil, y, por tanto, con los revestimientos básicos el metal fijará mucho más manganeso.

Veamos los resultados experimentales de F. RAPATZ y W. HUMMITSCH [19] relativos a la variación del manganeso y del carbono en el metal soldado por arco en función del contenido de manganeso del revestimiento básico y ácido (fig. IV-15).

Con revestimientos ácidos, la fijación de manganeso en el metal depositado no aparece más que tras saturación de la escoria ácida con un 20 % aproximadamente de ferromanganeso; después, la concentración de manganeso en la soldadura crece rápidamente (curva $[Mn]_a$). Con electrodos básicos el manganeso del metal crece a partir del 5 % de ferromanganeso en el revestimiento (curva $[Mn]_b$), lo que concuerda bien con las previsiones de los cálculos de equilibrio.

La influencia de la naturaleza del electrodo en la fijación de carbono

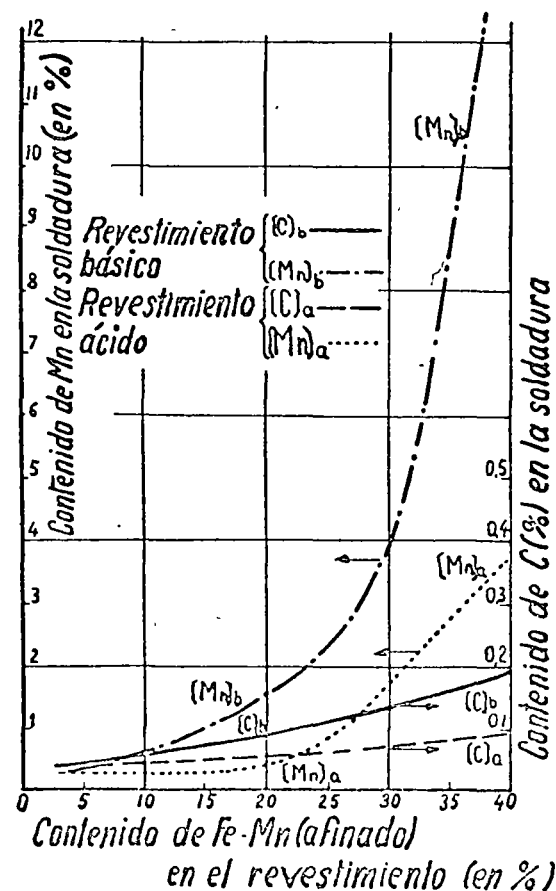


FIG. IV-15.—Resultados experimentales de F. RAPATZ y W. HUMMITSCH acerca de la variación del carbono y del manganeso en las soldaduras ejecutadas con electrodos ácidos o básicos.

en el metal depositado en el soldeo por arco ha sido puesta de manifiesto también por estos autores (curvas [C]a y [C]b).

En el capítulo siguiente nos ocuparemos de otras aplicaciones del cálculo termodinámico, en particular del problema de la desoxidación por el manganeso.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] J. D. FAST: *Rev. Tech. Philips*, **10**, núm. 4 (1948), 118; *Philips Research Reports*, **3** (1948), 271.
- [2] P. K. GLEDHILL: *Symp. on Metal. of Steel, Welding* (1948), 88.
- [3] *Patente francesa*, núm. 793.302 (1934).
- [4] P. C. Van der WILLIGEN: *Welding Journ. Res., suppl.*, **25** (1946), 313 ss.
- [5] M. MONEYRON: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. VII, **7-8** (1953), 191.
- [6] J. ter BERG y A. LARIGALDIE: *Soud. et Tech. Conn.*, **11-12** (1953), 285.
- [7] Prof. Maurice REY: *C. R. Congrès Faraday Soc.* (1948); *Rev. Metal.* **10, 11, 12** (1949), 653, 762, 849; **4, 9** (1950), 260, 658.
- [8] VACHER: *Journ. Research Bureau of Stand.*, XI (1953), 541.
- [9] HERTY: *Min. Metal. Inst. Bull.*, **74** (1927); *The Physical Chemistry of Steel Making-Pittsburgh* (1954).
- [10] FIELD: *Trans. Amer. Inst. of Mines* (1928), 114.
- [11] F. KORBERT y W. OELSEN: *Stahl und Eisen*, **52** (1932), 133.
- [12] N. CHRISTENSEN: *Weld. Journ. Suppl.*, **8** (1949), 373 ss.
- [13] D. SÉFÉRIAN: *Rev. Métall.*, vol. 68, **8** (1951), 579; *Sheet Metal Ind.*, **3** (1952), 239; **5** (1952), 441; **6** (1952), 529.
- [14] E. EYT: *Les laitiers métallurgiques et leurs réactions* (1949), Dunod, París.
- [15] Prof. M. REY: *Équilibres chimiques et métallurgiques* (1939), Dunod, París.
- [16] F. KORBER: *Elektrochem.*, **43** (1937), 450.
- [17] W. KRINGS y H. SCHARMANN: *Stahl und Eisen*, **202** (1931), 99; **206** (1932), 337.
- [18] G. TANMANN y W. OELSEN: *Arch. für Eisenhütt.*, **5** (1931), 75 (véase también la ref. 15, de M. REY).
- [19] F. RAPATZ y W. HUMMITSCH: *Stahl und Eisen*, **65** (1945), 109.
- [20] A. GAUBERT y G. D'HERBEMONT: *Soud. et Techn. Conn.*, vol. XII, **1-2** (1958), 5.

BIBLIOGRAFIA EN ESPAÑOL

- M. BLAQUER: Clasificación de los electrodos para acero dulce. *Sol-Oerlikon*, **13** (11-12, 1958), 14.
- J. CALLEJO GARCÍA: Electrodos básicos. *Cienc. y técn. sold.*, año V, **24** (5-6, 1955).

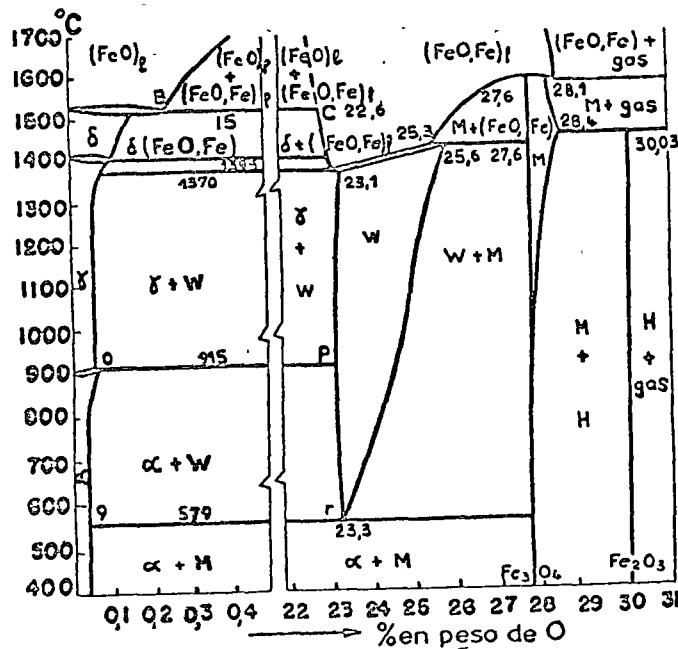
- S. M. CHECA CASAJÚS: Los electrodos básicos. *Cienc. y técn. sold.*, año II, **5** (4-5, 1952).
- F. DONIS ORTIZ: Cómo puede probarse la calidad de los electrodos para soldadura por arco de los aceros ordinarios. *Monografía n.º 19 del I. de la S.*, Madrid (1951).
- J. IZAGUIRRE COBO: Consideraciones sobre los electrodos para soldadura eléctrica con polvo de hierro. *Cienc. y técn. sold.*, año X, **55** (7-8, 1960).
- F. MUÑOZ DEL CORRAL: La teoría termodinámica de los diagramas de equilibrio. *Rev. IHA*, **47** (4-6, 1956), 686; **49** (7-9, 1956), 1014; **50** (10-12, 1956), 1120; **51** (1-3, 1957), 67; **52** (4-6, 1957), 187; **53** (7-9, 1957), 300, y **54** (10-12, 1957), 412.
- C. PENCHE FELGUEROSO: Los electrodos de gran penetración. *Ciencia. y técn. sold.*, año VIII, **42** (5-6, 1958).
- R. PÉREZ: Electrodos de bajo hidrógeno. *Sol-Oerlikon*, **17-18** (7-10, 1959), 14.
- Sección de Hierro del IHA: Puntos de fusión y viscosidades de escoria. *Informe de la III Reunión*, Madrid (1952).
- V. VILHALM: Metalurgia de soldadura de aceros. *Soldadura*, año II, número 1 (3, 1960), 8.
- M. WERION: Aplicaciones de los electrodos fríos y calientes. *Cienc. y técn. sold.*, año IX, **49** (7-8, 1959).

CAPITULO V

ABSORCION DE GASES POR LAS SOLDADURAS

PRELIMINARES

Nos proponemos estudiar en esta parte de nuestra obra uno de los problemas más importantes de la soldadura: la absorción de gases —oxígeno y nitrógeno del aire e hidrógeno proveniente de los productos del revestimiento— por el metal fundido.



W-wurstita
M-magnetita
H-hematites

FIG. V-1.—Diagrama del equilibrio hierro-oxígeno. (Según SCHENCK, OBERHOLFFER, DARKEN y WENRUP.)

Cualquiera que sea el procedimiento de fusión, en el acero líquido se encuentran cantidades más o menos importantes de los gases del aire y de los productos de descomposición del revestimiento, principalmente del hidrógeno procedente de la humedad o del agua de cristalización de ciertos cuerpos químicos.

El oxígeno se presenta, ya disuelto, ya en forma de óxido de hierro solo o combinado con otros óxidos. En estado de soluto su acción es apreciable sobre ciertas características mecánicas; en estado de óxido modifica en forma de inclusiones la compacidad del metal y asimismo la capacidad de deformación del empalme (resiliencia y estricción).

El nitrógeno da origen al nitruro de hierro Fe₄N, que actúa sobre las propiedades relacionadas con la capacidad de deformación, especialmente sobre la resiliencia y sobre el endurecimiento estructural del acero o envejecimiento.

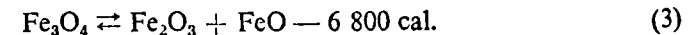
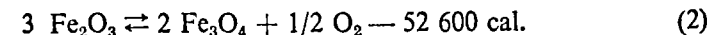
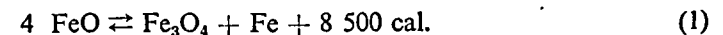
El hidrógeno es la causa de formación de los *fish-eyes*: defecto menor, pero que en ocasiones es origen de grietas, especialmente en el metal base.

I.—ABSORCION DE OXIGENO POR LAS SOLDADURAS

El estudio del sistema hierro-oxígeno (fig. V-1) muestra la existencia de tres óxidos de hierro:

- el óxido ferroso FeO, con un 22,2 % de oxígeno;
- el óxido férrico Fe₂O₃ o hematites, de 30 % de oxígeno;
- el óxido magnético Fe₃O₄, con el 27,6 % de oxígeno.

La disociación de estos óxidos se verifica según las reacciones:



el óxido magnético es, pues, un óxido ferroso férrico.

Teniendo en cuenta los calores de reacción puede preverse que el óxido ferroso FeO es estable a bajas temperaturas: por debajo de 579 °C. Por el contrario, el óxido férrico Fe₂O₃ se descompone rápidamente a temperaturas elevadas (θ > 1 000 °C), y el óxido magnético hacia 1 000 °C, dando hematites.

Consideremos el sistema FeO-Fe, con objeto de estudiar las reacciones en los estados sólido y líquido. En estado sólido la solubilidad del óxido de hierro FeO en el hierro es insignificante, pero se hace apreciable en estado líquido (fig. V-2).

Damos en el cuadro V-1 los valores más recientes de la solubilidad del FeO, determinados por el BUREAU OF MINES.

CUADRO V-1

θ °C	CONCENTRACIÓN		En moles por 100 g FeO	En fracción molar FeO
	FeO (%)	O (%)		
1 520	0,835	0,183	0,118	0,006 6
1 600	1,360	0,302	0,197	0,010 8
1 700	2,005	0,445	0,280	0,016
1 800	2,68	0,59	0,377	0,021 5
1 900	3,56	0,748	0,472	0,026 8
2 000	3,60	0,80	0,506	0,028 6

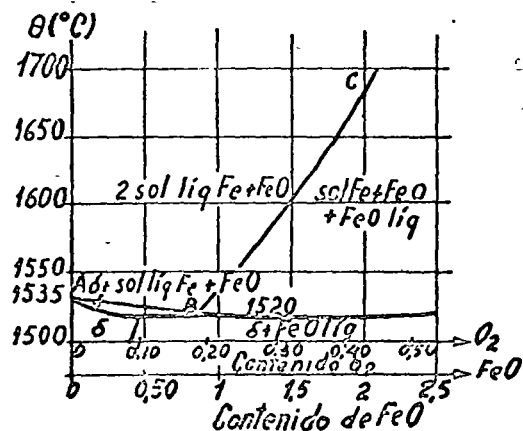


Fig. V-2.—Equilibrio Fe-FeO en las proximidades de la temperatura de fusión.

La disolución del FeO en el hierro (fig. V-2) hace disminuir primeramente la temperatura de fusión del metal, que llega a ser de unos 1 520 °C: la solubilidad es entonces de 0,18 % de oxígeno (en B. con 0,830 % de FeO); la ecuación de la recta de solubilidad BC puede expresarse en función de la temperatura θ en grados Celsius.

$$[O\%] = 15,2 \times 10^{-4} \theta - 2,140.$$

La línea de solubilidad BC separa dos fases líquidas:
soluciones (Fe+FeO) y FeO líquido

Hemos estudiado en el capítulo IV el reparto del FeO entre las fases metal y escoria de acuerdo con la reacción $2FeO \rightleftharpoons 2Fe + O_2$, cuya constante de equilibrio es:

$$K = \frac{[O]}{[FeO]}$$

A) Procedimiento de soldeo oxiacetilénico

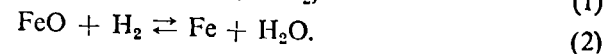
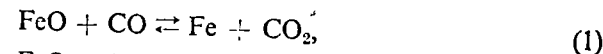
Los contenidos de oxígeno de las soldaduras oxiacetilénicas realizadas con "llama normal" ($\frac{O_2}{C_2H_2} = 1,1$ a $1,3$) son del orden de 0,03 a 0,05 %, o sea una media de 0,20 % de FeO; concentración que corresponde a la saturación del oxígeno en el hierro puro a 900 °C. Es seguro, por otra parte, que la cantidad de oxígeno absorbido en estado líquido es mucho más grande; teóricamente debe seguir la curva de solubilidad BC (figura V-2).

Hemos visto en el primer capítulo que los productos de la combustión de la llama "normal" en la zona reductora son sensiblemente, a la temperatura de 3 100 °C, los siguientes:

$$CO = 60\%, \quad H_2 = 20\%, \quad H = 20\%.$$

La acción de la llama oxiacetilénica es doble:

- protección del metal que se está solidificando, gracias a una atmósfera reductora;
- reducción de los óxidos de acuerdo con las reacciones:



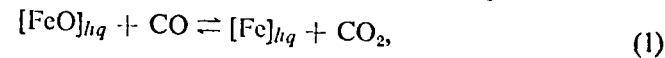
Extrapolando las curvas del diagrama de CHAUDRON (fig. V-3) se observa que a 1 500 °C la reducción por el CO (reacción 1), que se realiza siguiendo la curva I, corresponde a la concentración

$$C = \frac{CO + CO_2}{CO} \geq 0,80.$$

La zona reductora de la llama contiene indicios de CO₂, luego el C es francamente superior a 0,80.

En lo que se refiere a la reacción (2) o reducción por el hidrógeno, ésta se produce siguiendo la curva III de CHAUDRON (fig. V-3) y es claramente favorable, ya que la reducción por el hidrógeno es más eficaz al aumentar la temperatura del medio. La presencia de hidrógeno atómico (20 %) aumenta aún más el poder reductor de la llama oxiacetilénica.

Estudiemos en particular el equilibrio (1) de la reducción del óxido de hierro FeO por el óxido de carbono en la fase metal líquido:



cuya constante de equilibrio se escribe así:

$$K_{FeO} = \frac{[Fe] \times CO_2}{[FeO] \times CO} \tag{3}$$

Para hallar la actividad del FeO en el hierro apliquemos la ley de HENRY

$$[a]_{FeO} = \frac{[FeO \%]}{s}$$

es que *s* es el coeficiente de solubilidad del óxido en la fase líquida.

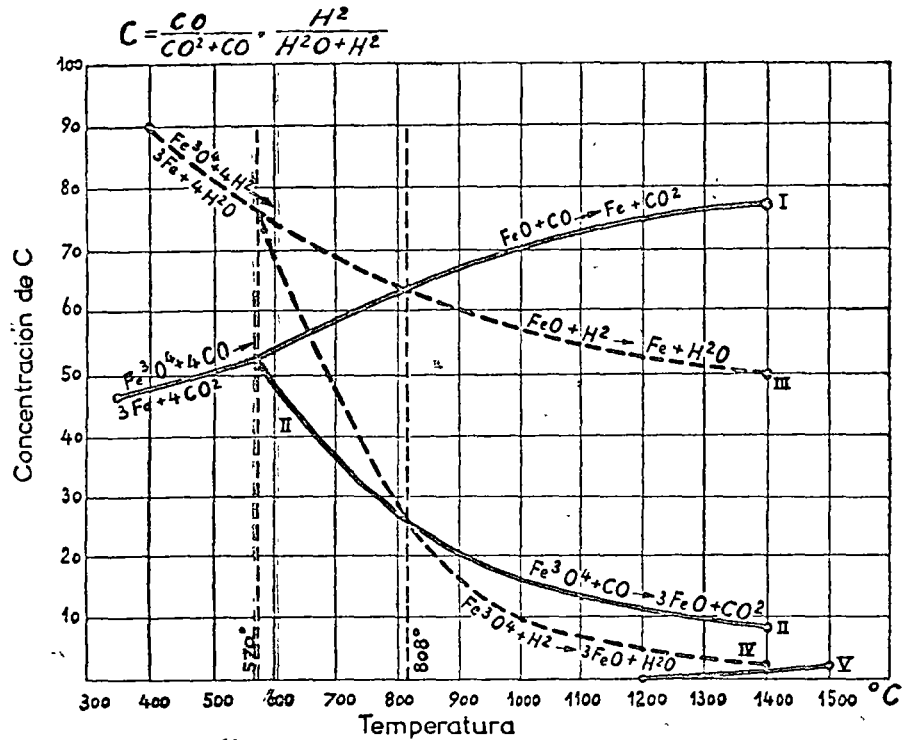


FIG. V-3.—Condiciones de la reducción de los óxidos de hierro por el CO y el H₂. (Curvas de CHAUDRON.)

En función de la actividad del FeO y de las presiones parciales del CO₂ y del CO, la relación (3) se convierte en las siguientes:

$$K_{FeO} = \frac{p_{CO_2}}{p_{CO}} \times \frac{1}{[a]_{FeO}}$$

$$\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}} = K_{FeO} \times [a]_{FeO} = K_{FeO} \times \frac{[FeO \%]}{s} \quad (4)$$

donde *K*_{FeO} tiene la expresión simplificada:

$$\log K_{FeO} = \frac{870}{T} - 1,065. \quad (5)$$

En el cuadro V-2 se dan las variaciones de $\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}}$ (4) para diferentes concentraciones de FeO en función de la temperatura *T*:

CUADRO V-2

Variación de $\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}}$ en función de la concentración de FeO

<i>t</i>	<i>T</i>	log <i>K</i>	<i>K</i> _{FeO}	<i>s</i>	FeO = 0,135	CO	FeO = 0,225	CO	FeO = 0,45	CO
(°C)	(°K)				(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
1 520	1 790	— 0,579	0,263	0,830	0,043	95,7	0,07	93,0	0,14	86,0
1 600	1 870	— 0,600	0,251	1,36	0,025	97,5	0,041 5	95,8	0,083	91,7
1 700	1 970	— 0,624	0,238	2,005	0,016	98,4	0,026 5	97,3	0,053	94,7
1 800	2 070	— 0,638	0,230	2,68	0,011 6	98,8	0,019	98,0	0,038	96,2
1 900	2 170	— 0,664	0,216	3,36	0,008 6	99,14	0,014	98,6	0,028	97,2
2 000	2 270	— 0,682	0,208	3,60	0,007 8	99,20	0,013	98,7	0,026	97,4

En el diagrama de la figura V-4 queda representado este equilibrio.

A 1 600 °C, por ejemplo, la proporción de CO en equilibrio con 0,135 % de FeO es del 97,5 %, que corresponde bastante bien a la concentración de este gas reductor en la llama oxiacetilénica "normal". A esta misma temperatura es necesaria una mezcla de 91,5% de CO y 8,5 % de CO₂ para fijar un 0,45 % de FeO, lo cual corresponde a una llama oxidante con la relación

$$a = \frac{O_2}{C_2H_2} = 2.$$

INFLUENCIA DE LA REGULACION DE LA LLAMA OXIACETILENICA

Sabemos que la llama oxiacetilénica puede presentar un carácter de llama reductora, oxidante o carburante cuando se modifica la relación entre oxígeno y acetileno

$$a = \frac{O_2}{C_2H_2}$$

Para una "llama reductora", *a* varía entre 1,1 y 1,3, si *a* > 1,5 la

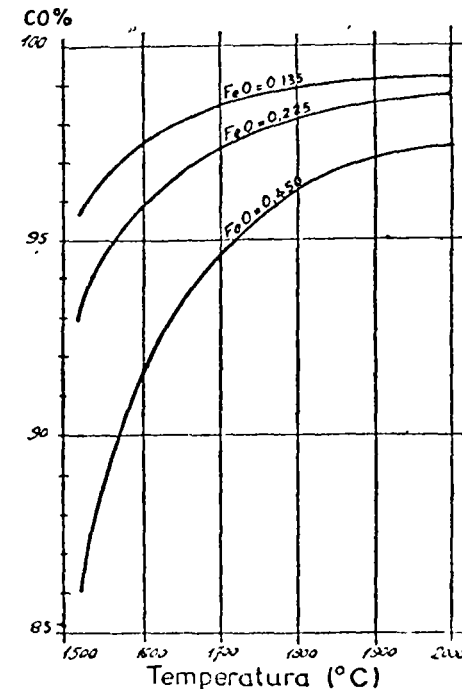


FIG. V-4.—Reducción del óxido de hierro FeO por el CO en la fase líquida.

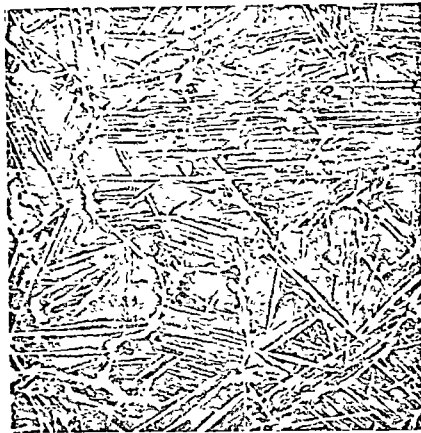


FIG. V-5.—150 X—Fusión del acero de 0,15 % de carbono por una llama oxiacetilénica carburante con $a = 0,82$. Contenido final de carbono, 1,50 %. Red y agujas de cementita, fondo de perlita.

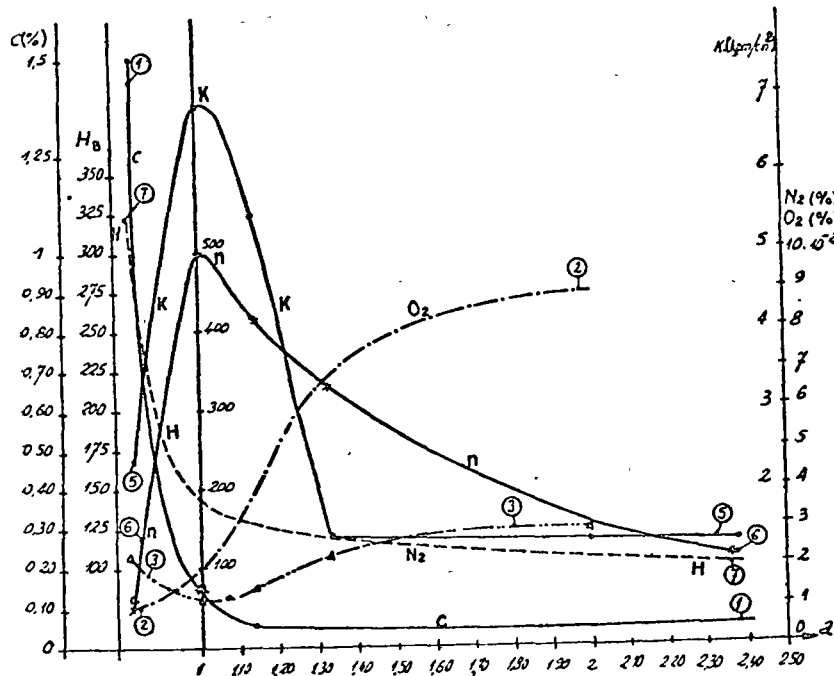


FIG. V-6.—Influencia de la regulación de la llama oxiacetilénica ($a = \frac{O_2}{C_2H_2}$) en las características químicas (fijación de C, O₂ y N₂) y mecánicas del acero suave (C = 0,15 %).

- Curva 1.—Variación de la concentración de C.
- Curva 2.—Variación de la absorción de O₂ en %.
- Curva 3.—Variación del contenido de N₂ en %.
- Curva 5.—Variación de la resiliencia K.
- Curva 6.—Variación del tamaño del grano; n, número de granos por cm².
- Curva 7.—Variación de la dureza (Brinell) en bruto de fusión.

llama se convierte en oxidante, y si $a < 1$ en carbur. El aumento de la relación a no solamente conduce a la fijación de elementos nocivos tales como el oxígeno y el nitrógeno, que disminuyen las propiedades mecánicas, sino que se modifica la estructura del metal fundido.

Quando a disminuye de 1 a 0,80 se produce una fuerte carburación del metal fundido y con ella un cambio importante de la dureza y de la resiliencia. Así, en un acero con 0,155 % de C y una llama "neutra" ($a=1$), la descarburación es despreciable (C=0,15 %); un aumento del 14 % de la proporción de oxígeno ($a=1,14$ %) hace caer el carbono a 0,055 %. Por el contrario, una llama carburante ($a=0,82$) fija el carbono libre de la llama en el acero hasta llegar a la concentración de 1,56 % (fig. V-5).

El cuadro V-3 y el diagrama de la figura V-6 resumen las modificaciones que entraña una variación de la relación a en la composición química, la estructura y las propiedades mecánicas de un acero suave (C=0,155 %). El diagrama de la figura V-7 representa los resultados de los ensayos realizados en acero semi-duro de 0,45 % de C.

CUADRO V-3

Varilla de aporte de acero dulce de C = 0,15 %

	Antes de la fusión	Llamas reductoras y oxidantes $a = \frac{O_2}{C_2H_2} > 1$				Llamas carburantes $a \leq 1$	
		$a = 1,14$	$a = 1,33$	$a = 2$	$a = 2,37$	$a = 1$	$a = 0,82$
C.....	0,155	0,054	0,054	0,058	0,048	0,15	1,56
Mn.....	0,56	0,38	0,265	0,29	0,18	0,29	0,375
Si.....	0,03						
S.....	0,030						
P.....	0,018						
O ₂		0,04	0,07	0,09		0,02	0,01
N ₂		0,015	0,023	0,030		0,012	0,023
K' kpm/cm ²		5,5	1,40	1,50	1,30	6,9	2,3
H Brinell.....		130	132	115	100	140	320
n/cm ²		410	330	150	110	500	10
G.....		6	5	4	4	6	1

Se observa, por tanto (fig. V-6), que las concentraciones de oxígeno y de nitrógeno aumentan rápidamente cuando a varía de 0,8 a 2 (curvas 2 y 3). Por otro lado, el carbono que hace fijar la llama carburante (C=1,50 % cuando $a=0,82$) decrece con regularidad hasta llegar al 0,15 % cuando $a=1$. Cuando la proporción de oxígeno crece se produce una descarburación, con estabilización hacia el 0,05 % (curva 1).

La resiliencia pasa por un máximo de 7 kpm/cm² para $a=1$ y decrece después rápidamente (curva 5), mientras que la dureza disminuye re-

gularmente de 325 a 100 Brinell al variar la regulación de la llama (curva 7).

El tamaño de grano, n , sigue una curva paralela a la de la resiliencia (curva 6).

Podemos sacar las mismas conclusiones sobre el acero de 0,45 % de carbono fundido con diferentes ajustes de la llama oxiacetilénica (figura V-7).

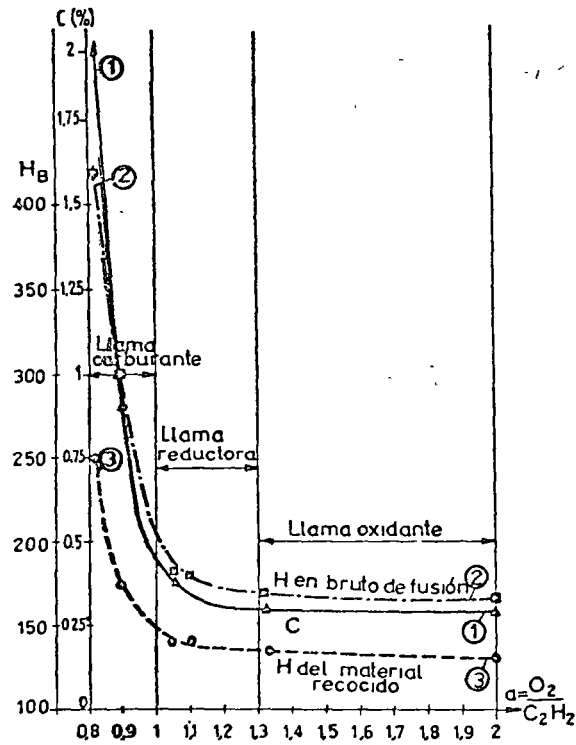


FIG. V-7.—Influencia de la regulación de la llama oxiacetilénica en las características químicas y mecánicas del acero semiduro (C = 0,15 %).

Curva 1.—Variación de la concentración de C.

Curva 2.—Variación de la dureza (Brinell) en el estado bruto de fusión.

Curva 3.—Variación de la dureza (Brinell) después de un recocido a 900 °C.

B) Procedimiento de soldeo por arco

Los contenidos de oxígeno en la soldadura por arco sufren la influencia de numerosos factores:

- naturaleza y grueso del revestimiento;
- intensidad de la corriente aplicada;
- longitud del arco.

En la soldadura con electrodo desnudo se fija hasta un 0,30 % de oxígeno.

CUADRO V-4

Electrodo	ANÁLISIS QUÍMICO						O ₂ total por fusión en vacío	N ₂ por fusión en vacío	H ₂ (cm ³ /100 g)	Tipo de revestimiento
	C	Mn	Si	S	P					
Metal de base.....	0,18	0,53	0,043				0,010	0,002	0,7	
Alma de acero.....	0,12	0,49	0,010	0,026	0,017		0,012	0,003	0,7	Acido
Soldadura.....	0,09	0,50	0,257	0,026	0,035		0,10	0,015	13,4	
Alma.....	0,07	0,34	0,010	0,027	0,030		0,008	0,003	0,8	Acido
Soldadura.....	0,05	0,24	0,220	0,029	0,036		0,13	0,013	6,4	
Alma.....	0,07	0,33	0,015	0,025	0,005		0,017	0,003	0,9	Rutilo
Soldadura.....	0,07	0,47	0,160	0,033	0,025		0,09	0,020	8,2	
Alma.....	0,12	0,41	0,020	0,026	0,018		0,022	0,003	0,7	Rutilo
Soldadura.....	0,05	0,23	0,160	0,043	0,026		0,12	0,031	9,4	
Alma.....	0,09	0,46	0,010	0,028	0,008		0,011	0,004	0,5	Himenita
Soldadura.....	0,07	0,24	0,243	0,013	0,034		0,13	0,039	17,8	
Alma.....	0,05	0,52	0,10	0,022	0,016		0,015	0,003	1	Rutilo
Soldadura.....	0,05	0,50	0,31	0,029	0,036		0,06	0,050	4,7	

no, o sea cerca de 1,4 % de FeO, que representa el límite de solubilidad en el hierro a 1 620 °C.

Con revestimientos oxidantes o muy delgados el contenido de oxígeno en la soldadura sigue siendo muy elevado, del orden de 0,20 %. Los revestimientos ácidos con elementos reductores (sistema SiO₂-FeO-MnO) e igualmente los fabricados a base de óxido de titanio, reducen apreciablemente la concentración de oxígeno, cuyo contenido puede variar, según la calidad del revestimiento, de 0,05 a 0,10 %.

Con revestimientos básicos el contenido de oxígeno baja aún más: es inferior al 0,05 %.

Véase el cuadro V-4, preparado según trabajos de SLOMAN, ROONEY y SCHORFIELD [1], del National Physical Laboratory de Teddington (Inglaterra). Los contenidos de oxígeno en el metal base y en la varilla del electrodo varían de 0,010 a 0,020 % (aceros efervescentes), mientras que la concentración de oxígeno en la soldadura oscila entre 0,10 y 0,13 % con los revestimientos de tipos ácido y de rutilo.

Se apreciará inmediatamente que las soldaduras que contienen más oxígeno son las que poseen menor concentración de manganeso.

INFLUENCIA DEL OXIGENO EN LAS PROPIEDADES MECANICAS

El oxígeno actúa de un modo diferente sobre las propiedades mecánicas según se halle en estado disuelto o en forma de inclusiones.

Disuelto, el oxígeno obra directamente sobre tales características (figura V-8). La resistencia y la dureza disminuyen de modo apreciable;

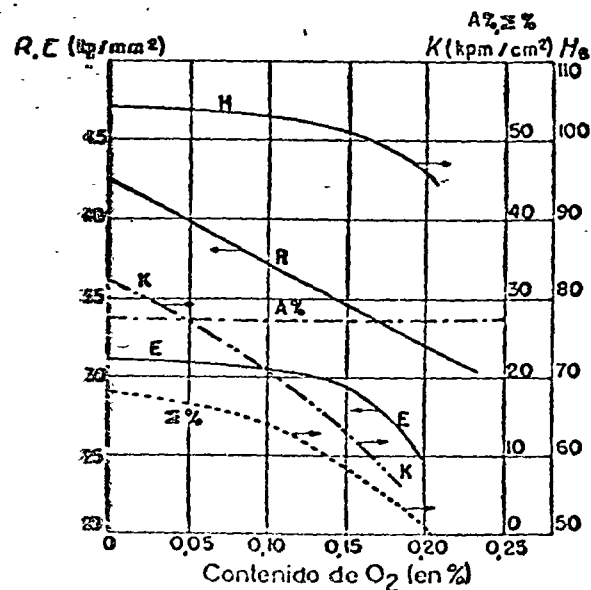


Fig. V-8.—Influencia del oxígeno en las propiedades mecánicas del acero suave.

si bien el alargamiento varía poco, la resiliencia, por el contrario, disminuye notablemente.

En forma de inclusiones (fig. V-9), el óxido de hierro FeO actúa sobre la compacidad de la unión y, como consecuencia, disminuye todas las propiedades mecánicas.

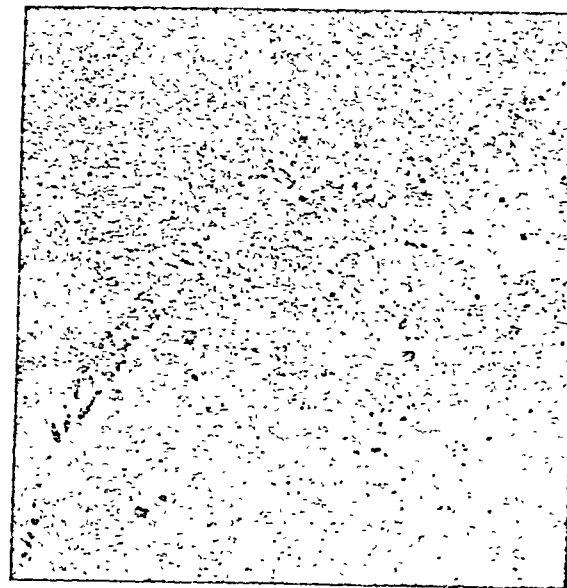


Fig. V-9.—1000 X.—Estructura del óxido de hierro formado durante la fusión de un electrodo oxidante (sin ataque).

Según estos resultados se manifiesta que la absorción de oxígeno afecta poco a las propiedades mecánicas de las soldaduras oxiacetilénicas, excepto si la regulación de la llama es defectuosa. Por el contrario, su influencia en las propiedades mecánicas de las soldaduras por arco es más sensible, sobre todo con electrodos de revestimiento oxidante (O₂=0,15 %) o ácido con pocos elementos desoxidantes (O₂=0,10 %).

II.—ABSORCION DE NITROGENO POR LAS SOLDADURAS

Uno de los fenómenos químicos más importantes que acompañan a la soldadura del hierro y de sus aleaciones, es la fijación de nitrógeno en el metal fundido, con formación de nitruro de hierro Fe₃N.

Esta absorción actúa a la vez sobre las propiedades mecánicas (aumento de la fragilidad), sobre el poder de temple del acero y sobre el endurecimiento estructural (envejecimiento).

Endurecimiento secundario, en la terminología del IIA (N. del T.).

Importa, pues, conocer tanto el mecanismo como los factores que intervienen en la absorción, y su repercusión en las propiedades de los empalmes.

El nitrógeno puede reaccionar con el hierro dando nitruros, bien indirectamente a través de la acción del amoníaco a baja temperatura (de 500 a 600 °C) en tratamientos de larga duración (de 70 a 100 h), bien por acción directa del nitrógeno sobre el metal a temperatura muy elevada.

Los nitruros (Fe_3N) que se obtienen en el procedimiento de nitruración de los aceros ($\text{N}_2 > 3\%$) dan lugar a superficies de gran dureza, y el nitrógeno se presenta en este caso como un elemento útil.

Pero los pequeños contenidos de nitrógeno que se originan en la fusión durante la elaboración del acero o durante las transformaciones por fusión, como la soldadura, disminuyen la capacidad de deformación del acero ($A\%$, K y $\Sigma\%$): el nitrógeno interviene entonces como elemento indeseable.

El sistema hierro-nitrógeno

Con motivo de haber comprobado que existían divergencias bastante serias entre nuestras observaciones micrográficas y el diagrama de FRY

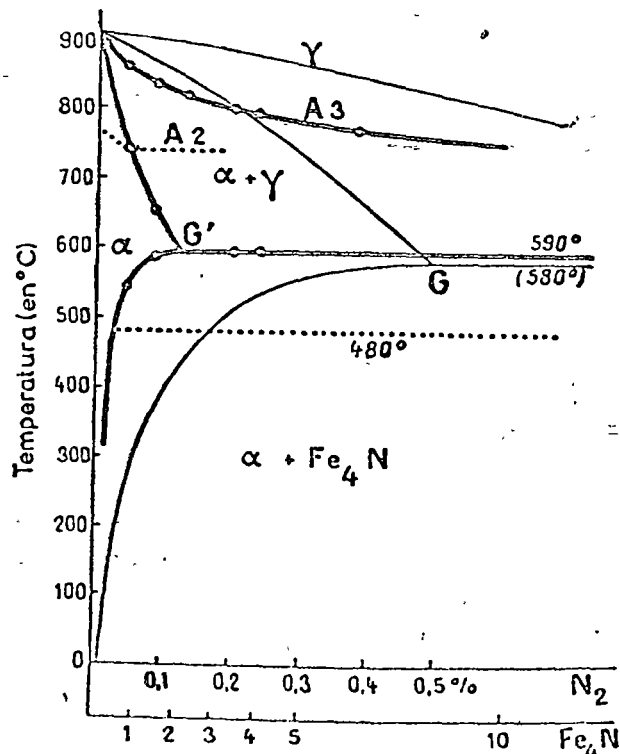


FIG. V-10. Diagrama de equilibrio hierro-nitrógeno. (Según PORTEVIN y SÉLÉRIAN, 1935.)

[3], trazado en 1923, nos vimos obligados, con el profesor PORTEVIN [2], a estudiar de nuevo el diagrama hierro-nitrógeno en el campo de las concentraciones bajas.

Nuestro estudio, realizado por los métodos dilatométrico y termomagnético, ha permitido trazar el diagrama de la figura V-10, el cual muestra que la solubilidad del nitrógeno en el hierro a la temperatura ordinaria es muy pequeña ($\text{N}_2 < 0,001\%$) y crece rápidamente hasta alcanzar $0,13\%$ a $590\text{ }^\circ\text{C}$.

Por encima de la línea A_3 encontramos un estado austenítico resultado de la disolución del nitrógeno en el hierro γ , la *nitroaustenita*; luego

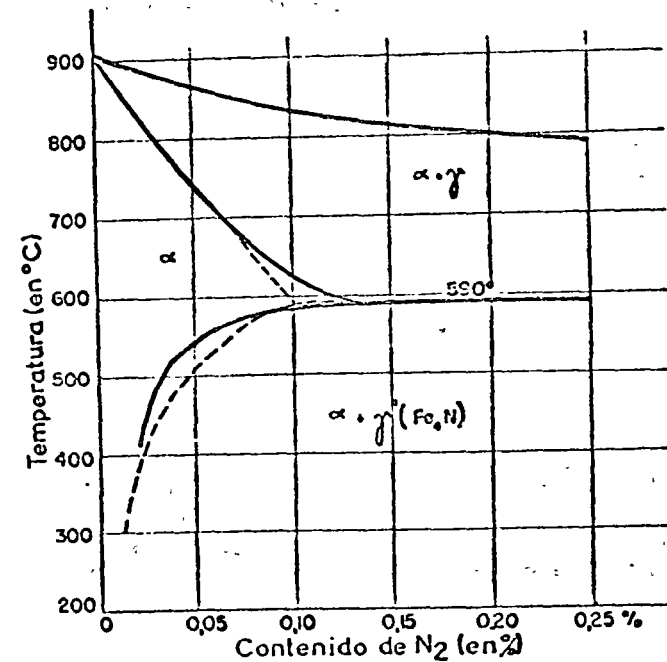


FIG. V-11.—Diagrama de equilibrio hierro-nitrógeno. (Según PARANJPE y colaboradores, 1950.)

En línea llena: diagrama de PORTEVIN y SÉLÉRIAN (1935).
En línea interrumpida: determinación de PARANJPE.

se halla el dominio de $\alpha + \gamma$; por debajo de la línea de $590\text{ }^\circ\text{C}$ se tiene presencia de las dos fases, $\alpha + \gamma'$ (γ' es la combinación Fe_3N).

Hacemos notar que el punto de Curie del hierro, A_2 , queda rebajado en unos $20\text{ }^\circ\text{C}$ ($742\text{ }^\circ\text{C}$ en lugar de $765\text{ }^\circ\text{C}$); además hemos puesto de manifiesto un punto de Curie propio del nitrato Fe_3N , hacia los $480\text{ }^\circ\text{C}$.

Las observaciones micrográficas hechas sobre muestras nitruradas por fusión y tratadas térmicamente a temperatura variable concuerdan perfectamente con el nuevo diagrama de equilibrio. El estudio del equilibrio

Fe-N₂, reemprendido en 1950 por PARANJPE y sus colaboradores [4], ha confirmado nuestros resultados (fig. V-11).

El nitruro de hierro Fe₃N, que pertenece al sistema cúbico centrado en las caras ($a=3,79 \text{ \AA}$), se caracteriza con aumentos medios (de 500 a 800) por una estructura fina y acicular (fig. V-12); con aumentos mayores (entre 1 500 y 2 000), los nitruros aparecen como cristales aplastados que atacan con ángulos de incidencia variables el plano de pulido de la muestra (figs. V-13 y V-14).

Las dimensiones de estas hojuelas en estado bruto de fusión son del orden de algunas micras, y varían con el tratamiento térmico.

El tratamiento a 650 °C aumenta ligeramente tales dimensiones, pero un recocido prolongado a 900 °C favorece claramente el aumento de tamaño de las agujas, que llegan a ocupar casi todo el grano de ferrita (fig. V-14). No hemos observado jamás que se produzca coalescencia de las agujas por tratamiento en los alrededores de A₁ [5].

A 590 °C, con una concentración de 2,25 % de nitrógeno, se forma el eutectoide Fe α - Fe₃N, llamado braunita por FRY.



FIG. V-13.—1800 X.—Estructura acicular del nitruro de hierro.



FIG. V-14.—1800 X.—Aumento de dimensiones de las agujas de nitruro, que ocupa ahora todo el grano de ferrita, por tratamiento término a 900 °C.

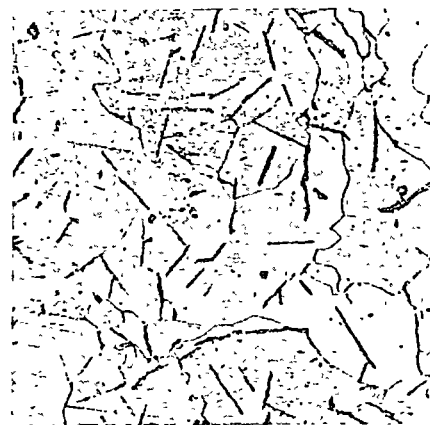


FIG. V-12.—500 X.—Estructura acicular del nitruro de hierro Fe₃N sobre fondo de ferrita α .



FIG. V-15.—2500 X.—Estructura laminar de la braunita (sol α -Fe₃N) observada en una muestra preparada por fusión por arco de un electrodo desnudo en atmósfera de nitrógeno (N₂ = 0,20 %).

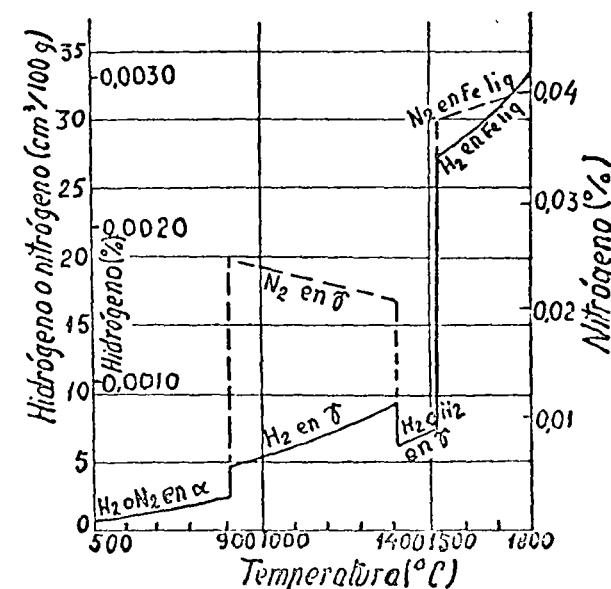


FIG. V-16.—Solubilidad del nitrógeno en el hierro en función de la temperatura, comparada con la solubilidad del hidrógeno.

La braunita presenta, como la perlita, estructura laminar, aunque más fina que la de la perlita normal (fig. V-15).

En la figura V-16 se da la solubilidad del nitrógeno en el hierro en función de la temperatura y se compara con la del hidrógeno.

La solubilidad del nitrógeno crece bruscamente al pasar el hierro a estado γ ; pero, al contrario de lo que ocurre con el hidrógeno, baja en el interior de este dominio cuando la temperatura crece de 900 a 1 400 °C. El hierro líquido puede absorber hasta 0,04 % de nitrógeno a 1 600 °C.

Se puede deducir que el nitrógeno ha de ser muy poco soluble en la soldaduras en estado gaseoso: se encontrará principalmente combinado con el hierro y con los demás elementos en estado de nitruros.

A) Procedimiento de soldeo oxiacetilénico

Se han emprendido diversos ensayos para observar la influencia del medio ambiente sobre la absorción de nitrógeno durante el proceso de fusión con soplete. Fundiendo varilla de hierro Armco¹ que contenía muy poco nitrógeno

- en llama oxiacetilénica "normal", con $\alpha=1,2$;
- en llama oxiacetilénica "normal" rodeada de gases diferentes (H_2 , N_2 , NH_3) [5],

se obtuvieron los resultados que se resumen en el cuadro V-5.

CUADRO V-5

Condiciones de la fusión con llama oxiacetilénica [5]	N ₂ (%)	Estructuras
Fusión con llama normal.....	0,02	Ferrita de estructura basta
Unión de placas de 8 mm.....	0,02	Ferrita de estructura basta
Unión en llama rodeada de H ₂	0,01 0,02	Algunos cristales aislados de Fe ₃ N.
Unión en llama rodeada de N ₂	0,03	Algunas agujas de Fe ₃ N.
Fusión en llama rodeada de NH ₃	0,07 0,08	Ferrita + Fe ₃ N.
Unión de placas de 8 mm en NH ₃	0,05	Ferrita + Fe ₃ N.
La misma unión anterior a 10 mm de la soldadura (se produce fijación de N ₂ en las zonas calentadas del metal base).....	0,04	Ferrita + Fe ₃ N.

Estos resultados muestran que las soldaduras de acero dulce mediante soplete oxiacetilénico absorben muy poco nitrógeno (N₂=0,020 %), y

¹ Es el hierro más puro que se obtiene industrialmente (N. del T.).

que por ello la influencia de este gas en las propiedades mecánicas de los empalmes realizados por este procedimiento de fusión es despreciable. Su contenido, sin embargo, debe de reflejarse en el endurecimiento estructural de la soldadura.

B) Procedimiento de soldeo por arco

Los factores que obran sobre la absorción de nitrógeno en la fusión por arco son los siguientes [5]:

- a) características y naturaleza de la corriente;
- b) espesor del revestimiento;
- c) naturaleza del medio exterior, en el caso de electrodos desnudos;
- d) naturaleza del alma del electrodo;
- e) naturaleza del revestimiento.

a) *Características y naturaleza de la corriente.*—La corriente alterna parece favorecer la absorción de nitrógeno.

No se ha determinado de modo preciso la influencia de la intensidad de la corriente, que de todas maneras es, aparentemente, muy débil. Por el contrario, la tensión tiene una influencia preponderante: la absorción de nitrógeno aumenta al crecer la tensión del arco.

Esta elevación de tensión puede ser consecuencia de un aumento de la longitud del arco: variando ésta de 2 a 7 mm —lo cual requiere un aumento de tensión de 18 a 30 V— hemos obtenido, con electrodo desnudo, probetas que contenían de 0,15 a 0,20 % de nitrógeno.

b) *Influencia del espesor del revestimiento* —Si se mantienen todos los demás factores constantes, y entre ellos la composición del revestimiento, la absorción de nitrógeno en el hierro fundido por arco depende del grosor de aquél.

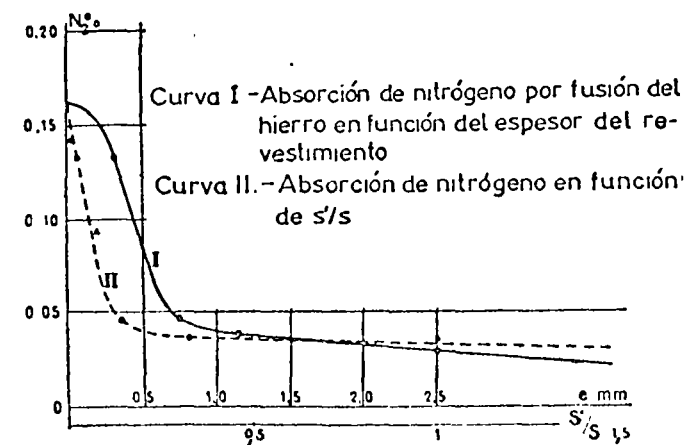


Fig. V-17.—Influencia del espesor del revestimiento en la absorción de nitrógeno.

Mediante fusiones realizadas por arco con electrodos de revestimientos ácidos "neutros" (sin elementos desoxidantes ni desnitrurantes) de espesores crecientes, se ha podido concretar la variación del contenido de nitrógeno en función de dicho espesor (fig. V-17). Con este tipo de revestimiento la concentración de nitrógeno tiende hacia 0,04 % cuando

$$\frac{S'}{S} = 1,5.$$

c) *Influencia del medio externo.*—Paralelamente a los ensayos de fusión con llama oxiacetilénica, se han fundido por arco electrodos desnudos de hierro Aranco de 4 mm de diámetro en diversos medios gaseosos: aire, nitrógeno puro, amoníaco e hidrógeno.

Se ha analizado el contenido de nitrógeno de las muestras fundidas y se las ha estudiado micrográficamente, como se indica a continuación:

Fusión por arco en diversos medios gaseosos	N ₂ (%)	Observaciones micrográficas
Arco corto (2 mm) en aire.....	0,15 a 0,16	Fe ₃ N + braunita.
Arco mediano (de 4 a 5 mm) en aire.....	0,17 a 0,18	Fe ₃ N + braunita.
Arco largo (de 6 a 8 mm) en aire.....	0,19 a 0,20	Fe ₃ N + braunita.
Arco corto en nitrógeno puro.....	0,16 a 0,17	Fe ₃ N + braunita.
Arco corto en amoníaco.....	0,12 a 0,13	Fe ₃ N + sol α.
En hidrógeno puro.....	0,010 a 0,015	Ferrita.

d) *Influencia de la naturaleza del alma.*—Hemos dicho ya que el revestimiento debe cumplir varias funciones metalúrgicas: en particular, facilitar la desoxidación y la desnitruración del metal fundido.

La desnitruración puede obtenerse:

- gracias a la naturaleza del alma del electrodo, es decir, por los elementos de adición presentes en la varilla del electrodo;
- gracias a la naturaleza del revestimiento que protege el metal fundido, bien por desprendimiento de una atmósfera gaseosa, bien por formación de una escoria metalúrgica;
- gracias al espesor del revestimiento.

La influencia del espesor del revestimiento, que ya hemos estudiado, es tal que no permite conseguir frecuentemente más que una solución imperfecta; se llega rápidamente a un límite inferior de la concentración de nitrógeno para cada composición del revestimiento.

Hemos llevado a cabo con el profesor PORTEVIN el estudio de la naturaleza del alma del electrodo en lo que se refiere a aceros que contienen los elementos corrientes, tales como carbono, manganeso y silicio, y también con elementos especiales [6].

El diagrama de la figura V-18 manifiesta la influencia de los diversos elementos de adición del acero en la absorción de nitrógeno.

e) *Influencia de la naturaleza del revestimiento.*—La presencia de elementos desnitrurantes en el revestimiento hace disminuir el contenido de nitrógeno en el metal fundido, pues gran parte del nitruro metálico se desplaza hacia la escoria.

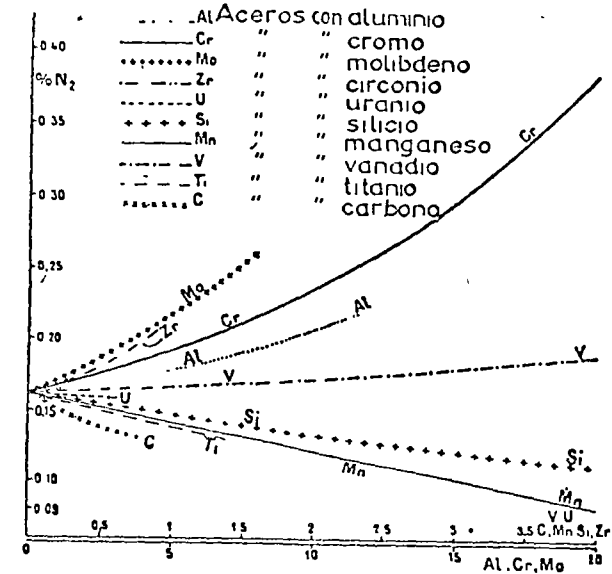


Fig. V-18.—Influencia de diferentes elementos contenidos en los aceros sobre la absorción del nitrógeno.

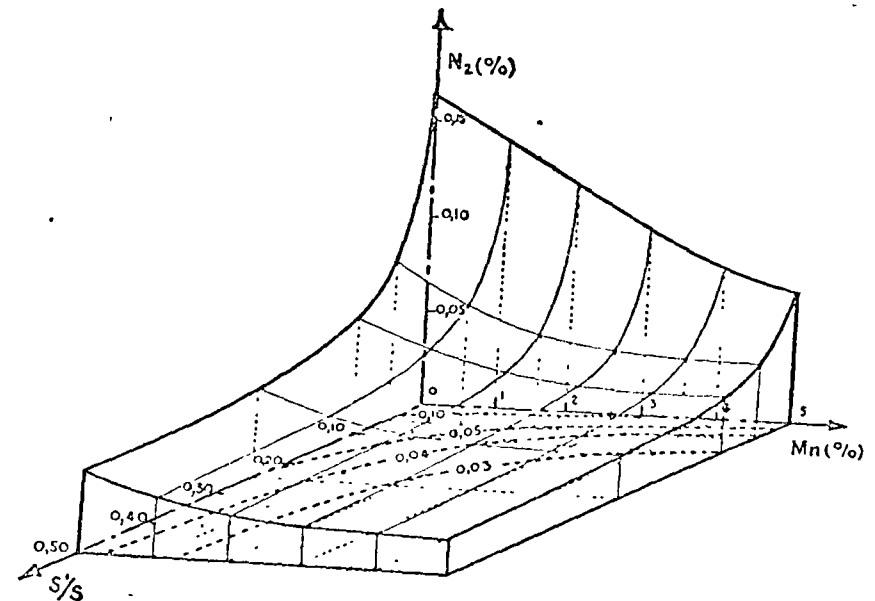


Fig. V-19.—Influencia del manganeso del acero y del grueso del revestimiento en la fijación de nitrógeno en la fusión por arco.

Los revestimientos oxidantes del tipo de FeO-SiO_2 protegen el metal fundido sin reacción química: la desnitruración depende únicamente del espesor de la escoria protectora, es decir, del grosor del revestimiento. En la figura V-19 está representado un diagrama que determina la variación de la concentración de nitrógeno en función del espesor del revestimiento.

Puede verse que la concentración mínima de nitrógeno con electrodo sin manganeso con $\frac{S'}{S} = 0,5$ es del 0,05 %; con varilla desnuda la concentración llega al 0,16 %. En la fusión de varilla desnuda, al aumentar el contenido de manganeso el nitrógeno fijado se reduce al 0,07 %: la

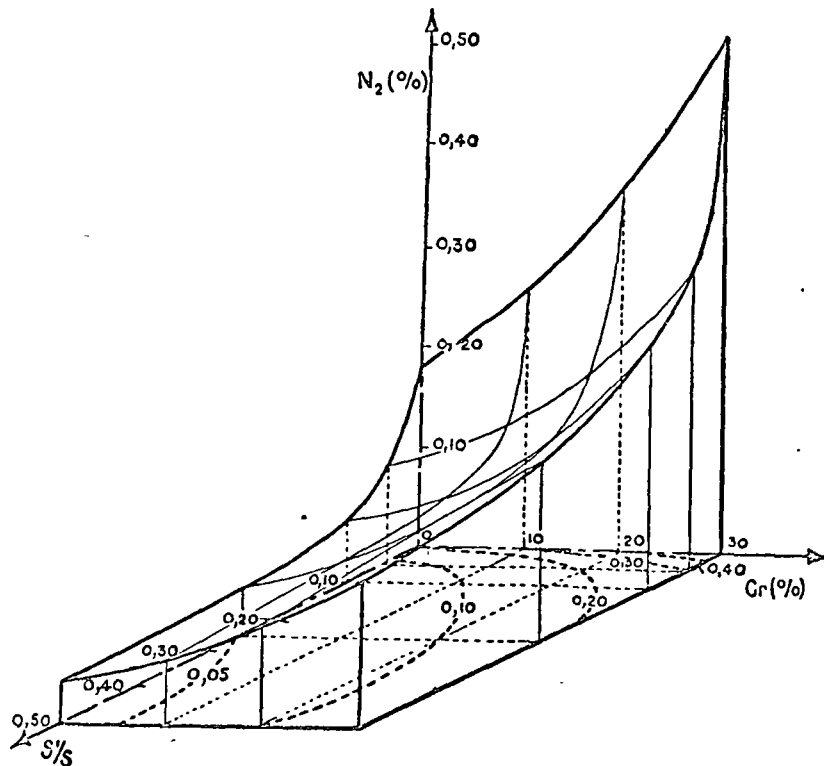


Fig. V-20.—Influencia del cromo del acero y del grosor del revestimiento en la absorción de nitrógeno.

influencia del manganeso del alma es, pues, importante. La acción combinada de la naturaleza del alma del electrodo y del grosor del revestimiento permite reducir el contenido de nitrógeno en la soldadura al 0,020 %.

Nosotros hemos trazado [6] un diagrama análogo para indicar la in-

fluencia del cromo que, como es sabido, fija una gran proporción de nitrógeno ($N_2=0,50$ %) (fig. V-20).

El cuadro V-6 da los contenidos medios de nitrógeno en las soldaduras ejecutadas con diferentes tipos de electrodos.

Si bien ciertos elementos, como el titanio y el cromo, son muy sensibles al nitrógeno y dan nitruros metálicos que se desplazan hacia la escoria, existe otro medio de eliminar el nitrógeno: por reacción del hidrógeno sobre los nitruros metálicos, como ocurre con los revestimientos celulósicos.

CUADRO V-6

Electrodos de 4 mm de diámetro

Naturaleza del alma	Naturaleza del revestimiento	Espesor del revestimiento	Contenido de N_2 en la soldadura (%)
Acero suave con C = 0,10 %	Oxidante	1,96	De 0,035 a 0,040
Acero suave con C = 0,10 %	Acido	1,96	De 0,027 a 0,030
Acero suave con C = 0,10 %	Volátil	1,82	De 0,016 a 0,020
Acero suave con C = 0,10 %	Rutilo	2,25	De 0,020 a 0,025
Acero suave con C = 0,10 %	Básico	2,43	De 0,015 a 0,018
Austenítico con Cr-Ni-Mo 18-8-3	Rutilo	2,25	De 0,060 a 0,075
Austenítico con Cr-Ni-Mo 18-8-3	Básico	2,40	De 0,055 a 0,065
Ferrítico con 13 % Cr	Básico	2,20	De 0,030 a 0,040

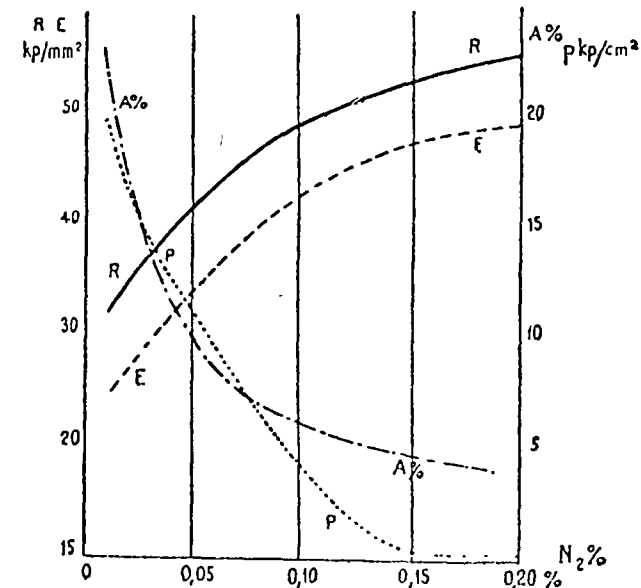


Fig. V-21.—Influencia del nitrógeno en las propiedades mecánicas del acero suave.

1.—INFLUENCIA DEL NITRÓGENO EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL ACERO

La presencia de nitrógeno en los aceros modifica notablemente sus propiedades mecánicas [5-7].

Aumentan las propiedades de resistencia a la deformación (R y E), pero en cambio disminuyen rápidamente las que caracterizan la capacidad de deformación (A %, Σ % y K).

El diagrama de la *figura V-21* muestra la tendencia general de la variación de estas propiedades.

2.—INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LA ESTRUCTURA

Si se examina el diagrama de hierro-nitrógeno (*fig. V-10*) puede verse que estas aleaciones sufren modificaciones alotrópicas al pasar por las líneas de transformación, como los aceros al carbono.

Los tratamientos térmicos efectuados sobre muestras con contenidos crecientes de nitrógeno han permitido, por una parte, contrastar el diagrama trazado por vía termofísica, y por otra, caracterizar los nuevos constituyentes que pueden formarse.

a) *Contenido de nitrógeno superior al 0,14 %*.—En estado recocido estas muestras presentan dos constituyentes; el nitruro de hierro Fe_3N y la braunita. La longitud de los cristales de nitruro, que es del orden de 15μ tras un recocido normal, puede aumentar con el número y la duración de los recocidos (*fig. V-14*).



FIG. V-22.—1000 X (ataque con Nital).—Estructura de dos fases ($\alpha + \gamma$) de la portevinita, obtenida templando a $830^\circ C$ una soldadura ejecutada con electrodo desnudo ($N_2 = 0,16 \%$).

Las muestras templadas a partir de una temperatura inferior a $590^\circ C$ conservan los dos constituyentes de recocido. Sin embargo, existe una disolución parcial del nitruro Fe_3N en la solución α .

Los templeos efectuados a partir del dominio de las dos fases $\alpha + \gamma$ hacen desaparecer la braunita y las hojuelas de nitruros. En muestras templadas a baja temperatura (hacia $600^\circ C$), el contenido de solución α en la mezcla es muy pequeño, y por ello es difícil

discernirlo. Al elevar la temperatura de temple del mismo dominio aumenta la proporción del constituyente γ y la estructura de temple presenta el aspecto que se observa en la micrografía de la *figura V-22*. El fondo está

constituido por hierro γ , mientras que los granos de hierro α contienen un constituyente acicular de tipo martensítico.

El Congreso Internacional de la Soldadura celebrado en Londres (junio de 1936) designó esta nueva estructura de dos fases como *Portevinita*, del nombre de uno de los más prestigiosos representantes de la metalurgia francesa.

El temple de estas muestras ($N_2 \approx 0,140 \%$) a partir de temperaturas superiores a A_3 provoca la disolución del nitrógeno en el hierro γ y, en consecuencia, la aparición de una fase única o solución sólida de tipo austenítico (*fig. V-23*), que hemos propuesto designar con el nombre de *nitroaustenita* para distinguirla de la solución sólida de carbono en hierro γ .

Así pues, el hierro que contiene nitrógeno da por temple a partir de $900^\circ C$, nitroaustenita; como consecuencia, el poder de temple de los aceros que contienen nitrógeno queda notablemente aumentado.

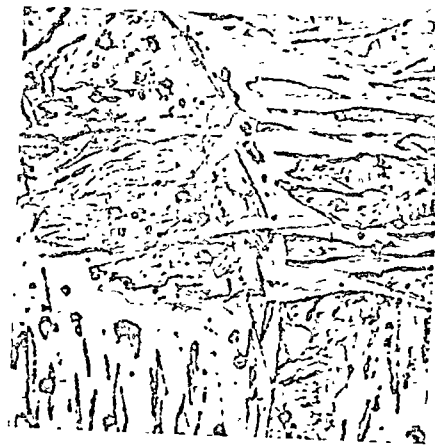


FIG. V-23.—1000 X (ataque con Nital).—Estructura con una sola fase γ de "nitroaustenita", obtenida al templar a $900^\circ C$ una soldadura ejecutada con electrodo desnudo ($N_2 = 0,16 \%$).



FIG. V-21.—1000 X (ataque con Nital).—Estructura de la "nitroferrita", obtenida por enfriamiento rápido de una soldadura ejecutada con electrodo oxidante ($N_2 = 0,018 \%$). El ataque ácido revela figuras de corrosión.

b) *Temple de muestras que contienen menos de 0,14 % de nitrógeno*. En este caso se puede conseguir, por temple a temperaturas comprendidas entre 500 y $750-800^\circ C$ (según la concentración de nitrógeno), la disolución completa del nitrógeno en $Fe \alpha$.

Este tratamiento da lugar a la formación de una estructura de una sola fase (*fig. V-24*), una solución sólida α de nitroferrita.

Con los templeos efectuados a partir de A_3 y temperaturas mayores ($900^\circ C$) se llega a la solución sólida nitroaustenita arriba mencionada

3.—INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS

Mediante la dureza se pueden caracterizar los tres estados de recocido, temple e hipertemple.

El nitruro de hierro tiene una dureza próxima a la de la cementita (de 700 a 800 Brinell); por ello la braunita tiene aproximadamente la misma dureza que la perlita de los aceros al carbono ordinarios. En estado

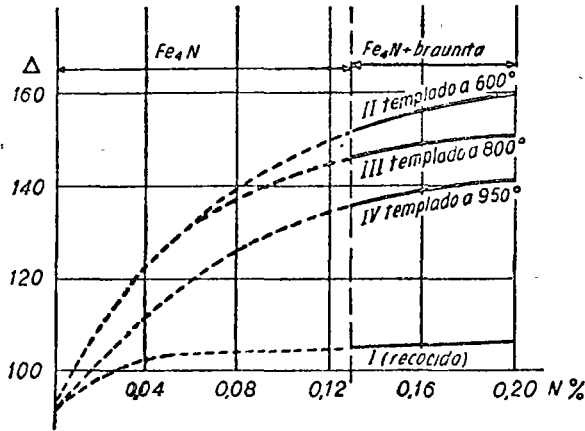


Fig. V-25.—Efecto de diversos tratamientos térmicos sobre las características mecánicas (dureza) del acero suave nitrurado en la fusión por arco (Según SLÉRIAN.)

recocido, la dureza del acero nitrurado es función de su contenido de nitrógeno; aumenta desde 85 Brinell (hierro Armco) a 105 Brinell en el hierro Armco que contiene 0,16 % de aquel elemento.

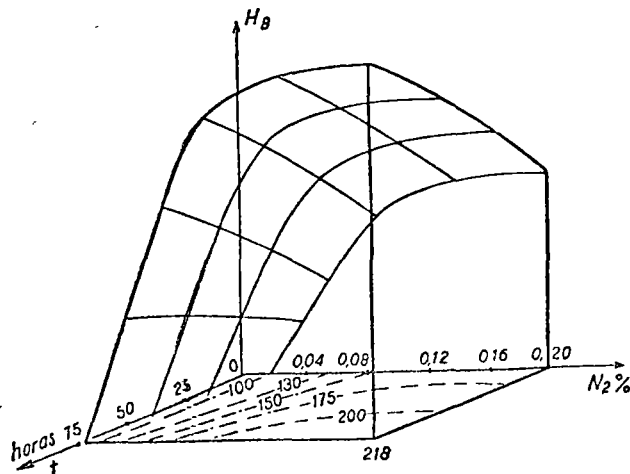


Fig. V-26.—Variación de la dureza por endurecimiento estructural posterior al temple a partir de 610 °C (nitroferrita).

Los ensayos de microdureza realizados inmediatamente después del temple de muestras desde diversas temperaturas, hacen ver la influencia de la concentración de nitrógeno y de la temperatura de temple en las propiedades mecánicas, representadas aquí por la dureza. Las curvas del diagrama V-25 traducen gráficamente estos resultados y permiten deducir que la *protenita* es más dura que la *nitroaustenita* (basta comparar las curvas III y IV); es fácil concluir que la dureza ha de aumentar en el dominio de dos fases con el contenido de la fase α .

4.—INFLUENCIA DEL NITROGENO EN EL ENDURECIMIENTO ESTRUCTURAL [5-8]

Hemos apreciado el endurecimiento estructural por la microdureza medida en una serie de ensayos efectuados inmediatamente después del temple y a intervalos de tiempo regulares. Hemos representado nuestros resultados [5] por medio de superficies $H = f(N_2\%, t)$ correspondientes a las diversas temperaturas de temple (fig. V-26).

El fenómeno de envejecimiento se explica por la precipitación de constituyentes muy finos formados por el elemento de adición (fig. V-27).

Se ha seguido también la influencia del envejecimiento en las resiliencia de muestras con contenido de nitrógeno variable templadas a 610 °C: la fragilidad crece rápidamente con el contenido de nitrógeno y con el envejecimiento. Este fenómeno es una de las causas de "enfragilización" de las soldaduras, e incluso de los aceros que contienen nitrógeno, el cual favorece en el temple la disolución del nitruro de hierro.



Fig. V-27.—1.500 x: N₂ = 0,18 %.—Temple a 800 °C. Finos precipitados de nitruros en los bordes de grano. Fondo de "nitroferrita".

III.—ABSORCIÓN DE HIDROGENO POR LAS SOLDADURAS

Durante el soldeo los aceros absorben hidrógeno, lo mismo que absorben oxígeno y nitrógeno. Prácticamente las soldaduras oxiacetilénicas contienen muy poco hidrógeno (de 2 a 3 cm³ por 100 g de metal), la concentración de este elemento en las soldaduras por arco es, por el contrario, mucho más importante, y puede llegar a alcanzar el límite de solubilidad de este gas en el metal líquido (28 cm³ por 100 g de metal), según sea la naturaleza del revestimiento.

El hidrógeno es causa de diversos fenómenos, algunos de los cuales conducen a defectos que son causa de rechazos, tales como microgrietas internas. También puede dar origen a la formación de sopladuras en el metal fundido, y es ciertamente el agente que produce los *fish-eyes*.

El sistema hierro-hidrógeno

Se admite generalmente que el hidrógeno se encuentra en el hierro y en el acero de tres formas:

- en estado molecular, H_2 , en inclusiones gaseosas intergranulares, frecuentemente a alta presión; probablemente también se encuentra en los poros en forma de las combinaciones CH_4 y H_2O ;

- en estados molecular, H_2 , o atómico, H , en inclusiones en los planos reticulares de la estructura en mosaico (CHAUDRON);

- en estado atómico, H , o de ión hidrógeno o protón H^+ , en inserciones en la red del hierro.

La primera manifestación del hidrógeno es su fácil difusión a través de la red de hierro incluso a la temperatura ordinaria. El hidrógeno "difusible" corresponde a la parte de la curva $D=f(t)$ que representa el desprendimiento fácil del gas a temperatura constante (fig. V-28).

Es evidente que el hidrógeno no puede moverse a través de la red del hierro más que en estado atómico, H , o en estado de protón, H^+ , cuyas dimensiones son más reducidas que los intersticios de la red atómica del hierro.

La difusión del hidrógeno es notablemente más lenta en la estructura martensítica que en la perlítica. La presencia de elementos de adición en el hierro puro retrasa el desprendimiento: la permeabilidad del hierro para el hidrógeno disminuye en particular con la presencia de cromo y de silicio, elementos que se disuelven fácilmente

El hidrógeno se acumula preferentemente en los límites de los

pequeños bloques de la estructura en mosaico, y tiende a desarrollar en estos puntos tensiones muy elevadas.

El estudio del equilibrio del hidrógeno puede reducirse al de la disociación de la molécula H_2 según la reacción.

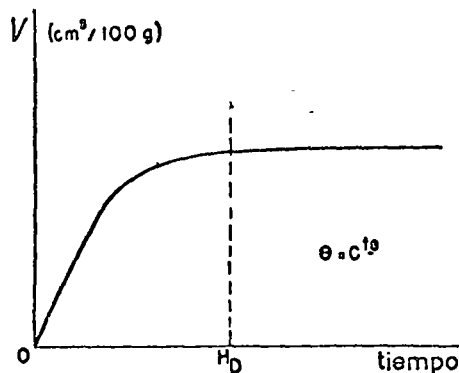
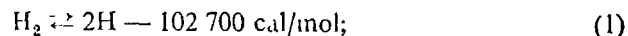


FIG. V-28.—Difusión del hidrógeno disuelto en la ferrita. en el acero en función del tiempo, a temperatura constante.

la escisión de $1/2$ mol H_2 en hidrógeno atómico necesita, pues, que entren en juego 51 350 cal.

La constante termodinámica del equilibrio (1) se escribe

$$K_1 = \frac{(p_H)}{\sqrt{p_{H_2}}}, \quad (2)$$

en que p_H es la presión parcial de hidrógeno atómico, y p_{H_2} la presión parcial de hidrógeno molecular.

Como la concentración de hidrógeno atómico es proporcional a su presión parcial, la constante de equilibrio (2) se convierte en

$$K_1 = \frac{[H \text{ \%}]}{\sqrt{p_{H_2}}},$$

de donde $[H \text{ \%}] = K_1 \times \sqrt{p_{H_2}}$ (3)

(ley de la raíz cuadrada de SIEVERTS), en la que

$$K_1 = 275 \times 10^{-8} \theta - 175,5 \times 10^{-5},$$

siendo θ , a su vez, la temperatura en grados Celsius. La relación (3) permite calcular el volumen de hidrógeno disuelto, en centímetros cúbicos

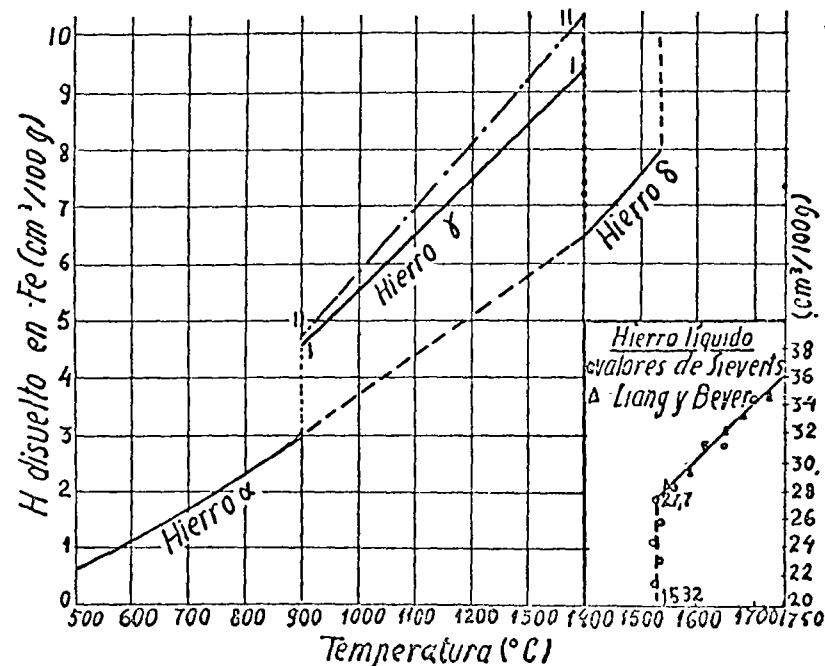


FIG. V-29.—Variación de la solubilidad del hidrógeno en el hierro en estado sólido y en estado líquido.

cos por 100 g de hierro, a diferentes temperaturas y en función de la presión parcial p_{H_2} (cuadro V-7).

Las curvas de la figura V-29 dan la solubilidad del hidrógeno (en centímetros cúbicos por 100 g de metal) en el hierro sólido o líquido. Se presenta una discontinuidad en los cambios alotrópicos: en concreto, el hierro γ disuelve una cantidad de hidrógeno apreciablemente mayor que el hierro α o el hierro δ . La curva II de la figura V-29 representa los valores más recientes de SIEVERIS sobre la solubilidad del hidrógeno en el hierro γ . El límite de solubilidad del hidrógeno a 1 530 °C en el hierro sólido ha resultado ser 8 cm³/100 g de hierro, o sea el 0,0007 %. El paso del estado sólido al líquido entraña una absorción considerable de hidrógeno, que llega a 28 cm³/g, o sea al 0,0025 %, tal y como lo prevé el cálculo (cuadro V-7): los valores experimentales y éste (cuadro V-7 para $p_{H_2} = 1$ atm) concuerdan francamente bien.

CUADRO V-7

Hidrógeno disuelto en el hierro líquido, calculado según [3]

θ (°C)	p_{H_2} atm				
	0,2	0,4	0,6	0,8	1
1 530	11,70	17,10	20,90	24,30	27,20
1 600	12,35	18,20	22,00	25,60	28,60
1 650	13,50	19,70	24,00	27,95	31,20
1 700	14,20	20,70	25,00	29,40	32,80
1 800	15,70	22,38	27,30	31,80	35,40
1 900	16,80	24,60	30,10	35,00	38,90
2 000	18,20	26,50	32,40	37,70	42,00

Si se llama "hidrógeno potencial" al hidrógeno disponible en los productos del revestimiento en forma de humedad o de agua de cristalización, según REEVE y SLOMAN [9] la concentración de hidrógeno en la soldadura es sensiblemente proporcional al hidrógeno potencial:

$$H = a : H_p,$$

en que a depende de las condiciones de fusión, es decir, de la velocidad de enfriamiento, del diámetro de los electrodos, de la intensidad de corriente aplicada, de la forma de la probeta, etc.

Según los mismos autores, esta relación debe considerarse como una indicación que se halla bastante cerca de los resultados experimentales.

El sistema Fe-H se ve influido por la presencia de óxidos (FeO, MnO) y también de los elementos de aleación y del carbono. En particular, cuando la temperatura es constante, el aumento del óxido de hierro hace disminuir proporcionalmente la solubilidad del hidrógeno en el metal.

REEVE [9] expresa la influencia del óxido de hierro por una relación sencilla entre el contenido de óxido FeO y el de hidrógeno difundido H_D :

$$[FeO] \times H_D = 0,18.$$

A) Determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco

La determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco se hace difícil por el cambio de la concentración de este gas en función del tiempo. En efecto, el hidrógeno se desprende durante todo el proceso de solidificación, así como a la temperatura ordinaria: no alcanza el estado de equilibrio más que al cabo de un tiempo bastante largo. Dado que la difusión del hidrógeno es tanto más lenta cuanto la temperatura es más baja, se puede detener este desprendimiento conservando las muestras en nieve carbónica.

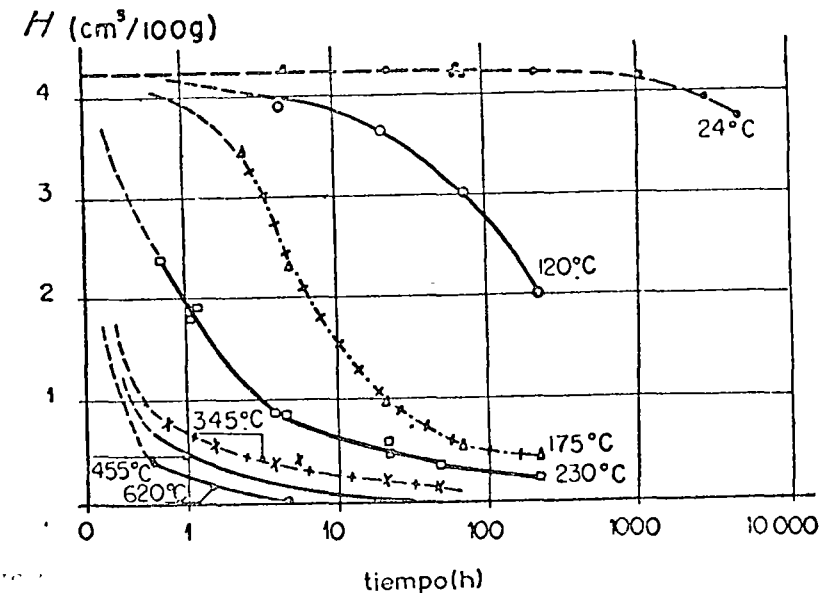


FIG. V-30.—Efecto de un tratamiento posterior sobre el contenido de H_2 del metal aportado en la soldadura por arco. (Según FLANIGAN.)

Damos, según FLANIGAN [10] (fig. V-30), la cantidad de hidrógeno desprendida por un depósito obtenido a partir de electrodos básicos una vez alcanzado el equilibrio a la temperatura ordinaria, en función de la temperatura de tratamiento.

Puede verse que el desprendimiento a 20 °C es relativamente lento, y necesita 4 000 h para desprender el 20 % del hidrógeno residual. Por el contrario, a 620 °C el desprendimiento se produce en unas cuantas horas.

La determinación del hidrógeno total puede hacerse por diversos métodos:

1.º Extracción en estado líquido de todos los gases del acero, y determinación volumétrica posterior de los distintos gases por los métodos clásicos.

2.º Extracción en el vacío a 600 °C del hidrógeno solo y determinación volumétrica.

En las cuestiones de la soldadura es interesante conocer el hidrógeno desprendido a la temperatura ordinaria: se procede, por tanto, a su determinación a las temperaturas de 20 o de 25 °C (métodos A. S. T. M.), y después a la de hidrógeno total por extracción a 600 °C en vacío.

En la determinación pueden intervenir numerosos factores, tales como la naturaleza de la probeta y sus condiciones de preparación.

La American Society for Testing Materials (A. S. T. M.) [11] preconiza, en su proyecto de normalización de la determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco, una probeta formada por un depósito de metal obtenido en 27 s sobre una placa de 12 mm de grueso. Después de 30 s de espera se sumerge la probeta en agua durante 120 s, se limpia y se la introduce inmediatamente bajo una campana de glicerina a 45 °C.

El proyecto ISO, que prevé una probeta del mismo tipo, precisa que el electrodo ha de tener un diámetro de 4 mm, que debe fundirse bajo una intensidad de (180 ± 5) A y que la longitud del cordón tiene que ser de 100 mm.

SLOMAN, ROONEY y SCHOFIELD [1] han preparado probetas con depósitos grandes, de 600 g, que comprenden varios cordones superpuestos de 150 mm de longitud. Por el contrario, MALLETT [12] utiliza un solo cordón de 50 mm.

Más recientemente, A. ROUX [13] ha estudiado la influencia de la técnica de colada de probetas en su contenido de hidrógeno, y ha determinado en qué condiciones se pueden obtener resultados reproducibles.

Los ensayos de ROUX conducen a las siguientes observaciones:

Si la probeta incluye un soporte que ha participado en la fusión, el contenido de hidrógeno debe calcularse teniendo en cuenta el peso de metal fundido de la muestra. Si se despreja la parte del soporte que se ha fundido durante la colada se obtiene un valor demasiado elevado para el hidrógeno. El error cometido es tanto mayor cuanto más pequeña es la proporción de metal proveniente de la fusión del electrodo.

Puede superponerse cierto número de cordones sin modificar el contenido de hidrógeno del metal fundido. Esta posibilidad permite realizar fácilmente probetas enteramente fundidas que evitan la necesidad de medir la zona fundida del soporte.

La velocidad de soldado tiene una enorme influencia en el contenido de hidrógeno de la soldadura. Es, pues, indispensable, si se quieren obtener resultados comparables, colar las probetas en condiciones idénticas.

CUADRO V-8

(1 cm³ por 100 g = $8,96 \times 10^{-6}$ % de H₂, en peso)

Tipo de revestimiento	Autores	H _D	H 600 °C	H _T (cm ³ /100 g)	H _T en peso (%)
Celulósico 6010.	MALLETT	15,9	1,7	17	0,001 5
Acido 6020.....	MALLETT	14,0	1,5	15,5	0,001 4
Básico 6015.....	MALLETT	5,6	1,0	6,6	0,000 6
Básico 6015	MALLETT	6,6	0,9	7,5	0,000 7
Básico 6015	MALLETT	2,9	1,8	4,7	0,000 4
Celulósico 6010..	ROLLASON			de 8 a 22	de 0,000 7 a 0,002 0
Rutilo 6012.....	ROLLASON			de 7 a 22	de 0,000 6 a 0,002 0
Rutilo 6013....				de 4 a 20	de 0,000 4 a 0,001 8
Acido 6020.....	ROLLASON			de 4 a 16	de 0,001 4 a 1,001 5
Básico 6015	ROLLASON			de 0,9 a 4	de 0,000 08 a 0,000 4
Básico Inox 18/8.				de 8 a 15	de 0,000 7 a 0,001 3
Rutilo Inox 18/8.				de 15 a 32	de 0,001 3 a 0,003 0
Rutilo.....	ROUX			13,2	0,001 2
Rutilo.....	ROUX			de 2,72 a 5,51	de 0,000 25 a 0,000 50

CUADRO V-9

Ensayos de Moncyron y Séférián [14]

Tipo de electrodo	Marca	H extraído a 20 °C (cm ³ /100 g)	H en ca- liente a 600 °C en vacío	H _T (*) (cm ³ /100 g)	H _D (%)	H _T en peso (%)
Celulósico	C1	10,2	16,1	26,3	38	$23,6 \times 10^{-5}$
	C2	12,8	14,2	27	48	$24,1 \times 10^{-5}$
	C3	14,5	12,0	26,5	55	$22,8 \times 10^{-5}$
Rutilo.....	R1	6,86	8,20	15,10	46	$13,4 \times 10^{-5}$
	R2	7,73	5,65	13,37	58	$11,9 \times 10^{-5}$
	R3	7,82	5,78	13,60	57	$12,2 \times 10^{-5}$
	R4	7,65	9,45	17,10	45	$15,3 \times 10^{-5}$
Ilmenita	R5	10,7	7,35	18,05	59	$16,2 \times 10^{-5}$
	R6	10,7	7,0	17,70	60	$15,8 \times 10^{-5}$
Oxidante.....	O1	1,11	12,20	13,31	8,3	$17,9 \times 10^{-5}$
	O2	1,37	13,40	14,77	7,7	$13,2 \times 10^{-5}$
	O3	1,70	10,76	12,46	9,3	$11,2 \times 10^{-5}$
Básico de 50 kp..	B1	1,84	6,16	8,00	23	$7,15 \times 10^{-5}$
	B2	2,03	6,23	8,26	24,2	$7,35 \times 10^{-5}$
	B3	1,66	7,11	8,77	19	$7,75 \times 10^{-5}$
	B4	2,02	6,61	8,63	23,5	$7,70 \times 10^{-5}$
Básico de 60 kp...	M1	1,12	4,84	5,96	19	$5,35 \times 10^{-5}$
	M2	2,25	4,36	6,61	34	$5,8 \times 10^{-5}$
	M3	2,77	4,53	7,30	38	$6,50 \times 10^{-5}$

* H_T es la suma de los volúmenes de hidrógeno extraídos de la misma probeta, primero a 20 °C. y a continuación a 600 °C.

En nuestros ensayos con MONEYRON [14] para determinar la influencia del hidrógeno sobre la resiliencia preparamos probetas del tipo de Roux, de forma paralelepípedica y que tenían sensiblemente las dimensiones de las probetas de resiliencia, superponiendo de siete a ocho cordones sobre una placa de acero dulce de 3 mm de espesor, que participaba completamente en la fusión.

Una vez limpiadas las probetas en agua fría las colocábamos bajo una campana de glicerina para extraer el hidrógeno "difusible" a la temperatura de 20 °C. Tras de la extracción en frío durante 250 a 500 h —según los revestimientos— preparábamos con los depósitos pequeñas probetas cilíndricas de 8 mm de diámetro, con las que valorábamos el hidrógeno a () °C en vacío. Así determinamos el hidrógeno desprendido a 20° C y el extraído a 600 °C.

Lo que precede explica las divergencias entre los valores del contenido de hidrógeno dados por los diversos autores. Hemos reunido en los cuadros V-8 y V-9 los resultados experimentales de los depósitos obtenidos con diferentes tipos de electrodos, según los experimentadores citados.

De estos ensayos pueden deducirse algunas observaciones generales:

a) Con electrodos celulósicos, con los que la fijación de hidrógeno es máxima, se alcanza la saturación en estado líquido, o sea 27 cm³ por 100 g de metal.

Con revestimientos oxidantes a base de rutilo, el contenido total de hidrógeno es aproximadamente la mitad del límite de saturación de este gas en el acero (de 12 a 15 cm³/100 g).

Con revestimientos básicos el hidrógeno total no sobrepasa los 8 cm³ por 100 g, que es el contenido máximo en estado sólido.

b) La proporción de hidrógeno "difusible" en el hidrógeno total vale sensiblemente 1/2 con los electrodos celulósicos y a base de rutilo, es del 10 % con los oxidantes y del orden del 20 al 25 % con los revestimientos básicos.

Se observará la influencia de la presencia de oxígeno en la concentración de hidrógeno "difusible" con los revestimientos oxidantes.

B) Influencia del hidrógeno en las propiedades de las soldaduras

Hemos dicho al comienzo de este apartado que la presencia de hidrógeno en la soldadura puede acarrear defectos, algunos de los cuales, como el agrietamiento del metal base, pueden ser causa de rechazo. Vamos a estudiar las consecuencias de la presencia de este elemento en el metal fundido y el efecto producido por su difusión en el metal base.

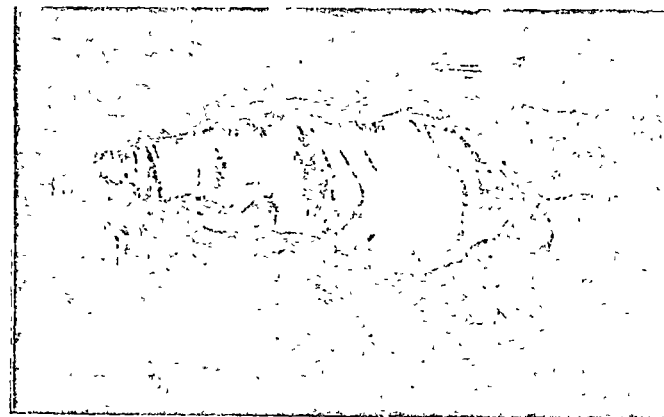
1. -- PROYECCIONES DE METAL

La diferencia entre las capacidades de absorción de hidrógeno por el metal en estado líquido y en estado sólido provoca un desprendimiento efervescente de gas, que entraña pérdidas importantes de metal por proyección.

Esta pérdida no es efecto únicamente del hidrógeno: se produce también por la presencia de otros gases, en particular del oxígeno.

2. -- FORMACIÓN DE POROS POR EL HIDRÓGENO

Se ha demostrado que la sobresaturación de gases en el metal en estado líquido, o una solidificación demasiado rápida, acarrear la creación de soldaduras más o menos importantes que contienen gases a presión. En la mayoría de los casos tales gases son compuestos oxigenados de carbono y compuestos de hidrógeno —H₂O, H₂S, CH₄— y de nitrógeno.



Cic. V-31.—Sopladura "vermicular" en una soldadura por arco, causada por un electrodo básico húmedo.

La presencia del CO se explica por la reducción del óxido de hierro por el carbono de acuerdo con la ecuación de equilibrio $FeO + C \rightleftharpoons Fe + CO$. Un acero carburado tenderá, pues, a dar sopladuras con más facilidad que un acero suave.

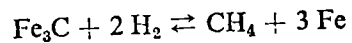
Se ha discutido la presencia de H₂O. Es posible que la coexistencia de los gases H₂ y O₂ a presión en cavidades cerradas (poros) pueda dar lugar a H₂O al enfriarse.

Por otro lado, se sabe que un electrodo húmedo origina más fácilmente sopladuras que uno seco; esta tendencia es más acusada con los electrodos básicos, que contienen poco hidrógeno; en efecto, basta una cantidad de humedad del orden del 0,35 % en peso del revestimiento básico para hacer aparecer poros en la soldadura (fig. V-31).

Se puede también, con HILBERTS [15], considerar como otra causa de formación de poros la reacción de reducción del óxido de hierro por el hidrógeno: $FeO + 2 H_2 \rightleftharpoons H_2O + Fe$. También se ha propuesto, por HILBERTS [15] y por VOLDRICH [16], otra hipótesis acerca de la formación de sopladuras: la acción del hidrógeno sobre el azufre, $H_2 + S \rightleftharpoons H_2S$. En

presencia de humedad, el cromo provoca una viva reacción, y por esta razón los aceros al cromo tienden más a la formación de poros cuando el revestimiento está húmedo.

La presencia de metano en los poros se explica por la reacción del hidrógeno sobre los carburos, en particular sobre el carburo de hierro y sobre los de manganeso y cromo:



El ferromanganeso y el ferrocromo carburado añadidos a los revestimientos pueden ser fuentes indirectas de formación de poros por reacción con el hidrógeno.

Se han observado también en las soldaduras inclusiones gaseosas vermiculares de paredes brillantes (fig. V-31). Este defecto hace visible el movimiento de los gases durante un período de solidificación demasiado rápido.

La influencia del hidrógeno en la formación de poros se manifiesta sobre todo con los revestimientos de elevado "potencial de hidrógeno", tales como los celulósicos y los que están húmedos. La atmósfera exterior húmeda puede también ser causa de formación de soldaduras en el metal fundido

3. — FORMACIÓN DE COPOS Y DE "FISH-EYES"

Es menester, ante todo, delimitar perfectamente estos dos defectos muy diferentes, que tienen el mismo origen, la absorción de hidrógeno.

Los copos caracterizan un tipo de defectos que se encuentra principalmente en los lingotes¹ y las piezas forjadas o laminadas: son soluciones de continuidad del metal. Aparecen en las fracturas en lunas toscamente circulares y brillantes sobre el fondo mate con estructura fina del metal que les rodea.



FIG. V-32.—Aspecto característico de un "fish-eye" en la fractura de una probeta de tracción (electrodo de nitrilo).

Los copos representan, por tanto, áreas de descohesión locales que es posible poner de manifiesto, cuando no desembocan en la superficie, por métodos de inspección magnética.

Los fish-eyes u ojos de pez aparecen, en general, en las fracturas de las soldaduras en forma de manchas blancas de forma circular de dimensiones muy variables, desde 1 mm de diámetro hasta 1 cm; tienden a formarse alrededor de las inclusiones y con frecuencia van acompañados de microgrietas (fig. V-32).

Es innegable que la causa inicial de la formación de fish-eyes en la

¹ Los copos no se observan jamás en los lingotes en bruto, sino en productos laminados o forjados que han sufrido importantes reducciones de espesor, y precisamente orientados perpendicularmente a la dirección de esta reducción (N. del T.).

soldadura por arco es el revestimiento del electrodo: en efecto, las soldaduras ejecutadas con varilla desnuda no presentan jamás este defecto. Veremos más adelante sus condiciones de formación, pero nos parece conveniente precisar que los copos caracterizan un agrietamiento propio de las piezas forjadas o laminadas, y que el mecanismo de su formación está unido a la coexistencia del hidrógeno con tensiones internas importantes: el defecto preexiste en el metal antes de la rotura; los fish-eyes, que aparecen sobre todo en las piezas soldadas, tienen también por origen el hidrógeno, pero no se encuentran más que en las roturas, y nunca se los ha detectado antes de la fractura de las piezas.

Condiciones de formación de los copos. — BASTIEN [17] ha expuesto en un importante trabajo los factores que intervienen en la formación de copos en las piezas forjadas, y de él sacaremos largos extractos.

Los aceros de elaboración ácida están menos sujetos a los copos que los obtenidos en medio básico. POPER y sus colaboradores [18] especifican que el acero producido en horno eléctrico básico es un poco más sensible a la formación de copos que el elaborado en horno Martín básico. Como la causa inicial de la creación posterior de copos es el hidrógeno, la humedad de los productos que intervienen en el proceso — chatarra, ferroaleaciones, cal, fundentes, etc.— puede ejercer una acción desfavorable¹.

La composición química del acero tiene gran importancia sobre la tendencia a la formación de copos. Esta tendencia es muy pequeña en los aceros al carbono y los aceros de construcción débilmente aleados con cromo-níquel. Por el contrario, se encuentran copos con cierta frecuencia en los aceros más cargados de níquel y de cromo, y especialmente en los aceros con Cr-Ni-Mo destinados a tratamiento térmico.

Los aceros especiales con 4 % de Si, los ferríticos de gran contenido de cromo, los austeníticos con Cr-Ni y los de 14 % de manganeso no tienden a formar copos. En primera aproximación, puede atribuirse este resultado al hecho de que el hierro γ absorbe más hidrógeno que el hierro α , pero su difusión queda retardada, ya que la red del hierro γ es más compacta que la del hierro α .

Los estudios de BASTIEN le han llevado a dar algunas reglas sobre la susceptibilidad del acero a los copos:

— los aceros sin puntos de transformación, austeníticos o ferríticos, no dan lugar a copos;

— en los aceros que poseen puntos de transformación, la tendencia a la formación de estos defectos es tanto más acusada cuanto mayor es el intervalo $A_{c_3} - A_{r_3}$; por esto, la adición de molibdeno a un acero con cromo-níquel, que aumenta el intervalo de transformación $A_{c_3} - A_{r_3}$, aumenta su tendencia a la formación de copos.

¹ También la humedad preexistente en la atmósfera del horno puede causar hidrogenación, pues a la temperatura del arco el agua reacciona con el grafito de los electrodos dando óxido de carbono e hidrógeno y éste último se difunde en el metal líquido a través de la escoria (N. del T.).

En un lingote forjado los copos se suelen repartir en toda la parte central de la pieza, pero BASTIEN piensa que no existe relación entre los copos, la porosidad y los rechupes, que también se encuentran en las regiones axiales de los lingotes. Del mismo modo, tampoco las segregaciones mayores pueden ser causa primera de la formación de copos, según MUSATTI y REGGIORI [19].

Los copos se encuentran con frecuencia situados en los espacios interdendríticos, pero tampoco es posible afirmar que haya una correlación entre la segregación dendrítica y la tendencia hacia ellos. Finalmente, se ha demostrado que el dominio crítico de temperaturas para la formación de copos se encuentra entre 200° y 300 °C; según MUSATTI y REGGIORI esta temperatura es inferior a 280 °C.

Para favorecer la salida de hidrógeno de toda la masa es necesario someter la pieza a un enfriamiento muy lento; el enfriamiento preliminar, aunque sea muy lento, no puede constituir una garantía absoluta contra la aparición ulterior de copos.

Numerosos autores [20], y en particular BASTIEN, han demostrado que el hidrógeno no es el único factor en juego en el mecanismo de formación de los copos. Las tensiones internas desarrolladas en los lingotes y en las piezas forjadas intervienen para favorecer esta formación.

El remedio más eficaz en orden a suprimir los copos tiene que ser el enfriamiento muy lento en los diferentes estadios de transformación del acero, que favorece la difusión del hidrógeno y la eliminación de las tensiones.

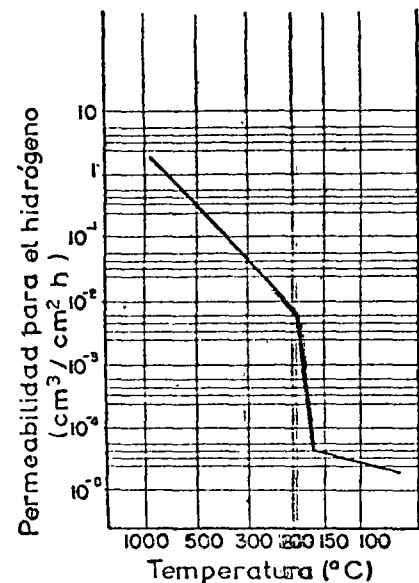


Fig. V-33—Discontinuidad de la permeabilidad para el hidrógeno del acero extrasuave. (Según A. JACQUEROD y S. GAGNEBIN.)

La aplicación juiciosa de la soldadura por forja puede ser un factor favorable para eliminar las soluciones de continuidad y resoldar los copos. Finalmente, se ha podido explicar la formación de copos entre 200 y 300 °C por la disminución de la velocidad de difusión del hidrógeno en el acero en este intervalo de temperaturas. Según JACQUEROD y GAGNEBIN [21], esta disminución se encuentra en la relación de 10 000 a 1 (fig. V-33). Como consecuencia de ella, el hidrógeno sobresaturado, difícil de eliminar debido a la disminución de la velocidad de difusión, podría provocar incrementos locales de presión que, combinados con las tensiones preexistentes, dieran lugar al nacimiento de copos.

Es difícil medir la influencia de los copos en el comportamiento de las piezas; todo depende de su número, de su importancia, de su orientación en la pieza. Los resultados publicados en la literatura técnica aparecen muy dispersos; se pueden explicar las contradicciones teniendo en cuenta los factores mencionados.

Si los copos están orientados en la dirección del esfuerzo estático su influencia, naturalmente, es pequeña, a la inversa, si están orientados perpendicularmente son mucho más nefastos.

La influencia de los copos aparece sobre todo en los esfuerzos dinámicos: constituyen puntos de concentración de tensiones, que corresponden al efecto de entalla.

Condiciones de formación de los "fish-eyes". — La tendencia de las soldaduras a los *fish-eyes* parece estar unida, por una parte, a la cantidad de hidrógeno absorbida por el metal fundido (al tipo de acero), y por otra a la importancia de las tensiones desarrolladas.

Los ojos de pez, que como los copos tienen por causa inicial el hidrógeno, difieren de éstos por su naturaleza y por el mecanismo de su formación.

Los electrodos de varilla desnuda, los oxidantes y los ácidos que fijan poco hidrógeno difusible, prácticamente no dan *fish-eyes*. La presencia de este defecto es mucho más frecuente en la soldadura con electrodos celulósicos, a base de rutilo o básicos. La humedad del revestimiento aporta gran cantidad de hidrógeno, que es una de las causas principales de su formación. En la soldadura los aceros ordinarios son capaces de desarrollar *ojos de pez*, pero, como en metalurgia, esta capacidad aumenta con la adición de elementos especiales: níquel, cromo, molibdeno. Los aceros ferríticos, austeníticos con cromo-níquel y austeníticos con manganeso no presentan este tipo de defectos. La formación de *fish-eyes* está subordinada, además de a la composición química, a la aplicación de una tensión importante que origine una lenta deformación hasta llegar a la rotura de la pieza. Así pues, los *ojos de pez* no pueden aparecer más que en las fracturas de las soldaduras producidas con deformación lenta y en particular en las probetas de tracción. En efecto, jamás se han observado en las probetas de resiliencia, que sufren una rápida deformación.

Se ha demostrado asimismo que el desplazamiento del hidrógeno y su localización para formar los *fish-eyes* se producen después de pasar el límite elástico del metal. VALANTI ha seguido con ultrasonidos su formación y confirma estas hipótesis.

Según este experimentador, los *ojos de pez* se forman, en las soldaduras con poco hidrógeno (electrodos básicos), muy cerca del período de rotura de la probeta de tracción. Cuando el contenido de hidrógeno aumenta (electrodos de rutilo, celulósicos), el punto de formación se desplaza hacia el límite elástico.

Por tanto, los *fish-eyes*, que materializan la presencia de hidrógeno, no pueden tener una acción desfavorable sobre las propiedades mecánicas den-

no del dominio elástico si la soldadura no se ha agrietado durante el período de enfriamiento debido a la presencia de hidrógeno.

Los factores favorables para la eliminación del hidrógeno son:

- a) El soldeo con un electrodo de "potencial de hidrógeno" bajo, tal como un electrodo oxidante o básico exento de humedad; pero en muchos casos las cualidades que se exigen al empalme eliminan los electrodos oxidantes, que fijan cantidades importantes de nitrógeno;
- b) el soldeo continuo, sin enfriamiento intermedio;
- c) el soldeo con electrodos de gran diámetro e intensidades grandes;
- d) el precalentamiento de las piezas;
- e) el tratamiento térmico después de la soldadura fuera del dominio γ , que permite la eliminación del hidrógeno; este tratamiento, que depende de las dimensiones de las piezas, puede ser en las piezas pequeñas una simple operación de eliminación de tensiones entre 600 y 650 °C.

4.—AGRIETAMIENTO DEL METAL BASE

La influencia del hidrógeno en el agrietamiento de los aceros, sobre todo de los aleados, ha sido estudiada por numerosos autores. Las primeras conclusiones importantes sobre esta cuestión las han publicado los investigadores ingleses HOPKIN [22], ANDREWS [23] y ROLLASON [24], y después sabios americanos como ZAPFFE [25] y HERRES [26].

HERRES distingue tres grupos de grietas, según su forma y su posición en el empalme soldado (*figs. VI-7 y VI-8*):

- a) grietas de tipo *Hard cracks* (grietas en zona dura), que nacen en la zona de transformación más dura del metal base; estas grietas siguen generalmente una línea paralela a la zona de unión;
- b) de tipo *Toe cracks* (grietas de unión), que se producen en la zona de unión;
- c) de tipo *Vertical cracks* (grietas verticales), que se propagan perpendicularmente a la línea de unión.

Solamente pueden atribuirse a la presencia del hidrógeno las grietas del tipo *Hard cracks*.

El tipo *Toe cracks* está ligado indiscutiblemente a la descohesión debida a una diferencia de dilatación y de contracción proveniente de la naturaleza del metal base y de la del metal de aporte.

Las grietas verticales están probablemente relacionadas con la presencia de tensiones en el metal base.

En una exposición general de la cuestión, F. MEUNIER y J. SEBILLE [27] han hecho notar que es posible evitar las grietas del tipo *Hard cracks*,

- a) soldando con electrodos desnudos;
- b) soldando con electrodos de alma de acero suave cuyo revestimiento se haya desecado completamente entre 350 y 500 °C, y en particular con revestimientos básicos de pequeño contenido de hidrógeno;
- c) mediante electrodos austeníticos con revestimiento básico exento de humedad.

Hemos dicho arriba que la formación de *ojos de pez* se encontraba en la mayoría de los casos acompañada por una microgrieta, índice de una concentración de tensiones en tal región.

Algunos autores [28] piensan que esta microgrieta, que nace en el período de solidificación, puede ser el punto de partida de una grieta que se propagaría por la zona de transformación.

Otros [29] explican el agrietamiento por el hidrógeno basándose en las enormes tensiones desarrolladas durante la transformación de hidrógeno atómico en molecular¹.

Hemos visto al principio de este estudio que el hierro líquido no puede absorber hidrógeno sino en estado atómico, y que la difusión en el metal sólido puede explicarse con tal de que el hidrógeno permanezca en estado atómico o en forma de protones.

Cuando el hidrógeno atómico, que es inestable, se encuentra en una zona favorable para su recombinación (inclusiones, poros, vacíos intergranulares, etc.), se transforma en hidrógeno molecular, H_2 , con fuerte elevación local de la presión. Si la zona subyacente del metal base no puede sufrir una deformación plástica suficiente para absorber las tensiones así desarrolladas hay agrietamiento.

HOPKIN [22] ha elaborado una tercera explicación relacionada con la hipótesis precedente, basándose en las diferencias de solubilidad del hidrógeno en el hierro líquido y en el sólido por un lado, y en el hierro sólido a diferentes distancias de la soldadura por otro.

El estudio de la distribución térmica muestra el importante gradiente térmico que se establece en la pieza soldada y, por consiguiente, el enorme gradiente de la concentración de hidrógeno. El hidrógeno atómico tenderá a difundirse en las regiones frías partiendo de las calientes, y a saturar el metal frío. En presencia de una discontinuidad estructural será expulsado de la red de ferrita y dará hidrógeno molecular insoluble en el metal, creándose tensiones muy fuertes que sobrepasen el límite de rotura del acero base.

Estas hipótesis permiten explicar el papel de los electrodos austeníticos en la ausencia de agrietamiento por el poder disolvente de este acero, que es cinco o seis veces más elevado que el normal: de este modo se reduce notablemente la proporción de hidrógeno difundido.

Se ha mostrado, asimismo, que las soldaduras realizadas con electrodos desnudos o con electrodos de revestimiento oxidante no dan lugar a grietas en el metal base, al menos del tipo *Hard cracks*. Esto se explica por el hecho de que estos electrodos ocasionan gran cantidad de poros: el hidrógeno puede encontrarse en equilibrio en estas cavidades en forma molecular y no difundirse por el metal base.

¹ Véase el Anexo, en el capítulo VI.

C) Influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas de las soldaduras

Esta influencia puede manifestarse de dos maneras diferentes:

- efecto directo del hidrógeno disuelto;
- efecto indirecto por la aparición de *ojos de pez*.

Algunos autores han insistido sobre la influencia directa del hidrógeno, incluso en pequeñas concentraciones, en la resistencia y la capacidad de deformación de los aceros.

En el dominio de la técnica de la soldadura parece más difícil poner de manifiesto esta influencia, debido a la presencia de otros elementos perjudiciales, tales como el nitrógeno, las inclusiones, etc., cuyos efectos pueden predominar.

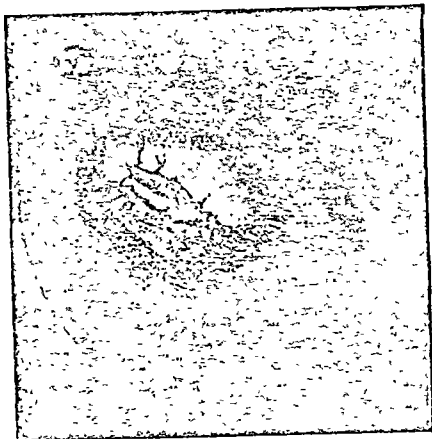


Fig. V.34.—3 X.—Un *fish-eye* en la fractura de una probeta de tracción preparada con electrodo celulósico.

El resultado más directo del hidrógeno en el acero de base es, como hemos desarrollado en el párrafo precedente, el aumento de la tendencia al agrietamiento. Si la zona transformada se ha endurecido estructuralmente, la tendencia de la misma al agrietamiento aumenta con la presencia de hidrógeno.

Puede hacerse patente el efecto indirecto del hidrógeno sobre las características mecánicas por medio de un ensayo de tracción ejecutado sobre una probeta enteramente fundida (realizada con electrodo de revestimiento celulósico) inmediatamente después de preparar la probeta.

Se observa entonces una clara disminución de los alargamientos, sin que haya habido variación apreciable de las características de resistencia a la deformación (R , E y H). En este caso la fractura revela la presencia de *fish-eyes* (fig. V-34). Puesto que los alargamientos permanentes se producen después de pasar el límite elástico, la influencia de los *ojos de pez* no aparece más que en el período plástico, y su presencia es la causa de la disminución de los alargamientos.

Si el ensayo de tracción se efectúa unos cuantos días después, o si la probeta se somete a una temperatura de 120 a 200 °C durante una decena de horas, recobra sus propiedades normales sin la aparición de las manchas características atribuidas al hidrógeno.

El tratamiento térmico entre 120 y 200 °C no puede afectar ni la estructura fina del metal depositado ni el desprendimiento de nitrógeno

sólo se acelera la difusión del hidrógeno. Queda patente, pues, que es precisamente el hidrógeno la causa de la formación de los *ojos de pez* y la causa indirecta de la disminución de ciertas características mecánicas.

En nuestras recientes investigaciones con MONEVRON [14], hemos hecho observar que el hidrógeno tiene, probablemente, cierta influencia sobre la resiliencia, pero que este efecto se encuentra enmascarado en la mayoría de los casos por la presencia de nitrógeno, factor de envejecimiento del metal, y sobre todo por la presencia inevitable de tensiones.

Con electrodos básicos existe un aumento neto del 20 al 25 % de la resiliencia entre las probetas rotas inmediatamente después de la fusión y las que sufren la rotura tras larga permanencia a la temperatura ordinaria o después de haber sido sometidas a un calentamiento a 200 °C durante algunas horas. Con esta calidad de electrodos el contenido de nitrógeno es relativamente débil, del orden de 0,015 %.

Con electrodos a base de rutilo el contenido de hidrógeno difusible es más elevado, de 8 a 10 cm³/100 g, y la concentración de nitrógeno es también mayor, de 0,020 a 0,025 %; en este caso el efecto de envejecimiento enmascara en parte el debido al hidrógeno; se observa una pequeña diferencia entre los valores de la resiliencia de las probetas que contienen hidrógeno y los de las que han sido desgasificadas.

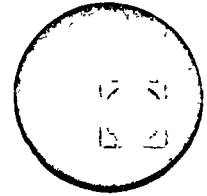
Con electrodos de calidad oxidante, que fijan mucho nitrógeno (un 0,040 %) y poco hidrógeno "difusible", el efecto de envejecimiento debido al nitrógeno es muy claro. Las probetas rotas inmediatamente después de efectuado el depósito tienen una resiliencia del orden de 5 a 6 kpm/cm²; tras la desgasificación del hidrógeno por permanencia durante algunos días a la temperatura ordinaria o por calentamiento durante unas horas a temperatura baja, la resiliencia de la soldadura disminuye hasta 2 kpm/cm².

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] H. SLOMAN, T. ROONEY y T. H. SCHOFIELD: *Jour. Iron Steel Inst.*, **152** (1945), 1275.
- [2] Prof. A. PORTEVIN y D. SÉFÉRIAN: *C. R. Acad. Sciences*, **199** (1934), 1613.
- [3] A. FRY: *Stahl und Eisen*, **63** (1923), 1272, *Iron and Steel Inst.*, **5** (1932).
- [4] V. G. PARANJFF, MORRIS COLIN BLAVER y FLOP: *Jour. of Metals*, **2** (1950), 261.
- [5] D. SÉFÉRIAN: Étude de la formation des nitrures de fer par fusion et du système fer-azote (1935), Institut de Soudure Autogène, París.
- [6] Prof. A. PORTEVIN y D. SÉFÉRIAN: *Rev. Metall*, **34** (1937), 705; **35** (1938), 225.



centro de educación continua
facultad de ingeniería, unam



METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA

ING. FAUSTO MEDINA

CAPITULO IX

SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS AL CARBONO

I.—CONDICIONES DE SOLDABILIDAD

La soldabilidad de los aceros al carbono ha sido objeto de gran número de publicaciones. Se han organizado coloquios y asambleas, aparte de Congresos, para el estudio de esta cuestión, y en las reuniones más recientes ("Journées d'Études d'Équipement Pétrolier", Lieja, 1956) se han discutido sus diferentes aspectos entre acereros y constructores.

Si bien se han llevado a cabo progresos importantes desde hace algunos años gracias a las investigaciones y a la puesta a punto de ensayos especiales llamados "ensayos de soldabilidad", quedan todavía por determinar ciertas causas de agrietamiento debidas a la calidad del acero, a su modo de elaboración, a fenómenos de envejecimiento, etc.

El Instituto Internacional de Soldadura (I. I. S.), por otra parte, se ha ocupado de este problema desde su creación, y ha publicado unas *Recomendaciones*¹ encaminadas a definir las condiciones mínimas impuestas a los aceros de construcción que los hagan aptos para su utilización constructiva por medio del soldeo por arco. Estas *Recomendaciones* no pueden constituir un documento definitivo: sirven de punto de partida para futuras investigaciones en el seno de la Comisión IX del I. I. S.

Estas recomendaciones son aplicables a las chapas, perfiles, barras y laminados planos utilizados en la construcción metálica, y pueden extenderse a otros dominios, como los de la construcción mecánica (tuberías, oleoductos, etc.)².

Las *Recomendaciones* exponen los principios generales relativos a las limitaciones que es necesario introducir en la composición de los aceros y en el espesor de las chapas con objeto de conseguir una calidad suficiente de las juntas soldadas por arco eléctrico; presentan las exigencias mínimas que, dado el estado actual de nuestros conocimientos en mate-

¹ Recomendaciones elaboradas por la Comisión IX del I.I.S. (El comportamiento de los metales desde el punto de vista del soldeo), *Soud. et Tech. Conn.*, vol. 10, 1-2 (1956), 7; *Cienc. y técn. sold.*, año VI, 29 (3-4, 1956) (N. completada por el T.).

² Esta parte del texto está inspirada en la publicación de W. BONHOMME: *Considérations sur la classification des nuances d'aciers susceptibles de répondre aux besoins de la construction métallique soudée*; editada por el Comité Belge des Constructions et d'Équipement Pétrolier. 21 rue des Drapiers, Bruselas (mayo de 1956), 91.

ria de soldaduras, se pueden proponer razonablemente para la determinación y la recepción de los aceros de construcción al carbono.

Sin hacer intervenir el modo de elaboración, las recomendaciones consideran cuatro calidades de acero:

Calidad A.—Calidad ordinaria, utilizada en las construcciones poco importantes sometidas a esfuerzos muy ligeros.

Calidad B.—Calidad normal, utilizable en las construcciones y partes de construcciones corrientes y sometidas a esfuerzos normales. Por esfuerzos es menester entender todos los que se aplican a la construcción, incluidas las tensiones residuales de soldeo. Se justifica, pues, la utilización de esta calidad de acero en todas las construcciones en que no bastarían los aceros de la calidad *A*, pero en que los esfuerzos no pueden ser muy importantes. Está justificado el empleo de esta calidad en las construcciones en que no existen razones para temer la aparición de roturas frágiles debidas a las tensiones y a las formas de construcción.

Calidad C.—Calidad mejorada, aceros resistentes a la entalla, utilizables en construcciones o partes de construcción en que es importante el peligro de rotura frágil.

Se consideran expuestas a este tipo de roturas las construcciones que, por efecto de su forma constructiva o de sus condiciones de ejecución o empleo, presentan una rigidez elevada, y las que tienen la posibilidad de discontinuidades que, a las temperaturas de servicio, puedan provocar roturas frágiles.

Calidad D.—Alta calidad o acero resistente a la entalla, utilizable en las construcciones o partes de construcciones en que es de temer particularmente el peligro de roturas frágiles.

CUADRO IX-1

Composición química de los aceros al carbono soldables

	Calidad A	Calidad B	Calidad C	Calidad D
C	0,25	0,20	0,20	0,20
Mn	—	1,5	1,5	1,5
Si	—	0,6	0,6	0,6
S	0,06	0,05	0,05	0,05
P	0,08	0,06	0,06	0,05

Damos (cuadro IX-1) los límites de composición química aceptables para las diferentes calidades acabadas de definir: todos los valores indicados en el cuadro son los máximos¹.

¹ Compárense con los aceros al carbono, considerados soldables, con mayor o menor dificultad, por el IHA: el F-111 (C=0,10..0,20; Mn=0,30..0,50; Si=0,15..0,30; S ≤ 0,04; P ≤ 0,04), el F-221 (C=0,20..0,30; Mn=0,40..0,70; Si=0,15..0,30; S ≤ 0,04; P ≤ 0,04) y el F-221 (C=0,15..0,25; Mn=0,40..0,70; Si=0,15..0,30; S ≤ 0,04; P ≤ 0,04). (N. del T.).

Este cuadro requiere, sin embargo, algunas observaciones. En los aceros de calidad *A*, los límites de análisis, que se refieren a los de la colada, se dan a título indicativo.

Además:

a) Los máximos valores de manganeso de las calidades *B*, *C* y *D* pueden reajustarse de acuerdo con el contenido de carbono:

b) Los valores del silicio son máximos, y se dan a título indicativo; no son independientes del tipo de electrodos utilizados;

c) Los valores de fósforo reseñados son máximos, y no se aplican a los aceros en que el fósforo interviene como elemento de aleación, introducido intencionalmente con objeto, ya de aumentar la resistencia mecánica, ya de conseguir otras propiedades (acero Cor-Ten con Cr-P, por ejemplo¹).

d) Parece ser, además, que la relación Mn/C desempeña un papel importante; el estado actual de los conocimientos no permite fijar el valor mínimo que se ha de atribuir a esta relación².

Reproducimos asimismo los límites de espesores admitidos para el soldeo sin precauciones especiales: estos límites se mencionan en las *Recomendaciones* del I. I. S. a título indicativo exclusivamente.

Tipo de acero	R	Espesores límites
	(kp/mm ²)	(mm)
37	37 a 44	
42	42 a 50	40 a 60
50	50 a 60	30 a 50
52	52 a 60	30 a 40
56	56 a 65	30 a 40

Cuando se sobrepasan estos límites deben observarse precauciones especiales:

- disminución de la velocidad de enfriamiento del empalme soldado;
- limitación de la importancia de las tensiones residuales de soldeo;
- limitación de la propagación de grietas.

Como medios prácticos para lograr tales resultados, se pueden citar el precalentamiento, el empleo de electrodos de gran diámetro, la variación de la secuencia de soldeo, etc.

Las temperaturas de precalentamiento propuestas son las siguientes:

Aceros de los tipos 50 y 52 de 100 a 200 °C.

Aceros del tipo 56 de 200 a 350 °C.

¹ Acerca de la influencia del S y del P, véase la monografía núm. 11 publicada por el I. de la S., Madrid, 1950 (F. Donis Ortiz: Influencia del azufre y del fósforo en la soldabilidad al arco eléctrico de los aceros de construcción al carbono; P. Ch. Van Der Willigen: La influencia del azufre y del fósforo en la soldabilidad de los aceros que se utilizan en construcciones soldadas) (*N. del T.*)

² Véase también el artículo de J. M. Sistiaga, citado en la bibliografía española del capítulo XI. (*N. del T.*)

II.—ENSAYOS DE CALIFICACION DEL METAL BASE

No se exige ningún ensayo de calificación del acero de calidad *A*. A los aceros de las calidades *B*, *C* y *D* se les exige:

a) Ausencia de poros y de segregaciones exageradas.

b) Un ensayo de dureza en la capa subyacente (véase el capítulo VIII).

Se deposita un cordón de soldadura en posición horizontal y siguiendo el eje longitudinal, con un electrodo del mismo tipo y del diámetro más pequeño que se utilizará ulteriormente en la construcción. La intensidad de la corriente y la velocidad de avance del soldeo serán apropiados al grueso de la muestra. Esta se deja enfriar en aire tranquilo y se corta después perpendicularmente al cordón y en su centro; se pulc y ataca la sección y se la explora con el diamante Vickers bajo carga de 10 kp. El acero puede aceptarse si en ningún punto de la zona de transformación pasa la dureza de 350 unidades Vickers o de 330 Brinell.

En caso de sobrepasarse este límite han de tomarse precauciones especiales para soldar, teniendo en cuenta, naturalmente, los espesores que intervienen.

Ensayos especiales de calificación

Con nuestros conocimientos presentes no es posible recomendar un ensayo particular, y con mayor razón no es posible fijar los valores que se han de obtener en los diversos tipos de acero al aplicarles los distintos ensayos en uso. En todo caso, para los aceros del tipo *D*, el fabricante y el consumidor deben decidir de común acuerdo si es necesario un ensayo especial de calificación.

El informe publicado por H. GRANJON, con el título de *Propuesta para una clasificación de los ensayos de soldabilidad*, bajo los auspicios de la Comisión IX del I. I. S. (Documento IIS. IX, 26-53)¹, constituye una tentativa de clasificación de los ensayos de soldabilidad propuestos o utilizados en numerosos países.

Al margen de las *Recomendaciones* citadas, llamamos especialmente la atención sobre el fenómeno de envejecimiento del acero soldado por el nitrógeno: factor que interviene en el agrietamiento del metal base y que no ha sido aún tenido en cuenta en los análisis de aceros.

III.—INFLUENCIA DEL CARBONO EN LAS TRANSFORMACIONES DEL METAL BASE

Hemos mostrado en esta obra, en diversas ocasiones, la influencia del carbono en la tendencia al agrietamiento subyacente (cap. VI) y en las estructuras resultantes del ciclo térmico de soldeo (cap. III).

¹ Como ya dijimos en otro lugar, este informe se reprodujo en la revista *Ciencia y técnica de la soldadura*, año III, 12 (5-6, 1953) (*N. del T.*)

En nuestro tratado *Les Soudures* habíamos resumido los resultados de diferentes autores, en lo que respecta a la acción del carbono en las transformaciones subyacentes, mediante el diagrama de la figura IX-1; habíamos

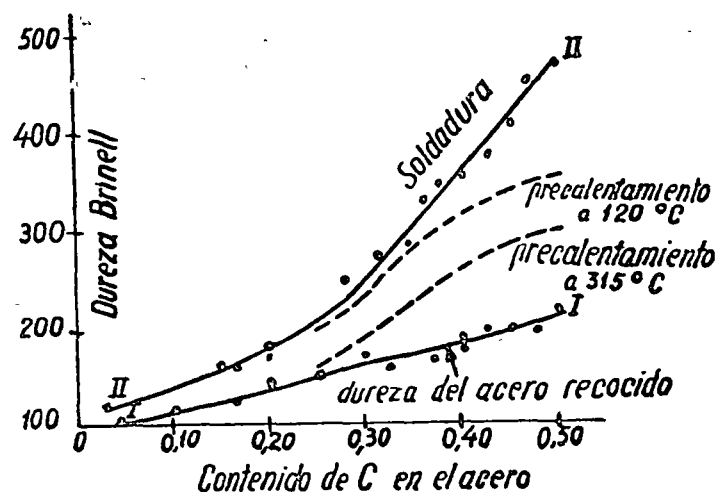


FIG. IX-1.—Influencia del contenido de carbono en el acero sobre las transformaciones en la soldadura por arco, evaluada por la dureza (curva II). La curva I representa la dureza del acero al carbono en estado recocido. Influencia del precalentamiento a 120 °C y a 315 °C.

mos hecho observar que la diferencia de durezas entre el acero recocido (curva I) y el acero soldado (curva II) aumenta con la concentración de carbono. Esta diferencia, que es de 30 a 40 unidades Brinell en acero suave con 0,10 a 0,15 % de carbono, sobrepasa las 250 unidades en el acero con 0,50 % de carbono. El precalentamiento reduce notablemente tal discrepancia y, por consiguiente, favorece la soldabilidad del acero. En estos resultados, sacados de los trabajos americanos, no se habían tenido en cuenta la energía puesta en juego por el arco ni el grueso de las chapas, factores preponderantes para el estudio de las transformaciones en la capa subyacente.

En nuestros nuevos ensayos, realizados con una gama de aceros ordinarios de contenido de carbono variable (cuadro IX-2), se han ejecutado los depósitos por medio de una máquina automática, con objeto de hacer patentes, por una parte la influencia de la velocidad de soldeo en las chapas de espesor constante ($e=20$ mm), y por otra la de la variación del espesor en un mismo tipo de acero ($C=0,45$ %).

1.º Los depósitos se han llevado a cabo sobre chapas de 20 mm y manteniendo constantes el diámetro del electrodo y la intensidad de corriente (diámetro, 5 mm; $I=375$ A); la tensión de funcionamiento del arco variaba entre 23 y 25 V. Las velocidades de soldeo fueron 10, 20, 30 y 45 cm/min.

CUADRO IX-2.—Composición de los aceros estudiados (1)

Acero	C	Mn	Si	S	P
1	0,18	0,42	0,12	0,028	0,019
2	0,24	0,50	0,15	0,024	0,021
3	0,34	0,53	0,18	0,031	0,022
4	0,45	0,62	0,25	0,027	0,018
5	0,54	0,65	0,25	0,032	0,027

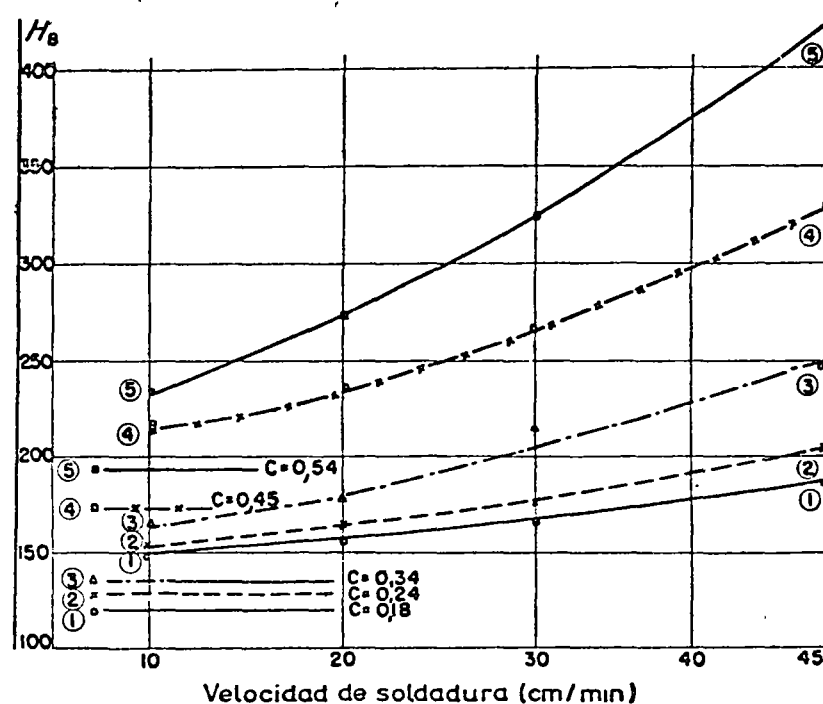


FIG. IX-2.—Influencia de la velocidad de soldeo sobre la dureza de la zona sobrecalentada más transformada, para diferentes aceros al carbono ($e=20$ mm). Las durezas iniciales de los aceros base están dadas por las líneas horizontales (1 a 5).

1 Insertamos cuadro de composiciones de los aceros al carbono tipificados por el IHA:

Acero	C	Mn	Si	S	P
F-111	0,10 . 0,20	0,30 . 0,50	0,15 . 0,30	≤ 0,04	≤ 0,04
F-112	0,20 . 0,30	0,40 . 0,70	0,15 . 0,30	≤ 0,04	≤ 0,04
F-113	0,30 . 0,40	0,40 . 0,70	0,15 . 0,30	≤ 0,04	≤ 0,04
F-114	0,40 . 0,50	0,40 . 0,70	0,15 . 0,30	≤ 0,04	≤ 0,04
F-115	0,50 . 0,60	0,40 . 0,70	0,15 . 0,30	≤ 0,04	≤ 0,04

que posiblemente sea útil para establecer comparaciones (N. del T.).

La familia de curvas de la figura IX-2 da la variación de la dureza máxima de la zona de transformación subyacente en función de la velocidad de soldeo. La influencia de la velocidad de avance es tanto más marcada cuanto mayor es el contenido de carbono. En efecto, si bien las estructuras de transformación de los

aceros 1, 2 y 3 están relacionadas con la transformación superior A_1' (figura IX-3) incluso con velocidades de soldadura relativamente grandes (30 cm/min), el acero 4, con 0,45 % de carbono, da lugar a una estructura troostito-bainítica, especialmente con velocidades elevadas de avance (figura IX-4).

En los aceros más cargados de carbono las estructuras son troostito-martensíticas cuando la velocidad es pequeña de 10 a 30 cm/min, (Figura IX-5) y tienden a ser estructuras de temple al llegar a 45 cm/min la velocidad de soldeo (Fig. IX-6).

2.º En otra serie de ensayos hemos hecho variar el espesor de las chapas de 10 a 50 mm en un acero de 0,45 % de carbono, con el fin de determinar la influencia del espesor en la variación de la dureza en la



FIG. IX-3.—120 X — Acero con 0,24% C. Zona de máxima transformación (H=200 Brinell). Estructura de WIDMANSTAETTEN con un agregado sorbítico.

chapas de 10 a 50 mm en un acero de 0,45 % de carbono, con el fin de determinar la influencia del espesor en la variación de la dureza en la



FIG. IX-4.—1500 X — Acero con 0,45% C. Zona de máxima transformación (H=320 Brinell). Troostita nodular sobre fondo de bainita superior.

capa subyacente. Las velocidades de avance han sido de 20 cm/min y 40 cm/min; en la figura IX-7 se representan los resultados de los ensayos.

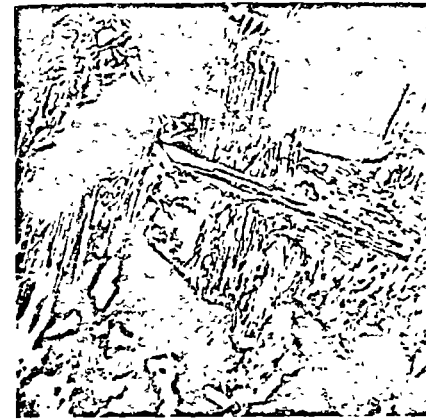


FIG. IX-5.—1000 X — Acero con 0,54% C. Estructura troostito-bainítica de la zona de máxima transformación (V=30 centímetros por minuto; H=330 Brinell).



FIG. IX-6.—1800 X — Acero con 0,54% C (V=45 cm/min; H=420 Brinell). Estructura compleja bainito-martensítica de la zona transformada.

Una variación de espesor de 10 a 50 mm conduce a un aumento de la dureza de 250 a 320 Brinell, o sea, cerca del 30 %. Cuando la velocidad es dos veces mayor, el aumento es de 50 Brinell. Relacionando esto con las Recomendaciones preparadas por la Comisión IX del Instituto

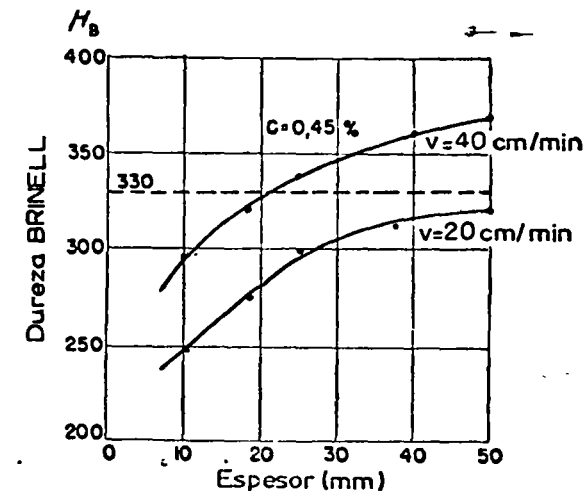


FIG. IX-7.—Influencia del espesor sobre la dureza bajo la superficie de un acero con 0,45% de carbono, para dos velocidades de soldadura.

Internacional de la Soldadura, que admite una dureza en la capa subyacente de 330 Brinell, podemos comprobar que el acero de 0,45 % de carbono con una velocidad de soldadura de 20 cm/min no requiere tomar precauciones particulares; por el contrario, en las soldaduras ejecutadas con velocidad doble sería necesario precalentar la chapa a partir de un espesor de 20 mm.

IV.—FACTORES PRACTICOS QUE INFLUYEN EN LA SOLDABILIDAD

La soldabilidad, cualidad intrínseca del acero, es función: por una parte de su composición química y de sus cualidades metalúrgicas (ausencia de segregaciones, de defectos de formación de hoja, etc.); por otra, del espesor de la chapa y de la importancia de las tensiones desarrolladas durante el soldeo, y por ello del proyecto de la construcción soldada.

Una soldabilidad insuficiente se traduce en un agrietamiento del metal base en las proximidades de la soldadura, fenómeno que hemos estudiado en detalle. Hemos visto que era posible reducir o evitar las grietas empleando ciertos artificios que los soldadores de oficio conocen perfectamente.

A) Elección del electrodo

La elección del electrodo es un factor importante. En efecto, al aumentar el contenido de carbono las estructuras de la zona de transformaciones tienden a convertirse en estructuras fuera de equilibrio, que favorecen la formación de tensiones locales, más o menos importantes según la naturaleza y el volumen de las transformaciones. El empleo de electrodos que desprenden hidrógeno, como los celulósicos, ácidos y de rutilo, puede ser el origen del agrietamiento. Se deduce que necesariamente ha de preverse el uso de electrodos básicos, de pequeño contenido de hidrógeno, para los aceros al carbono o ligeramente aleados.

Por otro lado, cuando no varía el tipo de electrodo, el empleo de un electrodo de diámetro grande bajo una gran intensidad es favorable para la soldadura debido a intervenir mayor energía.

B) Método de soldeo

Las primeras pasadas de soldeo, en el fondo de la junta achaflanaada, son las más tendentes al agrietamiento, debido al pequeño volumen que se aporta al metal frío. En este caso se recomienda evitar las pasadas pequeñas y, por tanto, utilizar para el fondo de la junta electrodos de gran diámetro, sobre todo cuando el soldeo se realiza en horizontal.

Por otra parte, se aconseja ejecutar un cordón de soldadura grueso y conti... con objeto de evitar una dispersión importante de las calo-

rías. Esto conduce a una separación de las chapas en la base de la junta que sea suficiente para favorecer la penetración, especialmente con electrodos de diámetros grandes bajo fuertes intensidades.

Se recomienda particularmente que se deje un nervio en la base de las juntas en V o en U, o en el centro de la junta en X (fig. IX-8), cuando se vayan a utilizar electrodos de intensidades grandes.

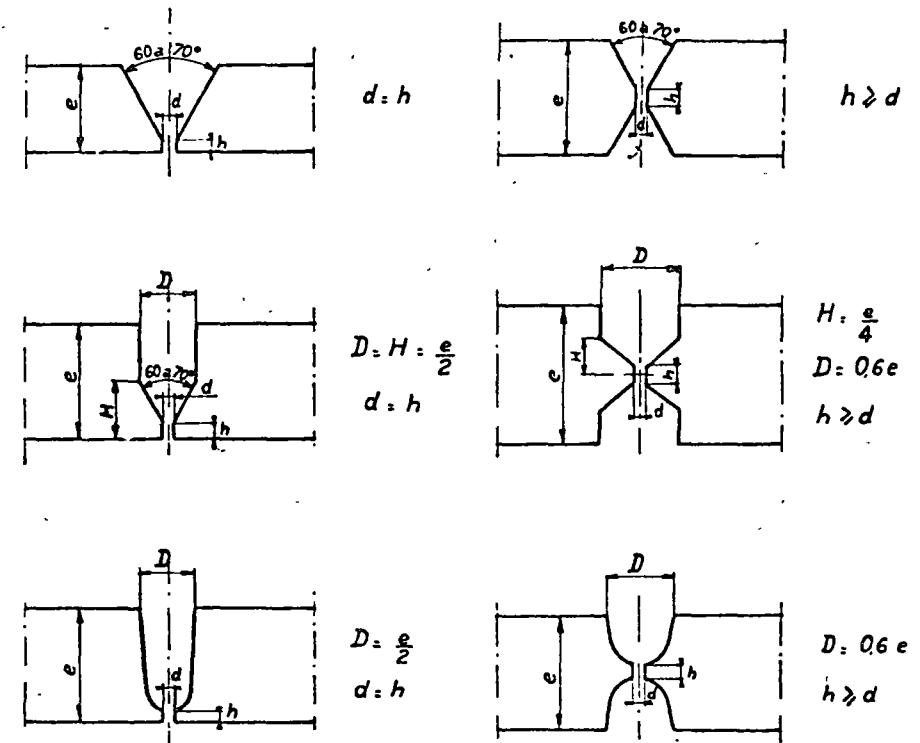


FIG. IX-8.—Diferentes formas de chaflanes con nervio.

Hemos visto, por lo demás, que si la separación de las chapas es superior a 4 ó 5 mm se favorece el agrietamiento del cráter; en este caso se aconseja, bien retroceder con el electrodo para alimentar el rechupe, bien acabar la soldadura sobre una chapa colocada en el extremo del empalme, de suerte que el cráter quede lo más alejado posible de la junta.

Si los demás factores no varían, las soldaduras en ángulo se agrietan más fácilmente; por el contrario, la soldadura en posición vertical es menos agrietable que la soldadura en plano horizontal o en cornisa. Es necesario, pues, realizar las soldaduras en ángulo con un cordón lo más grueso posible.

C) «Empaste» o «untado» de las juntas

Con los aceros poco soldables se puede aplicar el artificio del "empaste", que consiste en tapizar las superficies laterales de la junta con un acero más suave, en un espesor correspondiente al ancho de la zona de transformación, que es, generalmente, de 5 a 10 mm (fig. XI-9).

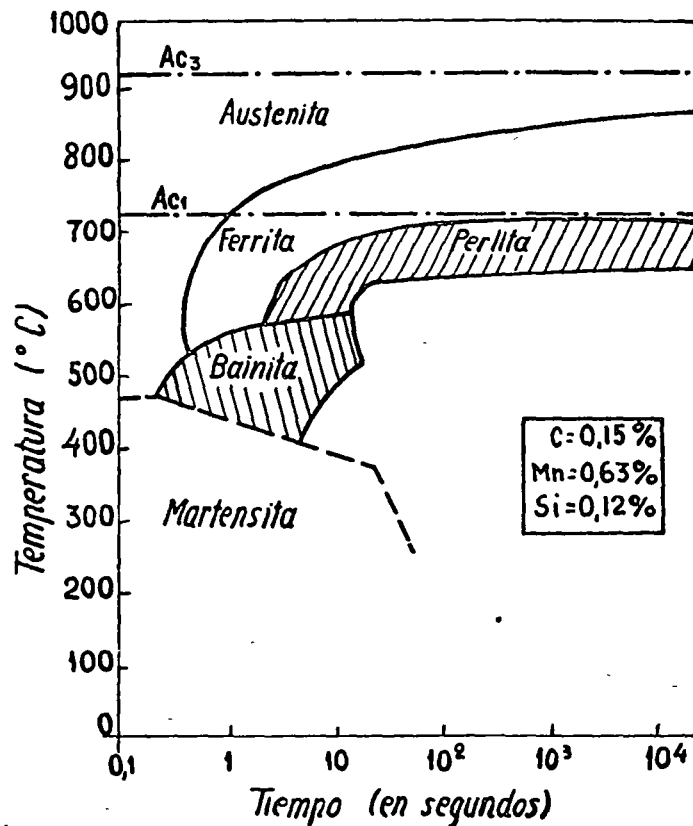


Fig. IX-9.—Curva de descomposición anisotérmica de la austenita en el acero suave.

La ejecución de esta operación sobre chapas libres no debe acarrear, en principio, agrietamiento alguno; luego se realizará el empalme sobre el acero suave untado, mediante electrodos de alta resistencia. Es evidente que este método crea una capa de recargue de acero más suave para evitar el agrietamiento, pero introduce una zona débil en la unión.

Interpretación de las estructuras

Los exámenes micrográficos de las soldaduras de los aceros al carbono permiten hacer una observación general. Los aceros con bastante carbono, incluso si su equivalente en carbono tiene un valor medio, rara vez revelan estructuras intermedias de tipo bainítico; las estructuras están

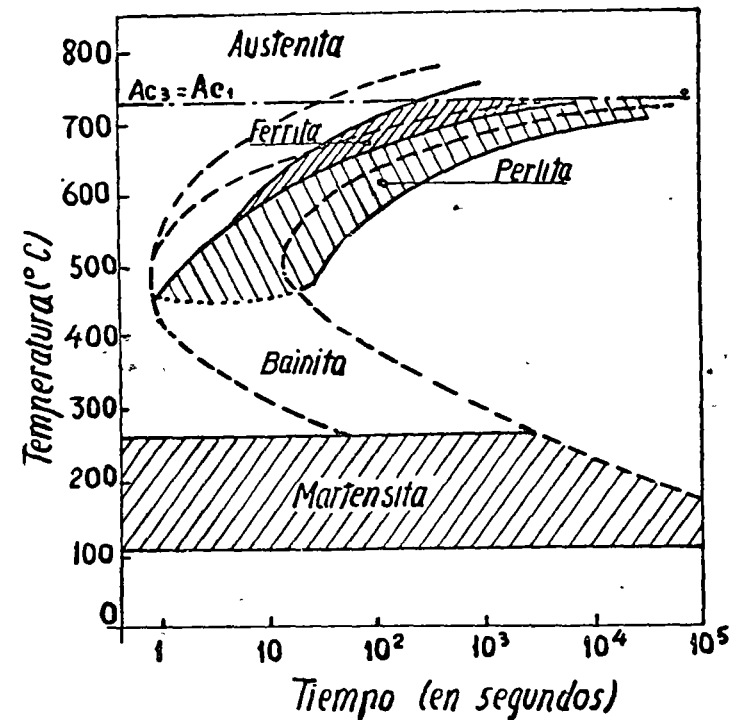


Fig. IX-10.—Curva de descomposición anisotérmica del acero con 0,70% de carbono (zonas rayadas). Con líneas de puntos la curva TTT (el dominio bainítico pertenece a esta curva).

relacionadas más bien con las transformaciones superiores Ar' (troostita, sorbita fina), y cuando el contenido de carbono es muy grande, con la transformación Ar'' .

En efecto, hemos visto en el capítulo II que las curvas TTT de los aceros al carbono de la clase A tienen una tendencia menos acusada a la formación de estructuras bainíticas por enfriamiento continuo. Esto proviene del hecho de que las transformaciones Ar' , Ar'' y Ar''' interfieren, es decir, que los dominios respectivos no están netamente separados, como ocurre con los aceros de las clases C y D.

Si se comparan las curvas anisotérmicas del acero con 0,15% de car-

bono (*fig. IX-9*) con las del acero eutectoide (*fig. IX-10*), se puede advertir que el dominio bainítico disminuye cuando el contenido de carbono crece. Al mismo tiempo el dominio ferrítico, muy amplio en el acero de 0,15 % de carbono, disminuye claramente en favor del perlítico, que ocupa ahora la totalidad del grano.

En la *figura IX-10*, que corresponde al acero eutectoide, hemos representado la curva "en S" de descomposición isotérmica (en trazos discontinuos) superpuesta a las curvas de descomposición anisotérmica (zonas rayadas); el dominio bainítico indicado en el diagrama pertenece a las curvas isotérmicas.

Como consecuencia, las observaciones micrográficas de los empalmes soldados de los aceros ordinarios deben presentar estructuras de tipos troostítico, sorbítico con red de ferrita (*fig. IX-3*) o troostítico de laminillas finas, en ocasiones con bainita superior (*fig. IX-4*) (cuando se tienen las condiciones de enfriamiento más lento). En los aceros con bastante carbono se observarán estructuras troostíticas acompañadas de martensita (*figs. IX-5 y IX-6*).

CAPITULO X

SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS AUSTENITICOS CON CROMO-NIQUEL

Tres fenómenos principales condicionan la soldabilidad de los aceros austeníticos con cromo-níquel:

- 1.º *la tendencia al agrietamiento* de la zona fundida o del metal base, fenómeno que depende de la estructura;
- 2.º *la precipitación de carburo de cromo*, causa de la corrosión intergranular;
- 3.º *la formación de una fase intermetálica σ* , para ciertas concentraciones de cromo y a temperaturas determinadas, causa de fragilidad del acero.

Nos proponemos estudiar en el presente capítulo estos diferentes aspectos del problema, en función del destino de los empalmes soldados.

CLASIFICACION

Los aceros inoxidable austeníticos con cromo-níquel utilizados en la soldadura pueden clasificarse en grupos distintos:

- 1.º *Los aceros austeníticos del tipo 18Cr-8Ni (18 % Cr, 8 % Ni)*, con o sin adición de otros elementos especiales, tales como molibdeno, titanio, niobio, etc.
- 2.º *Las austenitas del tipo 20Cr-10Ni (20 % Cr, 10 % Ni)*, con o sin adición de otros elementos.
- 3.º *Las austenitas de la variedad 16Cr-13Ni*, con o sin elementos adicionales.
- 4.º *Los aceros austeníticos refractarios*, resistentes a altas temperaturas, entre los que las austenitas 24Cr-12Ni y 25Cr-20Ni, con o sin adición de manganeso, molibdeno, niobio, etc., son los más empleados en el dominio que nos ocupa¹.

¹ Los aceros españoles tipificados por el IIIA que se pueden incluir en estos grupos son:

- 1.º el F-314 (0,15..0,18 C; 0,40..0,80 Mn; 0,50..0,75 Si; \leq 0,04 S; \leq 0,04 P; 8,00..10,0 Ni; 18,0..20,0 Cr) especialmente en las cercanías del mínimo de Cr y Ni;
- el F-332 (\leq 0,08 C; \leq 2,00 Mn; \leq 1,00 Si; \leq 0,04 S; \leq 0,04 P; 8,0..11,0 Ni; 17,0..19,0 Cr; $>$ 5 % C Ti), sobre todo cuando el contenido de Ni está cercano al límite inferior;

Papel de los diferentes elementos de adición

El cromo es el elemento fundamental que caracteriza a los aceros inoxidables y refractarios: mejora la resistencia a la corrosión. Con un 5 % de cromo el acero presenta ya mayor resistencia al ataque químico que la normal, pero es preciso llegar al 12 o al 13 % para que posea ver-

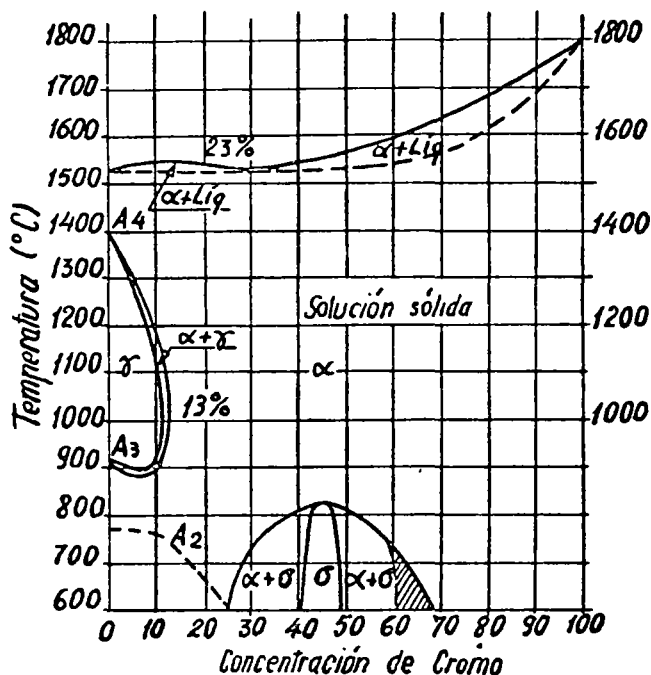


Fig. X-1.—Diagrama del equilibrio hierro-cromo.

daderas cualidades de inoxidabilidad. Esta propiedad de resistencia al ataque químico se debe a la formación de una película superficial de óxido de cromo que protege la aleación de la oxidación ulterior.

En la figura X-1 se representa el diagrama de hierro-cromo.

El cromo, elemento "alfágeno", es decir, estabilizador de la fase α , reduce el dominio γ , que se extiende entre 1 400 y 910 °C. El punto A_3 disminuye primeramente de 910 a 850 °C cuando el contenido de cromo varía del 0 al 8 %, y luego crece hasta los 1 000 °C al llegar a concen-

- 2.º el F-314 cuando posee los valores máximos de Ni y Cr u otros próximos a ellos;
 - 3.º quizá el F-321 (0.40 C, 0.80 Mn; 0.80-1.80 Si; ≤ 0.04 S; ≤ 0.04 P; 12.0-15.0 Ni; 12.0-15.0 Cr; 2.0-4.0 W) siempre que el contenido de Ni sea reducido, y el de Cr al máximo posible;
 - 4.º el F-331 (≤ 0.15 C; 19-21 Ni; 24-26 Cr).
- Véase esta referencia para todo el capítulo (N. del T.).

traciones del 12 al 13 % de cromo. El punto de transformación A_4 (transformación $\gamma \rightarrow \delta$), situado a 1 400 °C en el hierro puro, decrece con regularidad hasta reunirse a 1 000 °C con el punto A_3 cuando la concentración de cromo es de un 12 %.

Todo el dominio situado más allá del 13 % de cromo está constituido por una sola fase ferrítica sin puntos de transformación, y en él los aceros no pueden templarse. Cuando se calienta tal aleación por encima de cierta temperatura los granos aumentan de tamaño regularmente por sobrecalentamiento, pero no pueden regenerarse al ser enfriados debido a la ausencia de puntos de transformación. El grano de ferrita permanece, pues, basto, y el metal se hace frágil. En el bucle la aleación tiene estructura austenítica entre las temperaturas de 900 y 1 400 °C, mientras que en el intervalo de 12 a 13 % de cromo consta de dos fases, $\alpha + \gamma$.

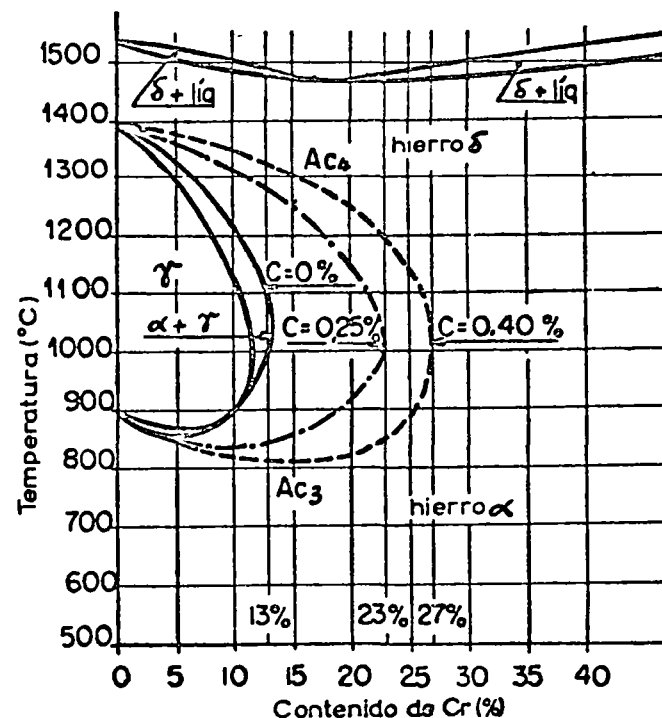


Fig. X-2.—Influencia del carbono sobre el ensanchamiento del bucle γ . (Según C. E. BAIN.)

Este límite, del 13 % de cromo, es válido en la aleación sin carbono; la presencia de este elemento, que es "gamnágeno", favorece la expansión del bucle γ y lleva más lejos su límite, a la vez que aumenta el dominio bifásico $\alpha + \gamma$ (fig. X-2).

Para contenidos de cromo mayores aparece una nueva fase a la derecha del 45 % de cromo, que da una solución sólida entre 42 y 48 % o dos fases mixtas $\alpha + \sigma$ a un lado y otro de estos valores. Esta parte del

diagrama es muy importante por la aparición de la fase σ , que es la causante de la enfriamiento de las aleaciones hierro-cromo.

En resumen: en el sistema de hierro-cromo, y hasta llegar al 12 % de cromo, la aleación es ferrítica a temperaturas inferiores a A_3 , luego se convierte en austenítica en el bucle A_3-A_4 ; en estas zonas admite tratamiento térmico, y, en particular es templable entre 950 y 1 200 °C. En el intervalo de 12 a 13 % de cromo la aleación es bifásica y puede sufrir transformaciones, obteniéndose una estructura martensítica muy fina. Más allá del 13 %, no tiene sino una fase única, la ferrítica, y carece de puntos de transformación. La adición de elementos "gammágenos", tales como el carbono, el níquel, el manganeso, etc., ensancha el dominio del bucle γ .

El carbono, como elemento "gammágeno" que es, amplía por un lado el dominio γ de las aleaciones de hierro-cromo, y por otro da lugar a diversos carburos complejos con estas aleaciones. En las aleaciones de contenido de cromo bajo ($Cr \leq 10\%$), se obtiene la cementita de cromo $(Fe, Cr)_3$, y con concentraciones más elevadas, los carburos ricos en cromo $(Cr, Fe)_7C_3$ y $(Cr, Fe)_4C_4$.

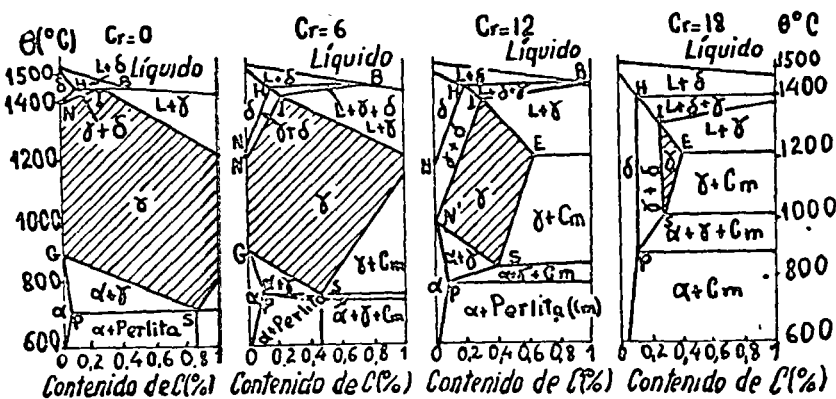


Fig. X-3.—Influencia del cromo en el desplazamiento de las líneas del diagrama hierro-carbono.

El diagrama de la figura X-2 muestra la influencia del carbono en el ensanchamiento del bucle γ .

Los diagramas de la figura X-3 permiten seguir las modificaciones de las líneas de transformación del equilibrio de hierro-carbono en función de los contenidos de cromo. Los puntos G y N se acercan, estrangulando el dominio γ y ampliando los dominios α y $\gamma+\delta$.

A partir del 6 % de cromo aparece un dominio trifásico $\alpha+\gamma$ +carburos, que se desarrolla al aumentar el contenido de este metal.

Otro hecho importante es que el punto eutectoide S se desplaza hacia la izquierda cuando el contenido de cromo aumenta: con $Cr=12\%$ el eutectoide tiene 0,48 % de carbono, en lugar de 0,85 % como en los ac-

ros al carbono. Además, el límite de solubilidad del carbono en la fase γ se desplaza hacia las temperaturas elevadas al mismo tiempo que el punto S.

Con un 18 % de cromo el dominio γ desaparece mientras el contenido de carbono no sea igual o superior al 0,30 %. Nos encontramos en presencia de una fase única, δ , para contenidos de carbono inferiores al 0,15 %, y de una aleación bifásica para aceros más carburados. El punto eutectoide S se sitúa hacia los 1 030 °C, y su concentración de carbono es solamente 0,30 %. El dominio de tres fases $\alpha+\gamma$ +carburos se ha desarrollado claramente.

El níquel, como el carbono, es un elemento "gammágeno", es decir, estabilizador de la fase austenítica, y que tiende a aumentar el poder de temple del acero por disminución de la velocidad crítica de temple.

La adición de níquel al diagrama de hierro-cromo con 18 % de este último elemento ensancha el dominio γ y hace desaparecer progresivamente los dominios α y α +carburos, al mismo tiempo que el punto eutectoide, S, se mueve hacia abajo (fig. X-4).

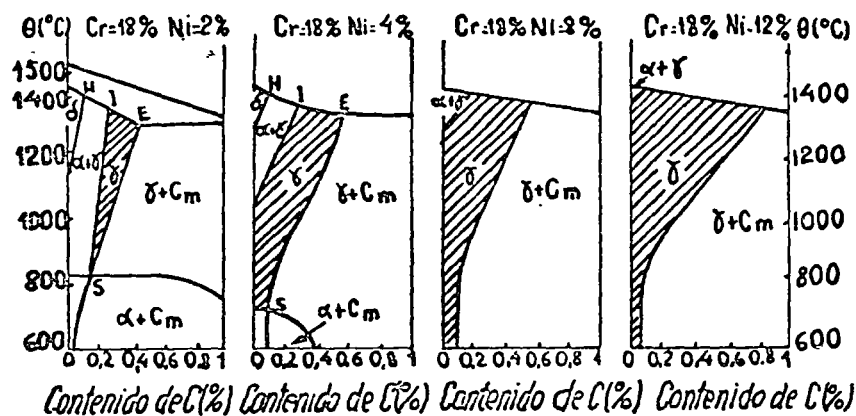


Fig. X-4.—Influencia del níquel sobre el desarrollo del dominio γ del acero con 18 % de cromo.

Los aceros con 18 % de cromo y 2 % de níquel son capaces de templar debido a la presencia del níquel, y son inoxidables gracias al cromo; son aceros martensíticos, como los aceros con 13 % de cromo. El acero con 4 % de níquel es martensítico por temple a 900 °C y austenítico por temple desde los 1 100 °C, pero tal austenita es inestable y desaparece con un tratamiento térmico de revenido. A partir del 5 % de níquel los dominios α y $\alpha+C_m$ desaparecen; con el 8 % no quedan prácticamente más que los dominios γ y $\gamma+C_m$.

Los clásicos aceros con 18 % de cromo y 8 % de níquel, con contenido muy pequeño de carbono, están formados únicamente por una fase aus-

tenfítica estable; la presencia de carbono tiende a precipitar carburos complejos juntamente con la fase γ . Puede observarse que el dominio austenítico aumenta con la concentración de níquel, especialmente a partir de los 1 000 °C, lo cual indica que la solubilidad de los carburos aumenta con la concentración de tal elemento; a 1 200 °C, por ejemplo, el límite de solubilidad es de 0,40 % en el acero 18Cr-8Ni, y de 0,60 % en el 18Cr-12Ni.

El diagrama siguiente, de la figura X-5, correspondiente al sistema ternario hierro-níquel-cromo, da la distribución de los diferentes cons-

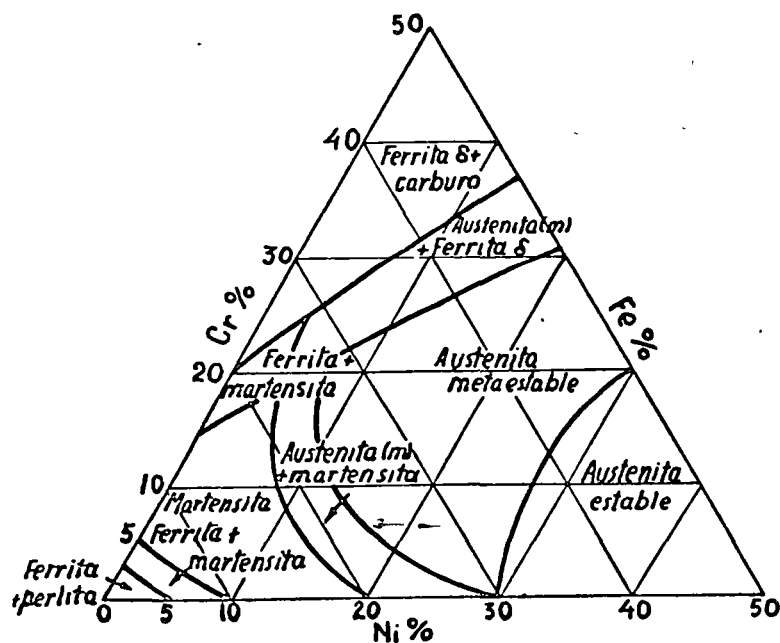


FIG. X-5.—Constituyentes de las aleaciones ternarias hierro-níquel-cromo ($C \leq 0,10\%$) cuando se efectúa un enfriamiento rápido a partir del estado líquido. Los aceros con 18 Cr-8 Ni se encuentran en la frontera del dominio de la austenita metaestable.

tituyentes obtenidos por enfriamiento rápido de un acero con 0,10 % de carbono (según el *Metals Handbook*).

En los aceros inoxidables 18Cr-8Ni, el ciclo térmico de soldadura debe hacer aparecer una austenita metaestable muy cerca del dominio $A_m + \text{martensita}$. Basta añadir un elemento "alfágeno" (cromo, titanio, silicio, niobio) para desplazar ese punto hacia el dominio bifásico austenita y ferrita.

Discutiremos en detalle estas transformaciones en el trazado del diagrama de SCHAEFFLER.

En resumen, el níquel estabiliza la fase austenítica, dando lugar al

acero inoxidable clásico 18Cr-8Ni. Estas austenitas no presentan puntos de transformación y, por tanto, son sensibles al efecto de crecimiento de los granos por sobrecalentamiento. La acción afinadora del níquel reduce notablemente esta tendencia al aumento de tamaño del grano, que podría manifestarse durante el soldeo.

El manganeso, elemento "gammágeno", aumenta la estabilidad de la austenita en los aceros austeníticos con cromo-níquel. Puede reemplazarse total o parcialmente el níquel por el manganeso. Existen austenitas con cromo-manganeso y con cromo-níquel-manganeso, que en general son de dos fases. Estos aceros son perfectamente soldables, en virtud de las mismas razones que los austeníticos con níquel-cromo.

El silicio, elemento "alfágeno", aumenta la resistencia a la oxidación de las austenitas con cromo-níquel frente a los gases oxidantes en caliente. Este elemento actúa en el mismo sentido que el cromo, favoreciendo la formación de la fase ferrítica. Un exceso de silicio aumenta la tendencia al agrietamiento de las austenitas en caliente; por consiguiente, debe limitarse el contenido de este elemento, con objeto de evitar la formación de grietas en estos aceros durante la operación de soldeo.

Su interés se manifiesta sobre todo en los aceros con contenido elevado de níquel.

El aluminio, elemento "alfágeno", se comporta como el silicio: protege el metal frente a la oxidación en caliente. Su contenido ha de ser pequeño en los aceros destinados a la soldadura, debido al aumento de la tendencia al agrietamiento que se produce al añadirle.

El molibdeno es un elemento "alfágeno", que estabiliza la ferrita. No solamente actúa por sus propiedades estructurales, sino también por su resistencia química ante ciertos ataques corrosivos, en particular frente a los ácidos reductores y a la presencia de Cl^+ , que hacen perder estabilidad a la pasivación del cromo.

En la mayoría de los casos, el contenido de molibdeno en los aceros austeníticos es del orden de 2 a 3,5 %, y por ello su acción sobre la estructura es de importancia, y es menester tenerla en cuenta en el diagrama de SCHAEFFLER, que describiremos más adelante. También se atribuye al molibdeno el aumento de la ductilidad de la austenita a elevadas temperaturas, que origina una disminución de la tendencia al agrietamiento en caliente.

El volframio, elemento "alfágeno", no ejerce acción directa alguna sobre la resistencia a la corrosión; su intervención se reduce a mejorar las características mecánicas en caliente y en frío.

El titanio se añade a los aceros austeníticos por su acción sobre el carbono. Este elemento, más ávido de carbono que el cromo, forma un carburo de titanio que precede a la formación y precipitación del carburo de cromo hacia los 700 °C. La acción del titanio se traduce, en consecuencia, por la formación de un carburo de titanio, que evita el empobrecimiento en cromo de las regiones de precipitación, causa inicial de la corrosión intercrystalina.

El titanio es fuertemente "alfágeno", y se hace que su contenido sea del orden de 0,4 a 0,5 %, o sea unas 4 veces el de carbono.

Interviene como elemento afinador del grano de los aceros ferríticos, si bien esta acción es mucho menos clara en los aceros austeníticos con cromo-níquel.

El *colombio* o *niobio* obra de manera análoga al titanio; es decir, enmascara la formación de carburo de cromo debido a su mayor avidez por el carbono; impide asimismo el empobrecimiento en cromo de las zonas inmediatas de la red cristalina.

El niobio es fuertemente "alfágeno", como el titanio. Se puede admitir un contenido de niobio diez veces mayor que el de carbono, pero se aconseja no sobrepasar el 1 % en los aceros austeníticos del tipo 18Cr-8Ni.

Por su acción "alfágena", el niobio podría incluirse favorablemente en las aleaciones refractarias de alto contenido de cromo y de níquel (25Cr-20Ni y 25Cr-12Ni), con lo que se favorecería la extensión de la fase ferrítica.

El *nitrógeno* actúa de la misma manera que el carbono y el níquel; es fuertemente "gammágeno", como estos elementos. El nitrógeno ha reemplazado parcialmente o en su totalidad al níquel en los períodos de penuria de este metal; un 1 % de nitrógeno sustituye a un 10 % de níquel.

Su acción en el afino del grano ferrítico es bien conocida.

El *cobre* tiene una débil tendencia "gammágena" y prácticamente carece de efecto sobre la estructura; se añade a los aceros inoxidables con objeto de mejorar su resistencia química frente a ciertos medios ácidos.

PROPIEDADES GENERALES DE LOS ACEROS AUSTENITICOS

A) Propiedades físicas

La *temperatura de fusión* de las austenitas 18Cr-8Ni y de las derivadas de éstas varía entre 1 400 y 1 430 °C, según su contenido de carbono. La adición de ciertos elementos rebaja aún más esta temperatura. Así ocurre que la aleación con un 2 a 3 % de silicio tiene una temperatura de fusión de 1 380 °C, mientras que en las aleaciones inoxidables con un 3 % de molibdeno esta temperatura baja hasta 1 370 °C.

La *densidad media* es de $7,93 \pm 0,02$ en los clásicos aceros 18Cr-8Ni, y un poco más elevada en las variedades con 2 a 3 % de molibdeno. La densidad de los aceros refractarios más ricos en níquel (de 20 a 25 % Ni) es de $8,40 \pm 0,02$.

El *coeficiente de dilatación* de los aceros austeníticos es francamente más elevado que el de los ordinarios, y varía ligeramente de uno a otro

tipo. Reseñamos algunos valores del coeficiente medio de dilatación a diferentes temperaturas:

T I P O S	De 0 a 100 °C	De 0 a 300 °C	De 0 a 650 °C
18 Cr-8 Ni	$16,9 \times 10^{-6}$	$17,8 \times 10^{-6}$	$18,7 \times 10^{-6}$
18 Cr-8 Ni-3 Mo	16,0	16,2	18,5
25 Cr-12 Ni ó 25 Cr-20 Ni.....	14,4	16,2	17,4

El *módulo de elasticidad* de los aceros austeníticos está próximo al de los aceros suaves, cuyo valor medio es $20\ 000$ ¹; por lo demás, disminuye rápidamente al crecer la temperatura:

$\frac{20\ 000}{20\ 000}$	$\frac{200\ 000}{18\ 400}$	$\frac{400\ 000}{16\ 600}$	$\frac{800\ 000}{12\ 200}$
---------------------------	----------------------------	----------------------------	----------------------------

B) Propiedades mecánicas

Las características mecánicas estáticas varían poco para un mismo tipo de aceros, y sus valores medios son los siguientes:

R	de 55 a 65 kp/mm ²
E	de 20 a 30 kp/mm ²
A (en 5 d)	de 40 a 60 %

El carbono y el nitrógeno poseen una clarísima influencia en las propiedades estáticas: aumentan las características de resistencia de los aceros austeníticos. El cuadro X-1, sacado de la obra de L. COLOMBIER y J. HOCHMANN [1], indica los valores de la resistencia y del límite elástico al aumentar el carbono contenido en aceros con

Cromo	de 15,5 a 19,5 %
Níquel	de 8 a 10 %

CUADRO X-1

C (%)	N ₂ (%)	E(0,2 %) (kp/mm ²)	R (kp/mm ²)
0,020	0,04	18,0	60,1
0,020	0,14	30,0	67,7
0,065		25,5	64,0
0,065	0,075	25,5	64,0
0,060	0,210	37,0	74,5
0,140		31,0	72,0
0,200	0,040	31,0	72,0
0,200	0,200	43,5	83,0
0,210		34	76,0
0,305		36,5	81,3

¹ Expresado en kp. mm². (N. del T.)

Antes de efectuar los ensayos mecánicos se han austenizado estos aceros a 1 150 °C y se los ha templado en agua.

El molibdeno tiene poca influencia en las propiedades mecánicas, pero su acción es mucho más apreciable cuando aumenta el contenido de carbono. La adición de titanio, que forma muy fácilmente el nitruro (TiN), anula el efecto del nitrógeno. De este modo, el acero 18Cr-8Ni con 0,06 % de carbono y 0,21 % de nitrógeno, que tiene una resistencia estática de 74 kp/mm², ve rebajada esta última a 64 kp/mm² —valor correspondiente al acero sin nitrógeno— por la adición de un 0,50 % de titanio.

La presencia o ausencia de las diferentes fases en los aceros austeníticos modifica, naturalmente, las características mecánicas. Dentro de la fase puramente austenítica (fig. X-6), entre el 10 y el 13 % de níquel, la resistencia varía poco; por el contrario, el límite elástico disminuye y

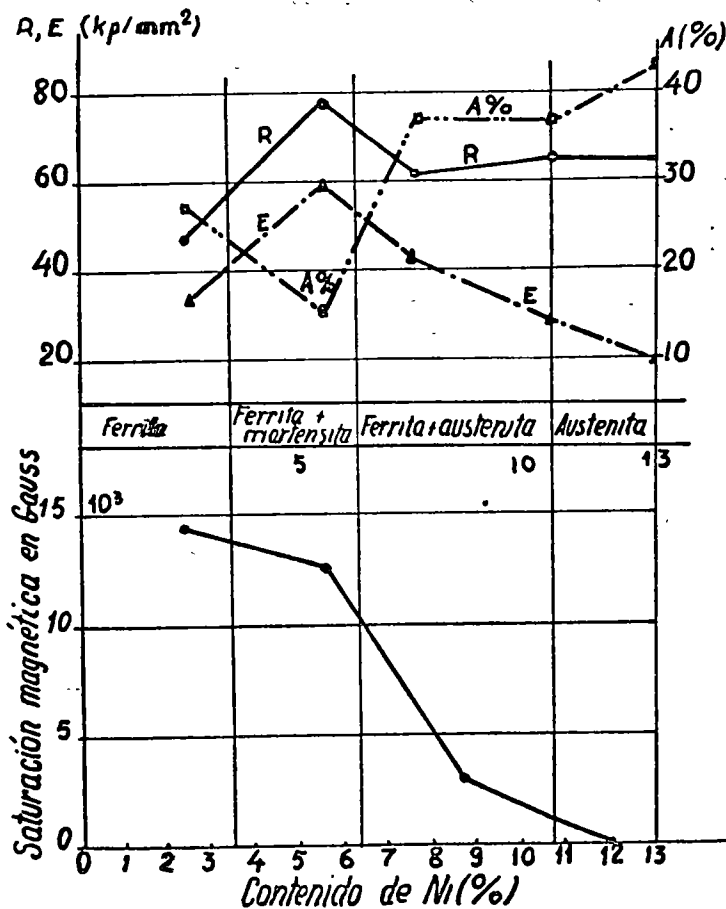


FIG. X-6.—Influencia de la estructura sobre las características mecánicas de los aceros con níquel-cromo (C=0,05%) al variar la cantidad de níquel. (Según HOUDREMONT.)

FIG. X-7.—Influencia de la estructura sobre la saturación magnética del acero.

los alargamientos aumentan. En el dominio bifásico tenita + ferrita, la carga de rotura y el límite elástico aumentan con la proporción de ferrita, mientras que las propiedades que determinan la capacidad de deformación varían poco.

Las características medias de los aceros austeno-ferríticos con contenido bajo de carbono y una proporción del 20 al 25 % de ferrita son las siguientes:

Carga de rotura	R = 70 kp/mm ²
Límite elástico	E = 40 kp/mm ²
Alargamiento	A = 30 %
Resiliencia U F	R _{UF} = 20 kp/mm ²
Dureza	H _B = 210 Brinell

La resistencia y el límite elástico alcanzan su valor máximo en el dominio de ferrita-martensita cuando se tiene un 50 % de martensita; y con esta estructura los alargamientos disminuyen considerablemente. En el dominio de los aceros ferríticos descienden también las características mecánicas. Las representadas en la figura X-6 corresponden a una gama de aceros inoxidables con la siguiente composición:

Carbono	0,05 %
Cromo	20 %
Titanio	0,5 %
Níquel: variable entre 2 y 13 %.	

La saturación magnética (fig. X-7), máxima en los aceros ferríticos, disminuye ligeramente con la aparición de la fase martensítica, y es nula en la austenita pura. Por tanto, la aparición de la fase ferrítica en el seno de la austenita hace magnético al acero.

C) Propiedades en caliente de los aceros austeníticos

Los aceros austeníticos poseen excelentes propiedades mecánicas en caliente y los aceros más ricos en cromo y en níquel (25Cr-12Ni y 25Cr-20Ni) constituyen la clase de los aceros refractarios, debido a su resistencia a temperaturas cercanas a los 1 000 °C. Alrededor de estas composiciones medias se han creado otras variedades de aceros austeníticos que poseen características elevadas de fluencia lenta. No podemos dar aquí todos los elementos relativos a las propiedades en caliente de los aceros austeníticos, ni la descripción de los ensayos con los que se determinan estas propiedades. Rogamos al lector interesado en esta cuestión que consulte la obra citada de L. COLOMBIER y J. HOCHMANN [1], que trata a fondo el problema de la fluencia lenta en los aceros refractarios y semi-refractarios¹.

¹ En castellano pueden consultarse las obras generales citadas en la bibliografía española del capítulo II, y además los siguientes trabajos:
G. DELBART y A. CONSTANT: Contribución al estudio del endurecimiento de los aceros y aplicaciones a los aceros resistentes a la fluencia. *Rev. IH* 1, 39 (10, 1955), 411.

En el caso de los aceros austeníticos con cromo-níquel, vamos a examinar rápidamente la influencia de los elementos que actúan sobre las propiedades de fluencia.

La concentración de carbono del acero austenítico 18Cr-8Ni tiene una influencia enorme sobre las propiedades en caliente. La figura X-8 da los valores de la carga que provocan un alargamiento de $5 \times 10^{-4} \%$ entre la 25.^a y la 35.^a horas (coeficiente Vértitas).

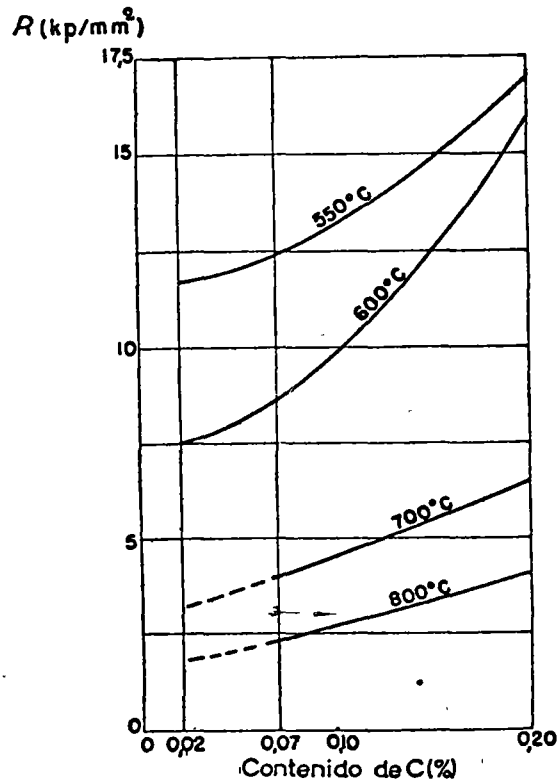


FIG. X-8.—Influencia del carbono en la resistencia a la fluencia lenta del acero austenítico con 18 Cr-8 Ni. (Según BINDER.)

Este efecto del carbono no puede explicarse más que por la formación de carburos en los bordes de los granos de austenita y en los planos de deslizamiento, que se oponen a las deformaciones.

G. DELBART y M. RAVERY (trabajo citado en la bibliografía del capítulo VIII, en su versión castellana allí mencionada).

G. DELBART y M. RAVERY: Nueva contribución al estudio de la influencia de la microestructura sobre la resistencia del acero en caliente. *Rev. IHA*, año V, núm. esp. (2, 1952), 105.

Prof. W. KOESTER: Sobre la influencia del tratamiento previo en el comportamiento del acero en el límite elástico. *Rev. IHA*, año V, núm. 1 (1-3, 1952), 221.

W. KOESTER: Aceros resistentes al calor y en especial a temperaturas hasta de 600 en presencia de vapor de agua. *Rev. IHA*, año III, núm. 3 (7-9, 1959), 195. (N. del T.)

El nitrógeno mejora francamente la resistencia a la fluencia lenta de los aceros 18Cr-8Ni; en un acero con 0,07 % de carbono, la adición de un 0,20 % de este elemento mejora notablemente tal resistencia. Es de notar que la formación del nitruro de aluminio que se origina al añadir aluminio atenúa el efecto del nitrógeno.

El efecto del molibdeno en la resistencia a la fluencia lenta es perfectamente apreciable en las austenitas, lo mismo que ocurre con otros aceros aleados, tales como los semi-refractarios con cromo-molibdeno.

El vanadio es favorable asimismo en lo que respecta a la fluencia lenta, pero su intervención parece ser más eficaz con pequeñas adiciones de molibdeno.

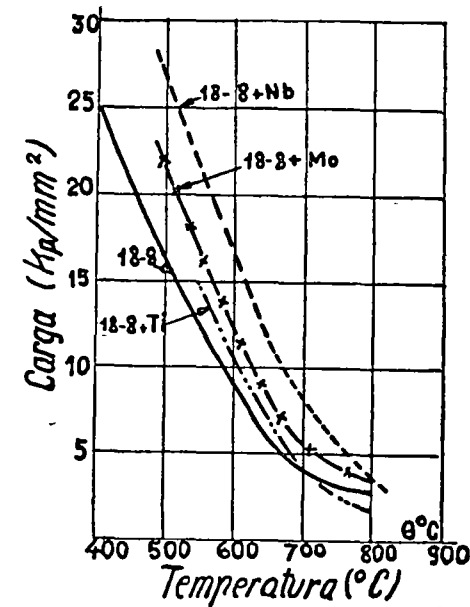


FIG. X-9.—Influencia de la adición de molibdeno, titanio o niobio en las propiedades de fluencia lenta del acero con 18 Cr-8 Ni (cargas correspondientes a un alargamiento del 1% en 10' h).

Las proporciones de estos dos elementos serían del orden de 0,5 a 1 % de molibdeno y de 0,40 % de vanadio.

El titanio y el niobio son dos elementos favorables en cuanto a la resistencia en caliente, especialmente cuando se buscan aceros resistentes a temperaturas de 550 a 700 °C. La adición de un 0,5 % de cada uno de estos elementos da resultados muy buenos hasta los 700 °C (fig. X-9). Por encima de esta temperatura, si se desea aumentar la resistencia a la fluencia lenta es menester incrementar los contenidos de titanio y de niobio hasta el 1,5 %.

También se utiliza el volframio para aumentar la resistencia mecánica en frío y en caliente.

Presentamos algunos resultados relativos a los aceros austeníticos clásicos. La figura X-10 da los valores de las cargas de rotura en treinta minutos para diversos aceros austeníticos (18Cr-8Ni, 25Cr-12Ni y 25Cr-20Ni).

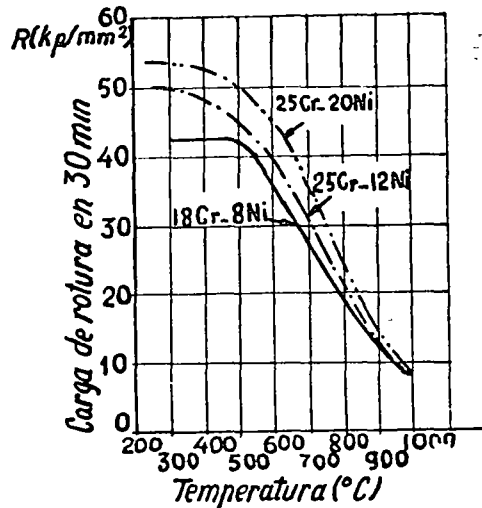


FIG. X-10.—Cargas de rotura en 30 min, en función de la temperatura, correspondientes a tres aceros clásicos.

Puede advertirse que a 800 °C la carga de rotura es todavía muy elevada en estas variedades de austenita, del orden de 20 a 25 kp/mm²

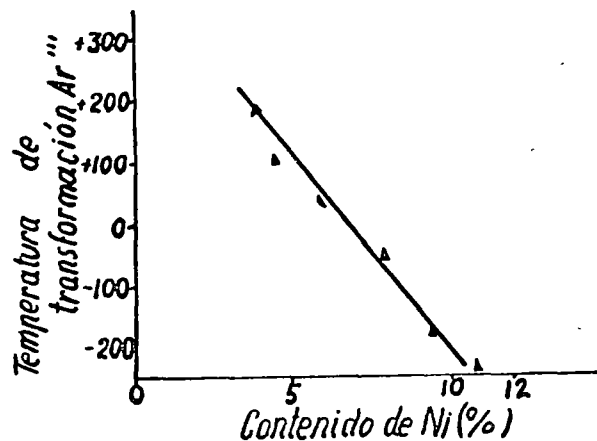


FIG. X-11.—Influencia del níquel en el desplazamiento de la temperatura de transformación martensítica. (Según P. BASTIEN y J. DEDILLE.)

D) Propiedades de los aceros austeníticos en frío

Los aceros austeníticos tienen excelentes propiedades en frío. No presentan *temperatura de transición*: la resiliencia disminuye con regularidad, sin que se advierta bimodalidad en el reparto de las propiedades de impacto. El níquel mejora las propiedades en frío: esta característica puede relacionarse con el hecho de que el punto de transformación martensítica, A_r'' , del acero austenítico disminuye al aumentar el contenido de níquel, como ha mostrado BASTIEN [2] (fig. X-11).

El cromo parece ser menos favorable, ya que los aceros ferríticos con 15 a 18 % de este elemento no tienen ninguna resistencia al choque a temperaturas inferiores a -20 °C.

El molibdeno y el niobio son, al parecer, igualmente desfavorables.

Ofrecemos los resultados de nuestros ensayos de resiliencia a -160 °C sobre el metal depositado por arco con tres variedades de electrodos: 18Cr-8Ni, 18Cr-8Ni-3Mo y 18Cr-8Ni-1Nb, cuyas composiciones químicas se reseñan en el cuadro siguiente (cuadro X-2).

CUADRO X-2

Ensayos de resiliencia a -160 °C
Metal depositado con electrodos básicos

Tipo del electrodo	ANÁLISIS QUÍMICO DEL METAL DEPOSITADO							K_{DP} media de 10 ensayos (kpm/cm²)	Dispersión de los valores de K (kpm/cm²)
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb		
18 Cr-8 Ni.....	0,06	1,83	0,51	8,87	18,91	—	—	5,2	4,6 a 5,9
18 Cr-8 Ni-3 Mo....	0,07	1,72	0,48	9,08	18,75	2,85	—	4,0	3,1 a 5,0
18 Cr-8 Ni-1 Nb....	0,10	2,00	0,57	8,95	19,35	—	1,08	1,3	0,8 a 2,1

Estos resultados hacen ver la influencia poco favorable de los elementos alfégenos, tales como el molibdeno y el niobio, en la resiliencia en frío de las soldaduras.

1.—TENDENCIA AL AGRIETAMIENTO DE LAS SOLDADURAS

La tendencia al agrietamiento del metal depositado en el soldeo por arco ha sido objeto de numerosos estudios, especialmente por parte de la Escuela americana: TILSCHE [3], ZAPFE [4], SCHAFFLER [5], etcétera, que han conducido al establecimiento del diagrama de SCHAEFFLER.

En cuanto a las causas del agrietamiento de la zona fundida o del metal base, se han propuesto varias hipótesis; la más plausible, la de ZAPFFE [4], atribuye la tendencia al agrietamiento en caliente de las austenitas puras a la formación de una película de silicato alrededor de los granos de austenita. Se evita la presencia del silicato procurando la formación de una fase capaz de precipitar en los bordes de los granos γ , que es la ferrita δ . De todos modos, un exceso de ferrita no es particularmente favorable, pues reduce la elevada ductilidad de la austenita. Un argumento en favor de la hipótesis de ZAPFFE es que un exceso de silicio en el metal depositado por el arco ($Si \geq 0,60\%$) tiende a aumentar la tendencia al agrietamiento de la austenita. Se sabe asimismo que un electrodo inoxidable a base de rutilo da grietas más fácilmente que otro con revestimiento básico, debido al exceso de silicio del metal depositado.

Aun cuando el diagrama de SCHAEFFLER se ha aplicado sobre todo a las uniones heterogéneas (acero de base ferrítica con electrodo austenítico), presta servicios indiscutibles en la elección de la composición del metal de aporte.

El diagrama de Schaeffler

Este diagrama tiene una importancia capital en el soldeo de los aceros con cromo-níquel para delimitar las condiciones de realización de los empalmes homogéneos y heterogéneos con electrodos austeníticos.

El diagrama de SCHAEFFLER procede del de MAURER (fig. X-12), que

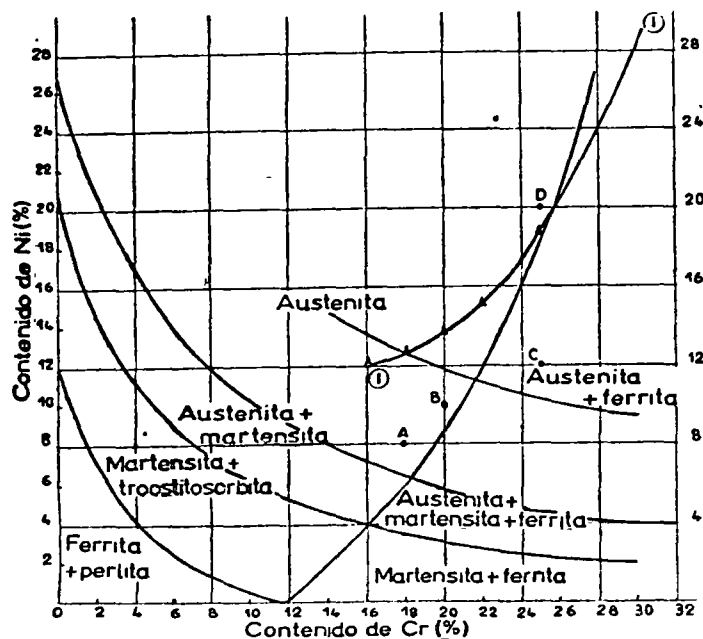


FIG. X-12.—Diagrama de MAURER.

representa los dominios de las diferentes estructuras de los aceros al cromo-níquel en función de las *concentraciones verdaderas* de cromo y de níquel.

El examen de este diagrama hace ver que la concentración del 12 % de cromo marca la frontera entre dos dominios importantes, el de ferrita-perlita y el de ferrita-martensita; el 12 % de cromo corresponde también al límite inferior de la resistencia a la corrosión de los aceros con cromo.

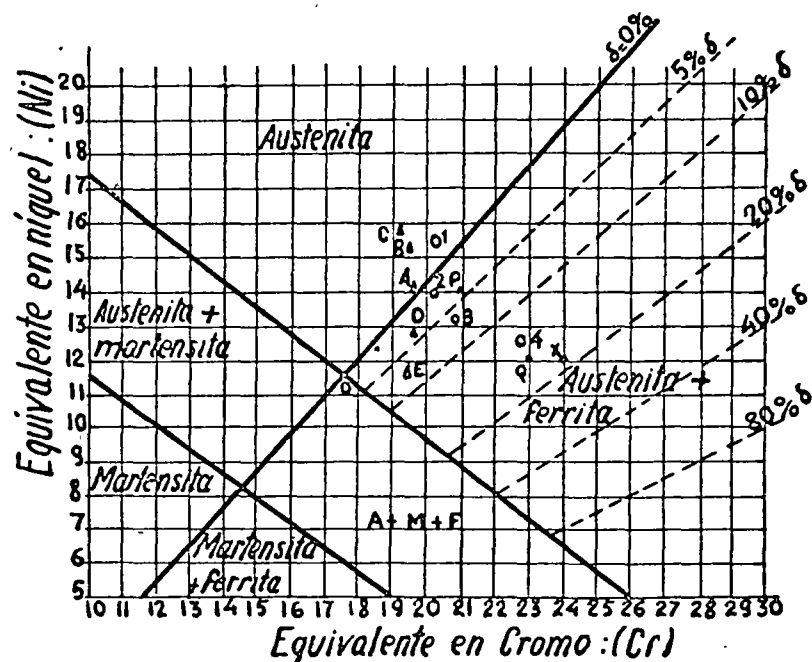


FIG. X-13.—Diagrama de SCHAEFFLER.

Los puntos A, B, C... representan las composiciones químicas de los aceros base (véase la Tabla X-3); los puntos 1, 2, 3..., las de la zona fundida (Tabla X-4).

Con esta concentración es necesario añadir un 10 % de níquel para llegar a la fase austenítica. Se observa inmediatamente que el acero con 13 a 14 % de cromo es bifásico, de ferrita + martensita.

El acero con níquel comienza a ser martensítico a partir del 12 % de este elemento, y la fase austenítica aparece por encima del 20 %. El punto representativo de los aceros clásicos 18Cr-8Ni se sitúa en A, en el dominio austenítico; el acero inoxidable 20Cr-10Ni, que queda representado por el punto B, tiene también una sola fase, austenítica. Según el diagrama de MAURER, el acero refractario 25Cr-12Ni tiene dos fases (punto C), mientras que la aleación 25Cr-20Ni es puramente austenítica (punto D).

El gran mérito de SCHAEFFLER reside en haber trazado un diagrama en que se tienen en cuenta las propiedades "alógenas" y "gammógenas"

de los diferentes elementos que entran en la aleación. Este diagrama tiene por coordenadas: el equivalente en níquel, $(Ni) = Ni \% + 30 C \% + 0,50 Mn \%$, en ordenadas, y en abscisas el equivalente en cromo, $(Cr) = Cr \% + Mo \% + 1,5 Si \% + 0,50 Nb \%$.

En estas relaciones, Ni %, Cr %, C %, etc., representan los tantos por ciento verdaderos de los elementos que entran en la aleación.

En la figura X-13 se observa la presentación clásica del diagrama de SCHAEFFLER, que delimita los dominios mediante rectas. La aplicación de este diagrama al estudio de los empalmes heterogéneos de aceros ferríticos templables con aceros austeníticos ha sido objeto de numerosas publicaciones. Tales investigaciones, en particular las de SCHAEFFLER, han mostrado que la tendencia al agrietamiento de la soldadura de un acero austenítico decrece cuando se pasa de la fase austenítica pura al dominio austeno-ferrítico.

Se han propuesto diversas fórmulas para calcular la proporción de ferrita en los aceros austeno-ferríticos sin tener que recurrir al diagrama. En particular, THOMAS [6] fija la concentración máxima de níquel, $(Ni)_{max}$ en función de los demás elementos del acero:

$$(Ni)_{max} = \frac{(Cr + 2 Mo - 16)^2}{12} - \frac{Mn}{2} + 30(0,10 - C) + 12.$$

El contenido de ferrita del acero sería entonces:

$$F \% = (Ni)_{max} - Ni \%.$$

Tomemos como ejemplo una soldadura cuya composición sea:

C.....	0,05 %	Ni.....	10 %
Mn.....	1,2 %	Cr.....	20 %
Si.....	0,60 %	Mo.....	3 %

Las coordenadas del punto representativo, \bar{X} , de este acero en el diagrama de SCHAEFFLER (fig. X-13), están dadas por

$$(Ni) = 10 + (30 \times 0,05) + (0,5 \times 1,2) = 12;$$

$$(Cr) = 20 + 3 + (1,5 \times 0,6) = 24,$$

con lo que se sitúa en el dominio de dos fases, con un 18 % aproximadamente de ferrita.

Apliquemos la fórmula de THOMAS a esta soldadura:

$$(Ni)_{max} = \frac{(20 + 3 - 16)^2}{12} - \frac{1,20}{2} + (30 \times 0,05) + 12,$$

o sea $(Ni)_{max} = 21,3$

de donde $F = (Ni)_{max} - Ni \% = 21,3 - 10 = 11,3 \%$ de ferrita.

Según esta fórmula el contenido de ferrita sería del orden del 11 %, mientras que el punto representativo de SCHAEFFLER indica el 18 %; esta

diferencia no puede explicarse por la simplificación introducida en este diagrama al reemplazar las curvas que limitan los dominios de las fases por rectas

Hemos propuesto, por nuestra parte, calcular el tanto por ciento de ferrita determinando la frontera de los dominios austenítico y austeno-ferrítico; tal frontera está expresada por la función lineal

$$(Cr)_c = 0,93 (Ni) + 6,7,$$

que representa la recta $\delta = 0 \%$.

Si el equivalente (Cr) es superior al $(Cr)_c$, calculado, se está en el dominio austeno-ferrítico, en cuyo caso

$$\delta \% = 3 [(Cr) - (Cr)_c]$$

representa el contenido de ferrita del metal fundido.

Si el (Cr) es inferior al $(Cr)_c$, el punto representativo de la aleación se encuentra en la zona austenítica.

Volvamos con nuestra fórmula al cálculo de la ferrita con el análisis indicado más arriba, en el que $(Ni) = 12$ y $(Cr) = 24$.

$(Cr)_c = 17,8$ es francamente inferior al (Cr), y por consiguiente la proporción de ferrita sería

$$\delta \% = 3 [24 - 18] = 18 \%$$

La fase δ es fácilmente observable por examen micrográfico tras ataque. El ataque electrolítico con ácido oxálico (10 % en H_2O), revela el con-

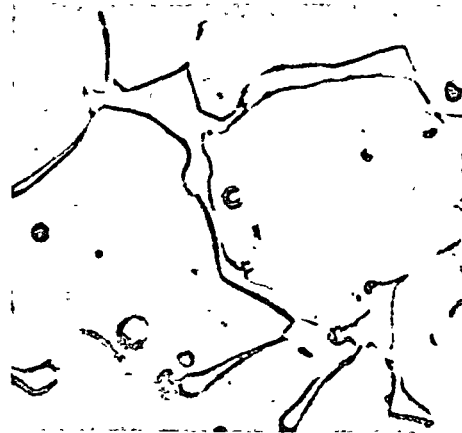


Fig. X-14.—1700 X — Soldadura con electrodo austenítico del tipo 20 Cr-10 Ni-3 Mo. Ataque electrolítico con ácido oxálico. Fondo γ y red de ferrita δ ; alrededor del 15% de ferrita

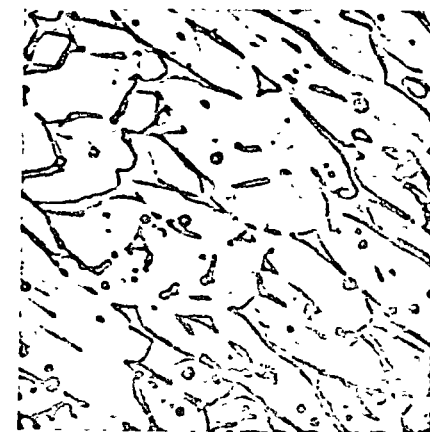


Fig. X-15.—1200 X — Soldadura con electrodo austenítico del tipo 20 Cr-10 Ni-3 Mo. Ataque con ferricianuro en caliente para colorar la fase δ .

torno de la ferrita (fig. X-14) sin colorarla. El ataque alcalino (ferricianuro + K MnO₄ + sosa) en caliente colora ligeramente la ferrita (fig. X-15); así es fácil separar las dos fases γ y δ . Los mismos reactivos de ataque ácido o alcalino coloran netamente el carburo de cromo (figura X-16).



FIG. X-16.—1700 — Soldadura con electrodo del tipo 20 Cr-10 Ni-3 Mo-1 Nb (C=0,08%). Carburo complejo formado en la zona fundida. Ataque Murakami en caliente.

La mayoría de los estudios hechos en el dominio del soldeo de los aceros austeníticos con electrodos del mismo tipo tienden a determinar la proporción de ferrita necesaria para evitar las microgrietas en la zona fundida e impedir, por otra parte, la formación de la fase σ . Estos estudios interesan, en general, para la construcción de aparatos que trabajen a temperaturas y presiones elevadas.

P. PUZAK y sus colaboradores [7] han estudiado en este sentido dos electrodos básicos de la norma americana, el 347 y el 304. En los cuadros

CUADRO X-3

Composición química del metal base

	Tipo 347 normal	Tipo 347 bajo de C alto de Cb	Tipo 347 bajo de C bajo de Cb	Tipo 304 normal	Tipo 304 bajo de C
	A	B	C	D	E
C.....	0,09	0,03	0,04	0,09	0,03
Mn.....	1,46	1,44	1,40	1,01	1,07
Si.....	0,53	0,74	0,52	0,52	0,50
S.....	0,012	0,014	0,017	0,024	0,013
P.....	0,021	0,025	0,022	0,027	0,031
Cr.....	18,2	17,9	18,1	18,8	18,6
Ni.....	10,6	13,5	13,9	9,7	10,4
Mo.....	0,26	0,21	0,22	0,30	0,43
Cb + Ta.....	1,15	0,98	0,50		
Equivalente (Ni).....	14	15,12	15,8	12,9	11,80
Equivalente (Cr).....	19,60	19,5	19,2	19,6	19,5
δ % (SCHAEFFLER).....	0	Austenita pura	Austenita pura	4	7
Fórmula de SÉFÉRIAN (Cr) _e	19,7	20,8	21,4	18,6	17,6
δ %.....	0	Austenita pura	Austenita pura	3	6

X-3 y X-4 se dan las composiciones químicas del metal base y de los electrodos utilizados. Los puntos representativos de los metales de base y de los electrodos se han llevado sobre el diagrama de SCHAEFFLER (fig. X-13), del cual se deduce en cada caso la proporción de ferrita. Por otra parte hemos calculado el tanto por ciento de esta fase mediante nuestra fórmula. Se advertirá una vez más la concordancia entre los valores del diagrama de SCHAEFFLER y los dados directamente por el cálculo.

CUADRO X-4

Composición química del metal depositado.

ELECTRODOS	1	2	3	4
C.....	0,10	0,07	0,07	0,07
Mn.....	2,5	1,29	1,33	1,33
Si.....	0,29	0,34	0,24	0,30
Cr.....	19,3	19,4	20,2	21,9
Ni.....	11,3	11,0	10,4	9,9
Mo.....	0,13	0,11	0,12	0,12
Cb + Ta.....	0,81	0,67	0,67	1,16
(Ni).....	15,55	14,05	13,17	12,67
(Cr).....	20,35	20,24	20,90	22,90
δ % (SCHAEFFLER).....	Austenita	2	7	13
Fórmula de SÉFÉRIAN (Cr) _e	21,2	19,7	18,95	18,50
δ %.....	Austenita	1,5	6	13

CUADRO X-5

Ensayos con depósitos por arco (Puzak)

Punto representativo (Fig. X-13)	Metal base	Ferrita según SCHAEFFLER en el metal base	Fusión directa del metal sin aporte — (% de grietas)	Depósito con electrodo de 7 % de δ	Depósito con electrodo de 13 % de δ
D	304 St.	4 %	Indicios (3 %)		
E	304 bajo de C	7 %	Indicios (3 %)		
A	347 St.	0	Medio (14 %)	Indicios (1 %)	Indicios (1 %)
C	347 bajo de C bajo de Cb	0	Muy importante (90 %)	Muchas (46 %)	Pocas (8 %)
B	347 bajo de C alto de Cb	0	Muy importante (89 %)	Pocas (8 %)	Indicios (2 %)

CUADRO X-6
Ensayos de empalmes (Puzak)

Punto representativo (fig. X-13)	Acero de base	Tamaño de los granos del metal base	Empalme con electrodo 1 de austenita pura		Empalme con electrodo 2 de 2 % de δ		Empalme con electrodo 3 de 7 % de δ	
			Metal base	Zona fundida	Metal base	Zona fundida	Metal base	Zona fundida
D	304 normal	Finos	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna
L	304 bajo de C	Finos	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna	Ninguna
A	347 normal	Grano orientado	18 % (b)	10 % (b)	19 % (c)	1 % (c)	16 % (c)	4 % (c)
A	347 normal	Finos	Ninguna	Ninguna	—	—	—	—
C	347 bajo de C bajo de Cb	Finos	48 % (c)	38 % (b) (a)	41 % (c)	26 % (c)	45 % (c)	11 % (c)
B	347 bajo de C bajo de Cb	Grano orientado	52 (b)	51 (b)	—	—	70 (c)	16 (c)
B	347	Finos	71 (c)	69 (c)	37 (c)	25 (c)	47 (c)	6 (c)
C	347	Grano orientado	39 % (b)	25 % (b) (a)	—	—	45 (c)	13 (c)

(a) Fractura longitudinal.
(b) Grandes microgrietas visibles con 30 x.
(c) Finas microgrietas visibles con 125 x.

Los ensayos de PUZAK se han basado, por una parte en cordones depositados sobre metal base de 25 mm de espesor, embreado, y por otra en empalmes entre chapas gruesas autoembreadas. El primer tipo de ensayos determina la tendencia al agrietamiento del metal base, y el segundo la de la zona fundida. En los cuadros X-5 y X-6 están agrupados los resultados de PUZAK.

Los ensayos realizados con depósitos por arco sobre un metal embreado (cuadro X-5) han mostrado que los aceros que contienen del 4 al 7 % de ferrita carecen prácticamente de tendencia al agrietamiento, mientras que en ausencia de esta fase, dicha tendencia al agrietamiento crece de A a C, es decir, al aumentar la estabilización de la austenita (fig. X-13). En los depósitos realizados con electrodos que dan un metal fundido con dos fases, la tendencia que nos ocupa disminuye: con un electrodo que origina un 7 % de ferrita el número de grietas se hace la mitad, y con un 13 % de ferrita la tendencia al agrietamiento es únicamente de un 8 %.

En los ensayos sobre juntas los resultados confirman las previsiones deducidas del diagrama de SCHAEFFLER (cuadro X-6). Los aceros francamente austeníticos B (bajos de carbono y con el 1 % de niobio) tienen mucha tendencia al agrietamiento, mientras que el acero A ($\delta=0$) requiere para agrietarse un aumento de tamaño de grano y una estructura orientada. Los aceros D y E, con 4 y 7 % de ferrita, no han presentado agrietamiento alguno.

II.—PRECIPITACION DE CARBUROS

La corrosión intergranular

Cuando se somete el empalme soldado de un acero austenítico —incluso poco carburado (C=0,06 %)— a un ensayo de corrosión con el reactivo de MONNYPENY en ebullición¹, se observa la aparición de dos zonas de ataque simétricas con respecto al eje de la soldadura; cada una de ellas es más ancha en caso de soldadura oxiacetilénica, y a la vez está más alejada de la zona de fusión, si se la compara con la correspondiente a una soldadura por arco (fig. X-17).

Las regiones marcadas así representan zonas de corrosión intergranular, en las que el ataque químico se ha encaminado con preferencia por los bordes de grano de la austenita, y ha producido una disgregación del metal. Este tipo de corrosión, característico de los aceros austeníticos, es una de las causas de insoldabilidad de los aceros destinados a la construcción de aparatos que deben presentar gran resistencia a la corrosión.

¹ El reactivo de MONNYPENY o "reactivo de STRAUSS" está formado por la solución siguiente:

Sulfato de cobre cristalizado	100 g
Acido sulfúrico (d = 1.84)	100 g
Agua destilada	1.000 ml

Se utiliza en ebullición.

Estudios muy concienzudos (STRAUSS-BAIN, ABORN y RUTHERFORD [8], KRIVOBOK y HOUDREMONT [9]) han permitido precisar el dominio de la temperatura crítica de "sensibilización" del acero, que se halla entre los



FIG. X-17.—Soldadura oxiacetilénica. Mediante ataque con el reactivo de MONNYPENNY se han hecho resaltar las zonas de precipitación de carburo en el metal base.

480 y los 750 °C. Depende de numerosos factores, sobre todo de la composición química del acero y de la permanencia a dicha temperatura.

La figura X-18, que representa la variación de sensibilidad a la corro-

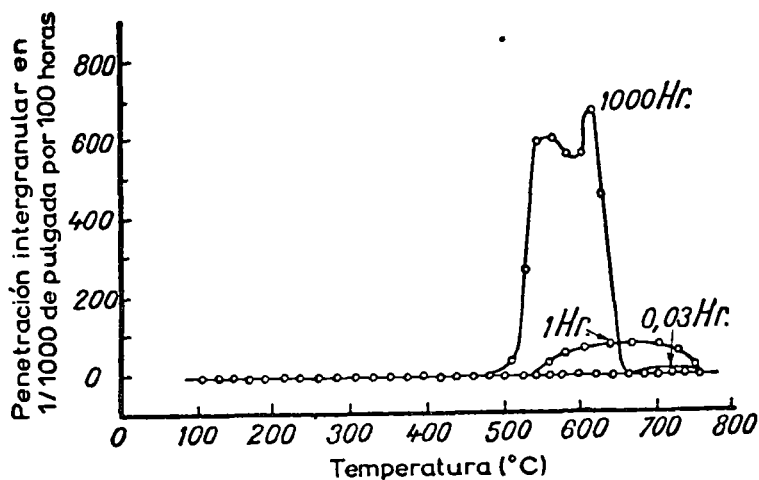


FIG. X-18.—Influencia del tiempo de calentamiento en la posición de la zona crítica de temperaturas (C=0.08%; Cr=18.1%; Ni=8.9%). (Según BAIN y ABORN.)

sión intergranular en función de la temperatura (según los trabajos de BAIN y ABORN) en un acero con 0,08 % de carbono, muestra que la zona crítica se desplaza hacia las temperaturas bajas cuando el tiempo de permanencia pasa de veinte minutos a mil horas, a la vez que aumenta la sensibilidad cuando la duración del calentamiento aumenta.

Cuando se estudia la "sensibilización" del acero inoxidable a una temperatura determinada en función del tiempo que se mantiene el acero a esta temperatura, se observa que la penetración intergranular pasa por un máximo y después disminuye; en la figura X-19 se representa la forma de la curva correspondiente a un acero de 0,08 % de carbono "sensibilizado" a 650 °C.

La tendencia a la precipitación crece inicialmente hasta un tiempo de permanencia de unas cien horas, y luego aparece un período de regeneración que reduce el efecto de la corrosión intergranular al cabo de mil horas de mantenimiento.

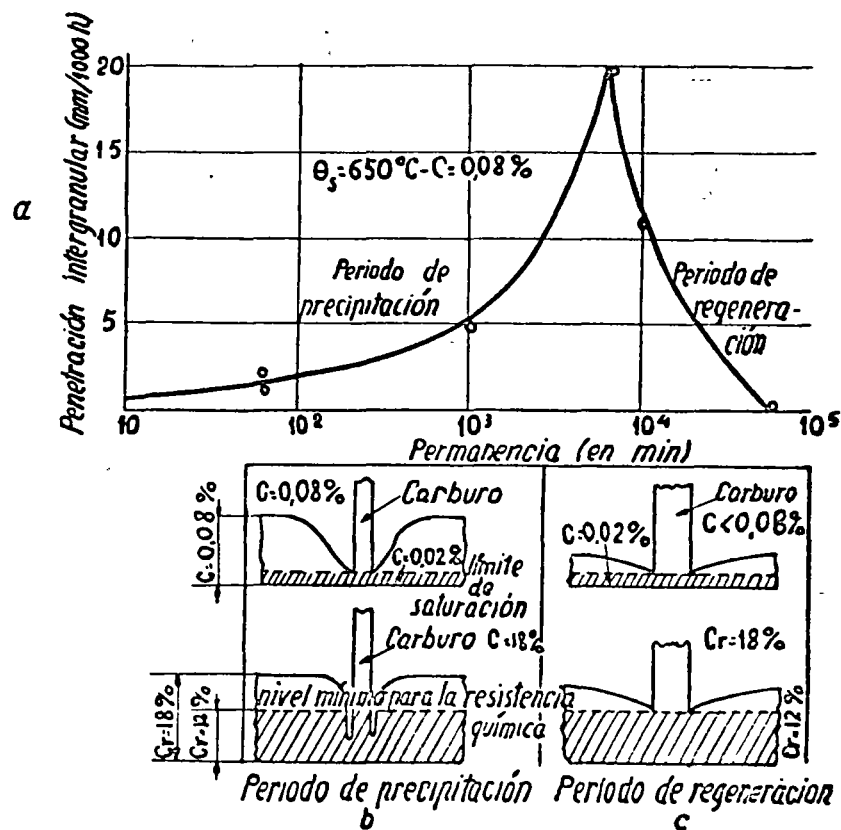


FIG. X-19.—Profundidad de la penetración intergranular, en función del tiempo, del acero con 18 Cr-0.08 Ni (C=0.08%) sensibilizado a 650 °C.

La influencia del carbono comienza a manifestarse a partir de un contenido del 0,02%, pero esta concentración es más elevada si el tiempo de permanencia disminuye o si el período de calentamiento y el de enfriamiento son muy rápidos, como en el caso de las soldaduras.

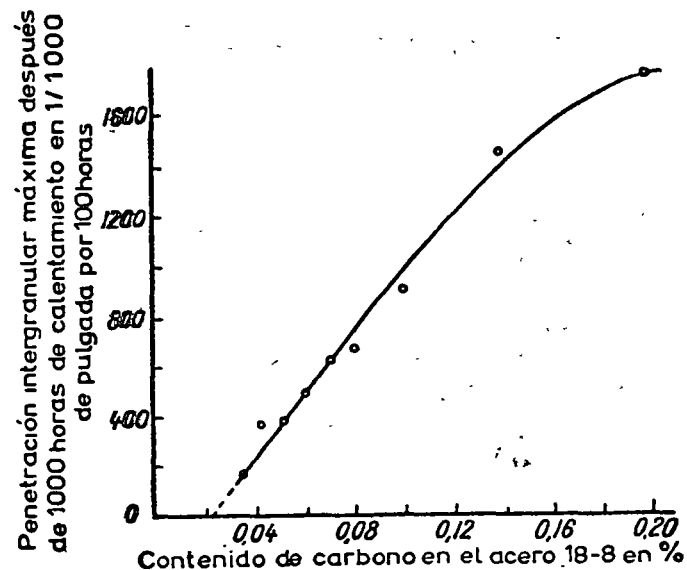


FIG. X-20.—Influencia de la concentración de carbono en el acero austenítico sobre la precipitación intergranular; sensibilización a 650 °C durante 1000 h. (Según BAIN y ABORN.)

La figura X-20 representa la variación de la precipitación en función del contenido de carbono del acero cuando se le somete a un calentamiento prolongado. Puede deducirse que la tendencia a la precipitación es nula cuando la concentración de carbono es inferior a un 0,02 %.

1.—CAUSAS DE LA CORROSION INTERGRANULAR

Se han elaborado diversas teorías para explicar la corrosión intergranular; la más satisfactoria es la que hace intervenir la precipitación de los carburos de cromo en los bordes de los granos de austenita, con lo que se produce una descromización alrededor del carburo (fig. X-21).

Los análisis de muestras de carburos¹ y el estudio de la estructura de este constituyente por rayos X han hecho ver que el carburo precipitado por calentamiento prolongado contiene aproximadamente un 90 % de cromo y un 5 % de carbono. Esta composición corresponde sensiblemente al carburo Cr₄C.

¹ Las determinaciones más recientes de G. POMEY, realizadas con rayos X, dan para los carburos la fórmula M₂₃C₆, en que M es una mezcla compleja de 63% Cr-25% Fe-5% Ni (estudio todavía no publicado).

Con ello se puede elaborar, siguiendo a BAIN, el esquema que exponemos a continuación. La velocidad de formación del carburo, muy pequeña a temperatura baja, se hace muy grande en la zona de temperaturas de 600 a 800 °C. El carburo formado precipita en los bordes del grano, como en un gran número de casos análogos.



FIG. X-21.—1200 X — Acero base del tipo 18 Cr-8 Ni (C=0,10%) en la zona de sensibilización. Ataque electrolítico con ácido oxálico; precipitados de carburo en las juntas de los granos de austenita.

Para formar un carburo rico en cromo, el carbono ha de absorber este elemento de las proximidades del borde, lo que provoca una descromización local (fig. X-19 b); si el contenido de cromo en este punto desciende por debajo del 12 %, valor mínimo requerido para la resistencia química, se producirá un ataque químico en estas regiones. Por tanto, lo que resulta atacado no es el carburo, sino la zona vecina descromizada. Esta hipótesis explica bien el primer tramo, ascendente, de la curva (fig. X-19 a).

Si se prolonga el tiempo de permanencia a la temperatura crítica se produce cierta homogeneización de la austenita; el contenido medio de cromo puede descender, haciendo que el de la zona descromizada sobrepase el 12 %. Esta homogeneización del cromo (fig. X-19 c) lleva a un aumento de este elemento suficiente para reducir e incluso evitar la tendencia a la precipitación, lo cual explica el segundo tramo de la curva, o sea el período de regeneración (fig. X-19 a).

P. CHEVENARD [11], en un estudio termomagnético del acero de composición Cr=11 %, Ni=36 % y C=0,10 % (aleación magnética A T V), ha proporcionado una comprobación sensacional de esta teoría. P. CHEVENARD hace patente las heterogeneidades de composición de la austenita mediante el ensanchamiento del punto de Curie.

En un acero austenítico homogéneo la curva $J=f(\theta)$ desciende rápidamente, y el punto de Curie, θ_1 , está claramente marcado (fig. X-22, curva a). Si debido a un tratamiento de sensibilización se precipita carburo y se produce, por consiguiente, una heterogeneidad en la austenita por descromización, la curva $J=f(\theta)$ se hace más amplia, el punto de Curie se desdobra y aumenta la superficie S comprendida entre esta curva y el intervalo $\theta_1 - \theta_2$ de los puntos de Curie (fig. X-22, curvas b y c). En el período de regeneración el desdoblamiento del punto de Curie desaparece, y el punto θ_1 , único, se mueve hacia temperaturas más elevadas (figura X-22, curva d).

Aunque el método termomagnético no puede aplicarse a la austenita

18Cr-8Ni, que es amagnética, parece legítimo extrapolar los resultados de CHEVENARD a tales austenitas.

Esta teoría de la corrosión intergranular, sin embargo, no explica la rapidez de la sensibilización, es decir, la velocidad de formación del carburo de cromo. Así, en el caso de las soldaduras, la sensibilización se produce durante la fracción de minuto en que el metal pasa por el dominio de las temperaturas críticas.

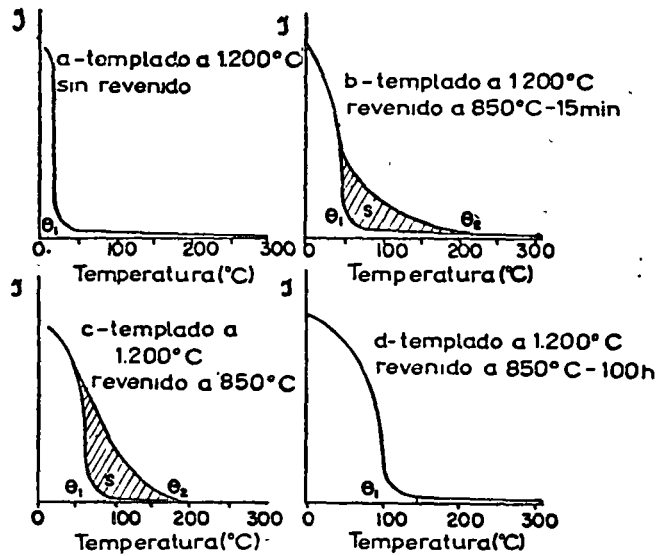


FIG. X-22.—Manifestación de las heterogeneidades de composición de los ferroníqueles cromados (aleación ATV) por el método ferromagnético (Prof. P. CHEVENARD).

Se han propuesto otras hipótesis para explicar este tipo de corrosión:

- formación previa de carburo de hierro (hipótesis de MILLER);
- formación de ferrita intergranular por efecto de las tensiones entre los granos de austenita (hipótesis de BECKETT);
- segregación previa del carbono en los bordes de los cristales de austenita tratados a elevada temperatura (superior a 950 °C), que facilitaría el tratamiento de sensibilización (hipótesis de L. COLOMBIER).

2.—MEJORA DE LA RESISTENCIA A LA CORROSION INTERGRANULAR

La precipitación del carburo de cromo, causa de la corrosión intergranular, depende de numerosos factores, que pueden clasificarse en cinco grupos

- a) influencia de la composición química del acero;

- b) influencia del tiempo de permanencia en el dominio de las temperaturas críticas;
- c) influencia de los elementos estabilizadores;
- d) influencia de la estructura;
- e) influencia de los tratamientos térmicos y mecánicos.

a) *Influencia de la composición química del acero.*—La acción del carbono domina toda la cuestión, puesto que se ha admitido que la formación de carburo en los bordes de grano es lo que acarrea la sensibilización de los aceros austeníticos, y en consecuencia, su corrosión intergranular. El remedio radical sería, pues, reducir el contenido de carbono por debajo de la curva de solubilidad del carbono en la austenita. Se ha hecho notar, en efecto, que no existe corrosión intergranular en los aceros inoxidable 18Cr-8Ni con menos del 0,02 % de carbono, cualesquiera que sean las condiciones de calentamiento y de enfriamiento en el dominio de las temperaturas críticas. En las soldaduras, en que los ciclos térmicos son muy rápidos, este límite del 0,02 % puede llevarse hasta el 0,05 % de carbono.

De todos modos, la fabricación de los aceros con contenido de carbono muy bajo presenta grandes dificultades técnicas (fusión y colada en vacío). En efecto, refiriéndonos al diagrama de reparto de las fases (fig. X-4), en el caso de enfriamientos rápidos el punto representativo del clásico acero 18Cr-8Ni con cantidad muy pequeña de carbono se encuentra en el dominio austenítico metaestable, cerca de la frontera del dominio bifásico austenita-martensita. Si durante la soldadura se produce una oxidación del cromo, el punto se desplaza hacia las zonas martensíticas, y la junta se vuelve frágil. En los aceros con contenido bajo de carbono parece, pues, necesario aumentar la proporción de cromo para correr el punto representativo del acero hacia el dominio de austenita-ferrita.

Esta influencia del cromo ha sido objeto de un estudio muy a fondo de BASTIEN y DEDIEU [2], los cuales han fijado una relación entre el carbono y el cromo del acero austenítico con la que se evita —con una probabilidad del 99,8 %— la corrosión intergranular cuando el acero se austeniza a 1 050 °C y luego se mantiene a 650 °C durante una hora.

En un acero austenítico cuyo contenido de níquel sea cercano al 10 %, la relación entre las concentraciones máximas de cromo y de carbono puede escribirse:

$$\text{Cr} \geq 80 \text{ C} + 16,8$$

lo cual señala para el acero clásico de 18 % de cromo un contenido de carbono inferior al 0,015 %. Cuando la cantidad de cromo aumenta se puede admitir más carbono sin riesgos de corrosión intergranular; por ejemplo, con el 22 % de cromo la concentración de carbono puede elevarse hasta el 0,065 %.

Si bien el cromo tiene una acción favorable, el níquel —por el contrario, hace crecer la sensibilización del acero. De este modo, el contenido

de níquel aumenta es menester rebajar la concentración de carbono con objeto de evitar la precipitación intergranular. En el acero clásico 18Cr-8Ni, cuyo límite superior de carbono admisible en la soldadura es de 0,05 %, este contenido ha de descender hasta un 0,021 % cuando el contenido de níquel pasa del 9 al 13 %, si se quiere asegurar resistencia suficiente frente a la corrosión intergranular.

Entre los otros elementos que intervienen en la corrosión intergranular, es necesario señalar la influencia del nitrógeno, que los aceros austeníticos absorben fácilmente; en las soldaduras por arco el contenido de este elemento puede alcanzar sin dificultad del 0,06 al 0,10 %. No está clara su influencia en la precipitación del carburo; según BINDER [12], esta acción sería máxima hacia el 0,04 % con un tratamiento a 550 °C durante cien horas; según SHERIDAN y KIEFFER [13] la acción desfavorable aumenta regularmente con la concentración de nitrógeno.

La influencia del molibdeno, elemento alfégeno como el cromo, es favorable; su adición retrasa la precipitación de carburo y permite una concentración mayor de carbono en el acero. Así, un acero 18Cr-8Ni con un 3 % de molibdeno puede contener un 0,036 % de carbono sin que sea de temer la formación de carburo de cromo, ni siquiera por calentamiento prolongado en el dominio crítico.

b) *Influencia del tiempo de permanencia.*—Según BAIN y ABORN [8], la permanencia desplaza ligeramente la zona crítica de sensibilización hacia las temperaturas bajas (fig. X-18); pero es asimismo importante conocer, desde el punto de vista práctico, la velocidad de formación del carburo de cromo en el intervalo crítico de temperatura.

Según BINDER [12], en los aceros de composición:

Cromo	de 18,2 a 18,5 %
Níquel.....	de 10,6 a 11 %
Nitrógeno	de 0,043 a 0,050 %
Carbono, variable entre	0,05 - 0,027 - 0,021 %

sensibilizados a 750 °C, el tiempo de permanencia necesario para el comienzo de la corrosión intercrystalina por el reactivo de MONNYPENNY, sería (fig. X-23) de:

37 s	en el acero con 0,05 % de carbono
3 min	» » » » 0,027 % » »
5 min	» » » » 0,021 % » »

La temperatura de 750 °C parece presentar el máximo de sensibilización: a temperaturas inferiores o superiores a esta cifra los tiempos de permanencia hubieran sido mucho más largos (fig. X-23).

Veamos, por otra parte, y siempre según el mismo autor, el efecto retardador del molibdeno sobre la aparición de la corrosión con agrietamiento

de del acero austenítico. Dos aceros 18Cr-15Ni, ambos con 0,030 % de C, uno sin molibdeno y el otro con un 2 % de este elemento, austenizados a 1 050 °C, tratados después a diferentes temperaturas durante seiscientos

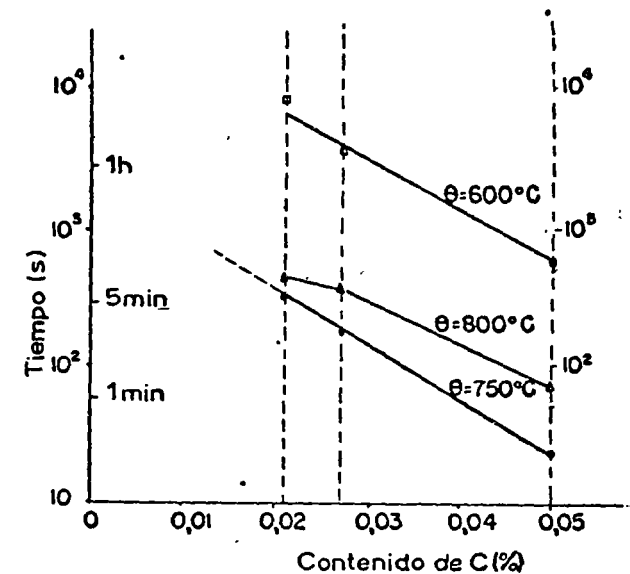


Fig. X-23.—Influencia del carbono sobre la sensibilización, en función de la temperatura y de la permanencia. (Curvas deducidas de los ensayos de BINDER.)

horas, y corroídos en la solución de MONNYPENNY, han hecho ver (figura X-24) que el máximo de sensibilización se produce por tratamiento a 750 °C con las duraciones siguientes de ataque:

alrededor de 40 s en el caso del acero sin molibdeno;
de 6 a 7 min en el caso del acero con 2 % de molibdeno.

c) *Influencia de los elementos estabilizadores.*—La dificultad que presenta reducir el contenido de carbono por debajo del 0,02 % ha conducido a los metalúrgicos a añadir al acero austenítico elementos estabilizadores del carbono, tales como el titanio y el niobio, que son más ávidos de carbono que el cromo. La precipitación del carburo de titanio, (TiC), y del carburo de niobio, (NbC) impide la formación del carburo de cromo, (Cr₄C), y, por consiguiente, la descromización de los bordes de grano.

La cantidad de elementos estabilizadores admisibles depende a la vez de la formación completa del carburo de titanio, que requiere la relación

$\frac{\text{Ti}}{\text{C}} = 4$, y de la pérdida provocada por la formación de nitruro de titanio.

En general se admite una cantidad de titanio igual a seis veces el conte-

nido de carbono. En la formación del carburo de niobio interviene la relación $\frac{Nb}{C} = 8$, y por las mismas razones de la formación de nitruro de niobio se considera que es menester añadir diez veces el contenido de carbono del acero para lograr su estabilización.

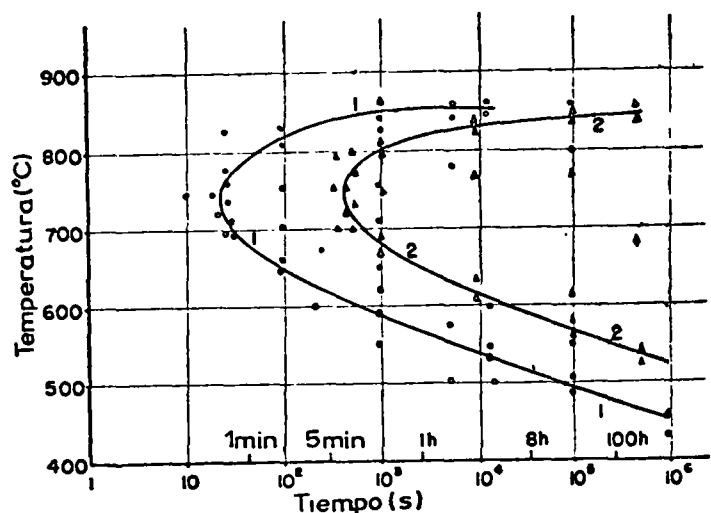


FIG. X-24.—Influencia del molibdeno sobre la sensibilización. (Según BINDER.)

Acero 1: C=0,026; Cr=18; Ni=15; N₂=0,027; Mo=0.
Acero 2: C=0,030; Cr=17,8; Ni=14,4; N₂=0,024; Mo=2.

La eficacia de la presencia de titanio en la varilla de aporte —en la soldadura oxiacetilénica— o en el electrodo parece ser ilusoria, debido a la fácil oxidación de este elemento, que se desplaza hacia la escoria. El niobio, menos oxidable, se usa en el soldeo por arco principalmente como elemento estabilizador fijado por el revestimiento.

d) *Influencia de la estructura.*—La presencia de ferrita δ disminuye la temperatura de “sensibilización” del acero austenítico. Así, el acero de este tipo con 0,05 % de carbono, cuyo máximo de sensibilización se encuentra hacia los 750 °C, puede compararse con el que contiene un 25 % de ferrita, en el que aquella temperatura ha descendido a unos 500 °C.

Consideremos tres aceros designados por 1, 2 y 3 (cuadro X-7), de contenidos de ferrita que se elevan al 3 y al 25 %, y entre los cuales el tipo 3 contiene además un 2,5 % de molibdeno.

El acero 1 se sensibiliza en el dominio de 500 a 800 °C, con máximo a 750 °C, y el comienzo de su precipitación se produce al cabo de dos horas (fig X-25). En el acero 2 el dominio crítico para la precipitación se encuentra entre los 480 y los 650 °C, con máximo alrededor de los 580 °C la precipitación no comienza hasta pasado un día.

CUADRO X-7

	Acero 1	Acero 2	Acero 3
	(%)	(%)	(%)
C.....	0,070	0,070	0,080
Si.....	1,10	1,07	0,98
Mn.....	0,70	0,65	0,80
Cr.....	17,5	22	21,0
Ni.....	10,3	7,2	8,80
Mo.....			2,5
(Cr).....	19,2	23,6	25,0
(Ni).....	12,75	9,7	11,6
Ferrita δ (SCHAEFFLER).....	3	28	25
(Cr) ₂ fórmula de SÉFÉRIAN.....	18,6	15,7	17,5
δ %.....	2	24	23

En el acero 3 aparecen ligerísimos indicios de precipitación pasados los ocho días de encontrarse bajo la acción de la solución de MONNYPFNNY. Por tanto, la adición del 2 al 3 % de molibdeno, que favorece la formación de la fase ferrítica, tiende a insensibilizar el metal.

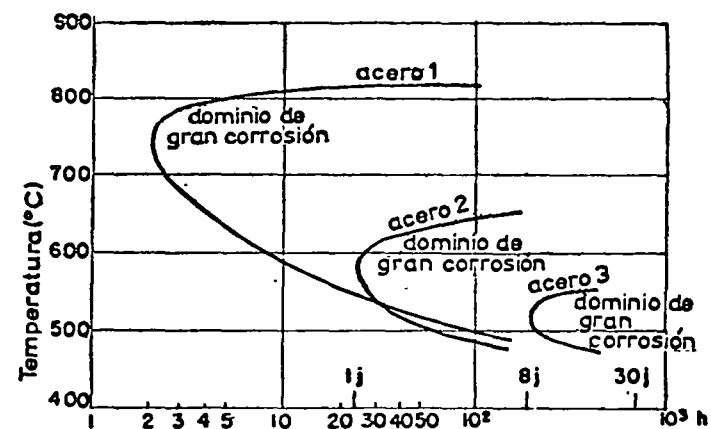


FIG. X-25.—Influencia de la estructura sobre la sensibilización.

Se han emitido diversas hipótesis para explicar el papel de la ferrita en lo que respecta a retrasar la precipitación intergranular:

1. En presencia de ferrita el carbono tiende a reunirse en todas las tasas, así como en el contorno de los islotes de ferrita que rodean el grano de austenita. El revenido en el dominio de sensibilización precipita el

carburo, pero a partir de las lagunas ferríticas o en su interior, y limita así la importancia de la descromización.

2. El contenido de cromo de la ferrita es bastante más elevado que el de la austenita en equilibrio con aquélla, y la ferrita rica en cromo resiste mejor a la corrosión intergranular.

3. Como la red cristalina de la ferrita es menos compacta que la de la austenita, la difusión del cromo es más rápida y, por consiguiente, la regeneración debe de establecerse antes de comenzar la corrosión.

4. Debido a la presencia de ferrita la densidad del carburo precipitado es más pequeña, por ser mayor la longitud de las líneas que delimitan las fases.

5. Si la ferrita no ocupa todo el contorno del grano de austenita el carburo precipitado no formará una red continua, y la corrosión intergranular se verá limitada.

e) *Influencia de los tratamientos térmicos y mecánicos:*

1. *Tratamiento térmico de las soldaduras.*—El acero austenítico calentado a más de 750 °C es capaz de disolver lentamente el carburo de cromo precipitado, y se puede mantener el estado austenítico por enfriamiento rápido desde esta temperatura. Cuando tal cosa es posible, una austenización por encima de 950 a 1 000 °C acelera la disolución del carburo, y el enfriamiento rápido en el aire impide la precipitación: el empalme soldado se hace insensible a la corrosión intergranular.

2. *Tratamiento mecánico.*—Se ha visto que la permanencia de un acero austenítico a 650-700 °C durante más de mil horas tiende a regenerar la estructura por difusión del cromo y del carbono. Se acelera esta regeneración si el metal se encuentra previamente en estado de acritud: la zona de tendencia a la precipitación se hace más estrecha en un acero con acritud.

Según VIALLE y VAN DEN BOSCH [14], si el dominio de sensibilización de un metal austenítico recocido es $A B C$ (fig. X-26), el del metal agrio sería $A' B' C'$; por tanto, el tiempo de regeneración queda francamente disminuido por el tratamiento mecánico. Por ejemplo, a 650 °C el período de regeneración comienza tras de la duración $t'_1-t'_2$ en el metal en estado de acritud, mientras que tal duración es francamente más larga, t_1-t_2 , en el metal recocido. En todo caso, el efecto del tratamiento mecánico es eficaz solamente si la acritud es homogénea.

De acuerdo con el estudio metalúrgico que hemos hecho, es posible sacar algunas conclusiones para la búsqueda de aceros soldables y resistentes a la corrosión:

a) Como acero de base, debe elegirse una austenita con pequeñísimo contenido de carbono ($C < 0,03\%$) o un acero estabilizado con titanio o niobio.

β) Ha de seleccionarse un electrodo que deposite un metal con contenido muy bajo de carbono ($C \leq 0,05\%$), o bien estabilizado con niobio.

γ) Entre todos los electrodos, conviene elegir los que depositen la máxima cantidad de cromo compatible con la formación de una cantidad de ferrita tal que evite el agrietamiento. Hemos visto que el aumento del

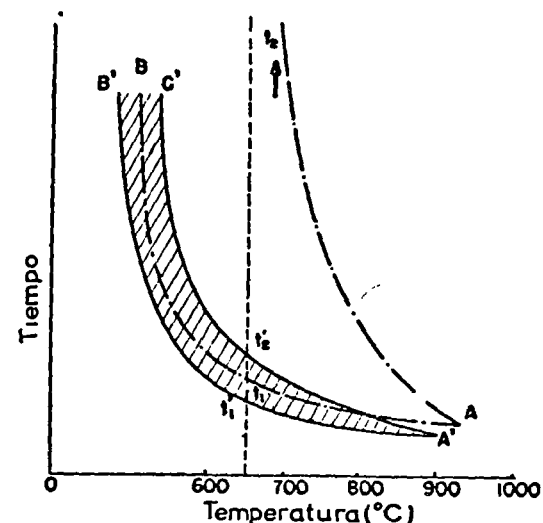


FIG. X-26.—Influencia de la acritud en el dominio de la precipitación intergranular (acero con 18 Cr-8 Ni). (Según VIALLE y VAN DEN BOSCH.)

contenido de cromo permite incrementar la proporción de carbono del acero sin aumentar su tendencia al agrietamiento.

δ) Han de elegirse los electrodos que depositen la menor cantidad de níquel que sea compatible con el tipo de acero; el aumento de este elemento ha de compensarse con una reducción del contenido de carbono, con objeto de evitar la precipitación.

ε) Si no se impone ninguna condición particular ha de escogerse preferentemente un electrodo que deposite de 2,5 a 3 % de molibdeno, elemento que aumenta la resistencia a la corrosión al mismo tiempo que la resistencia en caliente de las austenitas.

ζ) Los electrodos que depositan metal del tipo 20Cr-10Ni, con o sin elementos de adición (Mo, Nb), son preferibles desde el punto de vista de la corrosión a los tipos clásicos 18Cr-8Ni, que se encuentran en la frontera entre los dominios de γ y de $\alpha+\gamma$.

III.—FORMACION DE LA FASE SIGMA

En el diagrama de las aleaciones de Fe-Cr (fig. X-1) hemos indicado la existencia de una fase σ cuando se tiene una composición equiatómica de hierro y de cromo.

Este compuesto intermetálico duro y frágil es una de las causas de enfragilización de las aleaciones con contenido elevado de carbono, así como de los aceros austeníticos hierro-níquel-cromo.

Vamos a estudiar las condiciones de formación y las características físicas de esta nueva fase.

Indiquemos en primer lugar que esta fase se ha puesto de manifiesto también en varias aleaciones binarias de los metales de transición del primer período largo: hierro-vanadio, níquel-vanadio, cobalto-cromo, cobalto-molibdeno, manganeso-cromo y manganeso-vanadio, así como en las aleaciones ternarias hierro-níquel-cromo y níquel-cromo-molibdeno; por el contrario, hasta ahora no se ha identificado la fase σ en las aleaciones níquel-cromo.

Entre los numerosos estudios efectuados acerca de la fase σ , señalemos muy particularmente la publicación de G. POMEY [15], que considera toda la cuestión de un modo muy completo. Nos referiremos frecuentemente a este estudio en la exposición que hacemos a continuación.

COOK y JONES [16] establecieron en 1943 por primera vez el diagrama del dominio de la fase σ en las reacciones hierro-cromo, y situaron la máxima temperatura de estabilidad hacia los 820 °C, con un 47 % de cro-

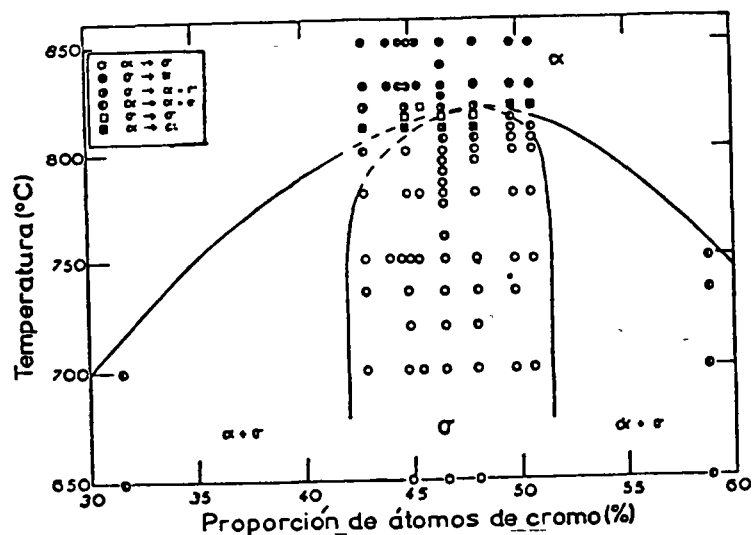


FIG. X-27.—Diagrama de equilibrio de las aleaciones hierro-cromo en el dominio de la fase σ .

mo. A 600 °C los dominios de las diferentes fases se encuentran comprendidos entre los límites siguientes:

- dominio de $\alpha + \sigma$: de 21 a 41 % de cromo;
- dominio de la fase única σ : de 41 a 50 % de cromo;
- el dominio de $\sigma + \alpha$: de 50 a 71 % de cromo.

El estudio de G. POMEY (fig. X-27) precisa, para el dominio de la fase σ a 650 °C, las concentraciones límites de 42,88 y 50,58 % de cromo, y que todas las fases se transforman en α a la temperatura de 825 °C, con una velocidad extremadamente reducida.

La falta de precisión del diagrama por debajo de 600 °C se explica por la lentitud de la transformación $\alpha \rightarrow \sigma$; análogamente, hacia los 800 °C la reacción se hace tan débil que no se ha eliminado la incertidumbre sobre las condiciones de la transformación $\sigma \rightarrow \alpha$. GOLDSMIDT [17] sitúa

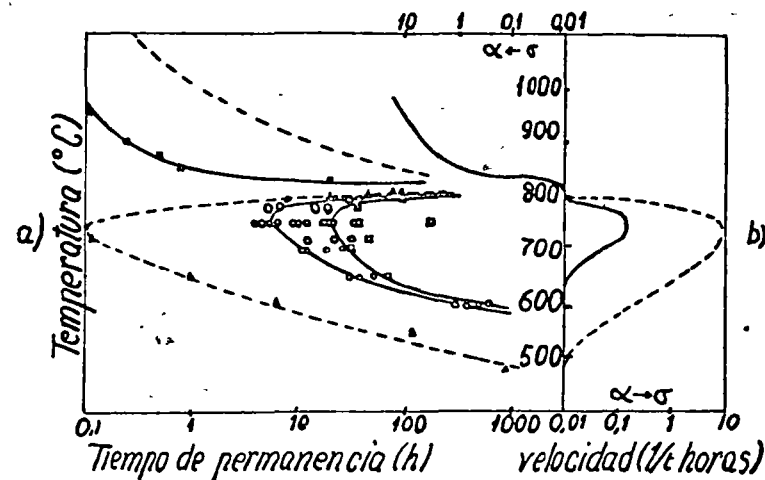


FIG. X-28.—Cinética de las transformaciones isotérmicas de una aleación con 46,5% de cromo. (Según P. BASTIEN y G. POMEY.)

FIG. X-28 a.—Curvas de descomposición isotérmica.

FIG. X-28 b.—Velocidades medias de transformación.

(Líneas llenas: estado α recocido; líneas interrumpidas: estado α con acritud.)

hacia los 720 °C el máximo de velocidad de la transformación $\alpha \rightarrow \sigma$. BASTIEN y POMEY [18] han estudiado la cinética de la transformación isoterma de la fase σ . A 750 °C la transformación $\alpha \rightarrow \sigma$ no requiere más que unos diez minutos; a 820 °C se llega al final de la transformación al cabo de cien horas. Por otra parte, la velocidad de transformación $\alpha \rightarrow \sigma$, inicialmente muy pequeña hacia los 820 °C (fig. X-28 b), aumenta luego muy rápidamente cuando la temperatura crece, y pasa por un máximo a unos 740 °C aproximadamente.

A) Propiedades físicas de la fase σ

La fase σ es considerablemente más dura que la ferrita inicial: una ferrita con 0,48 % de cromo que tiene 250 Vickers (97 % mostrará una

dureza que ha subido hasta los 900 Vickers (67 Rc) una vez transformada en fase σ .

Damos, según POMÉY, la variación de la dureza en las transformaciones a diferentes temperaturas (fig. X-29):

— a 820 °C (curva 1), la fase α es estable, y su dureza es del orden de los 260 Vickers; permanece constante cualquiera que sea el tiempo de mantenimiento a esta temperatura;

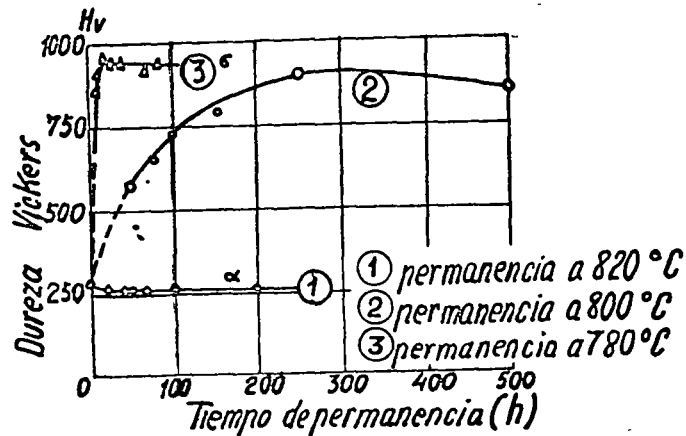


FIG. X-29.—Variación de la dureza de un ferrocromo con 49,7% de cromo sometido a tratamiento de formación de fase sigma a diversas temperaturas, en función del tiempo de permanencia. (Según G. POMÉY.)

— a 800 °C (curva 2), la dureza de la aleación crece a medida que se va produciendo la transformación $\alpha \rightarrow \sigma$, y alcanza un máximo de 850 Vickers (66 Rc) al cabo de trescientas horas;

— con un tratamiento a 780 °C (curva 3), que da lugar a la transformación en veinte horas, la dureza crece muy rápidamente hasta alcanzar su máximo.

El constituyente σ es más denso que la ferrita inicial: $d_{\sigma} = 7,600$.

B) La fase σ en las aleaciones hierro-cromo-níquel

Para comprender perfectamente la transformación $\alpha \rightarrow \sigma$ en las aleaciones de tipo austenítico, consideremos los diagramas ternarios de hierro-cromo-níquel a diferentes temperaturas:

— A 1 100 °C no aparecen más que tres dominios estables (figura X-30): la fase α del lado rico en cromo (acero ferrítico), la fase γ del lado rico en níquel (acero austenítico), y las dos fases $\alpha + \gamma$ entre estos dos dominios (acero austeno-ferrítico).

La adición de un cuarto elemento alfégeno (Ti, Nb, Mo, etc.) desplaza el conjunto de las curvas hacia abajo, hacia el lado del hierro-níquel, y aumenta el dominio ferrítico. A la inversa, la adición de un elemento gammágeno desplaza las curvas hacia arriba y amplía el dominio austenítico.

— A la temperatura de 800 °C, el diagrama ternario muestra (figura X-31):

- una fase α rica en hierro y otra fase α rica en cromo,
- una fase γ rica en níquel,
- una fase σ en los alrededores de un ferro-cromo con 50 a 60 % de cromo.

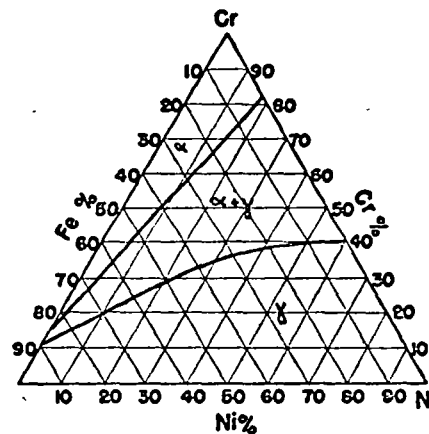


FIG. X-30.—Diagrama ternario hierro-cromo-níquel a 1100 °C.

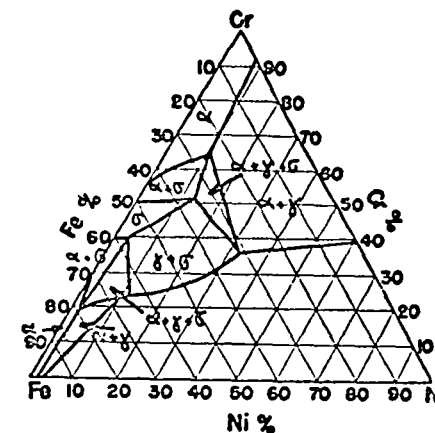


FIG. X-31.—Diagrama ternario hierro-cromo-níquel a 800 °C.

— A 600 °C el diagrama presenta las mismas fases, con un ligero desplazamiento en relación con el diagrama precedente.

Para seguir las transformaciones $\alpha \rightarrow \sigma$ y $\gamma \rightarrow \sigma$, superpongamos los diagramas ternarios a 1 100 y a 800 °C (fig. X-32).

a) *Acero ferrítico.*—La aparición y la extensión del dominio de la fase σ hacia la región de contenido bajo de cromo, cuando se pasa de 1 100 a 800 °C, indican que la fase σ se formará muy fácilmente en los aceros ferríticos con cromo y a temperaturas relativamente bajas.

b) *Acero austenítico.*—Consideremos el caso de un acero puramente austenítico cuyo punto representativo a 1 100 °C sea A (fig. X-32). A 800 °C, la austenita, mucho más rica en cromo que la austenita madre, dará lugar a una pequeña proporción de fase σ . Si ha habido difusión del cromo en el grano de austenita durante el enfriamiento, que habrá origi-

nado en ciertos puntos contenidos de cromo dobles que los de la matriz, se formará σ en tales puntos, aunque muy lentamente.

c) *Acero austeno-ferrítico*.—Sea un acero cuyo punto representativo B corresponda a las dos fases $\alpha + \gamma$ a 1 100 °C (fig. X-32). A 800 °C su estructura será de $\sigma + \gamma$, la fase γ un poco más rica en cromo que la ferrita madre, y la nueva austenita un poco más rica en níquel que la austenita madre. Este acero austeno-ferrítico se transformará por permanencia a 800 °C, dando una fase σ a partir de la fase α hasta la desaparición total de esta última, y una austenita nueva más rica en níquel.

Se ve que la fase σ puede nacer muy fácilmente a partir de la fase α , incluso con pequeñas concentraciones de cromo. En las aleaciones bifásicas es principalmente la fase α la que se

transforma en σ , con lo que se enriquece en níquel la fase austenítica. La formación de la fase σ a partir de la γ es mucho más lenta, y requiere

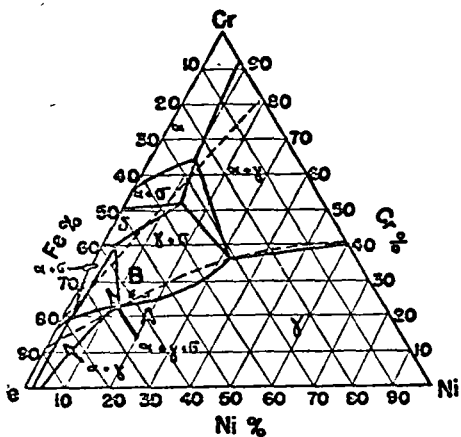


Fig. X-32.—Interpretación de las transformaciones $\alpha \rightarrow \sigma$ y $\gamma \rightarrow \alpha$.

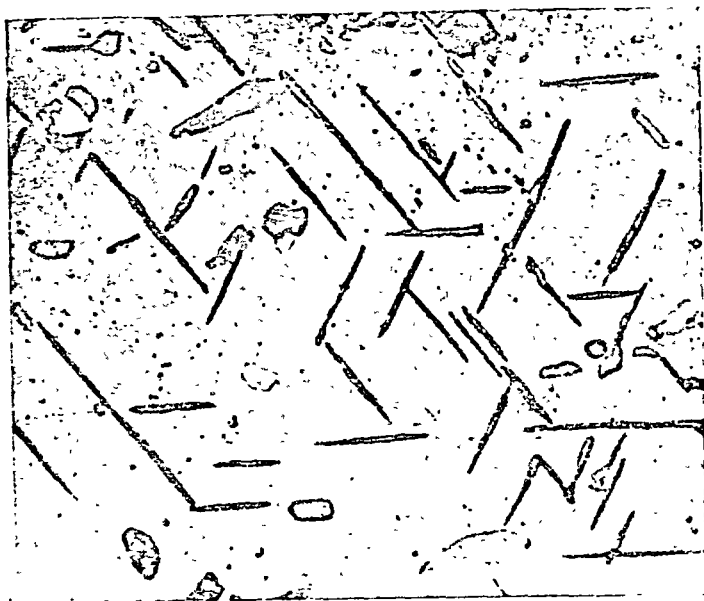


Fig. X-33.—1000 X; ataque con agua regia glicerinada. Acero 25 Cr-20 Ni. Calentamiento a 825 °C durante 100 h. Fase σ en los planos cristalográficos por transformación $\gamma \rightarrow \sigma$. (Micrografía enviada por G. POMEY.)

frecuentemente un enriquecimiento local de cromo por difusión (figura X-33).

La transformación de $\alpha + \gamma$ en $\gamma + \sigma$ es reversible. En efecto, si se lleva el acero $\gamma + \sigma$ de 800 a 1 100 °C, la fase σ se transforma velozmente en ferrita de la misma composición, y si la duración del tratamiento se prolonga se produce una homogeneización de la austenita y de la ferrita. Esto explica que se hayan podido observar ferritas intermedias durante la descomposición de la fase σ a elevadas temperaturas en los aceros austeníticos.

Los factores que intervienen en la formación de la fase σ son los siguientes:

a) los elementos de adición *alfágenos* (Si, Al, Ti, Mo, Nb, etc.), que actúan sobre la formación de una fase α más rica en cromo y facilitan por ello la transformación en fase σ por la presencia de la ferrita.

b) Los *elementos con carburos*; si el elemento de adición forma fácilmente carburos (Ti, Nb, Zr), se elimina la formación de carburos de cromo. El punto representativo de la aleación se desplaza hacia los contenidos elevados de cromo, lo cual facilita la formación de σ .

El medio más seguro de evitar la formación de la fase σ es elevar el contenido de níquel, ya que no es posible disminuir el cromo debido a consideraciones de buena resistencia a la corrosión y a la oxidación. El acero 25Cr-20Ni, por ejemplo, puede reemplazarse por el 23Cr-28Ni, que no tiende a la formación de la fase σ . Del mismo modo, un acero rico en níquel, como el de la variedad 16 Cr-13 Ni, puede sustituir ventajosamente al clásico acero 18Cr-8Ni. Sin embargo, en las aplicaciones a la soldadura estos aceros puramente austeníticos tienen más tendencia al agrietamiento que los aceros de dos fases, como ya se ha dicho.

c) Las heterogeneidades de colada en los aceros moldeados pueden conducir a una transformación $\alpha \rightarrow \sigma$, que será tanto más rápida cuanto mayor riqueza de cromo tenga la fase α .

Otros factores pueden intervenir también en la formación de la fase σ .

d) La sobresaturación en cromo por enfriamiento rápido, que puede llevar a la aparición de la fase σ incluso en ausencia de la fase α .

e) Las dimensiones de la estructura pueden conducir a modos de precipitación diferentes: en las estructuras de grano fino la fase σ precipita en los bordes de grano, formándose numerosos depósitos aislados—es la estructura que presenta el mínimo de fragilidad—; en la estructura de grano grueso, la fase σ emigrará difícilmente hacia los límites de los granos y ocupará toda la longitud del borde, de donde se deriva su influencia predominante en la fragilidad intercrystalina.

f) La influencia de la temperatura de calentamiento en el dominio crítico es importante; la elevación de temperatura en este dominio favorece la velocidad de difusión de los elementos y, por consiguiente, aumenta la cantidad de fase σ precipitada por unidad de tiempo (fig. X-34).

g) La acritud por trabajo en frío favorece la precipitación de la fase σ , pero sólo cuando la acritud es muy pronunciada.

h) La fatiga en caliente, como la fluencia, facilitan la formación de esta fase; pero la resistencia a la fluencia lenta de un acero 18Cr-8Ni-Nb



FIG. X-34.—1000 X; ataque con agua regia glicerinada. Acero 25 Cr-20 Ni. Calentamiento a 825 °C durante 400 h. Fondo de austenita, cristales claros de carburo; cristales coloreados y agujas de fase σ . (Micrografía enviada por G. POMEY.)

Composición de la matriz: 60 Fe-19 Cr-22 Ni; en las proximidades de los precipitados: 65 Fe-10 Cr-25 Ni.

mejora cuando la fase aparece en partículas finas y bloquea los bordes de grano. Este fenómeno puede producirse a temperaturas medias, inferiores a 600 °C, y durante un tiempo limitado.

i) La fragilidad a 475 °C de los aceros ferríticos con cromo (incluso con un 13 % de este elemento) cuando se mantienen mucho tiempo a esta temperatura, podría explicarse por la precipitación de fase σ , aun cuando esta fase no ha sido observada jamás en estos aceros por examen micrográfico.

C) Formación de la fase σ en las soldaduras

Hemos insistido acerca del hecho de que la precipitación intergranular de carburos y la aparición de la fase sigma son fenómenos muy diferentes.

La fragilidad debida a la fase σ se produce en el dominio de tempe-

raturas de 600 a 800 °C, y depende esencialmente de tiempo de permanencia a esta temperatura. Por otra parte, la temperatura crítica, es decir, la temperatura correspondiente a la velocidad máxima de transformación $\alpha \rightarrow \sigma$, se sitúa hacia los 720 °C.

La enfragilización resulta limitada cuando el contenido de fase α es pequeño (de 2 a 3 %), y no invade el retículo del grano γ (fig. X-35). Por el contrario, la resiliencia cae rápidamente cuando el contenido de ferrita sobrepasa el 12 %.

En la figura X-36 se representa un ensayo de enfragilización [19] por transformación $\alpha \rightarrow \sigma$ en las soldaduras. Se prepararon cinco probetas de contenido variable de ferrita (de 3 a 12 % de α) a partir de electrodos del tipo 20Cr-10Ni-1Nb. Las probetas se austenizaron a diferentes temperaturas entre 980 y 1100 °C, con el fin de disolver los carburos, y se enfragilizaron a 730 °C durante trescientas ho-

ras. Los resultados de los ensayos hicieron patente (fig. X-36):

— que el aumento de la temperatura de austenización es favorable, cualquiera que sea el contenido de ferrita;

— que la resiliencia decrece regularmente con el contenido de ferrita.

Las dos micrografías de las figuras X-37 y X-38, sacadas de un estudio en curso de realización sobre empalmes heterogéneos con electrodos refractarios 25Cr-20Ni, ponen de manifiesto la influencia del tiempo de permanencia sobre la transformación $\gamma \rightarrow \sigma$.

Cuando se mantiene la muestra 100 h a 780 °C comienzan a aparecer las agujas de la fase σ (fig. X-37). El tratamiento durante 500 h a la misma temperatura desarrolla la estructura acicular, y la precipitación es mucho más densa (fig. X-38).

La transformación $\gamma \rightarrow \sigma$ puede explicarse por la heterogeneidad química del metal fundido: las zonas más ricas en cromo dan lugar a los górmes de la fase σ .

IV.—TECNICA DEL SOLDEO DE LOS ACEROS AUSTENITICOS

Se pueden utilizar todos los procedimientos de soldar para unir los aceros inoxidables:

— el procedimiento oxiacetilénico se emplea sobre todo con espesores pequeños ($e < 3$ mm), y necesita un flujo de capante;



FIG. X-35.—1700 X; ataque oxálico electrolítico. Acero 20 Cr-10 Ni con 3% de ferrita δ .

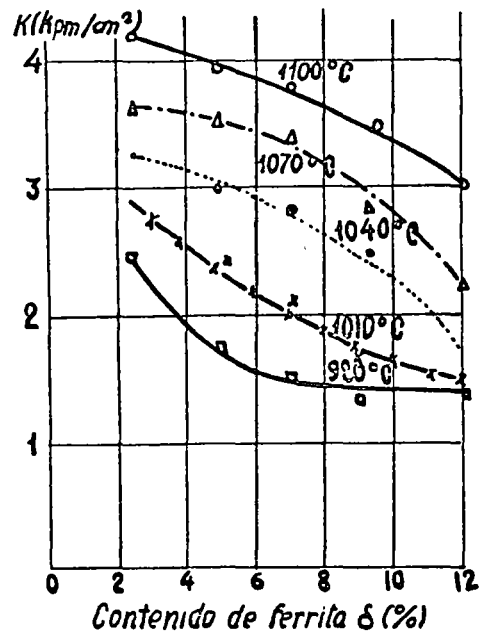


Fig. X-36.—Influencia del contenido inicial de ferrita en una austenita 20 Cr-10 Ni-1 Nb después de tratamiento a diferentes temperaturas y permanencia a 730 °C durante 300 h.

- el procedimiento de soldeo por arco con electrodos revestidos se practica fácilmente, sin que existan limitaciones de espesor,
- el procedimiento de soldeo en atmósfera de argón se adapta sin dificultad a este objeto, especialmente con espesores pequeños y medianos, con la ventaja de la supresión del flujo decapante;
- el procedimiento de soldeo por hidrógeno atómico, bastante poco utilizado actualmente, se aplica sin flujo decapante.
- el procedimiento de soldeo eléctrico por resistencia, con secuencias de fusión y de enfriamiento rápidas —para evitar la precipitación intergranular— se emplea asimismo normalmente.

A) Soldeo oxiacetilénico

Desde el punto de vista operatorio, la gran dificultad que se encuentra en el empalme de estos aceros por el procedimiento oxiacetilénico es la formación de óxido de cromo, que es refractario: por ello se necesita una regulación perfecta de la llama, y el empleo durante la operación de un flujo decapante capaz de escorificar el óxido formado. Veamos un ejemplo de composición de un flujo decapante a base de fluoruro cálcico que se utiliza en la soldadura oxiacetilénica de aceros austeníticos con cromo-níquel [20]:

Fluoruro cálcico (espató flúor)	10 %
Acido bórico anhidro	25 %
Carbonato cálcico	25 %
Silicato sódico de 35° Be.	40 %

Hasta un grueso de 2 mm los bordes de la junta pueden ser rectos, pero a partir de 3 mm es necesario achaflanar las chapas a 90°. Debido al coeficiente de dilatación más elevado de los aceros austeníticos es necesario cuidar especialmente la sujeción previa por puntos de las chapas: los puntos deben estar más cerca y ser más sólidos de lo normal. La varilla de aporte utilizada debe ser químicamente homogénea, no obstante lo cual se aconseja escoger un acero más rico en elementos especiales, principalmente para compensar las pérdidas por oxidación.

B) Soldeo por arco

El soldeo por arco de los aceros austeníticos no presenta ninguna dificultad operatoria: puede realizarse con todos los espesores. La elección del electrodo depende esencialmente del destino de la unión; en principio debe tenderse a realizar un empalme químicamente homogéneo.

Hemos visto más arriba que el metal fundido puramente austenítico tiende más al agrietamiento: por ello se recomienda, en estas condiciones



Fig. X-37.—1600 X; ataque con agua regia glicerizada. Soldadura realizada con un electrodo 25 Cr-20 Ni (C=0,10%). Tratamiento a 780 °C durante 100 h. Algunas agujas de fase σ sobre fondo de austenita y cristales claros de carburo.



Fig. X-38.—1600 X; ataque con agua regia glicerizada. La misma soldadura (25 Cr-20 Ni) que en la figura anterior. Tratamiento a 780 °C durante 500 h. La estructura de la fase σ es más densa y está mucho más desarrollada.

impuestas no se oponen, realizar la operación de soldeo con electrodos que depositen un metal con un 5 a un 8 % de ferrita. Los electrodos con revestimiento básico, más difíciles de utilizar y que necesitan corriente continua, presentan la ventaja de fijar poco silicio y de conseguir con mayor seguridad la composición pedida en el metal fundido (los revestimientos contienen ferroaleaciones que proporcionan elementos compensadores y asimismo elementos de adición). Por otra parte, la escoria básica formada por el revestimiento es un escorificante enérgico del óxido de cromo.

La elección de electrodos debe hacerse de acuerdo con el destino de la junta.

a) Si el empalme soldado ha de resistir la corrosión química, el metal base debe elegirse en la gama de los aceros de contenido de carbono muy bajo ($C < 0,03 \%$) o en la de los aceros estabilizados con niobio o titanio. El electrodo debe pertenecer al mismo tipo de acero que el metal base, o —preferiblemente— será una aleación estabilizada con niobio, la estabilización con titanio es un poco ilusoria debido a la fácil oxidación de este elemento en el arco.

El metal depositado por el electrodo debe tener dos fases, con poca ferrita (de 5 a 10 % de δ), pues la red de ferrita no interviene en la corrosión química.

b) Si el empalme debe resistir altas temperaturas, como ocurre en la construcción de recalentadores o de cambiadores de calor, la zona fundida tiene que estar estabilizada y contener muy poca ferrita (de 2 a 4 % de δ), con objeto de evitar la formación de la fase σ durante la utilización del aparato soldado en el dominio de la temperatura crítica.

c) Si el electrodo está destinado al soldeo de aceros ferríticos templables o de aceros chapados (soldadura heterogénea), la primera precaución del constructor será la de evitar el agrietamiento, puesto que los problemas de precipitación intergranular y de formación de la fase σ no intervienen en este caso. El electrodo debe depositar, por tanto, un metal de dos fases, que puede contener hasta un 10 % de ferrita; en todo caso, es necesario limitar el contenido de carbono ($C \leq 0,06 \%$).

En el soldeo de aceros inoxidable la preparación de las chapas debe ser particularmente cuidadosa; la forma del chaflán de la junta depende de las dimensiones de las chapas que se unen.

C) Soldeo en atmósfera de argón

En este procedimiento, la atmósfera inerte de argón protege los elementos nobles (y en particular el cromo) de la oxidación, lo cual conduce a la supresión del flujo decapante.

Otra ventaja de este procedimiento es la gran velocidad de soldeo. El cuadro X-8 da las características de soldeo manual con electrodo no consumible, de volframio, de los aceros 18Cr-8Ni en función del espesor, para diferentes posiciones de soldar.

CUADRO X-8.

Características de soldeo con electrodos no consumibles (metal de aporte); polo negativo conectado al electrodo

A TOPE			DE SOLAPE			SOBRE ÁNGULO EXTERIOR			EN ÁNGULO INTERIOR			
Espesor (mm)	Intensidad (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Espesor (mm)	Intensidad (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Espesor (mm)	Intensidad (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Espesor (mm)	Intensidad (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Diámetro del metal de aporte (mm)
0,6	25-30	1,2	1	80	1,6	1	70	1,6	1	75	1,6	1,5
0,8	40	1,2	1,5	110	1,6	1,5	90	1,6	1,5	100	1,6	1,5
1	70	1,6	2	115	1,6	2	100	1,6	2	110	1,6	2
1,5	90	1,6	3	140	2,5	3	125	2,5	3	130	2,5	3
2	100	1,6	4	195	2,5	4	125	2,5	4	185	2,5	3
3	125	2,5	6	325	3,2	6	125	3,2	6	310	3,2	4
4	175	2,5	12	425	4	12	125	4	12	410	4	6
4	300	3,2										
6	400	4										
12												

Gasto de argón { 4 l/min hasta 2 mm de espesor.
5 l/min de 3 a 6 mm de espesor.
6 l/min por encima de 10 mm de espesor.

En el procedimiento con electrodos consumibles, en que se utiliza un electrodo de varilla de acero inoxidable como metal de aporte, el interés económico del procedimiento se hace apreciable a partir de un grueso de 4 mm con varilla de aporte de 1,2 a 1,6 mm de diámetro [21].

D) Soldeo por el procedimiento del hidrógeno atómico

Este procedimiento se ha utilizado para el soldeo de chapas delgadas de acero inoxidable, especialmente con preparación de reborde. En ciertas posiciones de soldar, este procedimiento permite la supresión del flujo decapante.

A partir de la aparición del procedimiento de soldeo en atmósfera inerte de argón, el procedimiento del hidrógeno atómico para soldar los aceros inoxidables está casi totalmente abandonado.

E) Soldeo por resistencia

No se presenta ninguna dificultad operatoria para soldar los aceros inoxidables por resistencia, ya sea por puntos, por rodillos o a tope.

El único factor que interviene en este proceso metalúrgico es la precipitación del carburo de cromo, debida al período más o menos prolongado de la operación térmica que sigue al soldeo. Para evitar tal precipitación es necesario regular muy cuidadosamente el período de aplicación de los electrodos y el tiempo de soldadura, que ha de ser francamente más corto que en los aceros suaves. Asimismo la intensidad de corriente tiene que ser más pe-

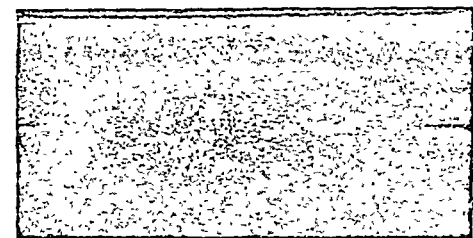


FIG. X-39.—Macroestructura de una soldadura por puntos de un acero austenítico con níquel-cromo.

queña que con estos últimos aceros. Las presiones aplicadas serán más elevadas, debido a la rigidez de las chapas.

Los mandos electrónicos de las máquinas de soldar encuentran aquí una aplicación sumamente interesante.

Como el acero inoxidable no tiene puntos de transformación, las macroestructuras de los puntos soldados por resistencia no presentan zonas de transformación, como ocurre en los aceros suaves. En los ataques se hace patente una difusión de los elementos del acero hacia la periferia del punto (fig. X-39).

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

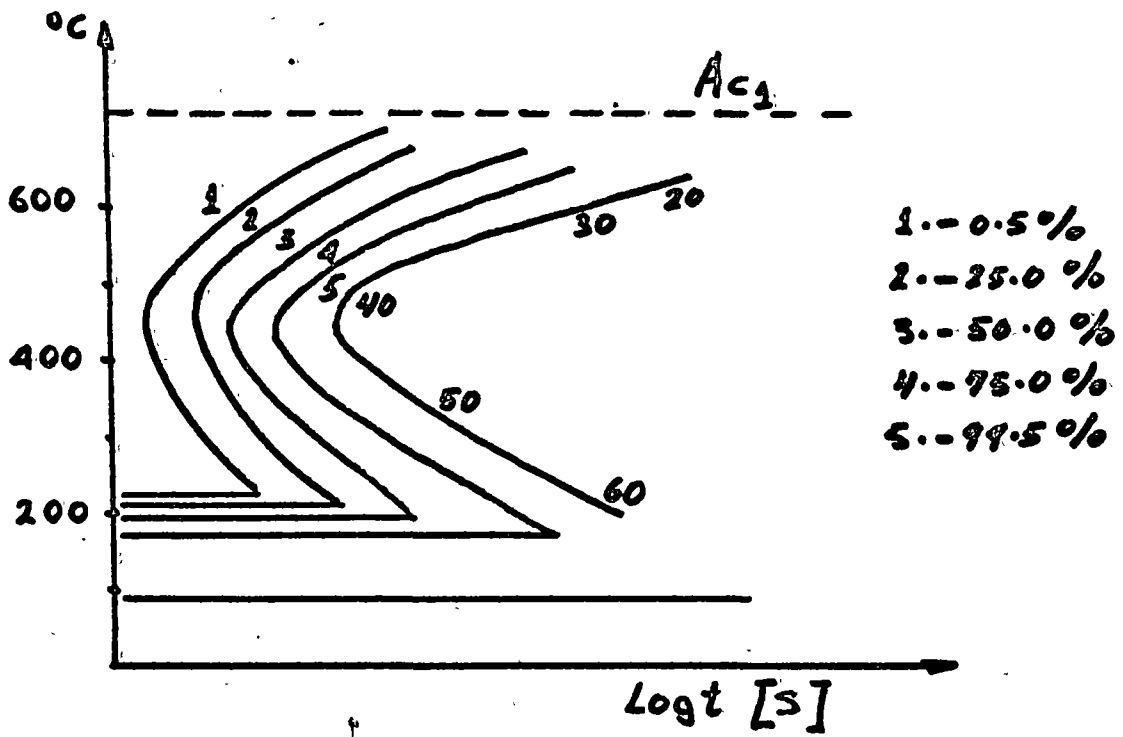
- [1] L. COLOMBIER y J. HOCHMANN: *Aciers inoxydables et aciers réfractaires* (1955), Dunod, París.
- [2] P. BASTIEN y J. DEDIEU: *C. R. Acad. Sciences*, **231** (1950), 862; *Métaux et Corrosion*, **11** (1951), 423.
- [3] H. TIELSCHKE: *Welding Journ. Suppl.*, vol. 30, **5** (1951), 209 ss.; *Welding Journ. Research. Suppl.*, **8** (1950), 361 ss.
- [4] C. A. ZAPFFE: *Journ. Iron and Steel Inst.*, **154** (1946), 123.
- [5] A. L. SCHAEFFLER: *Welding Journ. Suppl.*, **10** (1947), 601 ss.
- [6] R. D. THOMAS: *Metal Progress*, **9** (1946), 474.
- [7] P. PUZAK, W. R. APBLET y W. S. PELLINI: *Welding Journ. Suppl.*, **1** (1956), 9 ss.
- [8] E. C. BAIN, T. N. ABORN y J. J. B. RUTHERFORD: *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.*, **XXI** (1933), 481.
- [9] E. HOUDREMONT: *Arch. für d. Eisenhütt.*, **34** (1933), 187.
- [10] P. SCHAFMEISTER: *Arch. für d. Eisenhütt.* (1936), 405; (1937), 13.
- [11] P. CHEVENARD: Congrès Intern. des Mines, de la Métall. et de Géologie appliquée (1935), 321.
- [12] N. O. BINDER, R. H. BROWN y R. FRANKS: *Trans. A. S. M.* (1942), 1.301.
- [13] SHERIDAN y G. C. KIEFFER: *Trans. A. S. M.* (1949), 1.347.
- [14] J. M. VIALLE y VAN DEN BOSCH: *Métaux*, vol. X, **115** (1935)
- [15] G. POMEY: Étude des alliages fer-chrome voisins de la composition équiatomique, *Publication IRSID*, serie A, n. 117, nov. 1955. En esta publicación se encontrará una amplia bibliografía sobre la fase σ .
- [16] A. J. COOK y F. W. JONES: *Journ. Iron and Steel Inst.* (1943), 148.
- [17] H. J. GOLDSCHMIDT: *Research*, **2** (1949), 243; **4** (1951), 343.
- [18] P. BASTIEN y G. POMEY: *C. R. Acad. Sciences*, **239** (1954), 1.636.
- [19] A. M. CURRAN y A. W. RANKIN: *Weld. Jour.* **3** (1955), 205.
L. K. POOLE: *Weld. Jour. Suppl.*, **32-8** (1953), 403 ss.
A. L. SCHAEFFLER: *Trans. A. S. M.*, **42** (1950), 978.
- [20] A. BOUTTE: *Publ. A 14*, Centre d'information du Nickel, París.
- [21] R. ARNAUD: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. IV, **11-12** (1950), 259.

BIBLIOGRAFIA EN ESPAÑOL

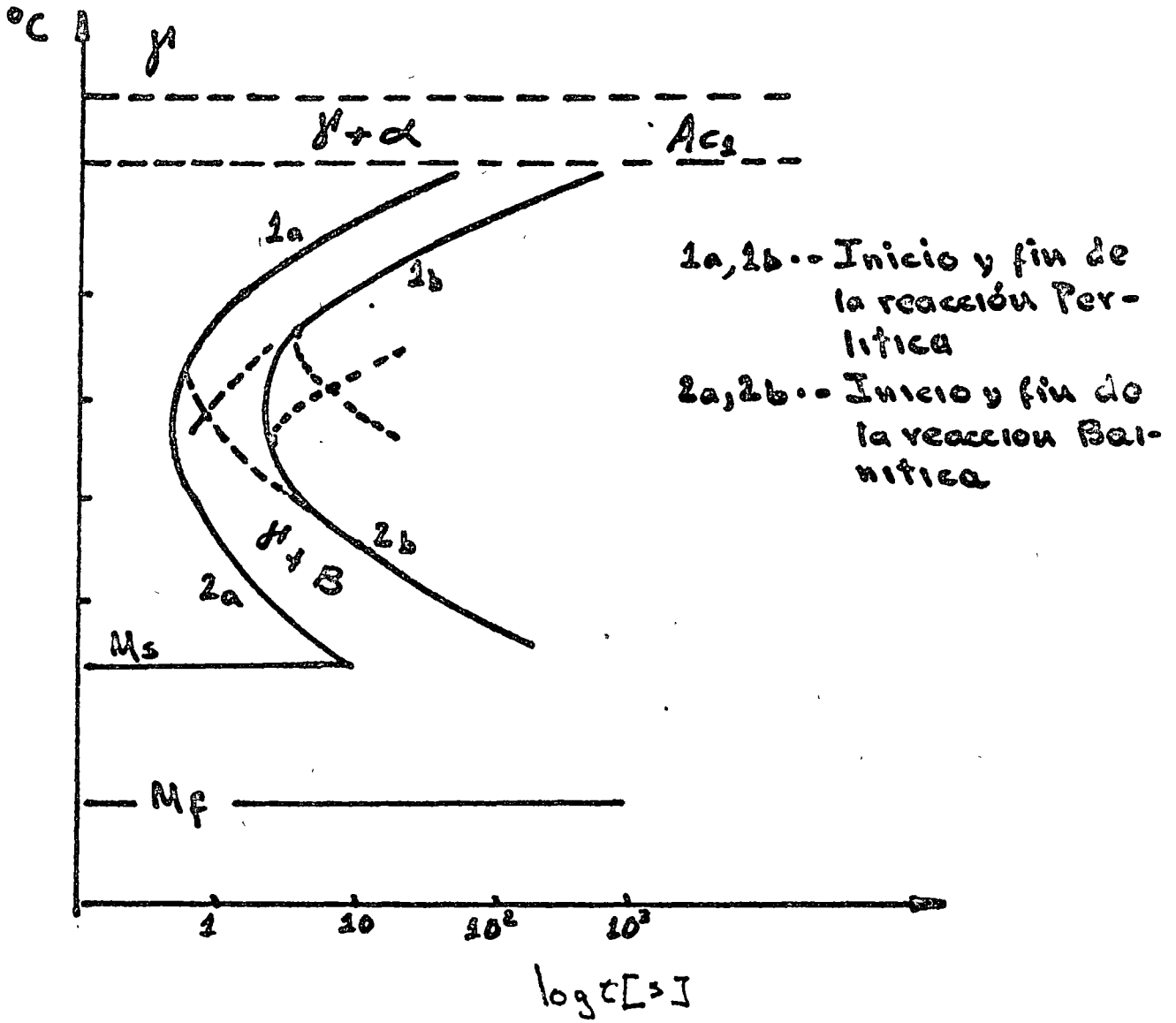
Además de la monumental obra de F. TÖDT, traducida recientemente ("Corrosión y protección", Aguilar, Madrid, 1959), pueden consultarse los trabajos:

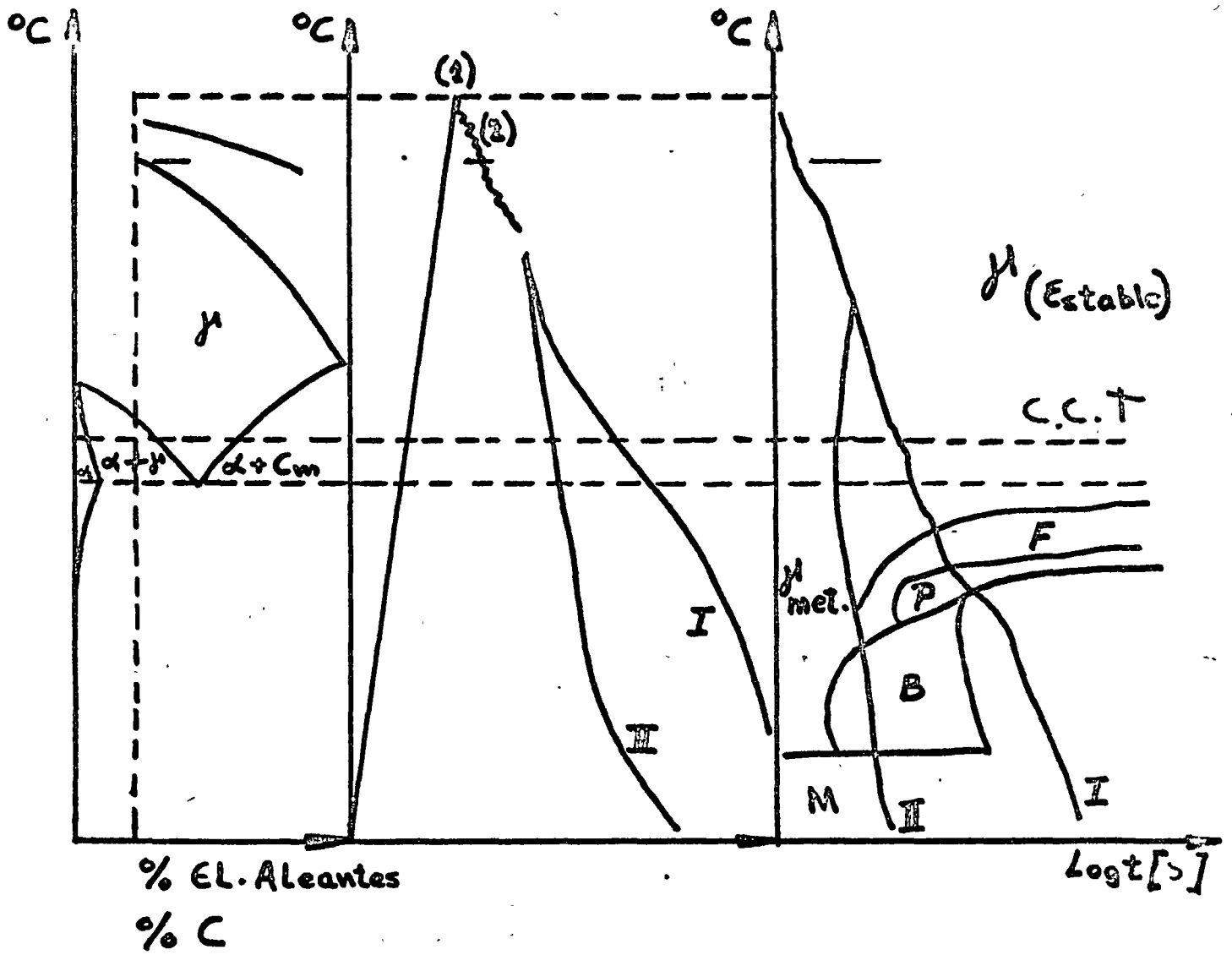
Comisión IX del I. I. S.: (Propuesta de) Ensayo de corrosión para los

T.T.T



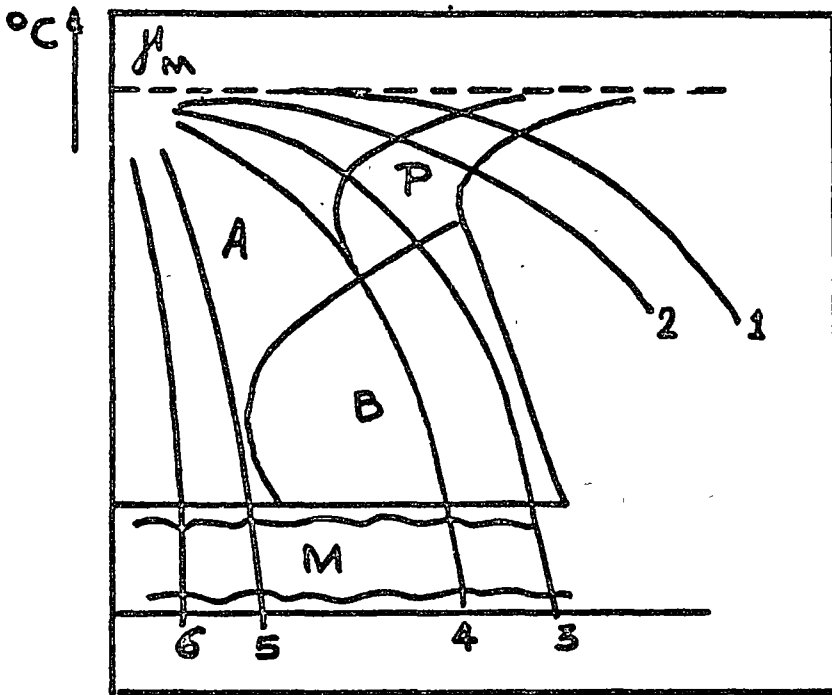
T. T. T.





log

C. C. T.



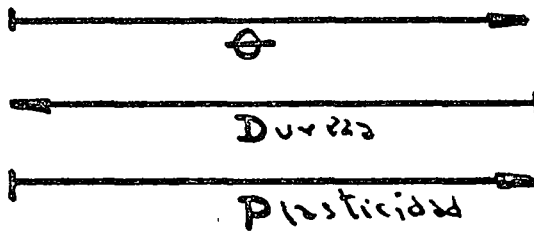
A-Zona de M'
Metaestable

P-Zona de Trans-
formacion Per-
litica

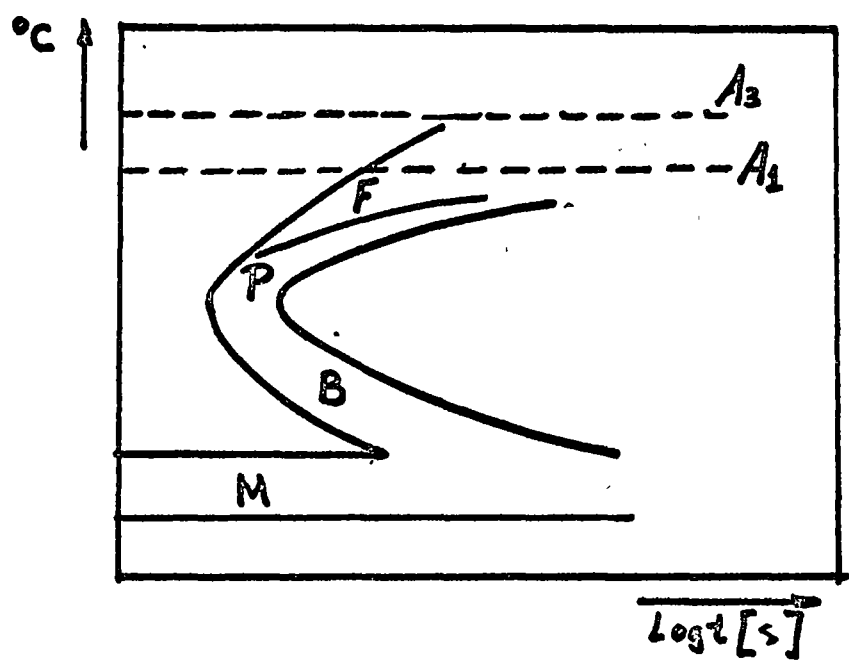
B-Zona de Trans-
formacion Baini-
tica

M-Zona de Trans-
formacion Mar-
tensitica

$\text{Log}t [\text{s}]$

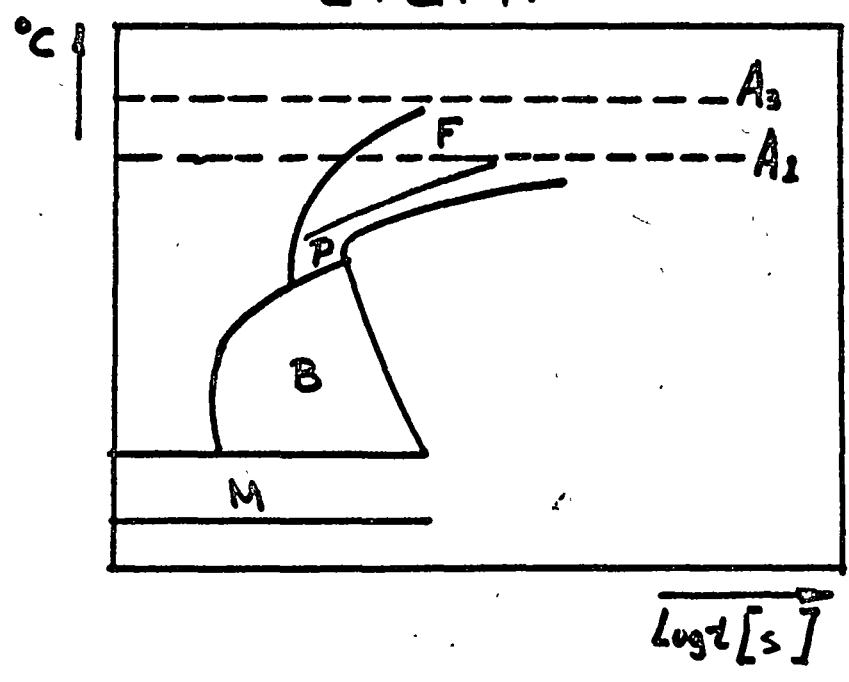


T.T.T.



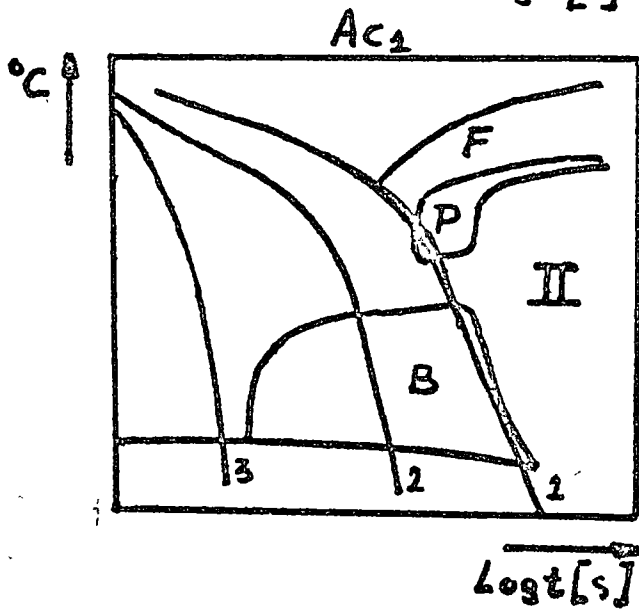
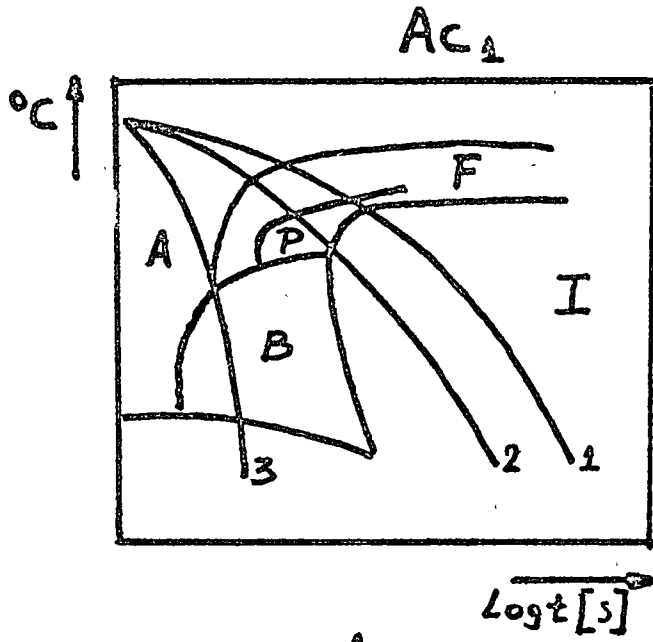
$< 0.8\%C$

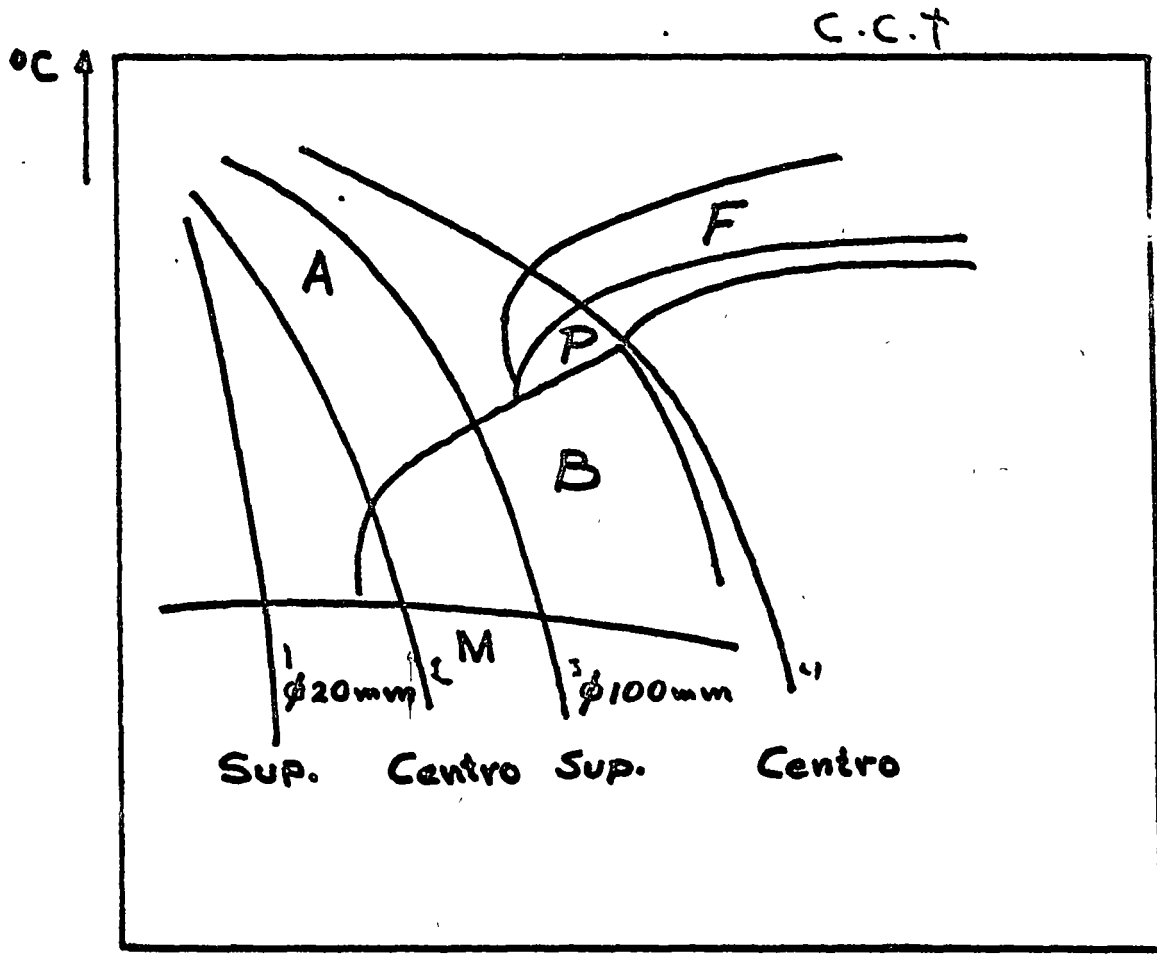
C.C.T.



$> 0.8\%C$

C.C.T [I-II]

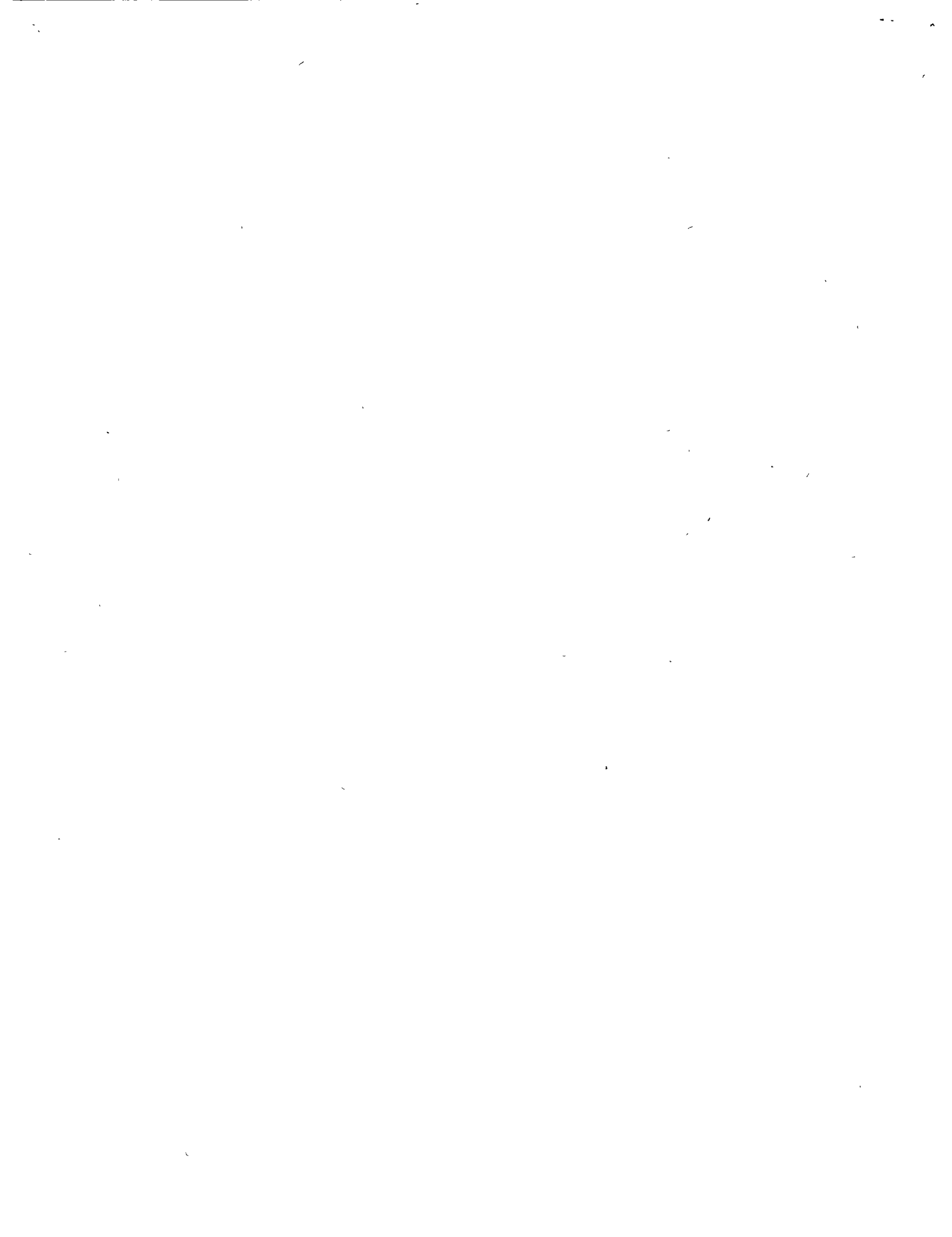




$\phi 20\text{mm}$ { 1
2

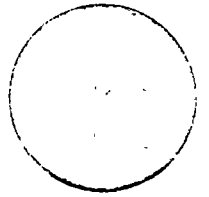
$\phi 100\text{mm}$ { 3
4

\rightarrow
 $\log t [s]$





centro de educación continua
facultad de ingeniería, unam



METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA

II

ING. FAUSTO MEDINA

CAPITULO IV

LOS ELECTRODOS PARA SOLDAR POR ARCO

El procedimiento de soldeo eléctrico por arco está caracterizado por la creación y el mantenimiento de un arco entre una varilla metálica denominada "electrodo" y la pieza que se va a soldar. El electrodo desempeña a la vez los papeles de conductor de la energía eléctrica necesaria para la fusión y de metal de aporte.

Los *electrodos desnudos*, que se utilizan en casos excepcionales, están hoy día casi totalmente reemplazados por los *electrodos revestidos*, constituidos por un alma metálica y un revestimiento. La fusión del revestimiento, que en general sigue a la del metal de aporte, forma sobre el baño de metal líquido una escoria metalúrgica. Entonces se producen las reacciones más complejas —que dependen de la naturaleza del revestimiento— entre la escoria y el metal fundido: reacciones de desoxidación, de desulfuración, de desnitruración, así como intercambio de elementos metálicos aportados en forma de ferroaleaciones por el revestimiento.

Este capítulo está consagrado, por un lado, al estudio de los electrodos para soldar por arco, a su clasificación y a sus propiedades (primera parte), y por otro, al estudio de ciertas reacciones entre la escoria y el metal fundido, con ayuda de los conceptos de la mecánica química (segunda parte).

PRIMERA PARTE

I.—DEFINICION Y CLASIFICACION DE LOS ELECTRODOS¹

A) Definición de los electrodos

ELECTRODOS DESNUDOS —Están formados por una varilla metálica de sección circular y composición química bien definida; presentan gran cantidad de inconvenientes, tanto desde el punto de vista del funcionamiento del arco como de las cualidades físicas del metal depositado: dificultad de cebado y estabilización del arco, absorción de gran cantidad de gases, principalmente oxígeno y nitrógeno, etc. Como veremos más

¹ Para la terminología completa en castellano confróntese la Norma UNE 14 001 (6 19) (A. del T.).

adelante (capítulo V), la absorción de gases es causa, no sólo de la formación de poros o sopladuras (faltas de compacidad), sino también de la oxidación y nitruración del metal fundido, que disminuyen considerablemente la capacidad de deformación de las soldaduras. Estos electrodos están casi completamente abandonados.

ELECTRODOS REVESTIDOS —Al suceso KJLLBERG, inventor del electrodo revestido, debe la industria de la soldadura su impulso prodigioso.

Un electrodo revestido está constituido por un alma metálica, generalmente de forma cilíndrica, y un recubrimiento de composición química muy variada de acuerdo con las características que se le exigen (*fig. I-3*).

La composición de los revestimientos es muy complicada: se trata de mezclas de materias orgánicas y minerales. Cada cuerpo desempeña un papel determinado, bien durante la fusión, bien durante la solidificación: se tienen estabilizadores del arco, constituyentes de las escorias, depuradores, aportadores de elementos útiles al metal fundido, etc.

En definitiva, el revestimiento cumple a la vez:

- a) una función eléctrica;
- b) una función física en cuanto escoria;
- c) una función metalúrgica.

B) Papel eléctrico de revestimiento

Sabemos que la existencia de un arco depende del estado de ionización de los gases comprendidos entre el ánodo y el cátodo. Los arcos metálicos son inestables por efecto de su característica negativa, debida al hecho de que la resistencia disminuye cuando la intensidad del arco aumenta. Para conseguir estabilidad en el funcionamiento es preciso introducir en el circuito del arco una resistencia, o mejor una autoinducción con una resistencia, que se oponen a las variaciones rápidas de la corriente.

Por tanto, los factores que influyen en la estabilidad del arco son bastante numerosos:

- la tensión de cebado en vacío; con corriente alterna se necesitan tensiones de cebado más elevadas;
- el potencial de ionización de los metales;
- el poder termoiónico;
- la conductividad térmica.

Para un arco de corriente alterna es imprescindible un medio fuertemente ionizado, y por ello se agregan al revestimiento sales de sodio, de potasio, etc. Otros productos, tales como los silicatos, los carbonatos, los óxidos de hierro, los óxidos de titanio, el óxido de torio, etc., son asimismo favorables para el cebado y mantenimiento del arco.

En oposición a estas sustancias, existen muchos productos, entre ellos los fluoruros, que poseen una acción eléctrica desfavorable: por tal razón no es aconsejable la criolita como cuerpo ionizante.

De una manera general, los cuerpos que se descomponen dando gases fácilmente dissociables exigen tensiones de cebado más elevadas debido a las calorías absorbidas por la disociación endotérmica. Tal ocurre con el arco en atmósfera de hidrógeno, que se hace inestable como consecuencia de la disociación de la molécula de H_2 en $2H$ con absorción de 102 kcal/mol.

C) Papel físico del revestimiento

El revestimiento debe facilitar el soldeo en las diversas posiciones operatorias —vertical, horizontal, de techo— y proporcionar, según sea su naturaleza, un cordón reforzado o aligerado.

Dos elementos intervienen en esta función:

— la naturaleza del revestimiento, que determina la viscosidad de la escoria líquida;

— el espesor del revestimiento.

No es posible la ejecución de soldaduras en posiciones distintas de la soldadura a tope sobre plano horizontal más que si los gases procedentes del revestimiento o el vapor de agua arrastran las gotas fundidas. J. D. FAST [1] ha hecho ver que un electrodo ácido completamente desecado en argón no permite realizar soldaduras de techo, lo cual demuestra el papel mecánico del vapor de agua.

Los electrodos volátiles o semivolátiles son idóneos para ejecutar soldaduras de buen aspecto en diversas posiciones, debido al desprendimiento de hidrógeno o de vapor de agua. Los electrodos básicos son también capaces de depositar el metal en todas las posiciones, gracias a la formación de anhídrido carbónico por descomposición de los carbonatos.

La acción mecánica de los gases desprendidos por el revestimiento en el transporte de las gotas fundidas no ofrece duda, pero no constituye sino un aspecto del problema. La escoria fundida debe mantener la gota en su lugar, con lo cual aparece el papel de la tensión superficial de la escoria líquida.

La viscosidad de las escorias en la soldadura ejerce una clarísima influencia, no sólo en la obtención fácil de depósitos en todas las posiciones, sino también en la protección total del metal fundido.

Por otra parte, una escoria flúida facilita la velocidad de las reacciones y los intercambios entre escoria y metal. Por todas estas razones es necesario buscar, para la fijación del manganeso o de elementos especiales en el baño fundido, así como para la desulfuración y la desfosforación de la soldadura, escorias poco viscosas, como las producidas por los revestimientos básicos.

Según las investigaciones de P. K. GLEDHILL [2], las escorias de los revestimientos ácidos (fig. IV-1, curva I) tienen una viscosidad elevada en las proximidades de su temperatura de fusión (1 250 °C a 1 300 °C) y esta viscosidad disminuye cuando la temperatura aumenta. Las escorias ácidas a base de feldespato (curva V) son también muy viscosas a tempera-

tura baja (1 200 °C), pero la caída de la viscosidad es muy rápida para variaciones pequeñas de la temperatura, y llega a igualar a la de los revestimientos básicos (curva IV) para $t=1 400$ °C. Las escorias a base de rutilo, para electrodos destinados a soldar en horizontal (curva II), tienen una viscosidad que cae bruscamente a la temperatura de 1 400 °C; por el

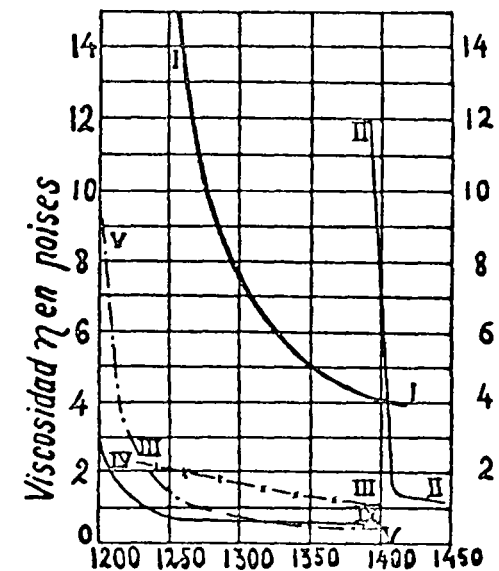


Fig. IV-1.—Variación de la viscosidad de las escorias de las soldaduras por arco en función de la temperatura (Según P. K. GLEDHILL.)

Curvas I y V: escorias de electrodos ácidos; curva II: escoria de electrodos de rutilo para soldadura en plano horizontal; curva III: escoria de electrodos de rutilo para soldadura en cualquier posición; curva IV: escoria de electrodos básicos.

contrario, la escoria de los electrodos destinados a soldaduras de techo (curva III) es flúida, y su viscosidad permanece sensiblemente constante en un dominio amplio de temperaturas (de 1 250 °C a 1 400 °C).

D) Papel metalúrgico del revestimiento

Los revestimientos no solamente contienen elementos estabilizadores y productos químicos que forman escorias metalúrgicas, sino asimismo elementos reductores y ciertos elementos útiles, que se fijan en el metal fundido con objeto de mejorar las características mecánicas del depósito metálico.

La escoria formada por la fusión del revestimiento obra, ora protegiendo el metal líquido del contacto del aire (escoria espesa), ora desprendiendo gases reductores —por ejemplo, hidrógeno en los electrodos volátiles— o bien ejerciendo ambas funciones a la vez, como ocurre con los revestimientos básicos.

CLASIFICACION DE LOS REVESTIMIENTOS ¹

Los revestimientos de los electrodos para soldar por arco pueden clasificarse, según su naturaleza química y las reacciones de sus escorias, en cinco grandes grupos.

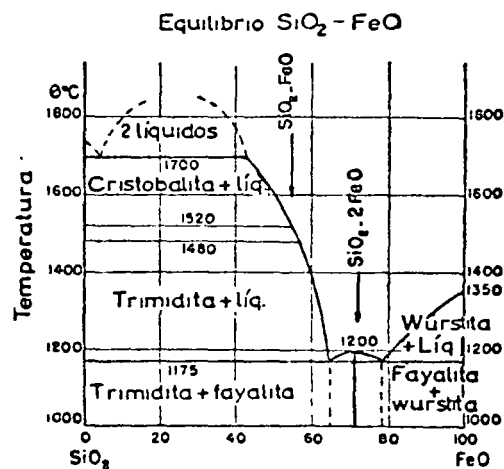


FIG. IV-2.—Los constituyentes del sistema $\text{SiO}_2 - \text{FeO}$.

1.º REVESTIMIENTOS OXIDANTES, constituidos principalmente por una mezcla de óxidos de hierro, sílice y silicatos naturales (caolín, talco, mica, feldespato, etc.), con pocos elementos desoxidantes o ninguno.

Las escorias de estos revestimientos pertenecen al sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2$ (figura IV-2), y corresponden casi exactamente al compuesto $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ o fayalita, cuyo eutéctico funde alrededor de los 1 200 °C (fig. IV-3).

Estos electrodos se llaman oxidantes porque el metal fundido retiene gran cantidad de oxígeno o de óxido FeO (así como de nitrógeno en forma de nitruro Fe_3N) (fig. IV-4). Los contenidos de nitrógeno de las soldaduras oxidantes pueden variar entre 0,030 % y 0,040 %. Los elementos del acero (Mn y Si) se desplazan hacia la escoria.

Los electrodos oxidantes son los más corrientes, tienen bajas características



FIG. IV-3.—350 X — Escoria oxidante del sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2$. Fondo de silicato de hierro y cristalitas de Fe_3O_4 .

¹ Véase la nota ² de la pág. 110 (N. del T.).

mecánicas y dan cordones de soldadura de muy buen aspecto, especialmente en las soldaduras en ángulo.

2.º REVESTIMIENTOS ACIDOS están formados también a base de óxidos de hierro y silicatos naturales, pero contienen gran proporción de productos desoxidantes y desnitrurantes en forma de ferroaleaciones (ferromanganeso, ferrosilicio, ferrotitanio).

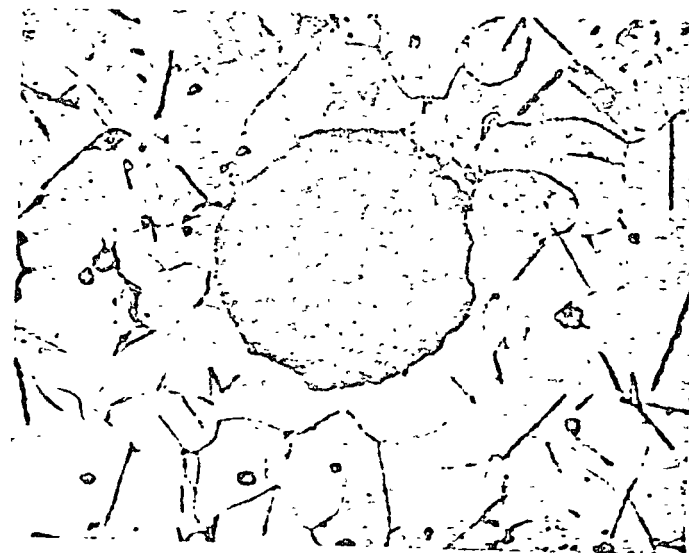


FIG. IV-4—1.000 X — Óxido y silicato de hierro complejos observados en una soldadura ejecutada con un electrodo ácido. Fondo de ferrita y agujas de Fe_3N ($\text{C} = 0,08$ %; $\text{Mn} = 0,46$ %; $\text{Si} = 0,25$ %; $\text{N}_2 = 0,024$ %).

Las escorias que se obtienen forman parte del sistema $\text{FeO} - \text{SiO}_2 - \text{MnO}$, y dan silicatos complejos (MnO , FeO , SiO_2) o rodonita (fig. IV-5).

Contienen:

a) Gran proporción de silicato de hierro (fayalita) o de silicatos más complejos de hierro y de manganeso (rodonita).

b) Óxidos libres FeO y MnO en proporciones variables.

Estas escorias tienen reacción ácida, es decir, tienden a disolver los óxidos básicos tales como el MnO , en consecuencia, gran parte del manganeso se desplaza hacia la escoria.

Este enriquecimiento en manganeso

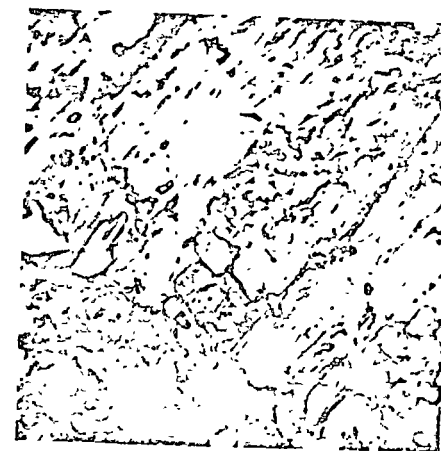


FIG. IV-5—350 X — Escoria del sistema $\text{FeO} - \text{MnO} - \text{SiO}_2$. Fondo de rodonita probablemente, y cristalitas de silicato de hierro.

disminuye la viscosidad de la escoria, lo cual lleva a una mejora en el aspecto del cordón y facilita la realización de soldaduras en todas las posiciones.

3.° REVESTIMIENTOS DE OXIDO DE TITANIO: a base de rutilo (TiO_2 natural en 95 % de riqueza) o de ilmenita (óxido de hierro titanado); contienen también silicatos naturales y ferroaleaciones, que son elementos de afino.

Las escorias que se forman son titanatos de hierro o titanatos complejos; pertenecen al sistema $\text{TiO}_2\text{-FeO-MnO}$ y tienen una función ácida, menos fuerte sin embargo que la de las escorias ácidas.

Los electrodos a base de rutilo permiten realizar soldaduras de muy buen aspecto con buenas características mecánicas; presentan, además, las ventajas de dar una gran estabilidad al arco, y de permitir la ejecución de soldaduras en todas las posiciones; constituyen una gama de electrodos muy apreciada.

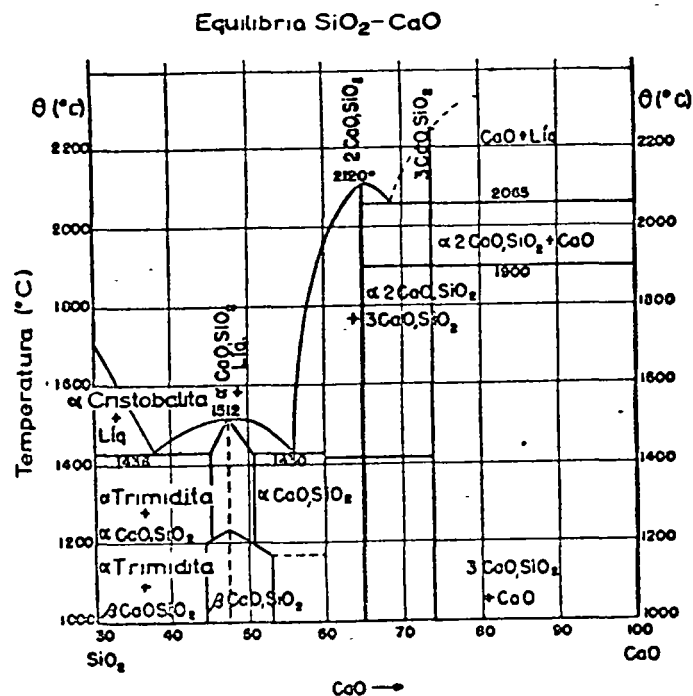
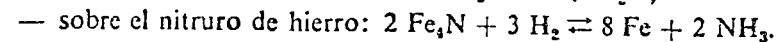
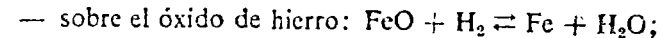


FIG. IV-6.—Los constituyentes del sistema $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.

4.° REVESTIMIENTOS CELULOSICOS constituidos a base de productos volátiles (celulosa de madera o de algodón) contienen también silicatos naturales y ferroaleaciones reductoras. Estos electrodos producen una escoria poco voluminosa, y con ellos las reacciones de reducción se llevan a cabo en una atmósfera de hidrógeno que rodea el metal fundido.

Tales reacciones son de dos tipos, según que la acción de hidrógeno se ejerza



El metal depositado por estos electrodos está afinado, carece de oxígeno ($\text{O}_2 \leq 0,020 \%$), pero contiene en cambio gran proporción de hidrógeno (de 15 a 25 cm^3 por 100 g de metal).

Los electrodos celulósicos encuentran aplicaciones en el soldeo en posiciones diversas y sobre todo cuando se pretende conseguir cierta penetración de la soldadura. En efecto, a la temperatura del arco, la descomposición del hidrógeno molecular desprendido por la celulosa en hidrógeno atómico ($\text{H}_2 \rightleftharpoons 2\text{H}$) se realiza con absorción de 102 000 cal/mol, que se restituyen en forma de calorías suplementarias.

5.° REVESTIMIENTOS BASICOS: son mezclas de carbonato cálcico o magnésico —cuyos calores de formación son elevados— con un fundente, a las que se han añadido productos desoxidantes en forma de ferroaleaciones.

Estos revestimientos funden a temperatura muy elevada (hacia los 2 000 °C), y por ello se necesita añadir un fundente (espato flúor, criolita, etcétera).

Las escorias obtenidas a partir de estos electrodos, que poseen una función básica fuerte, pertenecen al sistema CaO-SiO_2 (fig. IV-6) o a otros más complejos; se presentan en forma de metasilicato 2CaO, SiO_2 o de mezcla de metasilicato y trisilicato 3CaO, SiO_2 , ambos muy estables.

Se admite también que parte del hierro puede combinarse con el carbonato en forma de ferrito cálcico $\text{Fe}_2\text{O}_3, 2\text{CaO}$, que tiene un gran calor de formación (21 000 cal/mol). La alúmina debe de encontrarse combinada, ya que a temperatura elevada su función básica es superior a su función ácida

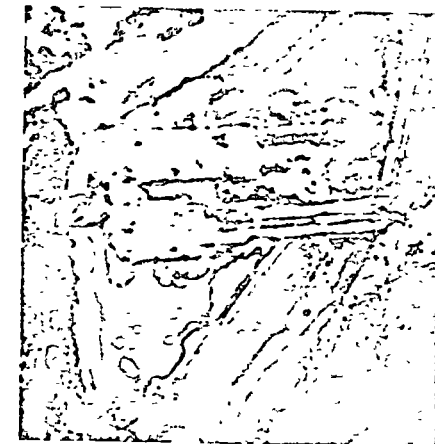


FIG. IV-7.—350 X.—Escoria básica. Cristales prismáticos de silicato cálcico

El aspecto morfológico de las escorias básicas, muy diferente del de las escorias ácidas, está caracterizado por la presencia de largos cristales prismáticos (fig. IV-7) sobre un fondo de silicato complejo. También se encuentran constituyentes no disueltos, en forma de un esqueleto denso de color claro, posiblemente relacionado con el ferrito cálcico.

Los electrodos básicos depositan un metal puro con inclusiones dispersas y estructura fina (fig. III-8), que posee elevada capacidad de defor-

mación: alargamientos del orden del 30 % (con probetas de longitud 7ϕ y resiliencias de 15 a 18 kpm/cm² (en probetas UF) para una resistencia media de rotura de 50 kp/mm².

Ciertos electrodos forman la clase de los llamados "bajos de hidrógeno", que tienen gran importancia industrial (cap V).

La puesta a punto de los electrodos básicos se realizó por R. SARAZIN y M. MONEYRON en 1934 [3], con objeto de satisfacer las condiciones exigidas por nuestra Marina Nacional¹. Actualmente, una gran parte de la producción francesa de electrodos está constituida por los de revestimiento

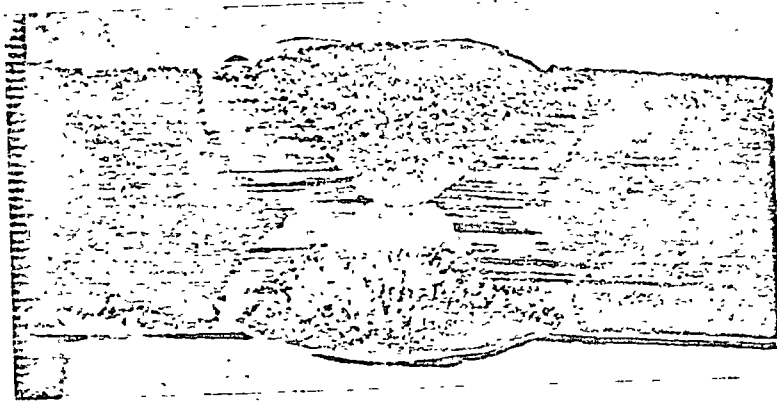


Fig. IV-8.—Macroestructura de una soldadura de gran penetración, ejecutada manualmente mediante dos pasadas ($e = 16$ mm).

básico. Todos los países extranjeros han adoptado esta calidad de electrodos, y en particular Suecia, la mitad de cuyo consumo es de electrodos básicos.

Otros factores, tales como el espesor del revestimiento, intervienen en su papel metalúrgico (reducción de los óxidos o nitruros de hierro).

Para aumentar el rendimiento de las soldaduras manuales han aparecido en el mercado nuevos tipos de electrodos con revestimiento ácido, de rutilo o básico, que permiten reducir el precio de coste de las soldaduras: ya por evitar una preparación larga y costosa de los bordes de la junta (electrodos de gran penetración), ya porque aportan un peso de metal superior al del alma del electrodo sin variación sensible del tiempo de fusión (electrodos de gran rendimiento).

ELECTRODOS DE GRAN PENETRACION²

Estos electrodos permiten la realización de soldaduras con un número muy pequeño de pasadas en chapas de hasta 14 a 16 mm de espesor, sin achafanado de la junta [20].

¹ Naturalmente, el autor se refiere a la francesa (N. del T.).

² Véase la propuesta de Norma UNE 14 023: "Ensayos para la caracterización de los electrodos de gran penetración", *Cienc. y técn. sold.*, año VII, 15 (11-12, 1958) (N del T.).

Normalmente, las soldaduras de juntas con bordes rectos se realizan en dos pasadas (fig. IV-8): la primera llega hasta la mitad del espesor, y la segunda pasada, ejecutada por la parte de atrás de la chapa, desborda sobre la primera.

La naturaleza del revestimiento —que puede ser ácido o de rutilo con cierto contenido de productos celulósicos— desempeña un papel esencial; aquél es, además, muy grueso (el diámetro del electrodo queda multiplicado por dos) y puede soportar la aplicación de intensidades elevadas.

La naturaleza de la corriente no parece afectar la penetración; sin embargo, con grandes intensidades se prefiere el empleo de corriente alterna para evitar el efecto de soplado del arco que se presenta con la corriente continua. Las intensidades admitidas en el soldeo de gran penetración son¹ del orden de quince a dieciséis veces el cuadrado del diámetro del electrodo expresado en milímetros: $I = 16 d^2$

En este procedimiento la calidad del metal base tiene una influencia notable en el resultado del empalme, ya que gran parte de dicho metal constituye la unión de la soldadura; la aplicación de tal procedimiento implica, por tanto, una vigilancia más cuidadosa que la normal del acero que se ha de unir. En general, es necesario limitar el soldeo con electrodos de gran penetración a los aceros dulces al carbono y a los aceros perfectamente soldables.

ELECTRODOS DE GRAN RENDIMIENTO

El rendimiento se define por la relación entre el peso del metal aportado a la junta y el peso útil del alma del electrodo.

En los electrodos clásicos este rendimiento varía de 0,80 a 0,98, según la naturaleza del revestimiento, el diámetro del electrodo y la intensidad de la corriente aplicada.

Se puede aumentar notablemente este rendimiento añadiendo al revestimiento polvo de hierro, que va a parar principalmente al metal fundido [4].

En los electrodos del tipo de *contacto* el rendimiento puede llegar a ser el doble que con un electrodo clásico, estos electrodos de enorme revestimiento no se pueden utilizar más que en soldaduras a tope horizontales o en ángulo².

En el mismo orden de ideas se han creado electrodos ácidos, de rutilo o básicos de menor espesor, para el soldeo en todas las posiciones, con rendimientos de 1,2 a 1,4.

¹ Expresadas en amperios (N. del T.).

² Véase el artículo de P. C. VAN DER WILIGEN "Soldadura eléctrica por arco, método de contacto. Monografía núm. 14 del I. de la S., Madrid (1950) (V. T.).

E) Características de funcionamiento de los electrodos

Las condiciones eléctricas —intensidad y tensión— que se utilizan para la fusión de un electrodo dependen de numerosos factores, y principalmente del diámetro del electrodo y del espesor y naturaleza del revestimiento.

En los electrodos modernos, la tendencia a utilizar revestimientos cada vez más gruesos conduce a emplear intensidades de corriente más elevadas. He aquí, según M. MONEYRON [5] (cuadro IV-1), los valores de las intensidades de corriente aplicadas a los electrodos modernos comparadas con las de los electrodos de tipo antiguo, siendo el espesor del revestimiento igual a la mitad del diámetro de la varilla

$$\left(\gamma = \frac{\text{diámetro del electrodo}}{\text{diámetro de la varilla}} \right)$$

CUADRO IV-1

INTENSIDADES ADMITIDAS CON ELECTRODOS CORRIENTES

$\gamma = 1,5$.

Diámetro de los electrodos (mm)	ELECTRODOS ANTIGUOS		ELECTRODOS MODERNOS	
	Intensidades medias (A)	Densidad de corriente (A/mm ²)	Intensidades medias (A)	Densidad de corriente (A/mm ²)
2	45	14,4	50	16
2,5	70	14,3	75	15,3
3,2	110	13,7	120	15
4	140	11,1	170	13,5
5	190	9,5	250	12,7
6	240	8,4	350	12,3
8	320	6,3	450	9

La tensión de funcionamiento, U_f puede determinarse por una relación de la forma:

$$U_f = K + \frac{l \cdot d}{10} \cdot \frac{I}{S}$$

en la que:

K es una constante que depende de la naturaleza del metal del electrodo y de las tensiones anódica y catódica del arco; para el acero, $K=12$;

l representa la longitud del arco expresada en milímetros, por término medio varía de 3 a 6 mm, de acuerdo con el diámetro del electrodo,

$\frac{I}{S}$ es la densidad de corriente, I la intensidad en amperios y S la sección en milímetros cuadrados;

d es el diámetro del electrodo en milímetros.

Tomando los valores de $\frac{I}{S}$ del cuadro IV-1 se puede construir el cuadro IV-2, que corresponde a una longitud de arco de 3 mm. A efectos de comparación damos las tensiones del arco medidas por MONEYRON con un electrodo básico de $\gamma=1,5$.

CUADRO IV-2

Diámetro del electrodo (mm)	ELECTRODOS ANTIGUOS		ELECTRODOS MODERNOS		Valores dados por MONEYRON para U_f (V) con revestimiento básico
	$\frac{I}{S}$	U_f (V)	$\frac{I}{S}$	U_f (V)	
2	14,4	20,7	16	21,6	24,5 23 24 26
2,5	14,3	22,7	15,3	23,5	
3,2	13,7	23,0	15	26,4	
4	11,1	25,3	13,5	27,5	
5	9,5	26,2	12,7	30	
6	8,4	27,1	12,3	34	
8	6,3	28,0	9	33,8	

Examinemos ahora la influencia de los diferentes factores en la variación de la tensión de funcionamiento.

1.º Cuando la intensidad de la corriente aumenta puede preverse que la tensión de funcionamiento crecerá rápidamente.

En efecto:

$$\Delta U = \frac{l \cdot d}{10 S} \cdot \Delta I$$

o, en función del diámetro únicamente:

$$\Delta U = 0,13 \times \frac{l \cdot d}{d} \times \Delta I$$

con $l=3$ mm:

$$U_f = \frac{0,40}{d} \times \Delta I + 12.$$

Para un electrodo de 4 mm, la variación de la tensión de funcionamiento sería de $0,10 \Delta I$. Si se aumenta la intensidad de la corriente de

150 a 240 A, como ocurre con los electrodos de penetración, la variación de la tensión U_f sería tal que,

para $I=150$ A: $U_f = 12 + 15 = 27$ V;

para $I=240$ A: $U_f = 12 + 24 = 36$ V.

Para un electrodo de 5 mm de diámetro:

$$U_f = 0,08 \Delta I + 12.$$

Con intensidad normal, tal como $I=200$ A: $U_f=12+16=28$ V; con sobreintensidad,

$I = 360$ A: $U_f = 12 + 29 = 41$ V.

que es justamente lo que se observa con electrodos de gran penetración que deben funcionar con sobreintensidades.

No hemos tenido en cuenta en estas fórmulas ni la naturaleza del revestimiento ni su espesor.

MONEYRON ha mostrado que:

a) Para un diámetro constante del electrodo, la tensión de funcionamiento crece rápidamente en función de la intensidad de corriente (figura IV-9).

b) A intensidad constante, cuando el diámetro del electrodo aumenta

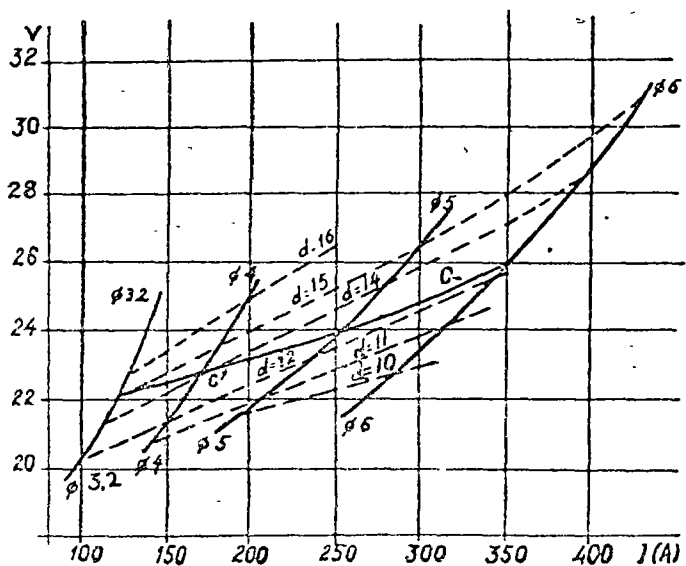


Fig. IV-9.—Variación de la tensión del arco en función de la intensidad de corriente o de la densidad de corriente, $d = \frac{I}{S}$.

Con línea llena $U_f = f(I)$; con línea discontinua las curvas de densidad constante. La densidad C (curva C) decrece ligeramente con el diámetro del electrodo.

la tensión de funcionamiento disminuye; dicho de otro modo, la tensión en los bornes del arco depende de la densidad de corriente.

Damos, según el mismo autor (fig. IV-10), las tensiones en los bornes del arco con diferentes variedades de electrodos, en función del espesor del revestimiento para un diámetro de la varilla de 4 mm. También indicamos su campo de utilización.

2.º Si durante el funcionamiento aumenta la longitud, l , del arco:

$$\Delta U_f = \Delta l \cdot \frac{d}{10} \cdot \frac{I}{S}$$

se ve que U_f aumenta proporcionalmente a dicha longitud para un diámetro de electrodo constante.

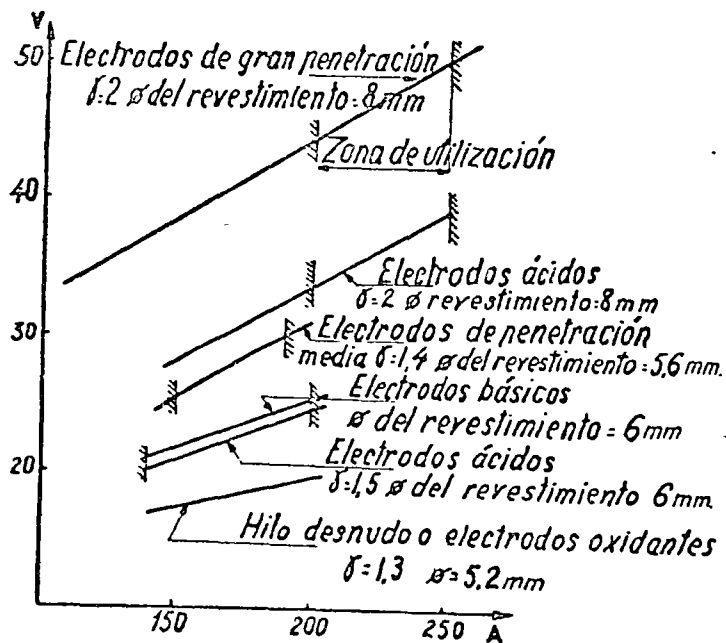


Fig. IV-10.—Tensión de funcionamiento del arco para diferentes tipos de revestimiento.

En resumen, la tensión en los bornes de un electrodo moderno de soldo es función de la densidad de corriente, de la intensidad de la corriente y de la longitud del arco (que depende de la naturaleza del revestimiento y de su espesor).

Estas propiedades de los electrodos tienen una repercusión innegable en las características estáticas de los grupos de soldar. Consideremos, en efecto, un grupo de corriente continua con una tensión en vacío de 50 V (fig. IV-11) y característica lineal. Para un electrodo corriente de $\gamma=1,5$ (cualquiera que sea la naturaleza del revestimiento), si el diámetro es de 4 mm y la intensidad de 170 A, la tensión de funcionamiento será de

23 a 25 V, el arco será estable. Una variación de $\pm 2V$ en el arco desplazará la intensidad entre 150 y 200 A.

Veamos ahora lo que ocurrirá si se quiere utilizar con este equipo un electrodo de "gran penetración" ($\gamma=2$). Para un diámetro ¹ de 4 mm y una intensidad de 240 A, la tensión de funcionamiento se sitúa entre los 42 y 45 V, y el arco se hace muy inestable.

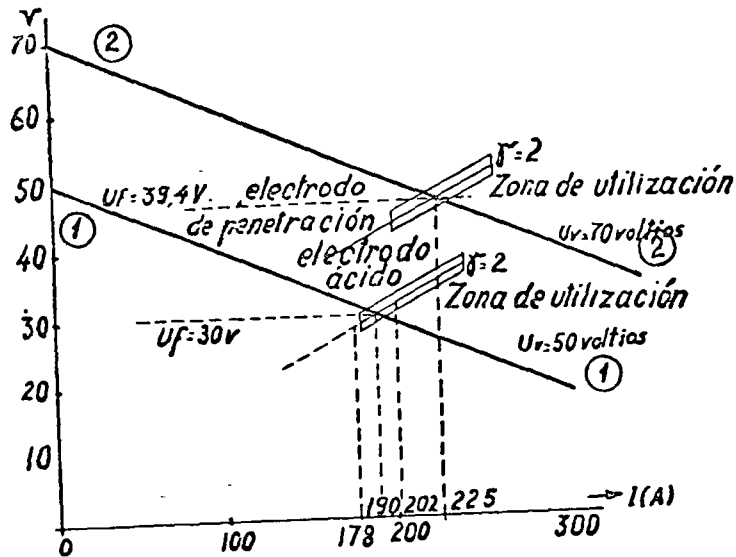


FIG. IV-11.—Influencia de la naturaleza del electrodo en las características estáticas del grupo de soldadura.

Curva 1.—Equipo de soldadura de corriente continua de 50 V de tensión en vacío.
Curva 2.—Equipo de soldadura de corriente continua de 70 V de tensión en vacío.

Este ejemplo señala la razón por la que no se han podido emplear electrodos de sobreintensidad con los grupos antiguos de tensión baja en vacío. Para los nuevos electrodos es necesario tener grupos con tensiones en vacío elevadas, del orden de 70 V, incluso con corriente continua.

LA CONSTANTE DE FUSION

Se ha introducido otra característica para calificar un electrodo.

Si p_0 representa el peso en gramos del metal depositado por un electrodo de un tipo dado, I la intensidad de la corriente y t el tiempo en segundos necesario para fundir un electrodo, la expresión:

$$a = \frac{p_0}{I \cdot t}$$

¹ De varilla, debe sobreentenderse en éste como en otros muchos casos (N. del T.).

representa el peso de metal depositado por amperio y por segundo: es la constante de fusión.

Se llama *velocidad de fusión* al peso en gramos del metal depositado por minuto.

$$c = \frac{p_0 \times 60}{t} \text{ g/min}$$

por consiguiente

$$a = \frac{c}{I} \text{ g/min} \cdot A$$

La velocidad de fusión c es el producto de la constante de fusión, a , por la intensidad de la corriente.

La constante de fusión, a , varía poco con la tensión del arco, pero crece ligeramente al aumentar el diámetro del electrodo; varía con el espesor del revestimiento, pero sobre todo en función de la naturaleza de éste.

En los revestimientos ácidos el aumento de sílice tiende a aumentar la constante de fusión, por lo menos hasta llegar al 20 % de SiO_2 . En los revestimientos básicos a tiende a disminuir al aumentar el carbonato cálcico, y pasa por un mínimo cuando la concentración de $CaCO_3$ es del 35 % [6].

El cuadro IV-3 nos da un ejemplo de cálculo de la constante de fusión para tres tipos de electrodos: ácidos, básicos y un electrodo del tipo de gran rendimiento:

CUADRO IV-3

Constantes de fusión de diversas variedades de electrodos

Naturaleza del electrodo	Diámetro del electrodo (mm)	I (A)	p_0 (g)	t (s)	$c = \frac{p_0 \times 60}{t}$	$a = \frac{c}{I}$
Tipo ácido	3,2	110	24,5	80	18,4	0,167
	4	160	38,2	86	26,7	0,167
	5	190	52,0	96	32,5	0,170
	6,3	250	83,0	105	48	0,170
Tipo básico	3,2	110	25,0	85	17,6	0,160
	4	160	41,5	93	26,9	0,168
	5	190	57,5	107	32,3	0,170
	6,3	280	95,5	120	48,0	0,170
Tipo de «gran rendimiento»	3,2	170	49,0	72	40,8	0,240
	4	220	65,0	73	53,3	0,240
	5	300	97,0	74	78,6	0,260

F) Clasificación de los electrodos

De acuerdo con las propiedades mecánicas exigidas, los electrodos con alma de acero ordinario están clasificados actualmente en Francia en cinco categorías objeto de especificaciones técnicas (Norma A 81-309).

Las características mecánicas dadas en el cuadro IV-4 corresponden a las de un metal colado en molde que se ajuste a las condiciones prescritas por la norma francesa A 81-302.

CUADRO IV-4

Clasificación de los electrodos según la norma A 81-309

Símbolo	Color distintivo	R (kp/mm ²)	CALIDAD A			CALIDAD B		CALIDAD C	
			A %	K UF	H Brinell	A %	K UF	A %	K UF
E. Dx.....	Rosa	40	15	2.					
E. 40.....	Rojo	40-48	16	4		20	7	24	
E. 48.....	Amarillo	48-56				17	6	21	
E. 56.....	Azul	56-65				12	4	18	
E. 65.....	Verde	> 65			200-400	7	2	15	

El alargamiento de rotura, A %, se mide en probeta cilíndrica normal de sección $S_0 = 75 \text{ mm}^2$,

$$y \quad l_0 = \sqrt[3]{66,67 \cdot S_0} \quad \text{o} \quad l_0 = 7,2 d.$$

K es la resiliencia medida con probeta UF ;

H es la dureza Brinell medida con bola de 5 mm bajo carga de 750 kp.

Es evidente que los valores reseñados en el cuadro IV-4 son los mínimos admisibles.

El Instituto Internacional de la Soldadura trata de unificar las clasificaciones de electrodos de los diversos países teniendo en cuenta las características mecánicas y la naturaleza del revestimiento ^{1, 2}.

Acercos de los ensayos de electrodos, véase el artículo de F. DONIS, citado en la Bibliografía española de este capítulo, y la propuesta de Norma UNE 14 022 (1155): "Métodos de ensayo para la medida de las características mecánicas del metal depositado por los electrodos recubiertos destinados a la soldadura por arco de los aceros suaves y débilmente aleados" (N. del T.).

Resumimos la Norma UNE 14 003 (1157): "Clasificación y simbolización de electrodos para la soldadura por arco de los aceros suaves y débilmente aleados". Esta Norma es aplicable a los aceros efervescentes F 111 (extrasuaves), aceros calmados con silicio F-112 (suaves) cuyo contenido de carbono sea $\leq 0,25$ % y a los aceros débilmente aleados de calidad soldable.

Simbolización: Se especifica con un símbolo general (que indica el campo de aplicación de la especificación), 3 símbolos para las características mecánicas del metal depositado (a) resistencia a la tracción, (b) alargamiento y (c) resiliencia) y 3 símbolos

para las condiciones operatorias: a) tipo de revestimiento; b) posiciones de soldadura, y c) corriente de soldadura. (Los símbolos no utilizados pueden reemplazarse por cruces.)

— Símbolo general.—Para electrodos revestidos: E (en cabeza de la designación). Para gran penetración: P; para gran penetración completa: Pc; para gran penetración media: Pm (al final de la designación). Para gran rendimiento: G (al final de la designación), y podrá añadirse una cifra que exprese el rendimiento en %.

— Símbolos de características mecánicas:

a) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4, 5 y 6 corresponden respectivamente las siguientes resistencias mínimas a la tracción (en kp/mm²): —, 41, 44, 48, 52, 56 y 60

b) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4 y 5 corresponden respectivamente los siguientes alargamientos mínimos en % (siendo la longitud igual a 5 ϕ): —, 14, 18, 22, 26 y 30.

c) A los símbolos 0, 1, 2, 3, 4 y 5 corresponden respectivamente las siguientes resiliencias mínimas UF (en kpm/cm²): —, 5, 7, 9, 11 y 3.

— Símbolos de condiciones operatorias:

a) A los símbolos A, B, C, O, R, T y V corresponden respectivamente los siguientes tipos de revestimiento: ácido, básico, celulósico, oxidante, de óxido de titanio 1.º tipo (rutilo), de óxido de titanio 2.º tipo (titanio) y de tipos varios.

b) A los símbolos 1, 2, 3 y 4 corresponden respectivamente las siguientes posiciones de soldo. todas; todas excepto en vertical descendente; sobre plano horizontal, horizontal en ángulo, sobre plano inclinado y en ángulo interior sobre plano horizontal; y, en ángulo sobre plano horizontal y horizontal en ángulo sobre plano inclinado.

c) Las características del equipo eléctrico necesario para obtener condiciones operatorias correctas con electrodo de $\phi \geq 2,5 \text{ mm}$. (y, en c. a., con 50 Hz) y el modo de conexión se indican de la forma siguiente:

a los símbolos 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 y 9 corresponden respectivamente las siguientes condiciones: sólo c. c.; tensión mínima en vacío (t. m. v.) 50 V; t. m. v. 50 V y conexión preferente al polo (c. p. p.) —; t. m. v. 50 V y c. p. p. +; t. m. v. 70 V; t. m. v. 70 V y c. p. p. —; t. m. v. 70 V y c. p. p. +; t. m. v. 90 V; t. m. v. 90 V y c. p. p. —; y, t. m. v. 90 V y c. p. p. +.

Ejemplo de aplicación.—Un electrodo revestido para soldadura eléctrica por arco, con revestimiento básico y que deposita metal de las siguientes características: $R \geq 50 \text{ kp/mm}^2$, $A \geq 31$ % y $\rho \geq 15 \text{ kpm/cm}^2$, que puede soldarse en cualquier posición y que sólo puede soldarse con buenos resultados con c. c., preferentemente conectado al polo +, se simboliza así:

E 355 B10

Clasificación.—Los electrodos revestidos se clasifican del siguiente modo:

— de calidad inferior, simbolizados por E 000 0: tienen $R < 41 \text{ kp/mm}^2$ y $A < 14$ % (sólo para cargas estáticas);

— de calidad media, simbolizados por E 120 x: tienen $R = 41 \dots 44 \text{ kp/mm}^2$ y $A = 18 \dots 22$ %;

— de calidad oxidante, simbolizados por E 030 0: tienen $R < 41 \text{ kp/mm}^2$ y $A > 22$ % (poca penetración para cordones delgados; para uniones en rincón, posición plana y horizontal y en ángulo sobre plano horizontal; para soldadura de aceros suaves y buen aspecto del cordón);

— de calidad intermedia o estructural, simb. por E 231 x: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A = 22 \dots 26$ % y $\rho = 5 \dots 7 \text{ kpm/cm}^2$ (para uniones de responsabilidad que no exijan gran tenacidad ni gran ductilidad);

— de calidad estructural o ácida, simb. por E x12 A: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A > 26$ % y $\rho > 7 \text{ kpm/cm}^2$ (buena penetración funden bien, posición preferentemente horiz; el metal base ha de tener buena soldabilidad o se tendrán grietas en caliente);

— de calidad estructural, básica, simb. por E x15 B: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A > 26$ % y $\rho > 13 \text{ kpm/cm}^2$ (posibles inclusiones, todas las posiciones preferible c. c. con polaridad +; muy resistente al agrietamiento en frío y en caliente; para grandes espesores, estructuras muy rígidas aceros con bastante S y P

- y de baja aleación; revestimiento higroscópico!; el metal depositado tendrá contenido de H_2 difusible $\leq 5 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ de metal);
- de calidad estructural, orgánica, simb. por E x32 C: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$; $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (mucho penetración, grandes salpicaduras, cordón de superficie rugosa, todas las posiciones; requieren gran tensión en vacío);
 - de calidad estructural rutilo, simbolizados por E x32 R: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (fácil manejo, todas las posiciones, sueldan con bajas tensiones en vacío; igual predisposición para el agrietamiento en caliente que los ácidos: requieren análogas precauciones);
 - calidad estructural titanio, simbolizados por E x32 T: tienen $R > 44 \text{ kp/mm}^2$, $A = 22 \dots 26 \%$ y $q = 7 \dots 9 \text{ kpm/cm}^2$ (para posición vertical ascendente y bajo techo, buen aspecto de cordón, sueldan con bajas tensiones; agrietamiento en caliente como el rutilo);
 - de calidad resistente, simbolizados por E 5xx: tienen $R > 56 \text{ kp/mm}^2$ (es menester comprobar la adaptación al metal base);
 - de gran penetración completa: los que cumpliendo las características mínimas según UNE 14 023, sueldan sin falta de penetración juntas a tope con bordes en escuadra en dos pasadas (una por cada lado) en chapas de grueso mínimo igual a 2 veces el \varnothing del alma más 2 mm; y que además, en las mismas condiciones de trabajo, sueldan unión en T entre 2 chapas de grueso igual a 2 veces el \varnothing del alma con penetración media no inferior a 4 mm. (los ensayos sobre el metal depositado no definen este electrodo);
 - de gran penetración media: los que, cumpliendo las características mínimas según UNE 14 023, sueldan sin falta de penetración juntas a tope con bordes en escuadra en dos pasadas (una por cada lado) en chapas de grueso mínimo igual a 2 veces el \varnothing del alma menos 2 mm; y que además, en las mismas condiciones de trabajo, sueldan unión en T entre 2 chapas de grueso igual a 2 veces el \varnothing del alma con penetración media no inferior a 2 mm (los ensayos sobre metal depositado no definen este electrodo); las características mecánicas que definen la simbolización de los electrodos de gran penetración serán las obtenidas en los ensayos según UNE 14 023, entendiéndose que queda suprimida la cifra de alargamientos, por no determinarse en dichos ensayos);
 - de gran rendimiento: los que cumpliendo las características mínimas exigibles a electrodos de calidad estructural tienen rendimiento igual o mayor que el 130 %. (N. del T.).

SEGUNDA PARTE

II.—EQUILIBRIOS METAL-ESCORIA

A) Las escorias de soldadura

Durante la fusión del electrodo, el revestimiento forma encima del metal en vías de solidificación una escoria cuya naturaleza depende de la composición del revestimiento.

Acabamos de ver que tales escorias están formadas fundamentalmente por silicatos más o menos complejos: silicatos de hierro y de manganeso en el caso de los revestimientos oxidantes y ácidos, silicatos de calcio en los revestimientos básicos, titanatos en los electrodos a base de rutilo.

El sistema metal-escoria, que permanece en contacto durante un tiempo más o menos largo, produce cuatro clases de fenómenos.

- a) desgasificación del metal líquido a través de la escoria;

b) protección del metal durante su solidificación frente a la atmósfera exterior: ya sea por una escoria espesa más o menos viscosa, ya por una atmósfera reductora (revestimientos volátiles);

c) desplazamiento de los óxidos o de los elementos perjudiciales del metal hacia la escoria, lo cual conduce a un afinado del metal (desulfuración, desfosforación, desoxidación, desnitruración, etc.);

d) distribución de los elementos útiles del revestimientos entre el metal y la escoria.

Es evidente que no se puede hablar en los procesos de fusión de "equilibrio metalúrgico", pues los ciclos térmicos de soldeo son demasiado rápidos; debe producirse, sin embargo, un estado de "pseudo-equilibrio".

Los factores que favorecen esta tendencia hacia el "equilibrio" son, a nuestro parecer,

- la naturaleza de los revestimientos, que dan lugar a escorias mucho más activas que las escorias metalúrgicas;

- la temperatura elevadísima de las reacciones.

Así podría justificarse la aplicación de las leyes de la mecánica química al estudio de los problemas del afinado de las soldaduras y de los intercambios de elementos entre el revestimiento y el metal fundido. Estudiaríamos en el capítulo V el afinado en las fases íntegramente metálicas (desoxidación), y abordaremos aquí solamente el caso de la distribución de elementos entre el metal y la escoria.

Los valores a que llegaremos con nuestros cálculos de equilibrio solamente pueden tener el carácter de una indicación; sin embargo, presentan gran interés para orientar la puesta a punto y la fabricación de electrodos.

Antes de comenzar el cálculo termodinámico del sistema metal-escoria nos ha parecido útil recordar brevemente algunas nociones fundamentales de Mecánica Química.

B) Principios del cálculo termodinámico de equilibrios

El cálculo de las reacciones de equilibrio hace intervenir dos nociones muy conocidas: la ley de acción de las masas de GIBBS y LE CHATELIER, que se deduce del tercer principio de la termodinámica, y el concepto de "actividad" de los cuerpos disueltos.

En el caso más sencillo, el de las reacciones entre gases, la ley de acción de las masas permite definir una constante de equilibrio en función de las presiones parciales o de las concentraciones de los componentes gaseosos presentes en los dos miembros de la reacción.

Así, en las reacciones de equilibrio:



las constantes de equilibrio, que son únicamente función de la temperatura, se escriben:

$$K_1 = \frac{p_{CO} \times (p_{O_2})^{1/2}}{p_{CO_2}}, \quad \text{para el equilibrio (1)}$$

$$K_2 = \frac{p_{H_2} \times (p_{O_2})^{1/2}}{p_{H_2O}}, \quad \text{para el equilibrio (2);}$$

en las que p_{CO_2} , p_{CO} , p_{O_2} , p_{H_2O} y p_{H_2} son las presiones parciales de estos gases.

Las leyes de la termoquímica definen de una vez para siempre la constante $K(T)$ en función de la temperatura.

A una temperatura dada el valor de $K(T)$ está determinado, lo que permite calcular el grado de disociación del CO_2 y del H_2O .

En efecto, las relaciones que ligan la fracción disociada, x , del gas con las presiones parciales son:

$$p_{H_2O} = \frac{1-x}{1+\frac{x}{2}}; \quad p_{H_2} = \frac{x}{1+\frac{x}{2}}; \quad p_{O_2} = \frac{\frac{x}{2}}{1+\frac{x}{2}}$$

$1 + \frac{x}{2}$ representa el número total de moles, con la condición:

$$p_{H_2O} + p_{H_2} + p_{O_2} = P = 1.$$

Si las reacciones se producen entre sólidos y gases, o entre sólidos y líquidos, como ocurre en metalurgia, es necesario apelar a la nueva noción de "actividad de un cuerpo disuelto": por ejemplo, la actividad de los óxidos FeO y MnO disueltos en el metal líquido o en la escoria. La "actividad" representa, pues, el grado de afinidad del óxido para con el metal o para con la escoria, y hace prever el sentido del desplazamiento del metal o de su óxido entre las dos fases [7].

1.º REDUCCION DEL OXIDO DE HIERRO POR EL CARBONO.

A título de ejemplo, nos proponemos estudiar el afino del acero por el carbono en la fase metálica, que presenta un interés innegable en metalurgia y en soldadura.

La reacción de equilibrio de la reducción del óxido de hierro por el carbono se escribe:



en fase enteramente metálica, indicada por corchetes []; la fase escoria se representará por paréntesis ().

La constante de equilibrio es:

$$K_c = \frac{[Fe] \times CO}{[C] \times [FeO]} \quad (2)$$

y en función de las actividades (en fracción molar):

$$K_c = \frac{[a]_{Fe} \times p_{CO}}{[a]_C \times [a]_{FeO}} \quad (3)$$

Como el hierro está saturado, $[a]_{Fe} = 1$; $p_{CO} = 1$ debido a la insolubilidad del CO en el hierro.

Dado que el FeO y el C son poco solubles en el hierro, sus actividades pueden tomarse proporcionales a sus concentraciones respectivas:

$$\left[\frac{a}{s} \right]_{FeO} = \frac{[FeO \%]}{72 \times 1,78} \times \frac{1}{s},$$

(donde s es el coeficiente de solubilidad del FeO en el hierro), y

$$[a]_C = \frac{[C \%]}{12 \times 1,78},$$

en efecto, 100 g de hierro representan $\frac{100}{56} = 1,78$ moles.

La relación (3) se convierte en:

$$K_c = \frac{2740}{[FeO \%] \cdot [C \%]} \times s$$

$$\text{de donde} \quad [FeO \%] \cdot [C \%] = \frac{2740}{K_c} \times s, \quad (5)$$

para determinar la constante K_c se tiene:

$$\log K_c = -\frac{8570}{T} - 2,15 \log T + 0,53 \times 10^{-3} T - 0,16 \times 10^{-6} T^2 + 14,59. \quad (4)$$

Los valores de s a diferentes temperaturas están dados por el cuadro IV 5; de acuerdo con datos del Bureau of Mines.

CUADRO IV-5

Solubilidad s del FeO en el hierro líquido

Temperatura (°C)	Concentraciones (%)	En moles por 100 g	En fracción molar
1 520	0,835	0,118	0,006 6
1 600	1,360	0,197	0,010 8
1 650	1,688	0,244	0,013 4
1 700	2,005	0,280	0,016
1 750	2,331	0,336	0,018 5
1 800	2,680	0,377	0,021 5

Tenemos todos los elementos para el cálculo del equilibrio $[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$.

Para una temperatura dada T , la expresión (4) proporciona el valor de K_c , y la última columna del cuadro da la solubilidad s en fracción molar.

El cuadro IV-6, preparado con ayuda de la relación (5), muestra una concordancia perfecta entre los valores calculados de $[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ y los valores experimentales de VACHER [8], de HERTY [9] y de FIELD [10]. Se puede advertir que la reducción por el carbono aumenta ligeramente con la temperatura.

CUADRO IV-6

t °C	T °K	$\log K_c$	s_{FeO} en fracción molar	$[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ calculado mediante (5)	$[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]$ experimental
1 580	1 853	2,325	0,009 2	0,010 8	0,010 2
1 600	1 873	2,55	0,010 8	0,011 5	
1 650	1 923	3,15	0,013 4	0,011 7	0,011
1 700	1 973	3,771	0,016	0,011 9	0,012 2
1 750	2 023	4,60	0,018 5	0,011	
1 800	2 070	5,40	0,022	0,011 2	

2.º REPARTO DEL ÓXIDO DE HIERRO ENTRE EL METAL Y LA ESCORIA.—Más allá de la curva de solubilidad del oxígeno en el hierro líquido (fig. V-2), parte del óxido ferroso permanece "sin disolver" y se encuentra en presencia de dos fases líquidas:

solución $(\text{Fe} + \text{FeO})$ y FeO líquido.

En presencia de escoria, el FeO se reparte entre las dos fases de acuerdo con las leyes del equilibrio

$$K_o = \frac{[\text{O}]}{(\text{FeO})} \quad (6)$$

en que $[\text{O}]$ es la concentración de oxígeno en el hierro líquido, y (FeO) es la concentración de óxido en la escoria.

La constante de equilibrio K dependerá de la naturaleza de la escoria. Adoptaremos los valores de KORBER y OELSEN [11]: para las escorias ácidas,

$$K_a = 0,85 \times 10^{-5} \theta - 0,011 4; \quad (7)$$

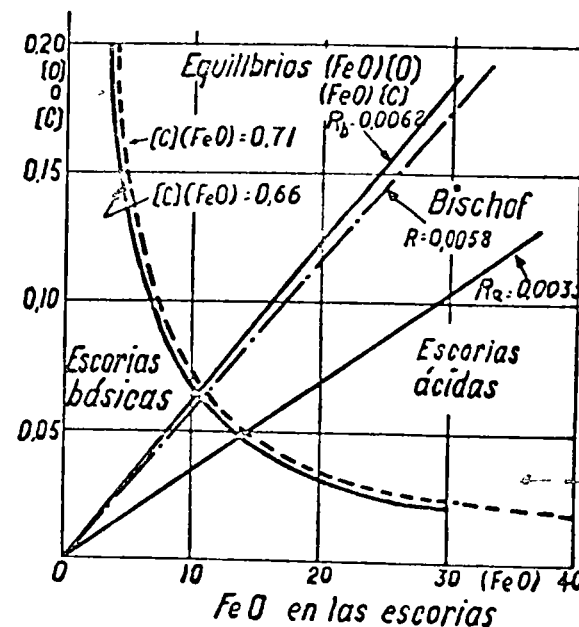


Fig. IV-12.—Distribución del oxígeno entre el metal y la escoria ácida o básica.

y para las básicas,

$$K_b = 1,31 \times 10^{-5} \theta - 0,017 7. \quad (8)$$

Las rectas R_a y R_b (fig. IV-12) representan el reparto del oxígeno entre el metal y las escorias ácida y básica a la temperatura de 1 750 °C.

Se ve inmediatamente que K crece con la temperatura, y que para concentración de (FeO) constante, el metal se oxida con tal aumento.

Utilicemos esta relación para el cálculo del equilibrio $[\text{O}] \cdot [\text{C}]$ según los análisis químicos dados por CHRISTENSEN [12] para las escorias ácidas (cuadro IV-7), y por nosotros mismos [13] para las básicas (cuadro IV-8)

CUADRO IV-7

Escorias ácidas

(Composiciones dadas por CHRISTENSEN [12])

Nú- meros	Naturaleza del revesti- miento	(MnO)	(FeO)	(MnO) (FeO)	[Mn]	$\frac{[Mn]}{[MnO]}$	K'_{Mn}	α	K'_{Mn}
1	Oxidante.....	1,80	69,8	0,026	0,01	0,055	260	5	1 300
2	Acido fuerte	21,2	16,6	1,30	0,49	0,023	270	3,5	950
3	Acido (6020)	24,0	14,2	1,70	0,63	0,026	270	3,1	840
4	Acido (6021)	16,6	10,6	1,56	0,54	0,032	290	3,0	870
9	Rutilo (6013)	11,9	6,4	1,86	0,50	0,042	370	2	740
10	Rutilo (6013)	7,6	6,9	1,10	0,30	0,040	370	2	740

CUADRO IV-8

Variación de K_{Mn} en las escorias básicas [13]

(Para los electrodos 5, 6 y 7, los análisis son de CHRISTENSEN)

	ESCORIAS BÁSICAS				METAL			$\frac{[MnO]}{[FeO]}$	K_{Mn}	$\frac{[Mn]}{[MnO]}$
	CaO	SiO ₂	MnO %	FeO %	C %	Mn %	Si %			
1	47,3	31,5	7,3	7,1	0,10	0,34	0,525	1,03	300	0,047
2	50	32,4	7,0	7,0	0,10	0,50	0,39	1,16	230	0,072
3	53	26,6	7,5	5,7	0,12	0,71	0,26	1,32	190	0,095
4	58	23,5	5,6	6,1	0,11	0,65	0,335	0,92	140	0,115
5 (6015)		20,3	2,31	2,8		0,69	0,57	0,83	120	0,30
6 (6015)		17,9	2,23	3,31		0,64	0,28	0,68	106	0,29
7 (6015)		20,9	4,44	2,83		1,67	0,77	1,56	95	0,37

Revestimiento ácido [13].—En el equilibrio a 1 650 °C,

$$K_a = \frac{[O]}{[FeO]} = 26,2 \times 10^{-4} \quad (A)$$

En los análisis de las escorias ácidas, (FeO) varía de 10,5 % a 16 %; tomemos una media de 13%. Además, el contenido de carbono del metal depositado por esta calidad de electrodos (ácidos o de rutilo) se sitúa entre 0,08 % y 0,10 %. de donde sale el valor experimental aproximado $(FeO) \cdot [C] = 1,3$. (B)

De las dos expresiones (A) y (B) se obtiene $[O] \cdot [C] = 34 \times 10^{-4}$.

Revestimiento básico [13].—El equilibrio a 1 650° C. da:

$$K_b = \frac{[O]}{[FeO]} = 39 \times 10^{-4} \quad (C)$$

El cuadro IV-8 de las escorias básicas permite obtener el valor experimental $(FeO) \cdot [C] = 0,70$; combinándole con la reacción (C) se halla:

$$[O] \cdot [C] = 27 \times 10^{-4},$$

o sea:

$$[FeO] \cdot [C] = 0,012.$$

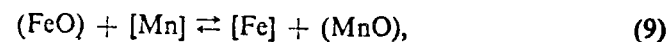
Ahora bien, para esta temperatura, E. Eyr [14-15] encuentra:

$$[FeO] \cdot [C] = 0,011.$$

Se manifiesta, pues, una concordancia perfecta entre el equilibrio $[FeO] \cdot [C]$ calculado a partir de los datos experimentales y el equilibrio teórico calculado a partir de los datos termodinámicos.

3.º REPARTO DEL MANGANESO ENTRE EL METAL Y LA ESCORIA.—El estudio del equilibrio del manganeso entre el metal y la escoria ha sido ya objeto de numerosas investigaciones en siderurgia.

La reacción de equilibrio se escribe:



y su constante de equilibrio es:

$$K_{Mn} = \frac{[Fe] (MnO)}{[Mn] (FeO)} \quad (10)$$

KORBER [16] ha determinado que una escoria ácida saturada de sílice da $K_{Mn} = 1 200$. W. KRINGS y H. SCHAKMANN [17], y después TAMMANN y W. OELSEN [18], han estudiado experimentalmente la influencia de la basicidad de las escorias sobre el valor de esta constante; la figura IV-13 representa la variación de K_{Mn} en función de la concentración de CaO.

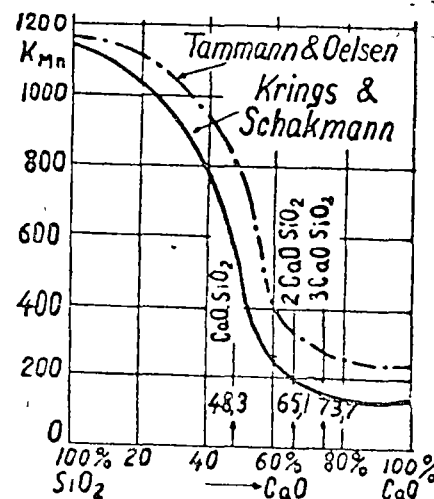


Fig. IV-13.—Variación de la constante de equilibrio del manganeso con la concentración de CaO en las escorias metalúrgicas según KRINGS y SCHAKMANN, TAMMANN y OELSEN.

El valor de la constante K_{Mn} es particularmente significativo para la clasificación de las escorias, ya que en una escoria muy ácida K_{Mn} es superior a 1 000, y en las escorias básicas es del orden de 100 a 300.

En las escorias ácidas se hace intervenir una nueva constante de equilibrio, K'_{Mn} , que está ligada a la constante calculada, K_{Mn} , por la relación:

$$K_{Mn} = \alpha \cdot K'_{Mn} \quad \text{(cuadro IV-7)}$$

El coeficiente α depende de la concentración de óxidos libres, (FeO) y (MnO), en la escoria. Se sabe, en efecto, que en las escorias básicas tanto el FeO como el MnO son enteramente libres, y por lo tanto $\alpha=1$; mientras que en las escorias ácidas la proporción de óxidos libres disminuye al aumentar la acidez, y α crece. El lector interesado por esta cuestión puede consultar la obra de E. Evt [14].

C) Consecuencias prácticas para el soldeo por arco

En el cuadro IV-9 hemos reproducido los resultados de nuestros ensayos, ya publicados anteriormente [13]; los valores de K_{Mn} calculados para nuestros electrodos básicos (fig. IV-14, curva II), coinciden bastante bien con los valores medidos por KRINGS y SCHAKMANN (fig. IV-14, curva I).

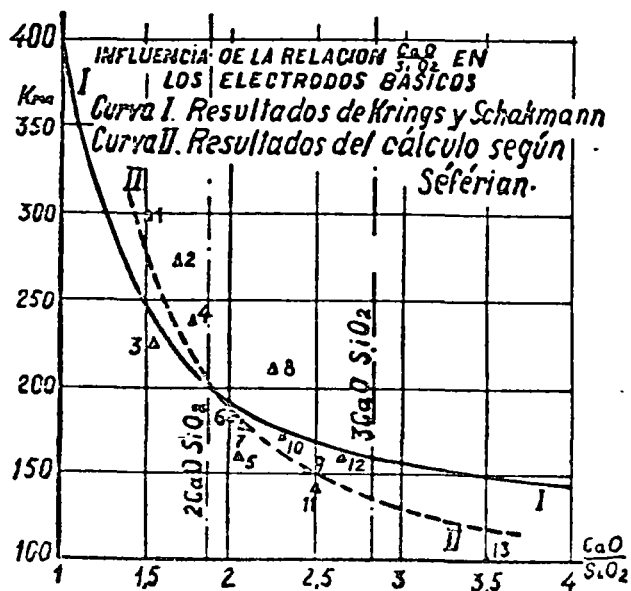


FIG. IV-14.—Variación de la constante de equilibrio del manganeso en función de la basicidad de las escorias metalúrgicas (curva I) y de las escorias de los electrodos básicos (curva II).

La introducción de las "actividades" permite escribir la relación (10) en la forma siguiente:

$$K_{Mn} = \frac{[a]_{Mn}}{[a]_{Fe}} \times \frac{\left(\frac{a}{s}\right)_{MnO}}{\left(\frac{a}{s}\right)_{FeO}} \quad (11)$$

en que $\left(\frac{a}{s}\right)_{MnO}$ y $\left(\frac{a}{s}\right)_{FeO}$ son las actividades de los óxidos en la escoria y s es el coeficiente de solubilidad,

con

$$\log K_{Mn} = \frac{6145}{T} - 7,025 \log T + 2,22 \times 10^{-3} T - 0,33 \times 10^{-6} T^2 + 19,533. \quad (12)$$

El valor de K_{Mn} decrece rápidamente cuando aumenta la temperatura T .

Las relaciones (10) y (11) no tienen en cuenta la naturaleza del revestimiento, ya que las ecuaciones de equilibrio dependen solamente de las concentraciones de los diversos elementos en una misma fase.

Escorias básicas.—HERTY ha mostrado que en una escoria ácida la concentración de FeO libre aumenta al añadir CaO,

CaO	0	10	20	30
(FeO) libre.....	0,25	0,30	0,36	0,47

y que en una escoria netamente básica el (FeO) está completamente libre, lo mismo que el (MnO).

CUADRO IV-9
Influencia del grado de basicidad de los revestimientos básicos sobre la constante K_{Mn} .

Electrodos	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
CaO / SiO ₂	1,50	1,70	1,55	1,80	2,06	2,00	2,04	2,24	2,42	2,30	2,48	2,66	3,50
MnO	7,3	7,8	7,0	5,9	5,4	7,5	8,2	7,4	4,3	4,6	5,6	7,5	2,8
FeO	7,1	5,8	6,3	5,9	5,2	5,7	6,6	6,5	4,7	5,6	6,1	8,5	2,1
Mn	0,34	0,49	0,50	0,42	0,66	0,71	0,70	0,54	0,59	0,50	0,65	0,55	1,32
K_{Mn}	300	275	225	240	160	185	180	210	155	165	140	160	100

Apliquemos el cálculo a una serie de electrodos básicos agrupados en el cuadro IV-9. Se advierte que:

1.º La constante de equilibrio varía de 140 a 300 en nuestros electrodos y de 100 a 120 en los análisis proporcionados por CHRISTENSEN (cuadro IV-8). Estos resultados concuerdan con los de KRINGS y SCHAKMANN.

La figura IV-14 muestra, por otra parte, que las escorias que dan una constante K_{Mn} superior a 200 (revestimientos 1 a 4) están formadas por la mezcla $CaO-SiO_2 + 2CaO-SiO_2$; los revestimientos básicos industriales proporcionan sobre todo el metasilicato, y su constante K_{Mn} se sitúa alrededor de 150.

2.º La relación $\frac{[Mn]}{[MnO]}$ aumenta rápidamente con la basicidad, y por ello el [Mn] de la fase metálica aumenta rápidamente cuando la basicidad crece.

3.º Para el valor $K_{Mn} = 200$,

$$\frac{[Fe]}{[Mn]} \times \left(\frac{MnO}{FeO} \right) = 200$$

y con $[Fe] = 100$, $[Mn] = \frac{1}{2} \left(\frac{MnO}{FeO} \right)$.

Según el cuadro IV-8, $\frac{(MnO)}{(FeO)}$ se encuentra cercano a 1, luego la concentración del [Mn] en la fase metálica será del orden de 0,5 %, tal como ocurre, justamente.

Electrodos ácidos.—El cuadro IV-7 agrupa cierto número de resultados según los análisis reseñados en la literatura técnica [12]. Se pueden deducir las enseñanzas siguientes:

1.º La constante de equilibrio permanece inferior a 1 000 para todos los electrodos ácidos, excepto para el electrodo oxidante, para el cual es $K_{Mn} = 1 300$.

2.º El aumento de la concentración de manganeso en el revestimiento desplaza una cantidad mayor de MnO hacia la escoria ácida.

3.º La expresión de la constante de equilibrio se escribe también:

$$\frac{[Fe \%]}{[Mn \%]} = K'_{Mn} \frac{(Fe \%)}{(Mn \%)}$$

ya que los pesos atómicos del Fe y del Mn son muy parecidos.

En las escorias ácidas $K_{Mn} = 1 000$, lo cual hace prever que el hierro tiene preferencia por el metal, mientras que el manganeso la tiene por la escoria.

En las escorias básicas esta tendencia es de cinco a seis veces más dé-

bil, y, por tanto, con los revestimientos básicos el metal fijará mucho más manganeso.

Veamos los resultados experimentales de F. RAPATZ y W. HUMMITSCH [19] relativos a la variación del manganeso y del carbono en el metal soldado por arco en función del contenido de manganeso del revestimiento básico y ácido (fig. IV-15).

Con revestimientos ácidos, la fijación de manganeso en el metal depositado no aparece más que tras saturación de la escoria ácida con un 20 % aproximadamente de ferromanganeso; después, la concentración de manganeso en la soldadura crece rápidamente (curva [Mn]a). Con electrodos básicos el manganeso del metal crece a partir del 5 % de ferromanganeso en el revestimiento (curva [Mn]b), lo que concuerda bien con las previsiones de los cálculos de equilibrio.

La influencia de la naturaleza del electrodo en la fijación de carbono

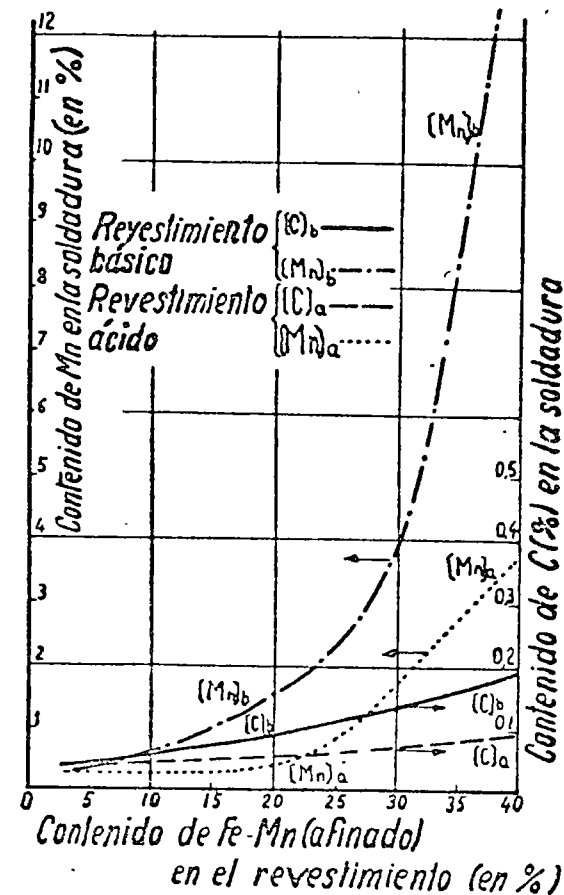


FIG. IV-15.—Resultados experimentales de F. RAPATZ y W. HUMMITSCH acerca de la variación del carbono y del manganeso en las soldaduras ejecutadas con electrodos ácidos o básicos.

en el metal depositado en el soldeo por arco ha sido puesta de manifiesto también por estos autores (curvas [C]a y [C]b).

En el capítulo siguiente nos ocuparemos de otras aplicaciones del cálculo termodinámico, en particular del problema de la desoxidación por el manganeso.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] J. D. FAST: *Rev. Tech. Philips*, **10**, núm. 4 (1948), 118; *Philips Research Reports*, **3** (1948), 271.
- [2] P. K. GLEDHILL: *Symp. on Metal. of Steel, Welding* (1948), 88.
- [3] *Patente francesa*, núm. 793.302 (1934).
- [4] P. C. Van der WILLIGEN: *Welding Journ. Res., suppl.*, **25** (1946), 313 ss.
- [5] M. MONEYRON: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. VII, **7-8** (1953), 191.
- [6] J. ter BERG y A. LARIGALDIE: *Soud. et Tech. Conn.*, **11-12** (1953), 285.
- [7] Prof. Maurice REY: *C. R. Congrès Faraday Soc.* (1948); *Rev. Metal.* **10**, **11**, **12** (1949), 653, 762, 849; **4**, **9** (1950), 260, 658.
- [8] VACHER: *Journ. Research Bureau of Stand.*, XI (1953), 541.
- [9] HERTY: *Min. Metal. Inst. Bull.*, **74** (1927); *The Physical Chemistry of Steel Making-Pittsburgh* (1954).
- [10] FIELD: *Trans. Amer. Inst. of Mines* (1928), 114.
- [11] F. KORBERT y W. OELSEN: *Stahl und Eisen*, **52** (1932), 133.
- [12] N. CHRISTENSEN: *Weld. Journ. Suppl.*, **8** (1949), 373 ss.
- [13] D. SÉFÉRIAN: *Rev. Métall.*, vol. 68, **8** (1951), 579; *Sheet Metal Ind.*, **3** (1952), 239; **5** (1952), 441; **6** (1952), 529.
- [14] E. EYT: *Les laitiers métallurgiques et leurs réactions* (1949), Dunod, París.
- [15] Prof. M. REY: *Équilibres chimiques et métallurgiques* (1939), Dunod, París.
- [16] F. KORBBER: *Elektrochem.*, **43** (1937), 450.
- [17] W. KRINGS y H. SCHAKMANN: *Stahl und Eisen*, **202** (1931), 99; **206** (1932), 337.
- [18] G. TAMMANN y W. OELSEN: *Arch. für Eisenhütt.*, **5** (1931), 75 (véase también la ref. 15, de M. REY).
- [19] F. RAPATZ y W. HUMMISCH: *Stahl und Eisen*, **65** (1945), 109.
- [20] A. GAUBERT y G. D'HERBEMONT: *Soud. et Techn. Conn.*, vol. XII, **1-2** (1958), 5.

BIBLIOGRAFIA EN ESPAÑOL

- M. BLAQUER: Clasificación de los electrodos para acero dulce. *Sol-Oerlikon*, **13** (11-12, 1953), 14.
- J. CALLEJO GARCÍA: Electrodos básicos. *Cienc. y técn. sold.*, año V, **24** (5-6, 1955).

- S. M. CHECA CASAJÚS: Los electrodos básicos. *Cienc. y técn. sold.*, año II, **5** (4-5, 1952).
- F. DONIS ORTIZ: Cómo puede probarse la calidad de los electrodos para soldadura por arco de los aceros ordinarios. *Monografía n.º 19 del I. de la S.*, Madrid (1951).
- J. IZAGUIRRE COBO: Consideraciones sobre los electrodos para soldadura eléctrica con polvo de hierro. *Cienc. y técn. sold.*, año X, **55** (7-8, 1960).
- F. MUÑOZ DEL CORRAL: La teoría termodinámica de los diagramas de equilibrio. *Rev. IHA*, **47** (4-6, 1956), 636; **49** (7-9, 1956), 1014; **50** (10-12, 1956), 1120; **51** (1-3, 1957), 67; **52** (4-6, 1957), 187; **53** (7-9, 1957), 300, y **54** (10-12, 1957), 412.
- C. PENCHE FELGUEROSO: Los electrodos de gran penetración. *Ciencia. y técn. sold.*, año VIII, **42** (5-6, 1958).
- R. PÉREZ: Electrodos de bajo hidrógeno. *Sol-Oerlikon*, **17-18** (7-10, 1959), 14.
- Sección de Hierro del IHA: Puntos de fusión y viscosidades de escoria. *Informe de la III Reunión*, Madrid (1952).
- V. VILHALM: Metalurgia de soldadura de aceros. *Soldadura*, año II, número 1 (3, 1960), 8.
- M. WERION: Aplicaciones de los electrodos fríos y calientes. *Cienc. y técn. sold.*, año IX, **49** (7-8, 1959).

CAPITULO VI

AGRIETAMIENTO DE LAS SOLDADURAS

Entre todos los fenómenos que limitan la soldabilidad de un metal o de una aleación, el más importante es, innegablemente, la tendencia al agrietamiento del metal base en las cercanías de la soldadura.

Es conveniente considerar dos grandes grupos de agrietamientos, provocados por causas distintas y a menudo independientes:

1.º *Grietas localizadas en el metal fundido*, relacionadas en general con la calidad del metal de aporte o del electrodo, pero que son también función de las condiciones de ejecución de las soldaduras y de los defectos —inclusiones sólidas y gaseosas, etc.— que se puedan formar en esta zona.

2.º *Grietas localizadas en el metal de base*, que se originan en la zona de transformación o en la de unión y están ligadas a la soldabilidad del metal o a factores de enfragilización (precipitación de carburos, formación de fase α , absorción de hidrógeno, etc.). A veces las grietas se prolongan de una zona a otra.

Algunas grietas se producen durante el período de solidificación del metal, y suelen seguir el contorno de las dendritas; otras se forman en el estado sólido a alta temperatura, como las grietas intercrystalinas de la zona fundida, o en las aleaciones cuyas propiedades en caliente son inadecuadas —aleaciones intermedias obtenidas por difusión, ciertas austenitas, etc.

Lo más frecuente es que las grietas en el metal base se produzcan a temperatura baja, hacia los 200 °C, incluso después de varias horas o varios días tras la ejecución de los empalmes.

Las grietas pueden seguir caminos diferentes: interdendríticos las que

se producen en caliente, intercrystalinos las que siguen el contorno de la red cristalina del metal, y extracrystalinos las que recorren otro camino.

Llamaremos microgrietas a las que se manifiestan por observación microscópica bajo aumentos relativamente grandes (de 200 a 1 000) (*figura VI-1*); grietas las que aparecen en la observación a simple vista o con ayuda de la lupa, y, por fin, resquebrajaduras las que llegan a la superficie y son perfectamente visibles; reservamos los nombres de rotura y fractura para la destrucción total de una pieza.

I.—AGRIETAMIENTO DE LA ZONA FUNDIDA

Las microgrietas, que se transforman frecuentemente en grietas en la zona fundida del empalme bajo el efecto de tensiones o del juego de dilataciones y contracciones, se forman en general a alta temperatura y a menudo durante el período de solidificación. Uno de los casos particulares y frecuentes de este agrietamiento es el que aparece en el cráter terminal de una soldadura.

Las grietas de la zona de fusión pueden atribuirse, bien a causas triviales, bien a factores metalúrgicos.

Causas triviales

- Elección defectuosa del metal de aporte o del electrodo.
- Malas condiciones de ejecución del soldeo; por ejemplo, la regulación carburante u oxidante de la llama oxiacetilénica puede disminuir la ductilidad del metal por fijación de un exceso de carbono o de oxígeno.
- Presencia de nitrógeno, factor enfragilizador de las soldaduras.
- Presencia de defectos tales como poros, inclusiones de óxidos, sulfuros, y especialmente las inclusiones de forma acicular, como las de nitruro de hierro y las de grafito en las fundiciones, todos factores favorables para la propagación de las microgrietas.

Causas metalúrgicas

Pueden referirse a tres aspectos principales que vamos a estudiar con más detalle.

1. Condiciones de enfriamiento a partir del estado líquido
2. Transformaciones estructurales en la zona fundida.
3. Propiedades en caliente de los aceros



Fig. VI-1—200 X—Microgrietas en la frontera de la estructura basáltica de una soldadura por arco.

1.—LAS CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO A PARTIR DEL ESTADO LÍQUIDO

Pueden producirse las grietas en la soldadura por la contracción del metal al pasar del estado líquido al sólido [1]. Este defecto aparece principalmente en el extremo del cordón de soldadura cuando se retira bruscamente el electrodo y se forma un cráter más o menos profundo y un pequeño rechupe, frecuentemente acompañado de una grieta (fig. VI-2).

En el intervalo de solidificación de la soldadura, que generalmente se presenta en un pequeño espesor, el metal líquido pasa por diversas fases (fig. VI-3). A la temperatura del liquidus del acero, en Θ_1 , se forman y se desarrollan los primeros gérmenes de cristalización, dando dendritas en un magma líquido; cuando se alcanza el estado sólido, en Θ_3 , todo el líquido se encuentra transformado en cristales primarios gamma con dendritas. Sabe-



Fig. VI-2.—5 X.—Rechupe en el cráter de una soldadura por arco.

mos que esta solidificación está acompañada por un aumento de densidad, y, en consecuencia, por una disminución de volumen que conduce al aspecto característico del cráter y a la formación de un rechupe, lo mismo que en un lingote de acero. Durante la solidificación, el cordón AB que precede al cráter (fig. VI-3) se encuentra en un período de enfriamiento muy avanzado y origina esfuerzos de contracción que obran sobre el metal todavía líquido del cráter. Por otra parte se produce una dilatación del metal base en la punta del cráter, que tiende a separar los bordes de la junta; durante el enfriamiento estos bordes vuelven a su primitiva posición.

Van a conjugarse tres efectos que provocarán irremediablemente grietas en esta zona si no se toma ninguna precaución:

— la formación del rechupe, que constituye un punto de concentración de tensiones;

— las tensiones de contracción de la parte solidificada del cordón AB , detrás del cráter;

-- las tensiones debidas a la separación de los bordes situados delante del cráter durante el período de calentamiento.

Las grietas pueden formarse entre las dendritas, y en este caso no existe relación sistemática entre el rechupe y la grieta. Si ésta se produce tras el período de solidificación puede intervenir la influencia de aquél, y se observará una grieta que parte del rechupe (fig. VI-4).

Estas hipótesis, que pueden explicar el agrietamiento, muestran también que la influencia del revestimiento es secundaria en este fenómeno. Las soldaduras ejecutadas con diversos tipos de revestimientos, y en particular con electrodos de alma de acero inoxidable, que proporcionan un

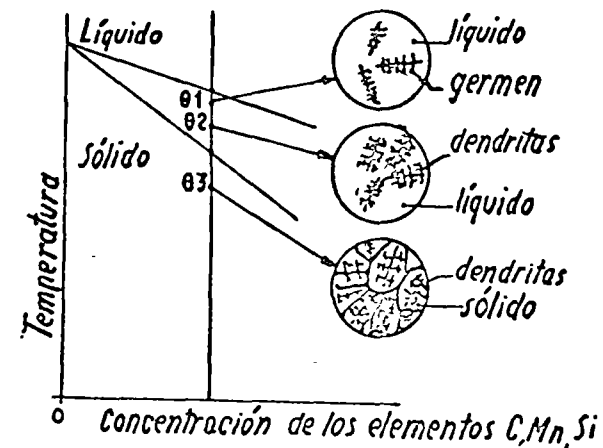
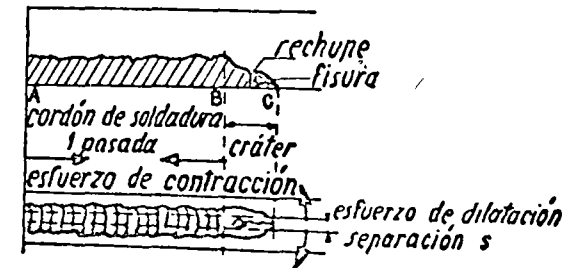


Fig. VI-3.—Interpretación del agrietamiento en el cráter terminal de una soldadura por arco.

metal muy dúctil con un gran intervalo de solidificación, han dado lugar a grietas en el cráter terminal del cordón.

Las grietas son tanto más importantes cuanto mayor es la separación entre las chapas de base (fig. VI-5); por encima de los 1 ó 5 mm de se-

paración, las probabilidades de aparición de grietas son notablemente mayores. Se comprueba asimismo que se producen fácilmente estos defectos cuando se separa bruscamente el electrodo, de modo que la cantidad de metal aportado sea demasiado pequeña en relación con el volumen entre los bordes de la junta.

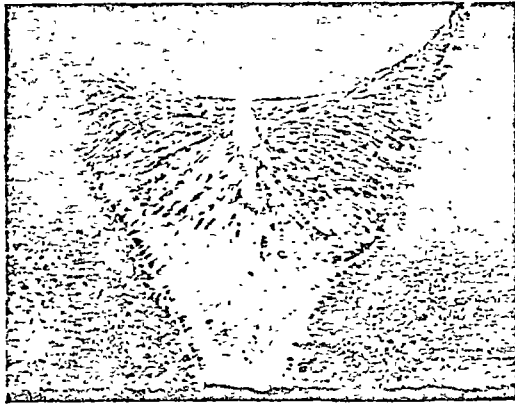


Fig. VI-4.—5 X.—Nacimiento de grietas en el cráter terminal de una soldadura por arco

Para evitar el agrietamiento en el cráter se pueden considerar diversas soluciones:

— reducir las tensiones del cordón de soldadura detrás del cráter, disminuyendo la velocidad de enfriamiento mediante un precalentamiento apropiado;



Fig. VI-5.—5 X.—Grieta debida a una gran separación de las chapas (6 mm), pese al retroceso del electrodo.

- reducir el efecto de la separación de los bordes delante del cráter, disminuyendo la separación entre las chapas;
- aportar una cantidad mayor de metal o alimentar el cráter realizando

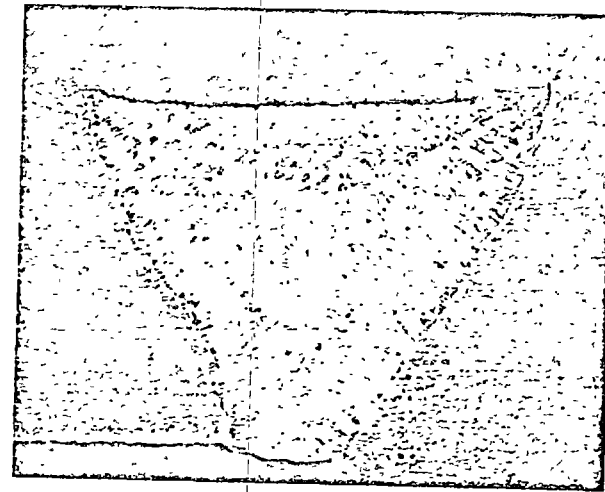


Fig. VI-6.—5 X.—Se ha podido evitar el agrietamiento aportando más metal en la contrapasada.

do una fusión prolongada del electrodo, y en ocasiones incluso procediendo a efectuar un ligero retroceso con éste (fig. VI-6).

2. — LAS TRANSFORMACIONES ESTRUCTURALES EN LA ZONA FUNDIDA

Las transformaciones estructurales en la zona fundida del empalme soldado son muy complejas, debido a la superposición de diversos fenómenos: modificaciones químicas por pérdida o aporte de elementos y modificaciones estructurales. Las estructuras semifrágiles o frágiles que pueden originarse según la naturaleza del acero de aporte o del electrodo, constituyen la raíz de las grietas que aparecen en el cordón de soldadura, las cuales pueden ser longitudinales del tipo 1 ó transversales del tipo 2 (fig. VI-7), tanto en

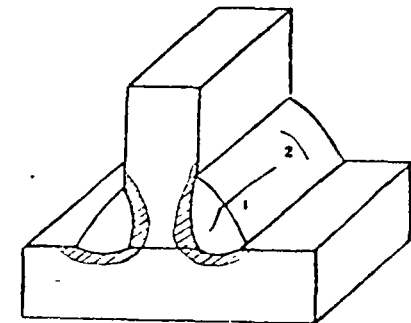
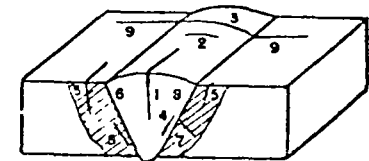


Fig. VI-7.—Tipos diversos de grietas en una soldadura a tope.

Fig. VI-8.—Tipos diversos de grietas en una soldadura en abscuro.

las juntas a tope como en las soldaduras en ángulo (*fig. VI-8*). Así pues, el soldeo de aceros de contenido de carbono elevado y el de los débilmente aleados templables o semi-templables pueden conducir a agrietamientos si las tensiones son suficientemente importantes. No solamente puede aumentar la tendencia al agrietamiento por la presencia de estructuras frágiles, sino asimismo por un crecimiento exagerado del grano, como en el caso de los aceros ferríticos con cromo. Esta tendencia es mayor en los cordones de soldadura en ángulo, pues las tensiones triaxiales desarrolladas

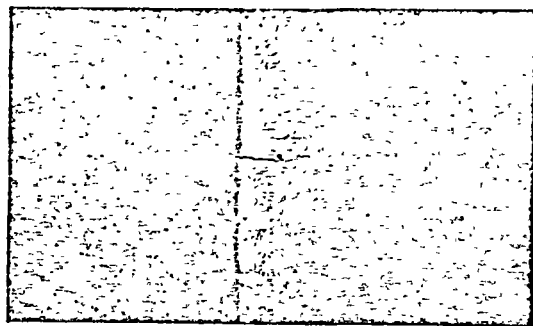


FIG. VI-9.—Fractura observada en una soldadura Unionmelt ejecutada sobre una ancha testa de 16 mm de espesor (S = 0,073 %; P = 0,092 %).

son más importantes en este caso; se sabe que tales tendencias crecen con el embrizado y con el espesor de las chapas.

Las grietas transversales pueden estar localizadas en el metal fundido (grietas de tipo 2) o prolongarse en el metal base (grietas de tipo 3) si la calidad del acero base es insuficiente para detener estos comienzos de fractura. Se encuentra un ejemplo de este tipo de rotura al soldar aceros con gran contenido de fósforo y de azufre (*fig. VI-9*).

3.—LAS PROPIEDADES EN CALIENTE DE LOS ACEROS

Las propiedades en caliente del metal fundido intervienen en la tendencia al agrietamiento de éste. Ciertos aceros austeníticos, como los inoxidables con 18Cr-8Ni y los aceros refractarios más ricos en cromo y en níquel, tienen propiedades insuficientes en caliente, lo que conduce en ciertos casos a microgrietas interdendríticas (*fig. VI-10*). Es sabido que la presencia o ausencia de estas grietas está unida a la aparición de una cantidad más o menos importante de una segunda fase ferrítica (*fig. VI-11*). En los aceros austeníticos llamados refractarios, con gran concentración de cromo y de níquel, de las dos variedades utilizadas en los aparatos térmicos, la (25Cr-12Ni) y la (25Cr-20Ni), la segunda tiene mayor tendencia al agrietamiento debido a su carácter más austenítico ¹.

¹ Tal segunda variedad está tipificada en España por el IHA con la marca F-331, cuya composición es: $\leq 0,15$ C; 19 . 21 Ni; 24 . 26 Cr (N. del T.).

La elección de los electrodos austeníticos debe hacerse en función de esta tendencia al agrietamiento en caliente, es decir, de la presencia o ausencia de cierta cantidad de ferrita; y, en caso de dicha presencia, de la posibilidad de la transformación en caliente de esta fase δ en un constituyente intermetálico cuando la construcción soldada esté destinada a soportar temperaturas situadas entre los 650 y los 800 °C. Desarrollaremos estas teorías extensamente en el capítulo X, referente a la soldabilidad de los aceros austeníticos con cromo-níquel.



FIG. VI-10.—200 X.—Microgrieta a través de las dendritas de una soldadura de acero austenítico (C = 0,09 %; Cr = 16,6; Ni = 13,2; Cb = 0,58).

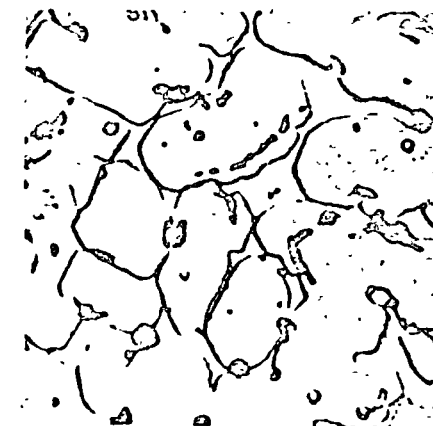


FIG. VI-11.—1800 X.—Estructura bifásica de una soldadura de acero austenítico. Fondo de austenita γ ; red de ferrita δ .

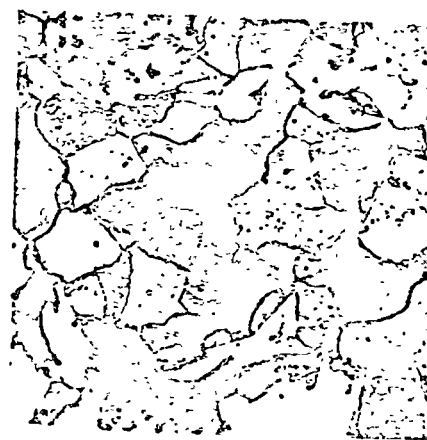


FIG. VI-12.—120 X.—Microgrietas inter-dendríticas en una soldadura de acero austenítico con 9 % de manganeso (C = 0,8; Mn = 9,2; Ni = 3,1).

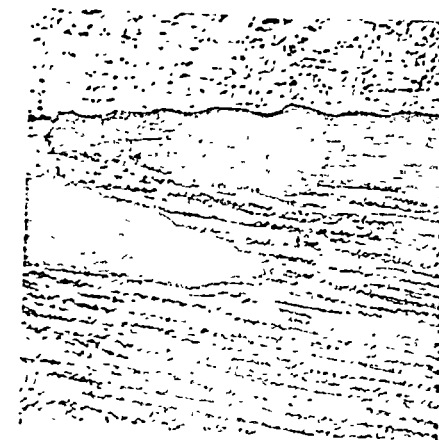


FIG. VI-13.—120 X.—Estructura basta pero no agrietada de una soldadura de acero austenítico con 13 % de manganeso (C = 0,8, Mn = 12,3, Ni = 1,3).

Del mismo modo, los aceros austeníticos con manganeso (13 a 14 % de Mn) que se emplean para electrodos de recargue, tienen una gran tendencia al agrietamiento, debido a la formación de una red de martensita alrededor de los granos de austenita por pérdida o difusión de los elementos gammágenos (C y Mn); es menester, por ello, tomar algunas precauciones operativas, tales como el enfriamiento rápido de cada pasada mediante un chorro de agua, para favorecer el hipertemple. Esta tendencia al agrietamiento es tanto mayor cuanto menor es el contenido de carbono y de manganeso: se requieren de 0,9 a 1,2 % de carbono y de 12 a 14 % de manganeso para reducir o evitar las grietas. La adición de níquel, que favorece la austenización, constituye asimismo una solución satisfactoria para impedir las microgrietas. Así ocurre que en el acero (0,8C-9Mn-3Ni) se producen grietas intergranulares (fig. VI-12), mientras que el acero más cargado de manganeso y níquel (0,8C-12Mn-4,3Ni) no da lugar a agrietamiento alguno, pese a las dimensiones de los granos de austenita (fig. VI-13).

Las grietas de la zona de unión hacia la parte del metal fundido (tipo 4 de la fig. VI-7), pueden atribuirse a la formación de aleaciones intermedias que presentan características de ductilidad reducidas. En la soldadura heterogénea de dos aceros muy diferentes, la difusión de los elementos del metal base en la zona fundida puede conducir a la formación de microgrietas. Los empalmes de acero templable con electrodos austeníticos, y los de aceros ferríticos con elevado contenido de cromo con aceros menos ricos (fig. XI-16), dan lugar frecuentemente a estructuras intermedias más agrietables, debido a la formación de martensita.

II.—AGRIETAMIENTO DEL METAL BASE

Este fenómeno, que constituye el principal criterio de soldabilidad del metal base, es un defecto causa de rechazo. Las grietas en el metal base que nacen en la zona de transformación pueden tomar diversos aspectos, descritos por varios autores: [2] y [3]. Las grietas en la zona de transformación (*toe cracks*) (fig. VI-7, defecto 5) llegan frecuentemente a la superficie, como las de la zona de unión (defecto 6)¹. Por el contrario, las grietas bajo el cordón (defecto 8) (*underbed cracks*), que se producen en el metal base en las proximidades de la zona de unión, permanecen localizadas y sólo muy rara vez desembocan en la superficie. Las grietas verticales (defecto 7) (*vertical cracks*), siempre en el metal base, se originan menos frecuentemente y están en relación con las transformaciones estructurales del metal. Por fin, las grietas transversales en el metal base (defecto 9), más raras, se encuentran generalmente unidas a una grieta transversal del cordón de soldadura (defecto 3), y son resultado de una

cantidad mediocre del metal base o de la existencia de tensiones demasiado elevadas (espesores grandes).

En cada empalme se suelen producir con mayor frecuencia unos tipos determinados de grietas; si la zona de transformación incluye estructuras frágiles, como la martensita, acompañadas por tensiones, las grietas serán



FIG. VI-14.—Iniciación de una grieta del tipo *root cracks* en la zona de unión y limitada a la zona de transformación. La segunda grieta, en el metal base, se encuentra entre dos zonas de transformación.

del tipo 5 o del 7 (*toe cracks* y *vertical cracks*), o incluso del tipo 6, es decir, grietas de unión (*root cracks*) (fig. VI-14). Estas últimas son más frecuentes en los empalmes heterogéneos, que favorecen la formación de estructuras intermedias.

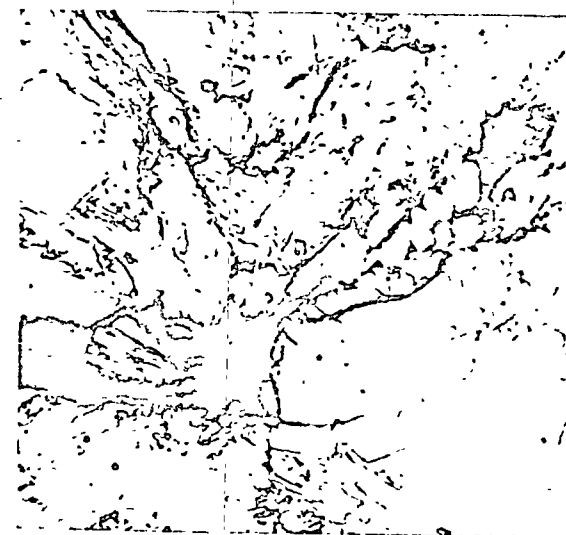


FIG. VI-15 —400 X.—Microgrietas que enlazan dos inclusiones.

¹ En inglés *root cracks*, como se verá inmediatamente. (N. del T.)

Como en la zona fundida, las causas de agrietamiento en el metal base pueden agruparse en causas triviales y causas metalúrgicas.

Causas triviales

Citemos, entre estas causas:

- corrosión generalizada, con o sin tensiones;
- corrosión intercrystalina en el caso de los aceros inoxidable;
- abrasión que reduce peligrosamente el espesor de la pieza;
- defectos de la chapa, tales como inclusiones importantes, formación de hojas o falta de compacidad (fig. VI-15);
- presencia de tensiones de laminación o de forja;
- fatiga mecánica, etc.

Causas metalúrgicas

Los factores metalúrgicos principales que pueden conducir a un agrietamiento del metal base son:

- 1 — la composición química del metal base;
- 2 — la presencia de hidrógeno;
- 3 — el desarrollo de tensiones internas.

1. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL METAL BASE

Todos los aceros capaces de dar estructuras de temple por enfriamiento al aire son muy tendientes al agrietamiento de la zona de transformación, lo cual es causa de insoldabilidad en gran cantidad de aceros de elevado contenido en carbono y en aceros aleados. Por el contrario, se encuentran muy pocas grietas de este tipo en los aceros austeníticos. Ciertos aceros que durante la solidificación forman lagunas de segregación de elementos templantes, tales como los aceros con C-Mn, pueden tener gran tendencia al agrietamiento. En efecto, las lagunas de pequeña concentración de manganeso son las que primero se transforman en ferrita, mientras que el carbono se difunde en las lagunas con alto contenido de manganeso y favorece así el temple. El único tratamiento capaz de suprimir este inconveniente es una homogeneización total de la chapa por normalizado hacia los 1 280 °C.

También desempeñan un papel importante en la tendencia al agrietamiento la naturaleza, dimensiones y distribución de los carburos. Los aceros con partículas de carburo grandes, que tardan en disolverse en la austenita, se agrietan con menos facilidad que los que tienen carburos finos [4].

Sin embargo, KOZIARSKY [5], que ha estudiado detenidamente los aceros con Cr-Mo con carburos muy finos, no ha encontrado tendencia especial ninguna al agrietamiento subyacente. Algunos autores piensan

también que el grano fino del metal es menos sensible al agrietamiento que una estructura basta RIEVE [6], y después ROLLASON y ROBERTS [7] han mostrado que el carbono, el silicio, el fósforo y el níquel pueden contribuir a alta temperatura al agrietamiento subyacente, y piensan que el silicio y el fósforo no son responsables de ello más que indirectamente, por favorecer la segregación sulfurosa. El carbono actúa sobre la ductilidad en caliente del metal, que pasa rápidamente a frágil cuando crece el contenido de aquel elemento en el acero.

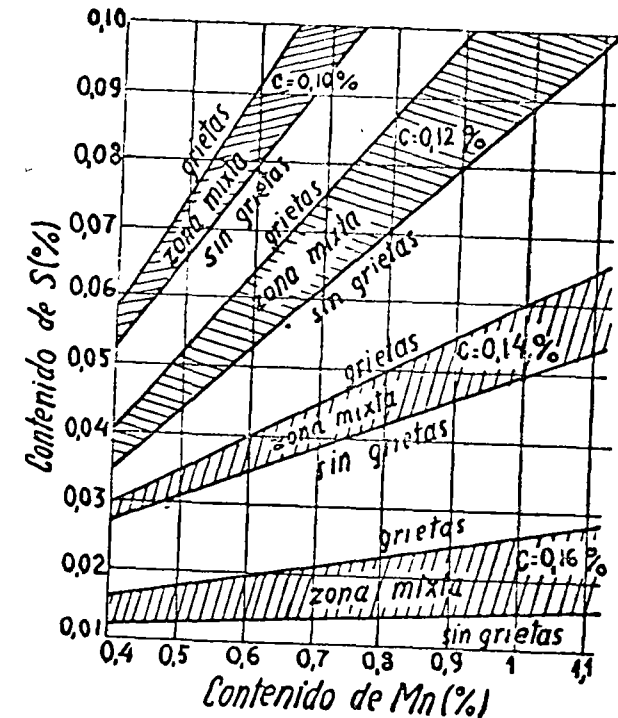


Fig. VI-16.—Influencia del azufre en el agrietamiento de las soldaduras en función de las concentraciones de carbono y de manganeso en el acero.

El azufre en forma de sulfuro de hierro (FeS) da con el hierro un eutéctico hacia los 985 °C, que se desarrolla en las juntas de los granos, lo que aumenta la tendencia al agrietamiento. Podría neutralizarse el efecto perjudicial de la formación de este eutéctico añadiendo manganeso, el cual, por su mayor avidez que el hierro por el azufre, forma un sulfuro de manganeso (MnS) de forma globular a una temperatura superior a la de formación del eutéctico. De todos modos el ciclo de soldadura es tan rápido que esta transformación es incompleta. Es evidente que la influencia del azufre es tanto más apreciable cuanto más elevado es el contenido de carbono en el acero.

POGODIN [8] define las zonas de tendencia al agrietamiento en función de tres elementos: carbono, manganeso y azufre (*fig. VI-16*). Se advertirá que un acero con 0,10 de carbono podría admitir hasta el 0,03 % de azufre con 0,6 % de manganeso, y uno de 0,12 % de carbono puede agrietarse a partir del 0,06 % de azufre con la misma concentración de manganeso. En un acero de 0,16 % de carbono el contenido de azufre debe ser inferior al 0,02 % si se quiere evitar el riesgo de agrietamiento. Estas curvas, que muestran el efecto favorable del manganeso sobre la tendencia al agrietamiento, están de acuerdo con los resultados de REEVE y de WALLACE [6].

2. PRESENCIA DE HIDRÓGENO

Hace mucho tiempo que se ha sospechado por diferentes investigadores la influencia del hidrógeno en el agrietamiento subyacente y en el de la zona de unión (*root cracks*), pero han sido los trabajos de la Escuela inglesa [9] los que han precisado tal influencia.

Las grietas que se desarrollan paralelamente al cordón de soldadura se originan en la zona más dura cuando el soldeo se efectúa con un electrodo ferrítico revestido que contiene productos capaces de desprender hidrógeno.

El agrietamiento por hidrógeno es el tipo clásico de enfragilización a temperaturas próximas a los 200 °C, que describiremos más adelante.

Para hacer resaltar el efecto del hidrógeno se puede observar en primer lugar que es fácil evitar las grietas subyacentes:

a) ejecutando los cordones de soldadura con electrodos desnudos o con electrodos austeníticos con Cr-Ni (18 Cr-8 Ni) cuyo revestimiento no incluya celulosa ni materias higroscópicas;

b) utilizando electrodos secados a una temperatura de 400 a 500 °C, con eliminación total de la humedad y parcial del agua de combinación.

ZAPFFE [10] ha dado una explicación satisfactoria de la acción del hidrógeno en el agrietamiento, basada en la gran solubilidad del hidrógeno en el hierro en función de la temperatura. El importante gradiente térmico que se establece durante la soldadura entre el metal fundido a alta temperatura y el acero base todavía frío, puede, en el caso favorable de una atmósfera rica en hidrógeno, engendrar en el metal un gradiente paralelo de concentración de hidrógeno disuelto. Los átomos de hidrógeno se difunden en la red cristalina del acero y tienden a la sobresaturación cuando el metal está completamente frío. Estos átomos expulsados de la solución sólida se recombinan instantáneamente en moléculas de H₂, insolubles en el metal, y crean tensiones muy elevadas en la red cristalina, que pueden sobrepasar la carga de rotura y agrietar localmente el acero.

El hidrógeno fijado por la zona fundida de una soldadura por arco puede ser importante; depende esencialmente de la naturaleza del revestimiento y de su grado de humedad. Los electrodos celulósicos pueden hacer fijar hasta unos 25 a 30 cm³ de hidrógeno por 100 g de metal, y

los básicos de 4 a 8 cm³. La zona fundida se encontrará sobresaturada de hidrógeno, que se difundirá hacia las partes frías del metal base. Así pues, los contenidos de hidrógeno en las cercanías de la soldadura, en la capa subyacente, serán bastante más elevados que para un metal en estado de equilibrio, en el que es inferior a 1 cm³ por 100 g de hierro α a la temperatura ordinaria (*fig. V-29*).

Durante el enfriamiento del empalme, la sobresaturación de hidrógeno provocará una concentración más importante en las discontinuidades, juntas intergranulares, inclusiones laminares, etc., en las que se recombinará en forma molecular H₂, insoluble, con creación de tensiones locales muy elevadas.

La suma de las tensiones resultantes, por un lado, de esta transformación molecular del hidrógeno, y por otro de la contracción térmica y de una eventual transformación estructural en esta zona en los aceros aleados, puede provocar una presión total que rebase localmente la carga de rotura del metal. La localización de estas grietas, y el hecho de que pueden evitarse secando el revestimiento, sustentan la idea de que el hidrógeno es su causa principal.

En relación con esta hipótesis de agrietamiento subyacente por el hidrógeno, MALLET y RIEPPEL [11] han mostrado que la tendencia al agrietamiento está unida a la concentración de hidrógeno en la atmósfera del arco (*fig. VI-17*).

Por nuestra parte hemos llamado también la atención sobre el hecho de que la disminución de la velocidad de difusión del hidrógeno en la atmósfera de 1 a 10 000 entre 200 y 300 °C (*fig. V-33*) podría explicar que el hidrógeno sobresaturado, difícil de eliminar a temperaturas bajas por su pequeña velocidad de difusión, pueda provocar un aumento importante de la presión local.

3. EL DESARROLLO DE TENSIONES INTERNAS

Las tensiones en las soldaduras tienen por origen:

a) el gradiente térmico del ciclo de soldadura, que da lugar a ten-

Damos en el Anejo a este capítulo los valores calculados de las presiones des-
arrolladas por el hidrógeno durante la transformación $2H \rightarrow H_2$.

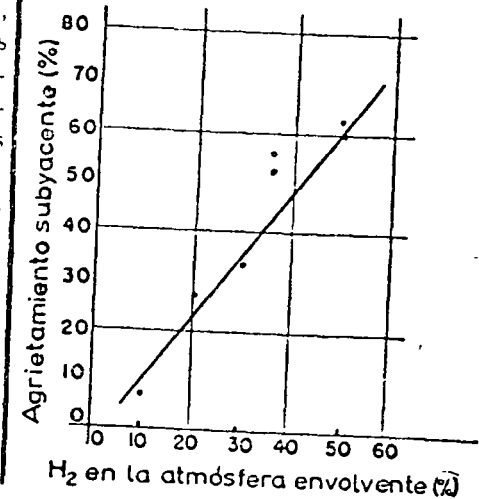


FIG. VI-17.—Relación entre el agrietamiento de la soldadura y el potencial de hidrógeno del electrodo.

siones globales biaxiales y sobre todo triaxiales en el caso de espesores grandes.

Se ha publicado recientemente un trabajo muy importante, firmado por H. GERBAUX, sobre el problema de las tensiones y sobre los riesgos de rotura frágil en las construcciones soldadas [20].

b) Las transformaciones estructurales, que originan la formación de tensiones localizadas.

a) La creación de tensiones por embridado o autoembridado, bajo el efecto del ciclo térmico de soldeo, conduce en presencia de hidrógeno a una enfragilización del acero.

Hemos hecho observar que dos probetas de resiliencia sacadas de un mismo redondo de acero dulce, una con acritud por estirado en frío y la otra recocida, y cargadas catódicamente de hidrógeno en las mismas

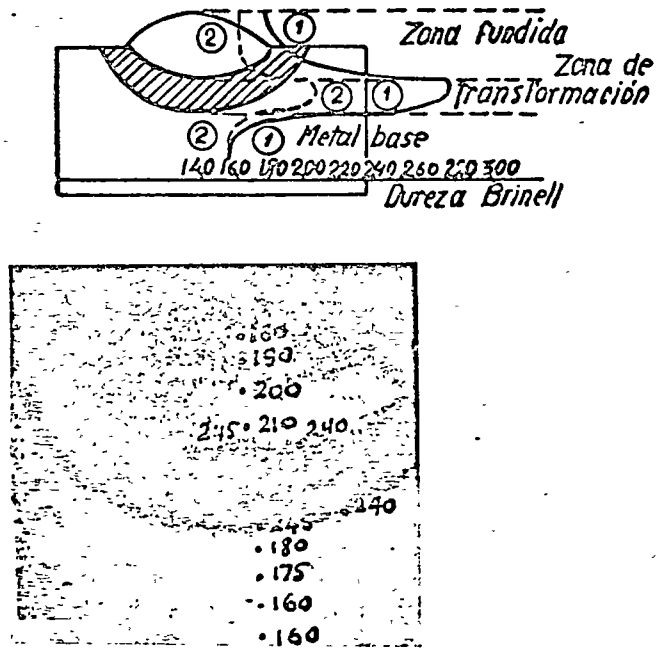


FIG. VI-18.—Ensayo en la zona subyacente. Variación de la dureza en esta zona para el metal no precalentado (curia 1) y precalentado a 200 °C (curia 2).

condiciones, dan valores de resiliencia que se encuentran en una relación mayor que la de sencillo a doble; concretamente, de 4 a 5 kpm/cm² en la probeta con acritud y de 12 a 14 kpm/cm² en la probeta recocida. Se comprueba que si una soldadura no se ha agrietado durante el enfriamiento, el mejor tratamiento que se le puede aplicar es un calentamiento de disminución de tensiones a 650 °C durante 2 a 4 h (según sea el es-

peso), que no solamente suprime las tensiones, sino que facilita también la salida del hidrógeno.

b) Es sabido que la formación de martensita está acompañada por una deformación de la red cúbica del hierro α (red tetragonal α'), con desarrollo de tensiones muy importantes, que son el origen de la dureza y de la fragilidad de este constituyente. La presencia de martensita en la zona de transformación hace la capa subyacente del metal base particularmente frágil, por pérdida de ductilidad, cuando se encuentra en presencia de hidrógeno.

Los casos más frecuentes de enfragilización subyacente aparecen como resultado de una transformación avanzada, de tipo martensítico o bainítico inferior, en presencia de hidrógeno difundido en cantidad más o menos importante.

El criterio elegido para determinar las transformaciones estructurales en el metal base es la dureza de la capa subyacente, frecuentemente acompañada de un examen micrográfico. Sin querer sacar conclusiones sobre la solubilidad del acero por medio de este ensayo, como han hecho ciertos inves-

guradores, es posible (para un tipo de acero dado) establecer una relación entre la tendencia del agrietamiento y la distribución de la dureza en la capa subyacente (gradiente y amplitud esclerométrica).

Este ensayo, muy atractivo por su sencillez, necesita sin embargo una exploración muy fina con el diamante tipo Vickers, o por microdureza bajo pequeña carga, con objeto de seguir todas las estructuras de transformación. La figura VI-18 proporciona un ejemplo de esta exploración, realizada sobre un acero débilmente aleado de 50 mm de espesor cuya composición química era la siguiente:

$$C = 0,15; \quad Ni = 2,30, \quad Cr = 0,35; \quad Mo = 0,22$$

que daba en estado recocido de 160 a 165 Brinell.

La zona de transformación, que ocupa de 2,5 a 3 mm de ancho cuando se utiliza un electrodo de 4 mm, da una dureza máxima de 285 Brinell, con aparición de bainita superior (fig. VI-19). Se pueden relacionar, pues, la estructura y la dureza, y determinar igualmente la influencia del tratamiento de precalentamiento o la del tratamiento post-soldado (fig. VI-18).

La exploración de la dureza en la capa subyacente ha permitido sacar conclusiones interesantes en cuanto a la influencia de los elementos de

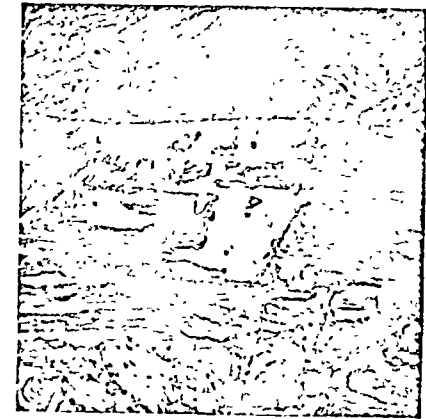


FIG. VI-19.—100 X—Estructura bainítica de la zona más dura. H = 285 Brinell.

adición del acero, y desarrollar un nuevo concepto de equivalente en carbono (véase el capítulo VII).

El carbono y el manganeso, especialmente el primero de ellos, tienen una profunda influencia sobre el agrietamiento subyacente. En un grupo de aceros con C-Mn de 25 mm de espesor se observa que la tendencia al agrietamiento crece rápidamente cuando el contenido de carbono en el acero aumenta de 0,17 a 0,32 %. En un acero del mismo contenido de

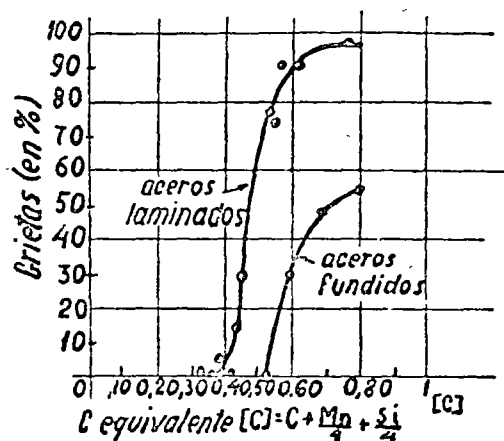


Fig. VI-20.—Variación de la tendencia al agrietamiento en función del [C] en un acero con carbono-manganeso (espesor 16 mm). (Según WILLIAMS.)

carbono (0,21 %), cuando el manganeso pasa de 0,90 a 1,5 % el efecto sobre el agrietamiento es claramente más débil. Por fin, cuando los demás elementos permanecen constantes, el aumento del silicio de 0,20 a 0,90 % no acarrea más que un pequeño aumento de la tendencia al agrietamiento. WILLIAMS [12] y sus colaboradores han deducido que el manganeso y el silicio tenían una influencia sobre el endurecimiento cuatro veces menor que la del carbono, y han representado el carbono equivalente (o equivalente en carbono) por:

$$[C] = C \% + \frac{Mn \%}{4} + \frac{Si \%}{4}$$

En una gama de aceros con carbono-manganeso, estos autores han estudiado la importancia del agrietamiento en función del equivalente en carbono (fig. VI-20).

La curva 1 de la figura VI-20 indica que la tendencia al agrietamiento crece muy rápidamente al producirse una variación relativamente ligera del equivalente en carbono.

Así, el paso de 0,40 a 0,60 del equivalente en carbono corresponde a un aumento de la tendencia al agrietamiento del 5 al 90 %

Los mismos autores han demostrado que el acero moldeado es menos propenso al agrietamiento que el laminado; no han indicado la razón de esta mejora.

Las adiciones de vanadio hasta el 0,05 %, de molibdeno hasta el 0,40 %, de cromo hasta el 1 % y de titanio hasta el 0,04 %, no parecen tener influencia notable en el agrietamiento. El aluminio que se añade al acero para su desoxidación tiene una influencia favorable en la disminución del agrietamiento. En un acero con 0,21 % de carbono, 1,35 % de manganeso y 0,28 % de silicio, y de 25 mm de espesor, la proporción de grietas disminuyó notablemente al añadir al acero 1,8 kg/t de aluminio [13].

También FOLKHARD [14] recomienda calmar con aluminio como método particularmente favorable para disminuir la dureza en la capa subyacente y, por consiguiente, para reducir la tendencia al agrietamiento. Por ejemplo, con dos aceros A y B que no difieren más que en la concentra-

	C	Mn	Si	S	P	Al	[C]
Acero A...	0,21	1,38	0,44	0,030	0,025	0,057	0,66
Acero B...	0,22	1,22	0,41	0,019	0,030	0,001	0,62

ción de aluminio, el acero A tiene menos tendencia al agrietamiento subyacente que el B. Según la curva de WILLIAMS (fig. VI-20), la proporción de grietas en el acero A, cuyo equivalente en carbono es [C]=0,66, debería ser de 92 %, y en el acero B de [C]=0,62, de 90 %; ahora bien, la proporción de grietas observadas en el acero A no sobrepasó del 5 al 10 %. La acción favorable del aluminio sobre la tendencia al agrietamiento del acero puede atribuirse a la coalescencia acelerada del carburo durante el cocido.

Hemos agrupado, por otra parte, algunos resultados correspondientes a diversos aceros de construcción a base de manganeso (cuadro VI-1). El examen de este cuadro muestra que la tendencia al agrietamiento depende, por un lado, de su composición química, y por otro del tipo de electrodo y de la temperatura inicial de las chapas.

III. — REMEDIOS CONTRA EL AGRIETAMIENTO

Pueden considerarse varias soluciones para atenuar, y en muchos casos eliminar, el agrietamiento de las soldaduras:

- 1.º empleo de electrodos con pequeño contenido de hidrógeno, tales como ciertos electrodos básicos;
- 2.º empleo de electrodos austeníticos;
- 3.º precalentamiento de las piezas.

CUADRO VI-1

Tipo de acero	Espesor (mm)	C	Mn	Si	Otros elementos	Tipo del electrodo	Temperatura de la chapa (°C)	Media de microgrietas (%)	Referencias
C-Mn (V-Ti).....	25	0,14	1,16	0,27	0,03 V-0,02 Ti	E 6010 (1)	10	1	[10]
C-Mn (Ti).....	25	0,15	1,28	0,28	0,01 Ti	E 6010	10	5	[10]
C-Mn (V-Ti).....	25	0,17	1,17	0,29	0,05 V-0,01 Ti	E 6010	10	28	[10]
C-Mn (V-Ti).....	25	0,17	1,17	0,29	0,05 V-0,01 Ti	E 6010	15	26	[10]
C-Mn (V-Ti).....	25	0,17	1,17	0,29	0,05 V-0,01 Ti	E 6010	50	42	[10]
C-Mn (V-Ti).....	25	0,17	1,17	0,29	0,05 V-0,01 Ti	E 6010	100	0	[10]
C-Mn (V-Ti).....	25	0,17	1,27	0,34	0,02 V-0,01 Ti	E 6010	10	21	
C-Mn.....	25	0,17	1,25	0,34	0,02 V-0,01 Ti	E 6010	25	16	
C-Mn.....	25	0,17	1,25	0,34	0,02 V-0,01 Ti	E 6015 (2)	25	0	
C-Mn.....	25	0,30	0,76	0,20		E 6010	25	57	
C-Mn.....	25	0,30	0,76	0,20		E 6015	25	0	
C-Mn.....	25	0,35	0,89	0,21		E 6010	25	70	
C-Mn.....	25	0,35	0,89	0,21		E 6015	25	0	
C-Mn.....	25	0,37	1,50	0,23		E 6010	25	84	
C-Mn.....	25	0,37	1,50	0,23		E 6015	25	0	[18]
C-Mn.....	25	0,21	0,78	0,03		E 6010	25	4	
C-Mn.....	30	0,20	0,87	0,25	0,33 Mo	E 6010	25	3	[17]
C-Mn.....	25	0,19	1,43	0,28	0,33 Mo	E 6010	10	78	[17]
C-Mn.....	25	0,19	1,43	0,28	0,33 Mo	E 6015	10	0	[17]

(1) E 6010: electrodo celulósico.
(2) E 6015: electrodo básico.

1.º Hemos señalado ya (cuadro VI-1) que el empleo de un electrodo básico podía conducir a la supresión de las microgrietas en un acero que había presentado un agrietamiento subyacente superior al 80 % con electrodos celulósicos; el acero a que nos referíamos (C=0,37; Mn=1,5; Si=0,23), presentaba transformaciones estructurales importantes, afines a la bainita inferior, en la capa subyacente. La presencia de hidrógeno en estas estructuras intermedias desarrolla tensiones localizadas notables y acarrea una gran fragilidad (84 %). El empleo de un electrodo básico que da poco hidrógeno "difusible" redujo notablemente este defecto.

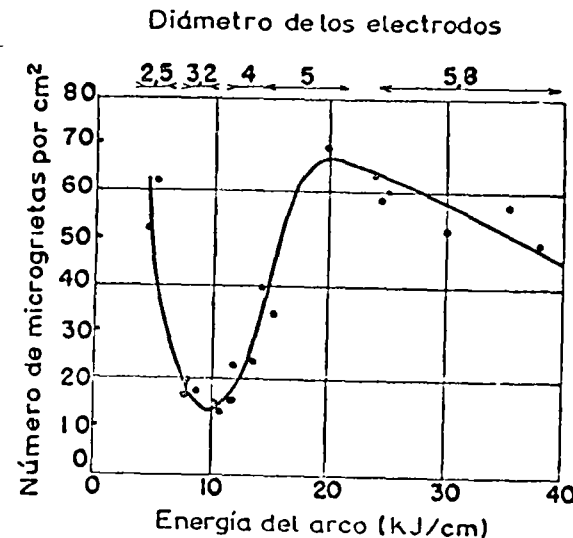


Fig. VI-21.—Influencia de la energía del arco en la tendencia al agrietamiento.

Para una misma clase de electrodo, el aumento de diámetro es un factor favorable. A este respecto, VAUGHAN y DE MORTON [15], en su estudio sobre el mecanismo del agrietamiento de los aceros por el hidrógeno, llegan a la conclusión de que el diámetro del electrodo no es el factor principal, sino que habría que considerar sobre todo la energía calorífica suministrada por el arco por unidad de longitud de la soldadura.

Por tanto, puede haber agrietamiento con electrodos de pequeño o de gran diámetro, pero la tendencia a este defecto pasa por un mínimo cuando la energía del arco es de 10 a 12 kJ/cm de soldadura (fig. VI-21), y sólo después al aumentar el diámetro del electrodo al mismo tiempo que la energía puesta en juego.

2.º El empleo de un electrodo de alma austenítica (18 Cr—8 Ni) es también muy favorable, debido a la mayor solubilidad del hidrógeno en el metal fundido austenítico, que retiene el hidrógeno que podría difundirse en la capa subyacente.

En el caso de aceros agrietables en el soldeo por arco con electrodos

ferríticos, el empleo de electrodo austenítico podría ser una solución para suprimir las microgrietas de la zona de unión o de la de transformación; es el caso clásico del soldeo de los aceros muy templeables o autotemplables (aceros de blindajes) con electrodos austeníticos.

3.º Finalmente, el *precalentamiento* de las piezas, que atenúa el ciclo de enfriamiento, es indiscutiblemente el remedio más eficaz para evitar el agrietamiento de la zona de transformación

El precalentamiento presenta las siguientes ventajas:

— atenúa la importancia de las transformaciones estructurales desplazándolas hacia las estructuras de equilibrio, reduce también, en cierta medida, las tensiones localizadas debidas a tales transformaciones;

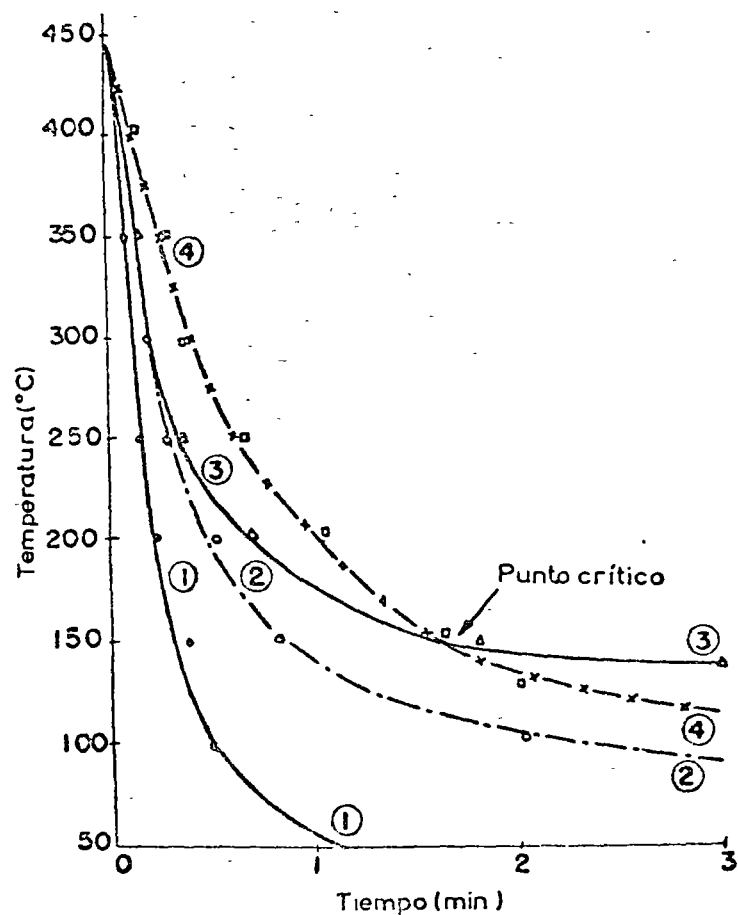


Fig VI-22.—Influencia de la velocidad de enfriamiento en la formación de microgrietas*

Curva 1.—Electrodo de 3,2 mm de diámetro: 65 grietas por cm².

Curva 2.—Electrodo de 5 mm de diámetro: 11 grietas por cm².

Curva 3.—Electrodo de 5 mm de diámetro con precalentamiento a 100 °C: 0 grietas por cm².

Curva 4.—Electrodo de 6 mm de diámetro: 75 grietas por cm².

— facilita la difusión del hidrógeno, causa inicial del agrietamiento, así como el desprendimiento de los demás gases, con lo que se reduce o evita la formación de poros.

En general, puede preverse que la temperatura de precalentamiento debe ser tanto más elevada cuanto más templeable sea el acero de base.

VARGHAN y DE MORTON [15] han puesto de manifiesto que la tendencia al agrietamiento no depende únicamente de la velocidad de enfriamiento, sino principalmente de la velocidad de paso entre las temperaturas de 150 y 120 °C, temperatura a la que se producen las grietas según los recientes trabajos de FLANIGAN y su colaborador [16].

Así, con un electrodo de 6 mm de diámetro y una velocidad de enfriamiento reducida a partir de 400 °C (fig VI-22), el número de microgrietas que aparece es de 75 por centímetro cuadrado (curva 4), mientras que un enfriamiento más rápido (curva 1) con electrodo de 3,2 mm no da más que 65 microgrietas por centímetro cuadrado. Si el precalentamiento lleva a una disminución suficiente de la velocidad de enfriamiento por encima de una "velocidad crítica" hacia los 150 °C, es posible evitar las microgrietas (curva 3 de la figura VI-22).

Estos resultados conducen a pensar que la temperatura a que se lleva la pieza no constituye el único criterio: esta temperatura debe ser tal que la velocidad de enfriamiento al atravesar el dominio de 120-150 °C sea inferior a una "velocidad crítica", con objeto de hacer eficaz el precalentamiento. Este resultado depende además de la proporción de hidrógeno absorbido, y por ello de la naturaleza del revestimiento.

Según COTTRELL [18], BRADSTREET y JONES, una velocidad de enfriamiento del orden de 20 °C por segundo por encima de la temperatura de 150 °C y de menos de 10 °C por segundo en el dominio de 150 a 120 °C, produce agrietamiento cuando existe determinada cantidad de hidrógeno.

El cuadro VI-2 da el número de grietas que aparecen en función del tiempo de paso entre 150 y 135 °C, y muestra que para un diámetro constante (5 mm) de electrodo, con un tiempo de paso por tal dominio de 10 s, se producen en la capa subyacente 15 microgrietas por centímetro cuadrado. Con un precalentamiento a 100 °C, que origina un tiempo de paso por tal región mucho más largo, de 100 s, no se observa ninguna.

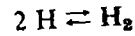
CUADRO VI-2

Dimensiones de los electrodos (de tipo básico).	Tiempo de paso por el dominio 150-135 °C	Número de microgrietas (cm ⁻²)
	(s)	
3,2 mm	2,5	65
5 mm	10	15
5 mm con precalentamiento a 100 °C	100	0
6 mm	12,5	--

ANEJO

Presiones desarrolladas por el hidrógeno

Para tener una idea de las presiones desarrolladas por la transformación $2H \rightarrow H_2$ en hierro en estado líquido y en estado sólido (por ejemplo, a 30 °C), consideremos la reacción de equilibrio.



cuya constante de equilibrio es:

$$K_{H_2} = \frac{(p_H)^2}{p_{H_2}}$$

Como la presión parcial del hidrógeno atómico, p_H , es proporcional a la concentración en $\% H$,

$$K_{H_2} = \frac{[H\%]^2}{p_{H_2}}$$

y, por tanto,

$$p_{H_2} = \frac{[H\%]^2}{K_{H_2}}$$

Según J. D. FAST [19],

$$\log K_{H_2} = -\frac{5340}{T} - 2,34$$

y para $T=1815$ °K (1540 °C),

$$p_{H_2}^{1815} = 1,92 \times 10^5 \cdot [H\%]^2$$

En estado líquido, $T=300$ °K, la cantidad de hidrógeno disuelto es del orden de

$$3 \times 10^{-3} \%$$

lo que da:

$$p_{H_2}^{1815} = 1,92 \times 10^5 \times [3 \times 10^{-3}]^2 = 1,70 \text{ atm.}$$

En estado sólido, $T=300$ °K, la cantidad de hidrógeno disuelto es de $6,2 \times 10^{-3} \%$ [19].

A esta temperatura, $K_{H_2} = 10^{-20}$ aproximadamente, y, por tanto,

$$p_{H_2}^{300} = 10^{20} [6,2 \times 10^{-3}]^2 = 4 \times 10^5 \text{ atm.}$$

La presión desarrollada es, pues, del orden de 100 000 atm a la temperatura ordinaria como resultado de la transformación del hidrógeno atómico en molecular.

En las soldaduras, el hidrógeno se encuentra en estado sobresaturado, y su contenido puede alcanzar de 5 a 10 $\text{cm}^3/100 \text{ g}$, o sea unos $5 \times 10^{-3} \%$, y

$$p_{H_2}^{300} = 10^{20} [5 \times 10^{-3}]^2 = 2 \times 10^{11} \text{ atm.}$$

Haciendo el mismo cálculo con el nitrógeno se encuentra lo siguiente: la reacción $2N \rightleftharpoons N_2$ tiene por constante de equilibrio

$$K_{N_2} = \frac{(p_N)^2}{p_{N_2}}$$

Puesto que la concentración de nitrógeno atómico es proporcional a la presión parcial p_{N_2} , se puede escribir

$$p_{N_2} = \frac{[N\%]^2}{K_{N_2}}$$

con

$$\log K_{N_2} = -\frac{2340}{T} - 1,43$$

según J. D. FAST [19].

En estado líquido a la temperatura $T=1813$ °K,

$$p_{H_2}^{1813} = 520 [N\%]^2 = 520 [45 \times 10^{-3}]^2 = 1 \text{ atm.}$$

A la temperatura ordinaria, $T=300$ °K, la concentración de nitrógeno en equilibrio es de $1,4 \times 10^{-5}$, y aproximadamente

$$K_{H_2} = 2 \times 10^{10}$$

de donde $p_{H_2}^{300} = 2 \times 10^{10} [1,4 \times 10^{-5}]^2 = 4 \text{ atm.}$

Teóricamente, las presiones desarrolladas por el nitrógeno no intervienen en el agrietamiento, este gas influye en la enfriamiento de la soldadura por formación de nitruro de hierro.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] D. SÉFFRIAN: *L'Indicateur Industriel* (Ginebra) 665, núm. 9 (1957).
- [2] F. MÜNCHER y J. SEBILLE: *Rev. Metall.*, núms. 5-6 (1947), 180.
- [3] H. GRANJON: *Soud. et Tech. Conn.*, vol VII, núms 3-4 (1954), 89.
- [4] C. E. SIMS y H. M. BANTA: *The Welding Jour.*, 28, núm. 7 (1947), 326.
- A. L. SCHAFFLER, H. C. CAMPBELL y H. TIELSCH: *The Welding Jour. Suppl.*, 31, núm. 6 (1952), 283 s.
- J. L. HOYT, C. E. SIMS y H. M. BANTA: *The Welding Jour.*, 24, número 9 (1945), 433.

CAPITULO VII

PRECALENTAMIENTO DE LAS SOLDADURAS

I.—LOS FACTORES DEL AGRIETAMIENTO

En el capítulo anterior hemos llamado la atención sobre la importancia del tratamiento de precalentamiento para evitar las grietas.

Si bien la determinación de la temperatura de precalentamiento ha sido hasta ahora una receta de taller, determinada empíricamente, los trabajos recientes de HESS, COTTRELL, BRADSTREET y otros autores permiten fijar esta temperatura en función de la composición química y de los factores que intervienen en la ejecución de los empalmes: tipo de éstos, naturaleza y diámetro de los electrodos, espesor, etc.

Hemos insistido también acerca de un importante resultado deducido de los trabajos de FLANIGAN: a saber, que la velocidad de enfriamiento entre 150 y 200 °C, relacionada con cierta "velocidad crítica", es el factor predominante en el problema del agrietamiento.

Se ha mostrado asimismo que el electrodo no interviene por su diámetro, sino por la energía térmica puesta en juego por unidad de tiempo. Esta energía, expresada en función de los elementos del arco, se escribe:

$$Q = EI \times t,$$

en que E es la tensión de funcionamiento del arco, en voltios;

I es la intensidad de corriente en amperios, y

t es el tiempo de fusión del electrodo ¹.

Expresándola en julios por centímetro de soldadura o en vatios-segundo por centímetro, la expresión de la energía térmica es la siguiente:

$$Q = \frac{EI \times 60}{l}, \tag{1}$$

en que l es la velocidad de soldadura en centímetros por minuto.

Así, para un electrodo de 6 mm de diámetro y una intensidad de 250 A, se mide directamente en el electrodo una tensión de funcionamiento

¹ Es decir, un intervalo de soldeo al cual corresponde la energía dada por la fórmula (V. del T.).

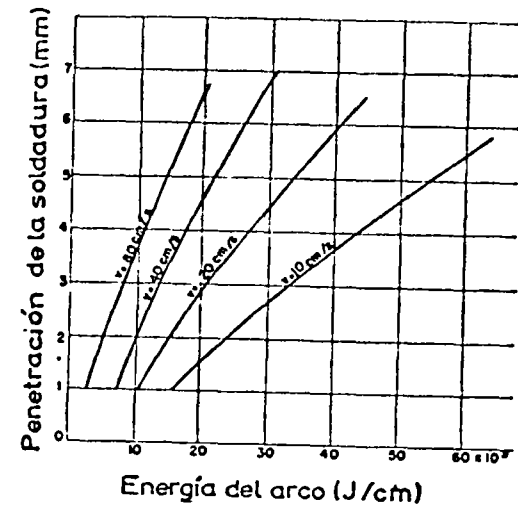


FIG. VII 1.—Influencia de la energía del arco y de la velocidad de avance en la penetración de la soldadura. (Según JACKSON y GOODWIN.)

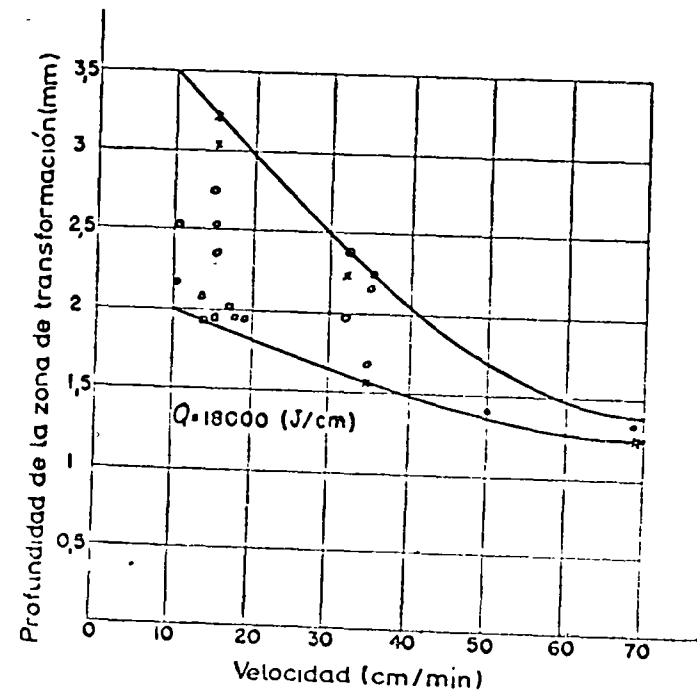


FIG. VII 2.—Influencia de la velocidad de avance sobre la profundidad de la zona de transformación, permaneciendo constante la energía del arco. $Q = 18000 \text{ J/cm}$. (Según JACKSON y GOODWIN.)

del arco de 30 V; la energía puesta en juego con una velocidad de soldo de 20 cm/min es de

$$Q = \frac{250 \times 30 \times 60}{20} = 22,5 \text{ kJ.}$$

Dos arcos de la misma energía calorífica pueden producir efectos muy diferentes según la importancia de los factores que entran en la expresión (1).

JACKSON y GOODWIN [1] han hecho observar que, siendo constante la energía del arco, la penetración crece con la velocidad de soldo (figura VII-1); por el contrario, el espesor de la zona de transformación subyacente aumenta enormemente cuando la velocidad de avance disminuye (fig. VII-2).

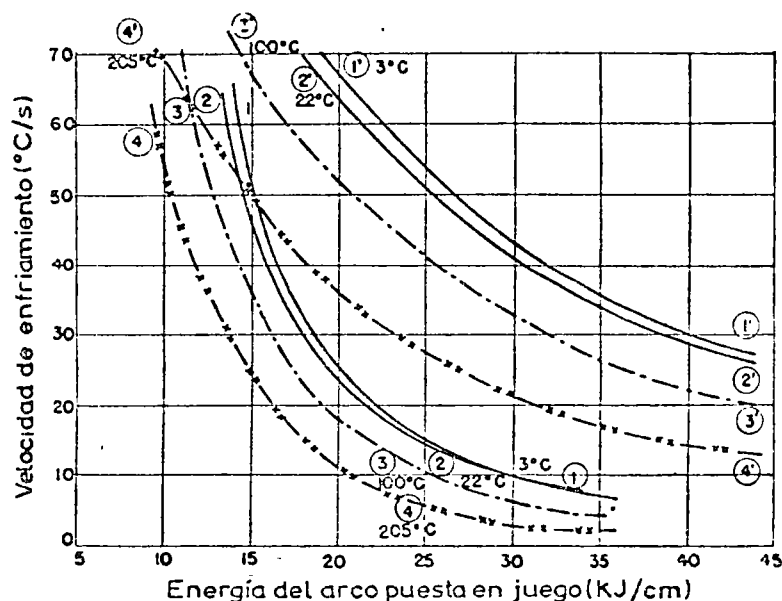


FIG. VII-3.—Influencia del precalentamiento y del grueso de las chapas (12,5 mm y 25 mm) sobre la velocidad de enfriamiento de las soldaduras, en el plano de la isoterma de 705 °C

Curva 1: precalentamiento a 3 °C; e = 12,5 mm. Curva 1': e = 25 mm.
 Curva 2: precalentamiento a 22 °C; e = 12,5 mm. Curva 2': e = 25 mm.
 Curva 3: precalentamiento a 100 °C; e = 12,5 mm. Curva 3': e = 25 mm.
 Curva 4: precalentamiento a 205 °C; e = 12,5 mm. Curva 4': e = 25 mm.

HESS y sus colaboradores [2] han estudiado el efecto de la temperatura de precalentamiento sobre la velocidad de enfriamiento de una soldadura en función de la energía del arco, para diferentes isotermas¹.

¹ Cada gráfico da la velocidad de enfriamiento (en función de diversas variables) cuando el punto de la soldadura que se considera está a una temperatura determinada (que difiere no a otro gráfico) (N del T.).

Hemos agrupado los resultados de estos ensayos en los diagramas de las figuras VII-3, VII-4 y VII-5, que permiten hacer las siguientes observaciones:

Cuando el espesor del acero de base y la energía puesta en juego son constantes, la velocidad de enfriamiento disminuye muy rápidamente al crecer la temperatura de precalentamiento.

De este modo, en la isoterma de 705 °C (fig. VII-3), cuando la energía del arco es de 15 kJ/cm y la chapa tiene 12,5 mm de grueso, la velocidad de enfriamiento de la soldadura decrece de 50 a 25 °C/s al pasar la temperatura de precalentamiento de 3 a 200 °C (curvas 1 y 4). Lo mismo ocurre en las zonas más alejadas de la soldadura, en las que se comprueba que la velocidad de enfriamiento disminuye rápidamente cuando la energía térmica aportada por el arco es constante. Por ejemplo, entre las curvas 1 de la isoterma de 705 °C y de la isoterma de 370 °C (fig. VII-5), la velocidad de enfriamiento baja (cuando el espesor es de 12,5 mm) de 25 a 3,5 °C/s para una energía del arco de 20 kJ/cm.

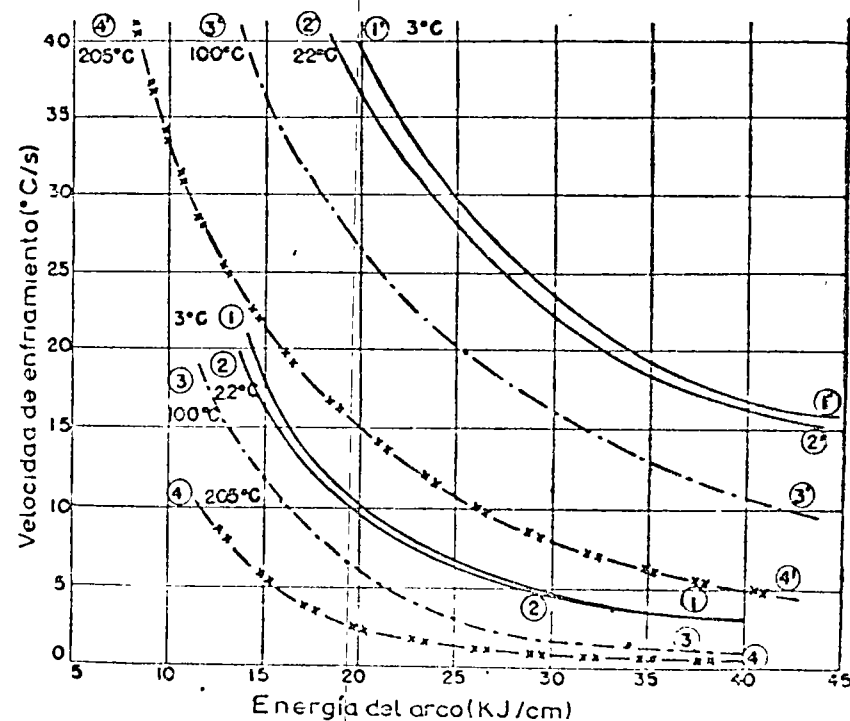


FIG. VII-4.—Influencia del precalentamiento y del grueso de las chapas (12,5 mm y 25 mm) sobre la velocidad de enfriamiento de las soldaduras, en el plano de la isoterma de 510 °C.

Curva 1: precalentamiento a 3 °C; e = 12,5 mm. Curva 1': e = 25 mm.
 Curva 2: precalentamiento a 22 °C; e = 12,5 mm. Curva 2': e = 25 mm.
 Curva 3: precalentamiento a 100 °C; e = 12,5 mm. Curva 3': e = 25 mm.
 Curva 4: precalentamiento a 205 °C; e = 12,5 mm. Curva 4': e = 25 mm.

II.—INFLUENCIA DEL ESPESOR DE LAS CHAPAS

Es evidente que el espesor de la pieza interviene notablemente en la velocidad de enfriamiento, que crece con el grueso de las chapas

Consideremos la isoterma de 705 °C (fig. VII-3) cuando la energía térmica aplicada es constante e igual a 25 kJ/cm; con precalentamiento

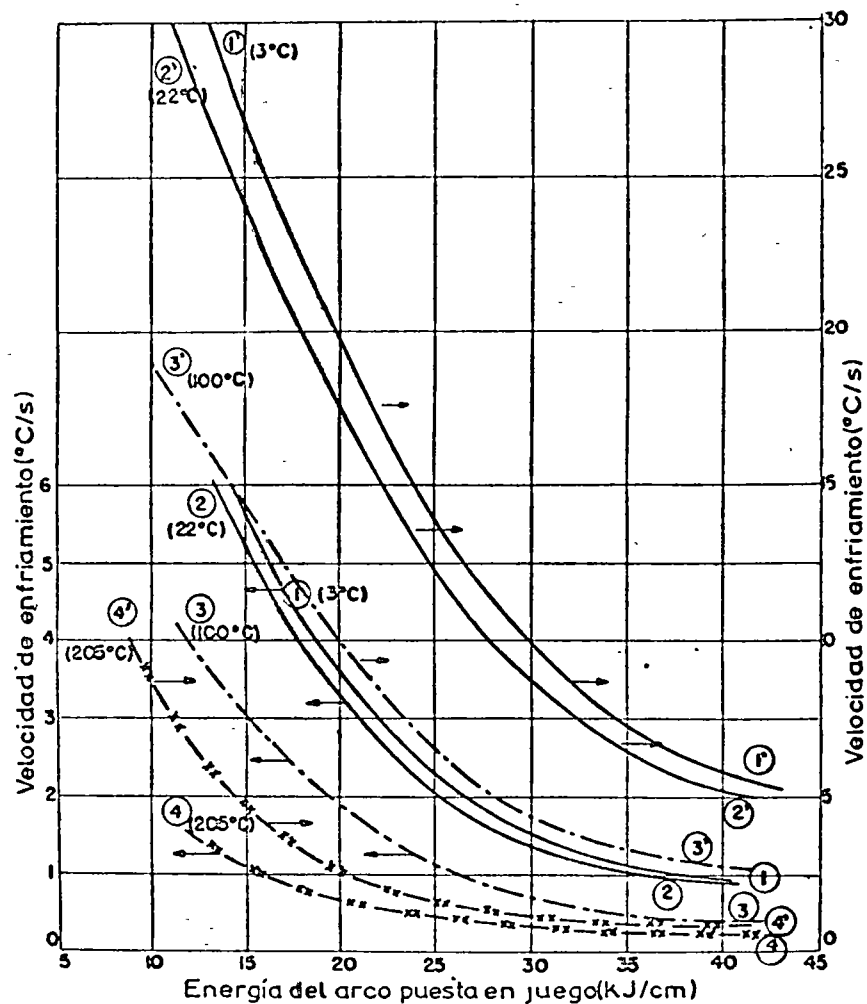


Fig. VII-5—Influencia del precalentamiento y del grueso de las chapas (12,5 mm y 25 mm) sobre la velocidad de enfriamiento de las soldaduras; isoterma de 370 °C.

Curva 1: precalentamiento a 3 °C; e = 12,5 mm. Curva 1': e = 25 mm.
 Curva 2: precalentamiento a 22 °C; e = 12,5 mm. Curva 2': e = 25 mm.
 Curva 3: precalentamiento a 100 °C; e = 12,5 mm. Curva 3': e = 25 mm.
 Curva 4: precalentamiento a 205 °C; e = 12,5 mm. Curva 4': e = 25 mm.
 (Escala de la izquierda) (Escala de la derecha)

a 200 °C (curva 4), la velocidad de enfriamiento de las chapas de 12,5 milímetros es de 5 °C/s, mientras que en una chapa de 25 mm (curva 4') la velocidad es de 28 °C/s.

En la isoterma de 540 °C (fig. VII-4), es necesario aportar una energía de 13 kJ/cm a una chapa de 12,5 mm precalentada a 100 °C (curva 3) para conseguir una velocidad de enfriamiento de 15 °C/s; pero se necesitan 32 kJ/cm para lograr la misma velocidad de enfriamiento en una chapa de 25 mm (curva 3').

Estas curvas hacen patente la influencia preponderante del espesor de las chapas en la velocidad de enfriamiento, y por consiguiente en la formación de estructuras de temple en las cercanías de la soldadura, que pueden acarrear un agrietamiento subyacente.

III.—EL CONCEPTO DE EQUIVALENTE EN CARBONO

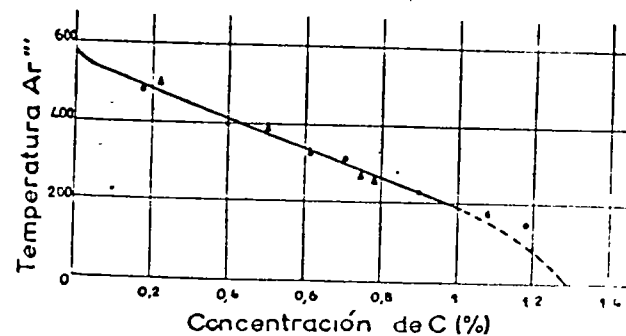
El estudio de la dureza de la capa subyacente ha conducido a ciertos autores a relacionar esta característica mecánica, que varía con las transformaciones estructurales, con la composición química del acero; para lo cual afectan cada elemento de un coeficiente de equivalencia relacionado con el carbono. En el capítulo anterior hemos dado la expresión sencilla del equivalente en carbono, [C]:

$$[C] = C + \frac{Mn}{4} + \frac{Si}{4}$$

WILLIAMS y sus colaboradores [3] han referido la aparición de grietas subyacentes a la expresión del [C] (fig. VI-20).

En su estudio reciente sobre la temperatura de precalentamiento, CORRELL [4] y BRADSTREET [5] han propuesto otra relación para expresar [C]:

$$[C] = C\% + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{(Cr + Mo + V)}{10} \quad (1)$$



VII-6—Temperatura de transformación martensítica Ar'' (M) en función de la concentración de carbono en el acero. Los valores experimentales de GRIMMER y DICKEs quedan bien situados sobre esta curva.

Algunos autores alemanes han dado también una fórmula que incorpora la influencia del espesor en la expresión de [C]. SÉFIRIAN propone una fórmula del [C] en la que admite que dos aceros que tienen la misma temperatura de transformación martensítica tienen el mismo poder de temple, y en consecuencia, la misma soldabilidad metalúrgica.

La curva de la figura VII-6 representa la variación de la temperatura de transformación martensítica, M_s , según ZENFR, en los aceros al carbono [6]. Por otra parte, los valores calculados por GRENNINGER [7] y DIGGES se sitúan perfectamente sobre esta curva. En los aceros cuyo contenido de carbono está comprendido entre 0,10 y 1 % la variación de M_s es sensiblemente lineal, y tiene por ecuación,

$$M_s = 550 - 360 C \% \quad (2)$$

en que el punto de transformación está expresado en grados Celsius.

Los elementos de adición del acero intervienen en la posición de M_s por medio de ciertos coeficientes llamados coeficientes de equivalencia. La temperatura M_s puede calcularse entonces por la fórmula

$$M_s = 550 - [360 C + 40 (Mn + Cr) + 20 Ni + 28 Mo] \quad (3)$$

en la que se representan con los símbolos de los elementos de adición sus respectivos porcentajes. Esta relación no es válida más que para los aceros ligeramente aleados que conservan su carácter ferrítico en estado recocido.

Si se admite que dos aceros aleados con la misma temperatura de transformación martensítica, M_s , tienen el mismo poder de temple, se puede escribir la igualdad de las relaciones (2) y (3):

$$360 [C] = 360 C + 40 (Mn + Cr) + 20 Ni + 28 Mo$$

que da [C]; el equivalente en carbono del acero especial.

Veamos el caso de un acero con Cr-Mo que tenga por composición química:

C	0,15%
Mn	0,80%
Cr	4,6 %
Mo	0,6 %

El acero al carbono del mismo poder de temple se deduce de la igualdad

$$360 [C] = (360 \times 0,15) + (40 \times 5,4) + (28 \times 0,6)$$

de donde

$$[C] = 0,80.$$

El acero con 0,80 % de carbono tendría, pues, el mismo poder de temple que el acero con Cr-Mo considerado y, por tanto, la misma soldabilidad metalúrgica. Este acero sería prácticamente insoldable con la técnica clásica. Para soldarle sin que se produzca agrietamiento es necesario hacer intervenir un precalentamiento, veremos más adelante cómo se puede calcular la temperatura de éste.

IV.—DETERMINACION DE LA TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO

A) Método de la B. W. R. A.

Los ya citados COTTRELL y BRADSTREET han publicado un trabajo importantísimo sobre la determinación práctica de la temperatura de precalentamiento, realizado en la *British Welding Research Association* (B. W. R. A.).

Los autores tienen el mérito de haber relacionado todos los factores que intervienen en el soldo por arco, es decir:

— la composición química del acero, que está representada por su equivalente en carbono, [C];

— la forma del empalme y las dimensiones de las piezas, expresados por la cifra de brusquedad térmica T.S.N. (*Thermal Severity Number*);

— la naturaleza y el diámetro de los electrodos.

Damos en el cuadro VII-1 un ejemplo de los ensayos emprendidos por estos autores para determinar prácticamente la temperatura de precalentamiento en función del número de grietas: corresponde a un acero con Mn-Cr-Mo en la isoterma de 300 °C.

CUADRO VII-1

Influencia de la velocidad de enfriamiento en la isoterma de 300°C sobre el agrietamiento, con diferentes temperaturas iniciales de las chapas

Temperatura inicial de las chapas (°C)	T.S.N. del ensayo	Diámetro de los electrodos	Energía del arco (kJ/cm)	Dureza máxima en la zona de transformación D.P.N. Vickers	Velocidad de enfriamiento a 300 °C (°C s)	Proporción de grietas (media) (%)
50	6 (chapas de 12,5 mm)	6	32,5	326	3,8	0
		6	21,5	314	5,5	21
		5	16,15	369	10,8	72
		4	12,5	421	16	70
20	6 (chapas de 12,5 mm)	5	18,9	388	4,8	0
		5	16,10	385	6,5	5
		5	14,70	358	6,7	10
		5	13,2	392	10,3	60
-100	10 (chapas de 25 mm)	3,2	10,6	389	12	0
		3,2	6,4	395	21	8
		3,2	5,8	418	31	28

Composición del acero:

C	0,14 %	Ni	0,23 %
Mn	1,14 %	Cr	4,6 %
Si	0,30 %	Mo	0,6 %

Vamos a hallar todos los factores necesarios para la determinación de la temperatura de precalentamiento por el método de la B. W. R. A.

a) La composición del carbono interviene por medio del equivalente en carbono, [C], dado por la expresión:

$$[C] = C \% + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{10} \quad (1)$$

A este carbono equivalente corresponde un índice de soldabilidad designado por las letras A, B, C... (cuadro VII-2); el índice de soldabilidad varía según se utilice un electrodo básico o uno de rutilo.

b) La forma del empalme y las dimensiones de las piezas permiten establecer un índice llamado de *brusquedad térmica* (T.S.N.). Una junta que presenta dos caminos de dispersión del calor (soldadura a tope) está afectada por el coeficiente 2; tres caminos (soldadura en ángulo) corresponden al coeficiente 3, y la soldadura en cruz, que presenta cuatro caminos de dispersión, al coeficiente 4. Se toma como unidad de espesor 6 milímetros (1/4'). Se obtiene el T.S.N. multiplicando el coeficiente de dispersión del calor por el factor de espesor, que ha de ser necesariamente un múltiplo de 6 mm.

CUADRO VII-2.—Índices de soldabilidad

EQUIVALENTE EN CARBONO [C]		Letra que define el índice de soldabilidad
Para soldadura con electrodos «de rutilo»	Para soldadura con electrodos «básicos»	
Hasta [C] = 0,20	Hasta [C] = 0,25	A
De 0,21 a 0,23	De 0,26 a 0,30	B
De 0,24 a 0,27	De 0,31 a 0,35	C
De 0,28 a 0,32	De 0,36 a 0,40	D
De 0,33 a 0,38	De 0,41 a 0,45	E
De 0,39 a 0,45	De 0,46 a 0,50	F
> 0,45	> 0,50	G

Así, con dos chapas de 6 mm de grueso soldadas a tope, T.S.N. = 2. Si se han de empalmar a tope chapas de 24 mm, el valor del T.S.N. se convierte en

$$\frac{24 \times 2}{6} = 8.$$

En la soldadura en ángulo de dos chapas de 24 y 12 mm,

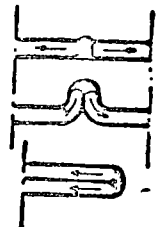
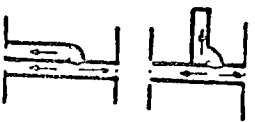
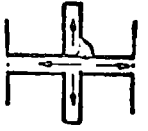
$$T.S.N. = \frac{4 + 2}{2} \times 3 = 9.$$

Por fin, el empalme en cruz de dos chapas de 12 y 18 mm sobre una placa de 24 mm daría un T.S.N. = 13.

El cuadro VII-3 da los valores del T.S.N. para algunos ejemplos clásicos.

En el cuadro VII-4 se indica la temperatura de precalentamiento en función del coeficiente de brusquedad térmica (T.S.N.), del índice de soldabilidad deducido del equivalente en carbono (relación 1) y del diámetro del electrodo.

CUADRO VII-3.—Índice de brusquedad térmica

TIPO DE EMPALME	Espesor de las chapas (mm)	T.S.N.
 <p>Dos caminos de dispersión del calor.</p>	6 y 6	2
	6 y 12	3
	6 y 18	4
	12 y 12	4
	24 y 24	8
	24 y 48	12
 <p>Tres caminos de dispersión del calor.</p>	6 y 6	3
	12 y 12	6
	24 y 24	12
 <p>Cuatro caminos de dispersión del calor.</p>	6 y 6	4
	12 y 12	8
	24 y 24	16
	6 + 12 - 12 + 12	7

EJEMPLO DE APLICACIÓN.—Tomemos el caso de soldado del acero 25 CD 4 en espesor de 12 mm soldado a tope con un electrodo básico aproximadamente de la misma composición. La composición química elemental del acero es:

C	0,25 %
Mn	0,8 %
Cr	1 %
Mo	0,25 %

su carbono equivalente, [C], según (1),

$$[C] = 0,25 + \frac{0,8}{20} + \frac{(1 + 0,25)}{10} = 0,415.$$

CUADRO VII-4 — Temperatura de precalentamiento

Índice de brusquedad térmica	Índice de soldabilidad	TEMPERATURA MÍNIMA A LA QUE DEBE REALIZARSE EL SOLDEO				
		Diámetro de los electrodos en milímetros				
		3,2	4	5	6	8
		(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)
T.S.N 2	D	0				
	E	50	0			
	F	125	25			
T.S.N 3	C	0				
	D	75	0			
	E	100	25	0		
T.S.N 4	F	150	100	25		
	C	50				
	D	100	25			
T.S.N 6	E	125	75	0		
	F	175	125	75	0	
	B	50				
T.S.N 8	C	100	25			
	D	150	100	25		
	E	175	125	75	0	
T.S.N 12	F	225	175	125	75	0
	A	25				
	B	75	25			
T.S.N 16 ..	C	125	75	25		
	D	175	125	75	0	
	E	200	150	125	50	25
T.S.N 24	F	225	200	175	125	50
	A	75	25	0		
	B	125	75	50	0	
T.S.N 24	C	175	150	125	75	25
	D	200	175	175	125	100
	E	225	200	200	175	150
T.S.N 24	F	250	250	225	200	200

con lo que su índice de soldabilidad sería E con electrodo básico. El índice de brusquedad térmica, T.S.N., calculado como hemos indicado arriba para un empalme a tope, es 4. El cuadro VII-4 da la temperatura de precalentamiento en función del diámetro del electrodo empleado.

En este cuadro, para un T.S.N.=4, y en la línea de índice de soldabilidad E, se puede leer, para el electrodo de 3,2 mm, la temperatura de precalentamiento correspondiente, o sea 125 °C, con electrodo de 4 mm esta temperatura sería de 75 °C. Con diámetros superiores es innecesario aplicar esta operación térmica.

En el caso de utilizar un electrodo de rutilo (siempre en la misma hipótesis de un T.S.N.=4) el índice de soldabilidad será F, la temperatura de precalentamiento de 175 °C con electrodo de 3,2 mm, de 125 °C con electrodo de 4 mm y de 75 °C con electrodo de 5 mm.

B) Método del autor

El autor de esta obra propone una fórmula sencilla para el cálculo de la temperatura de precalentamiento, que se deduce de las investigaciones realizadas con diferentes aceros ligeramente aleados, y está comprobada experimentalmente por la dureza en la capa subyacente.

La temperatura de precalentamiento, T_p , estaría dada por la fórmula

$$T_p = 350 \sqrt{[C] - 0,25} \quad (4)$$

en la que [C] representa el equivalente total en carbono.

El equivalente total en carbono es la suma de las expresiones del equivalente químico en carbono, $[C]_q$, deducido de la composición química del acero, y del equivalente en carbono del espesor, $[C]_e$, que depende de las dimensiones de la chapa:

$$[C] = [C]_q + [C]_e;$$

0,25 corresponde al límite superior del carbono en la soldabilidad de los aceros ordinarios.

El equivalente químico en carbono se ha definido más arriba por la expresión

$$360 \times [C]_q = 360 C + 40 (Mn + Cr) + 20 Ni + 28 Mo. \quad (5)$$

El equivalente en carbono del espesor, $[C]_e$, ha de depender, por un lado, del grueso de la chapa, y también del poder de temple del acero: por ello del equivalente químico en carbono,

$$[C]_e = 0,005 \times e \cdot [C]_q$$

que e es el espesor en mm; la constante del espesor se ha determinado experimentalmente; por tanto,

$$[C] = [C]_q (1 + 0,005e)$$

pas que se han de unir. Por ejemplo, un acero que tenga un equivalente químico en carbono $[C]_g = 0,50$ y un espesor de 30 mm debe precalentarse como mínimo a 200 °C.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] C. E. JACKSON y W. J. GOODWIN: *The Welding Journ. Suppl*, **27** (1948), 253 ss.
- [2] W. F. HESS, E. F. NIPPES, L. L. MERRILL y A. P. BUNK: *The Welding Journ.*, **23** (1944), 376.
- [3] R. D. WILLIAMS, D. B. ROACH, D. C. MARTIN y C. B. VOLDRICH: *The Welding Journ. Suppl*, **28** (1949), 311 ss.
- [4] C. L. M. COTTRELL: *The Welding Journ. Suppl.*, **32** (junio 1953), 257 ss.
C. L. M. COTTRELL y B. J. BRADSTREET: *British Welding Journ.*, **34** (junio 1955), 305.
- [5] B. J. BRADSTREET: *Arc Welding low-alloy steels B. W. R. A.*, A. G. Thompson (1956).
- [6] C. ZENER: *Trans. A. I. M. E.*, **167** (1946), 513 y **167** (1946), 550.
- [7] B. GRENNINGER: *Trans. A. S. M.*, **30** (1942), 1.

BIBLIOGRAFIA EN ESPAÑOL

- HARRIS, TUMMERS y WIENE: El tratamiento térmico de los aceros aleados soldados. *Cienc. y técn. sold.*, año VI, **28** (1-2, 1956).
- M. QUINTANA ARAGONÉS: Influencia de la intensidad de la corriente en el empleo de electrodos para la soldadura por arco eléctrico *Sol-Oerlikon*, **9-10** (3-6, 1958), 4.

SEGUNDA PARTE

SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS

- | | |
|----------|---|
| Capítulo | VIII. — LOS ENSAYOS DE SOLDABILIDAD |
| --- | IX. — SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS AL CARBONO |
| --- | X. — SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS AUSTENITICOS CON CROMO-NIQUEL |
| --- | XI. — SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS LIGERAMENTE ALEADOS: LOS ACEROS TEMPLABLES |
| --- | XII. — SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS CON CROMO-MOLIBDENO |

I.—ENSAYOS DE SOLDABILIDAD OPERATORIA

Estos ensayos tratan de determinar el comportamiento del metal en fusión, y la posibilidad de realizar el empalme con o sin artificios operatorios: empleo de un flujo decapante, precalentamiento, uniones heterogéneas, "empaste" de los bordes que se han de soldar, etc

CAPITULO VIII

LOS ENSAYOS DE SOLDABILIDAD

DEFINICIONES

La compleja propiedad de los metales y aleaciones denominada *soldabilidad* se refiere a los tres aspectos principales siguientes:

— *soldabilidad operatoria*, en la que se estudian las condiciones de realización de los empalmes por fusión o por cualquier otro procedimiento, presión por ejemplo;

— *soldabilidad metalúrgica o local*, relativa a las modificaciones físico-químicas que resultan de la operación de soldeo;

— *soldabilidad constructiva o global*, que se ocupa en determinar las propiedades de conjunto de la construcción soldada para poner de manifiesto la tendencia al agrietamiento del montaje.

Los ensayos propuestos para hacer patentes estos tres aspectos de la soldabilidad son numerosos y variados [1]. La comisión IX (Soldabilidad) del I. I. S. ha propuesto una clasificación provisional (ponente, H GRANJON), que nos servirá de base para nuestra exposición [2]¹.

Ensayos de soldabilidad operatoria:

- sobre empalmes;
- sobre probetas que reproducen las condiciones de soldeo;
- independientes de la operación de soldeo.

Ensayos de soldabilidad local:

- sobre empalmes;
- sobre probetas que reproducen las condiciones de soldeo.
- independientes de la operación de soldeo.

Ensayos de soldabilidad global:

- ensayos que manifiestan la tendencia al agrietamiento;
- ensayos que manifiestan la sensibilidad a la entalla.

¹ Esta propuesta se halla reproducida en la revista *Ciencia y técnica de la soldadura*, año III. 12 (5-6 1953) (N. del T.).

A) Ensayos sobre empalmes

Este ensayo se reduce frecuentemente al examen a simple vista o con pequeños aumentos de la textura de la zona fundida tras fractura de un empalme, el cual revela, con el aspecto de la cristalización, la presencia eventual de defectos de compacidad (inclusiones gaseosas o sólidas).

B) Ensayos sobre probetas que reproducen las condiciones de soldeo

Se sacan probetas de una junta soldada realizada en las condiciones previstas para la construcción, o en chapas colocadas en la prolongación de la soldadura y soldadas al mismo tiempo que ésta. Se rompen tales probetas para realizar un examen de textura.

C) Ensayos independientes de la operación de soldeo

La solidificación de una línea de fusión ejecutada con llama oxiacetilénica perfectamente regulada en una placa de acero de pequeño espesor (de 1 a 2 mm), debe ser tranquila, sin polución de la superficie y sin desprendimiento gaseoso que provoque el fenómeno de porosidad esponjosa.

El proyecto de especificaciones para las construcciones aeronáuticas prevé un ensayo de *fusibilidad* realizado sobre la superficie de una chapa cuidadosamente amolada o limada. Esta superficie, exenta de todo resto de óxidos o de materias grasas, se somete a la llama fija, convenientemente regulada, de un soplete oxiacetilénico. El metal líquido debe permanecer en reposo, sin desprendimiento de gases ni formación de escoria.

WOURIN [3] ha preconizado un ensayo de soldabilidad operatoria por fusión localizada de una probeta de chapa delgada. Los factores que intervienen en este tipo de ensayos son numerosos (conductividad térmica, capilaridad, viscosidad, fluidez, etc., así como dos fuerzas, peso y dureza de la llama oxiacetilénica), y por ello ha sido necesario concretar las condiciones operatorias. Las probetas, cuyo espesor varía entre 0,5 y 4 mm, tienen unas dimensiones laterales de 200 x 200 mm; el soplete es del tipo de baja presión y el dardo de la llama se encuentra a 2 mm de la

superficie de la placa. El autor pretende calificar la *soldabilidad operatoria* por las dimensiones del orificio perforado y por el tiempo de perforación en función del espesor de la chapa.

WOIRIN deduce de sus ensayos las conclusiones siguientes:

— en las chapas de acero de hasta 2 mm de espesor, el valor probable del diámetro del orificio informa sobre la soldabilidad operatoria, que es mejor cuanto mayor es aquel diámetro;

— en las chapas de acero de espesor superior a 2 mm, el diámetro del orificio carece de significado, ya que el fenómeno de la viscosidad aumenta de importancia relativa en el ensayo;

— el tiempo de perforación es tanto mayor cuanto mejor soldabilidad tiene la chapa.

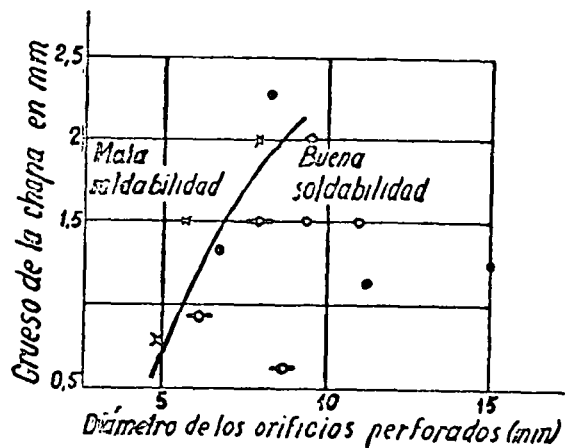


Fig. VIII-1.—Ensayos de soldabilidad operatoria con chapas delgadas por R. WOIRIN.

La curva de la figura VIII-1, que representa estos ensayos, divide el plano en dos regiones, a la izquierda de la curva se encuentra la zona de poca soldabilidad operatoria, y a la derecha la de buena soldabilidad.

II. — ENSAYOS DE SOLDABILIDAD METALURGICA

Estos ensayos deben hacer patentes las transformaciones físico-químicas del metal base sometido al ciclo térmico de soldeo.

A) Ensayos sobre empalmes

Comprenden en general los ensayos mecánicos estáticos o dinámicos en caliente y en frío sobre juntas soldadas a tope: ensayos de tracción, de soldadura, de plegado, de resiliencia, de dureza, de embutición. Las

especificaciones y los pliegos de condiciones indicadas en la norma y dimensiones de las probetas, así como su posición en el empalme.

Entre estas pruebas, señalemos especialmente los ensayos micromecánicos de CHEVENARD¹, que permiten seguir las transformaciones locales casi puntuales del empalme, poniendo así de manifiesto las modificaciones más leves. Este método ha sido utilizado especialmente por el Profesor CHEVENARD [4], luego por él mismo en colaboración con el Profesor PORTEVIN [5], y por BRILLIÉ y SÉFIRIAN [6] en el estudio de la soldabilidad de varios tipos de aceros.

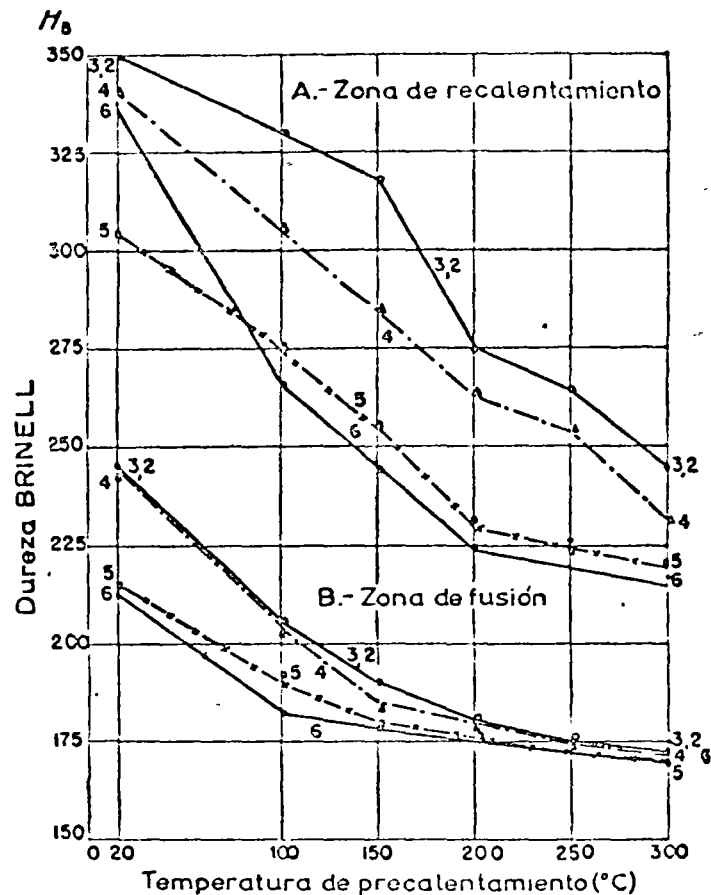


Fig. VIII-2.—Influencia de la temperatura de precalentamiento sobre la dureza de la zona de recalentamiento y de la zona de fusión para diferentes diámetros de electrodos básicos. Acero con manganeso molibdeno de 110 mm de espesor (C=0.25%; Mn=1.15%; Mo=0.50%).

¹ Descritos en nuestra obra *Les Soudures*, Dunod.

Se ha intentado mejorar este ensayo aumentando la velocidad de calentamiento por un sistema de alta frecuencia.

La figura VIII-3 muestra el aspecto de las curvas Jominy de dos aceros de construcción con 1,45 % y 1,70 % de Mn respectivamente, que hacen visible el efecto del manganeso sobre el poder de temple del acero.

Otro método de ensayo, llamado de *fusión localizada*, se realiza por calentamiento o fusión puntual con soplete oxiacetilénico de una placa

B) Ensayos sobre probetas que reproducen las condiciones de soldeo

El más importante es el ensayo de dureza bajo el cordón descrito en el capítulo VI, dedicado al agrietamiento de las soldaduras. Mediante fusión por arco se deposita un cordón de metal sobre el acero que se desea estudiar, en su grueso real (fig. VI-18). Se saca después una sección normal al depósito y se sigue con ensayos de microdureza Vickers (bajo carga de 10 kp) la variación de esta característica en la capa subyacente: en la zona de transformación del metal base.

Si la dureza en un punto cualquiera de esta región sobrepasa los 350 Vickers o los 330 Brinell, deben tomarse las precauciones usuales para rebajar esta dureza (precalentamiento, aumento del diámetro del electrodo, etc.).

Veamos un estudio de este género hecho sobre un acero con Mn-Mo en espesor de 110 mm (fig. VIII-2). Se ha trazado una familia de curvas de dureza en la capa subyacente, en función del diámetro del electrodo y de la temperatura de precalentamiento. La variación de la pendiente de estos segmentos y ciertas consideraciones acerca de las transformaciones estructurales han permitido fijar la temperatura de precalentamiento del acero en 200 °C.

En otro orden de cosas, ciertos países admiten el ensayo de corrosión de la junta, que revela la precipitación de carburos, como ensayo de soldabilidad del tipo correspondiente de acero.

C) Ensayos independientes de la operación de soldeo

El más representativo es el ensayo de Jominy, que consiste en calentar el extremo de una barreta cilíndrica de 25 mm de diámetro y 100 mm de longitud hasta la temperatura de 1100 °C, el extremo no calentado se enfría continuamente con un chorro de agua¹. Luego se sigue la variación de las estructuras formadas y de su dureza a lo largo de la barreta, desde el metal no transformado hasta la temperatura de subrecalentamiento.

Parece que las velocidades de calentamiento y la temperatura alcanzada en los ensayos de Jominy se hallan lejos de reproducir el ciclo térmico de soldeo, de modo que, aun cuando tengan la misma dureza, no son comparables las estructuras observadas en el ensayo de Jominy y en el emplame soldado del mismo acero.

¹ En el ensayo usualmente llamado de Jominy, se calienta toda la probeta (cuidando que no se produzcan descarburaciones u oxidaciones superficiales) a una temperatura superior en unos 60 °C a la temperatura de austenización, y se somete brusca y súbitamente a la acción del chorro mencionado (que no toca la superficie lateral de la probeta) hasta que la temperatura baje suficientemente, o sea durante 10 minutos (véase el capítulo VI).

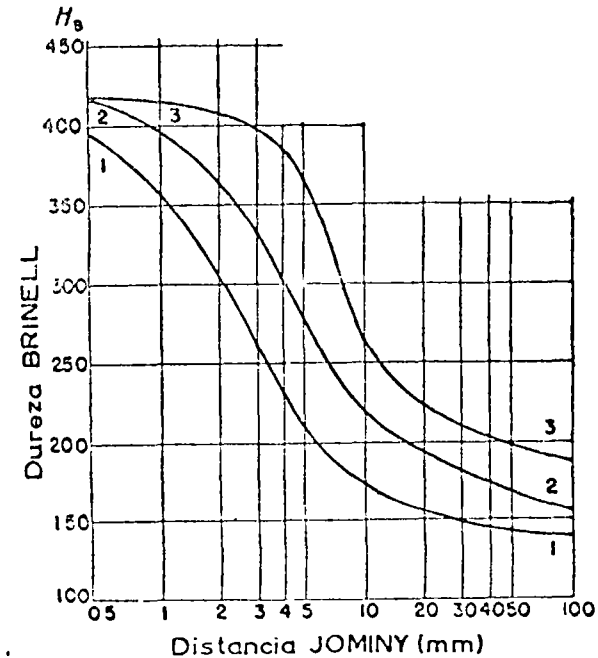


FIG VIII-3—Curvas de Jominy de dos aceros del tipo Ac 52.

Curva 1: zona fundida (C=0,08; Mn=0,90).

Curva 2: acero base Ac 52-1 (C=0,15; Mn=1,45).

Curva 3: acero base Ac 52-2 (C=0,16; Mn=1,70).

de 10 mm de grueso. Se sigue el ciclo térmico a diferentes distancias del punto calentado por medio de termopares muy sensibles. Se evalúa la importancia de las transformaciones físico-químicas con medios micrográficos y con ensayos de dureza.

En los ensayos emprendidos por H. GRANJON [7] en los laboratorios del Institut de Soudure, este autor intenta reproducir el ciclo de calentamiento de la soldadura eliminando la fuente calorífica cuando la superficie de la chapa llega a la fusión. La exploración de la zona subcalentada proporciona así valiosas indicaciones en cuanto al poder de temple del acero.

III. — ENSAYOS DE SOLDABILIDAD GLOBAL

Los ensayos de soldabilidad global o constructiva pretenden poner de manifiesto, bien la tendencia al agrietamiento de la soldadura, bien la sensibilidad al efecto de entalla. Pueden adoptar formas diversas según sean el espesor y la naturaleza del acero.

Se ejecutan los ensayos sobre probetas libres o sobre probetas embriadas mecánicamente cuando se trata de chapas delgadas, y sobre probetas autoembriadas en el caso de chapas gruesas.

A) Ensayos de agrietabilidad

Estos ensayos tienden a hacer patente la tendencia de los aceros al agrietamiento, por la aparición de grietas o de microgrietas después de soldar; se aplican generalmente a los aceros de construcción al carbono o ligeramente aleados.

Se presentan bajo diferentes formas, según estén las chapas libres o embriadas.

1. — ENSAYOS DE AGRIETABILIDAD EN CHAPAS LIBRES

El procedimiento más sencillo consiste en ejecutar, por medio del soplete oxiacetilénico, una junta en cruz de dos bandas de chapa de 1 a 2 mm de espesor y de unos diez centímetros de ancho; se procede luego a efectuar ensayos alternados de plegado (fig. VIII-4), con el fin de hacer aparecer alguna grieta en la zona de sobrecalentamiento.

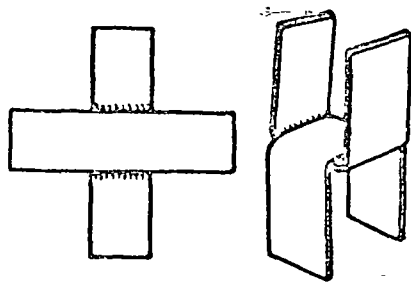


FIG. VIII-4.—Ensayo de soldabilidad por unión en cruz.

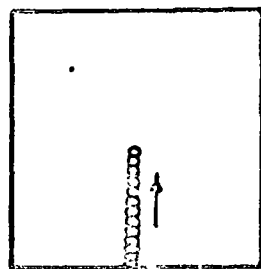


FIG. VIII-5.—Ensayo tipo FOCKER.

En el ensayo FOCKER (fig. VIII-5) se ejecuta, también con soplete, la línea de fusión que parte de uno de los bordes hasta llegar al centro. En el ensayo FOCKE-WULF (fig. VIII-6), más completo que el precedente, la línea de fusión parte de un ángulo y vuelve al borde de la chapa.

Este último ensayo, aparentemente muy simple, constituye una prueba muy dura para revelar la tendencia al agrietamiento. Obsérvese que determinados aceros con cromo-molibdeno que se encuentran en el límite de soldabilidad presentan fácilmente el carácter de aceros no soldables.

El ensayo KRUPP tiende a embriar la chapa, de 1,2 mm de espesor, gracias a la ejecución de una soldadura en ángulo (fig. VIII-7); las grietas aparecen sobre todo en el envés de la chapa. Estos ensayos han

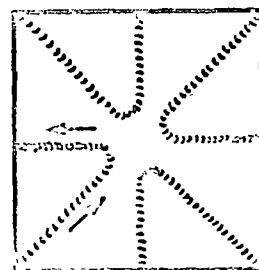


FIG. VIII-6.—Ensayo tipo FOCKE-WULF.

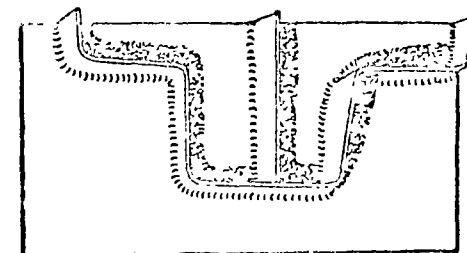


FIG. VIII-7.—Ensayo tipo KRUPP.

permitido a las fábricas Krupp poner a punto aceros soldables de alta resistencia.

Asimismo, mediante ensayos sistemáticos, los autores alemanes han podido poner de manifiesto la influencia de los factores que obran sobre la soldabilidad de los aceros con cromo-molibdeno aeronáuticos, particularmente la del modo de elaboración y la de las concentraciones de carbono y de azufre.

2. — ENSAYOS DE AGRIETABILIDAD EN CHAPAS EMBRIDADAS

a) Ensayo de BOLLENRATH. — Este ensayo se reduce a la ejecución de una junta soldada con dos placas embriadas en un montaje especial. Si aparecen grietas durante el enfriamiento se dice que el acero no

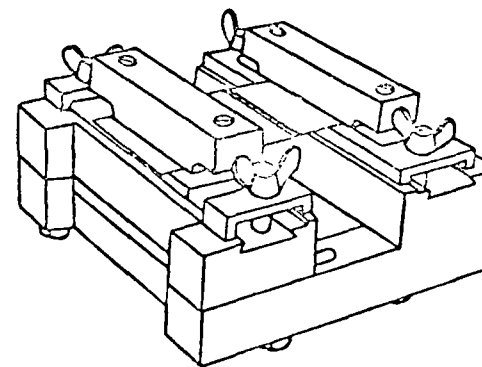


FIG. VIII-8.—Dispositivo de BOLLENRATH para los ensayos de agrietabilidad de chapas delgadas.

es soldable. Si las grietas no son visibles, se completa el ensayo con un examen radiográfico, o más sencillamente con un ensayo de tracción o de plegado que revele las regiones agrietadas en caliente, reconocibles por los colores de revenido. La probeta del ensayo sobre chapas embridadas preconizada por BOLLENRATH consta de dos bandas de chapa de 6 cm de ancho, sujetas fuertemente entre las mordazas de un dispositivo especial (fig. VIII-8); la soldadura se ejecuta sobre los bordes adyacentes.

Si no se observan grietas a simple vista se ejecutan plegados alternados.

b) *Ensayo de soldabilidad del R. D. (Research Department).*—Ciertos Servicios Oficiales importantes (Marina, Armamento, etc) han adoptado en Francia un ensayo de soldabilidad global preconizado en Inglaterra para caracterizar la tendencia al agrietamiento durante el soldado de chapas embridadas de grandes espesores.

Las probetas, de 300 x 150 mm de dimensiones laterales (el espesor es variable), y con una parte achaflanada de 150 mm de longitud, quedan embridadas en un montaje especial (fig. VIII-9). Unos tornillos de sujeción impiden la dilatación lateral, y gruesos calzos de inmovilización evitan el alabeo. Las caras en contacto deben ser perfectamente planas para constituir una retención eficaz en la contracción.

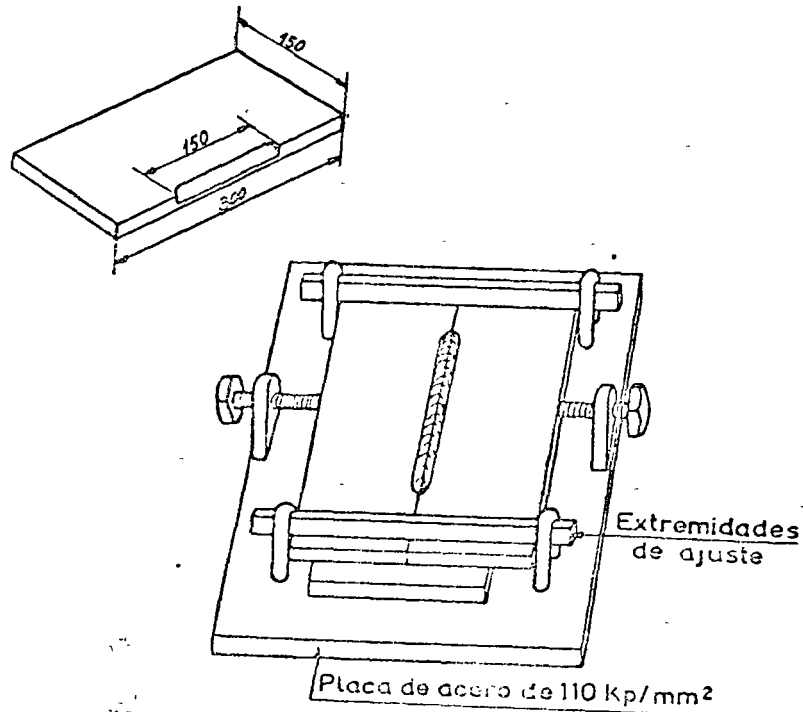


Fig. VIII-9.—Dispositivo RD para los ensayos de agrietabilidad de chapas embridadas.

Una vez colocadas las probetas en el montaje se efectúa un primer depósito de soldadura por arco en el fondo del chafilán, que se deja enfriar. Se empieza de nuevo el mismo ciclo de operaciones, enfriando siempre entre cada dos pasadas, hasta rellenar el espacio formado por la junta achaflanada. Entonces la probeta está terminada, y se la deja en el dispositivo durante dos o tres días; si no aparecen grietas se procede, una vez desmontada, a ejecutar cortes transversales, y se buscan las posibles microgrietas, ya en la zona fundida, ya en la de unión. La soldabilidad perfecta del acero se caracteriza por la ausencia total de grietas.

c) *Ensayo de agrietabilidad de O'NEILL.*—Señalemos asimismo un ensayo en chapas embridadas, preconizado por O'NEILL, que se realiza sobre dos chapas sujetas en un torno, solapadas 25 mm; en la figura VIII-10 se indican las dimensiones de la probeta. Una vez embridada la probeta en el torno se ejecutan las soldaduras en ángulo, en el orden 1, 2, 3 y 4 (el cordón 4 se deposita tras un enfriamiento total). Para hacer el ensayo más duro se puede actuar sobre la velocidad de enfria-

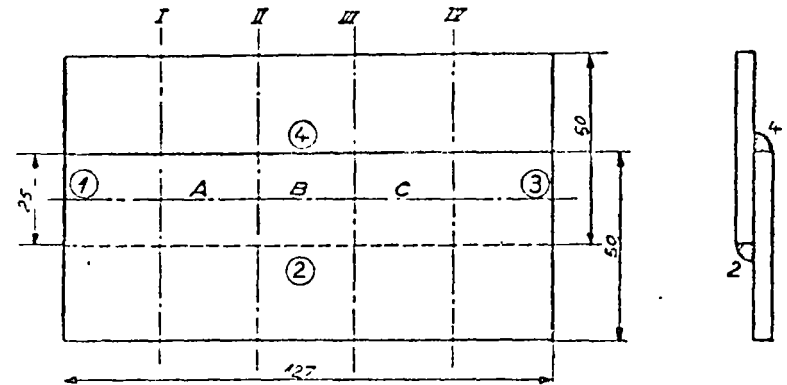


Fig. VIII-10.—Disposición del ensayo de O'NEILL.

miento colocando placas de cobre sobre la probeta. Se sacan después muestras a lo largo de los cortes I, II, III y IV, para detectar la presencia eventual de microgrietas.

d) *Ensayo de SWINDEN-REEVE.*—Este ensayo de chapa embridadas consiste en fijar mediante tornillos una gruesa chapa B sobre una placa muy gruesa, A (fig. VIII-11). Luego se sujeta con cuatro tornillos la placa que se ha de ensayar, C, sobre la placa B. Se efectúan primeramente tres soldaduras en los ángulos formados por las placas B y C, y se dejan enfriar completamente. Se realiza por fin la soldadura del cuarto ángulo en condiciones de embrizado particularmente duras.

Después del enfriamiento se procura detectar por método de inspección física la presencia de grietas en los cordones o en el metal de base.

e) *Soldadura en ángulo embridado.*—Numerosos países han adoptado un ensayo de tendencia al agrietamiento creado en Francia por la Marina Nacional. El ensayo consiste en realizar una preparación en ángulo, embridado fuertemente por medio de soldaduras en las extremidades de una chapa vertical (fig. VIII-12). Se deja un espacio de 200 milímetros para la ejecución de una soldadura en ángulo por arco. Se efectúa la soldadura de un lado y se deja enfriar; si no aparece ninguna grieta en este cordón se ejecuta el segundo en el ángulo opuesto. La presencia eventual de grietas puede revelarse, bien por medio de penetrantes, bien por ensayo hidráulico a través de un orificio practicado en la parte derecha de la chapa vertical.

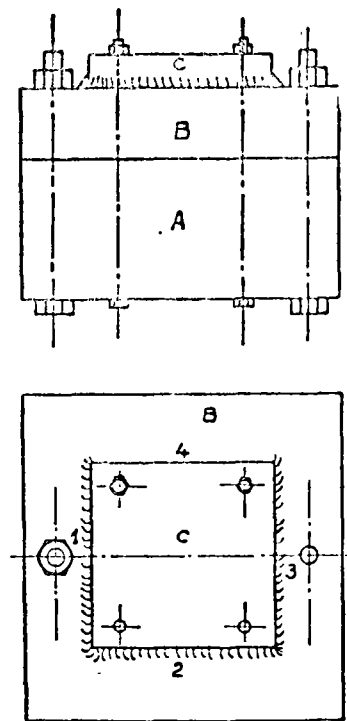


FIG. VIII-11.—Dispositivo de ensayo de agrietabilidad de chapas gruesas según SWINDEN-REEVE.

3.—ENSAYOS DE AGRIETABILIDAD EN CHAPAS AUTOEMBRIDADAS.

Estos ensayos se realizan con chapas muy gruesas, en particular en la investigación de aceros destinados a obras de arte.

a) *Ensayo de KOMMEREL.*—Este investigador preconiza un ensayo de plegado de una pieza gruesa recargada con un cordón de soldadura por arco, la cual se encuentra en tensión por autoembridado.

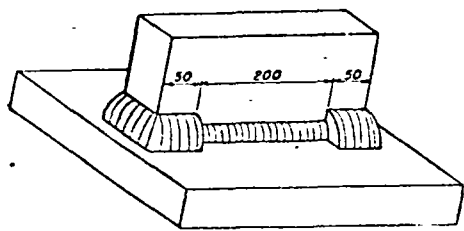


FIG. VIII-12.—Ensayo de soldadura en ángulo embridado.

La probeta está constituida por una barra de sección cuadrada de 50 mm de lado, en la cual se ejecutan por fresado ranuras de 4 mm de profundidad, dispuestas longitudinalmente.

Estas ranuras se rellenan por aporte de metal con arco. La probeta obtenida así se somete a un ensayo de plegado de acuerdo con las condiciones indicadas en la figura VIII-13.

El acero St 52¹ de buena calidad en probeta homogénea (sin depósito de soldadura por arco), debe alcanzar un ángulo de plegado de 180°.

El autor estima que el metal es soldable si el ángulo de plegado que se consigue con una probeta de 50 × 50 preparada como se indica más arriba, sobrepasa los 50°.

Se ha propuesto asimismo una variante de este ensayo. La probeta de plegado está materializada por un depósito de soldadura por arco sobre una ancha placa de 200 × 700 × 50 mm, en la que el cordón o

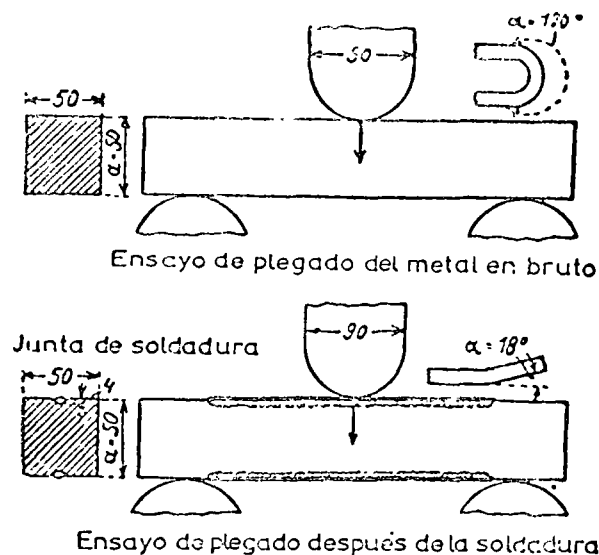


FIG. VIII-13.—Probeta y ensayo de tipo KOMMEREL.

depósito longitudinal está situado en la parte central y tiene 300 mm de longitud.

Los ensayos sistemáticos realizados con tales probetas muestran que — el acero St 52 no soldable presenta una rotura brusca con ángulos de plegado muy pequeños, de 5° a 10°, y sin deformación; en estos aceros el precalentamiento de la pieza a 300 °C mejora claramente el valor del ángulo de plegado;

— el acero St 37 sometido al mismo ensayo presenta grietas finas con ángulos de plegado pequeños, si se continúa el plegado la rotura es total y brusca.

El precalentamiento de estos aceros a 200 °C conduce a una disminución notable de la sensibilidad del metal a la soldadura.

¹ Es decir, acero al carbono de 52 kp/mm² de resistencia mínima a la tracción; análogamente se hablará más adelante de St 37 (R ≥ 37 kp/mm²) (V. del T.).

Estos ensayos han permitido determinar las cualidades del acero St 52 soldable, y han revelado que el modo de elaboración tiene una influencia predominante; además, es deseable una estructura fina.

GUÉRIN ha emprendido recientemente ensayos de este tipo con el acero HS, acero Thomas de alto límite elástico para la construcción de obras de arte [8].

b) *Ensayo de soldadura en H.* — Es un ensayo sencillo que consiste en unir cuatro chapas gruesas ejecutando dos soldaduras de embridado, AA' y BB' (fig. VIII-14) y en realizar la soldadura transversal CC' después del enfriamiento. Este ensayo, muy atractivo por su sencillez y, asimismo muy duro, ofrece sin embargo pocas posibilidades de variación de los esfuerzos de embridado, lo mismo que ocurre con otros ensayos más complicados.

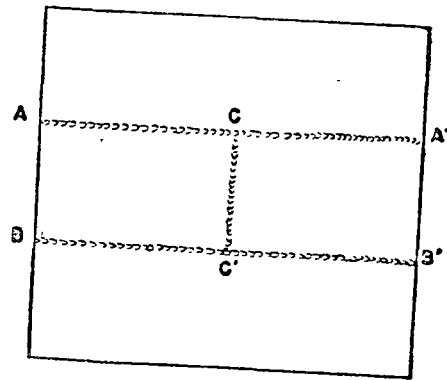


FIG. VIII-14.—Probeta en H.

c) *Ensayo de soldadura circular o "RING TEST".* — Se ha propuesto este ensayo principalmente para detectar la tendencia al agrietamiento del metal de aporte. La probeta se presenta en forma de un disco de 100 mm de diámetro por 25 mm de espesor (fig. VIII-15), en el que se ha hecho un chaflán en V o en X. El disco se coloca en el centro de una placa cuadrada de 212 mm de

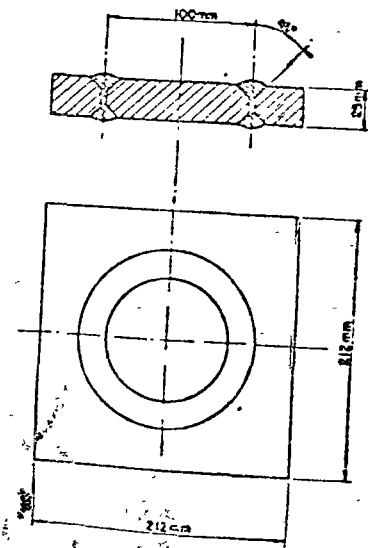


FIG. VIII-15.—Ensayo "Ring Test" en una gruesa.

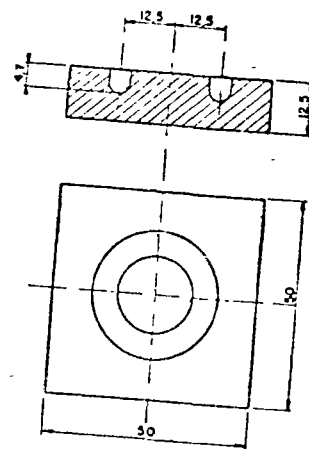


FIG. VIII-16.—Ensayo de agrietabilidad del metal de aporte.

lado. Tras la ejecución de la soldadura circular se pule y ataca el depósito para hacer patentes las grietas.

En el mismo orden de ideas, STEINBERGER y sus colaboradores [9] han utilizado una probeta formada por una placa de 50 x 50 mm y de 12,5 milímetros de grueso, dotada de una ranura circular de 4,7 mm de profundidad y 25 mm de diámetro (fig. VIII-16). La fusión del hilo de aporte se hace por medio de un soplete de hidrógeno atómico o con uno de argón de entriamiento rápido por chorro de aire. También es posible utilizar un electrodo de revestimiento básico.

Las grietas se ponen de manifiesto por ataque químico después de pulir la superficie del depósito. Los autores han aplicado este método para escoger vanilla de aporte para las construcciones aeronáuticas, y han encontrado (cuadro VIII-1) que el acero I tiene gran tendencia al agrietamiento, el II lo es mucho menos, mientras que el acero III es netamente menos agrietable que los dos primeros, que contienen níquel.

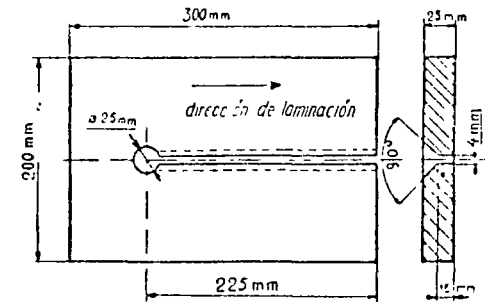


FIG. VIII-17.—Probeta del Laboratorio de Investigaciones de la Marina norteamericana (N.R.L.) para determinar la tendencia al agrietamiento de la zona fundida.

CUADRO VIII-1

	Acero I	Acero II	Acero III
C.....	De 0,27 a 0,35	De 0,15 a 0,20	De 0,27 a 0,32
Mn.....	De 0,6 a 0,8	De 0,55 a 0,75	De 0,7 a 0,9
Si.....	De 0,20 a 0,35	De 0,25 a 0,40	De 0,25 a 0,45
S.....	< 0,015	< 0,015	< 0,015
P.....	< 0,20	< 0,020	< 0,20
Ni.....	De 1,65 a 2	De 1,85 a 2	—
Cr.....	De 0,6 a 0,8	De 0,8 a 1	De 0,85 a 1
Mo.....	De 0,27 a 0,37	De 0,35 a 0,45	—
Va.....	—	—	De 0,20 a 0,25

d) *Probeta de la MARINA AMERICANA (N. R. L.).* — Se ha propuesto otro tipo de ensayos, destinado a revelar la tendencia al agrietamiento del metal fundido o del metal base, fundado en la probeta autoembridada representada en la figura VIII-17. Una chapa de 300 x 200 x 25 milí-

metros 1 un chaflán en V con nervio de longitud 225 mm; la parte achafalada está terminada por una abertura circular cuyo diámetro puede ser variable. Esta probeta es interesante porque permite hacer variar la dureza del ensayo, bien separando los bordes del chaflán, bien modificando el diámetro del taladro.

B) Ensayos de sensibilidad a la entalla

1.—ENSAYOS DE DUTILLEUL

En los ensayos de DUTILLEUL [10], las probetas incluyen un depósito por arco sobre una chapa de 12 mm de espesor, con 2 ó 3 mm de penetración (fig. VIII-18); este cordón se deposita entre dos guías de cobre. Se somete a las probetas sacadas de tal depósito a ensayos de resiliencia y de plegado de un tipo particular.

a) Ensayos de resiliencia.—Las probetas de resiliencia tienen forma paralelepípedica, con sección de 8×6 mm y 55 mm de longitud (figura VIII-19) (la probeta normal UF tiene sección cuadrada de 10×10 milímetros). DUTILLEUL ha hecho ver que la profundidad y posición de la entalla

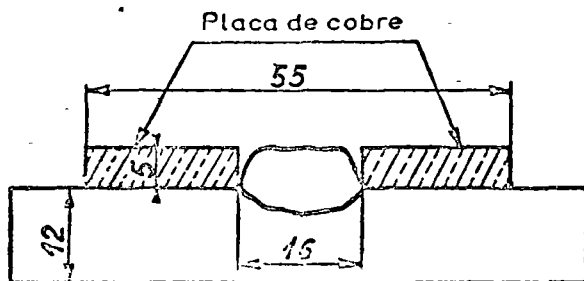


Fig. VIII-18.—Condiciones de preparación de las probetas de DUTILLEUL.

tiene una gran influencia en la sensibilidad del método; en efecto, una entalla de 1 mm colocada enteramente en la zona fundida permite separar convenientemente dos tipos de acero de 50 kp/mm², uno soldable y el otro no.

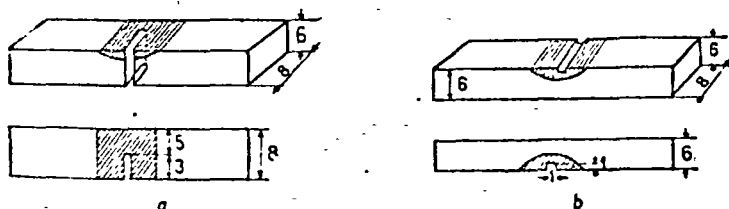


Fig. VIII-19 a.—Probeta de resiliencia S.R.A. (DUTILLEUL).

Fig. VIII-19 b.—Probeta de resiliencia S.R.C. (DUTILLEUL).

Damos los resultados obtenidos con los tres tipos de probetas, UF, SRA (fig. VIII-19 a) y SRC (fig. VIII-19 b), siendo K la resiliencia del metal base sin soldadura, y K' la resiliencia de la probeta con soldadura.

CUADRO VIII-2

Acero	Probeta U F			Probeta S R A			Probeta S R C		
	K (kp/cm ²)	K' (kp/cm ²)	K'/K	K (kp/cm ²)	K' (kp/cm ²)	K'/K	K (kp/cm ²)	K' (kp/cm ²)	K'/K
50 kp/mm ²									
Soldable....	9,68	8,32	0,86	11,33	6,22	0,55	9,34	2,99	0,32
No soldable.	5,72	4,69	0,82	6,30	2,71	0,43	6,82	1,16	0,17

b) Ensayo de plegado.—Con el mismo tipo de preparación, a saber, cordón de soldadura depositado por arco, DUTILLEUL propone un ensayo de plegado con las condiciones impuestas por la Marina Nacional.

Durante el ensayo de plegado se registra la curva de cargas-alargamiento, que presenta una de las formas de la figura VIII-21.

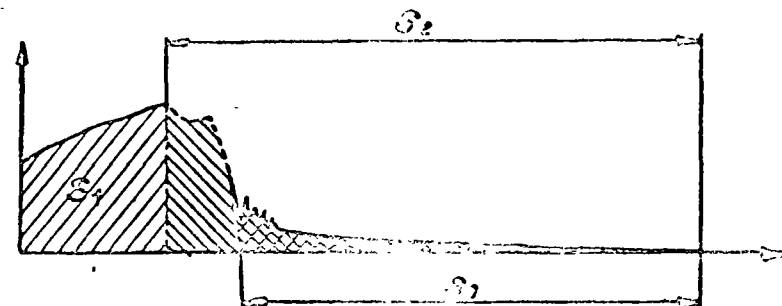


Fig. VIII-20.—Características deducidas de la curva de "esfuerzo-alargamiento" por el ensayo de plegado de DUTILLEUL.

Los datos que permiten calificar la soldabilidad se reducen a la determinación de los siguientes elementos:

- carga máxima, F ;
- ángulo de plegado correspondiente a la carga máxima,
- ángulo de plegado correspondiente a la primera discontinuidad del diagrama;
- ángulo de plegado correspondiente a la rotura total de la probeta,
- trabajo total de rotura, obtenido por medición del área total del diagrama (fig. VIII-20);
- relación entre el trabajo de rotura, S_2 , posterior al máximo de carga y el trabajo total, S ; es decir, $\frac{S_2}{S}$.

Si la curva del diagrama es discontinua por aparición de la primera grieta, se medirán los dos coeficientes $\frac{S_2}{S}$ y $\frac{S_3}{S}$.

Resultados.—Con un acero de 50 kp/mm² poco soldable se observa una discontinuidad de la carga, que conduce a un trabajo de rotura S_2 prácticamente nulo (fig. VIII-21).

— Con un acero de 50 kp/mm² medianamente soldable se observa una discontinuidad limitada de la carga; el trabajo de rotura, S_2 , posterior al máximo es más importante.

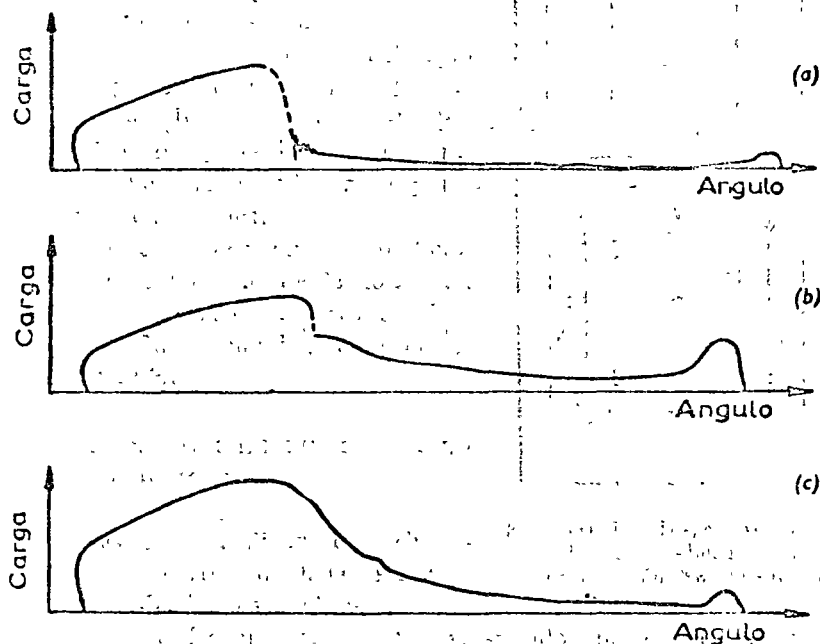


Fig. VIII-21.—Forma de las curvas de pliegado de los aceros Ac-50, no soldables (a), poco soldables (b) y soldables (c).

— Con un acero de 50 kp/mm² perfectamente soldable la discontinuidad no existe y el trabajo de rotura es importante.

2.—ENSAYOS DE SCHNADT

Entre los ensayos de soldabilidad global que ponen de manifiesto el tipo de entalla, señalemos los de SCHNADT, que permiten distinguir las roturas por descohesión de las fracturas de deslizamiento del grano.

Las probetas de impacto de forma prismática con sección cuadrada de 10 × 10 mm, lo mismo que las probetas de resiliencia de 8 × 10 mm, se diferencian por la forma de la entalla y la presencia de un orificio cilíndrico en el lado opuesto de la entalla.

En las probetas normales de resiliencia, Charpy o UF, la profundidad de la entalla es de 5 mm, de modo que la relación altura/anchura es de 5/10; en la probeta Mesnager tal relación vale 8/10. En las probetas Schnadt esta relación es igual a 3/10, con fondo agudo en la probeta de coherencia (fig. VIII-22 a) y redondeado en la de resiliencia (fig. VIII-22 b). La probeta de 8 mm sin entalla ha sido llamada de dinacidad (fig. VIII-22 c). En la sección de la entalla, pero en la cara opuesta, se encuentra una abertura cilíndrica de 5 mm de profundidad con una cuerda libre de 3 mm.

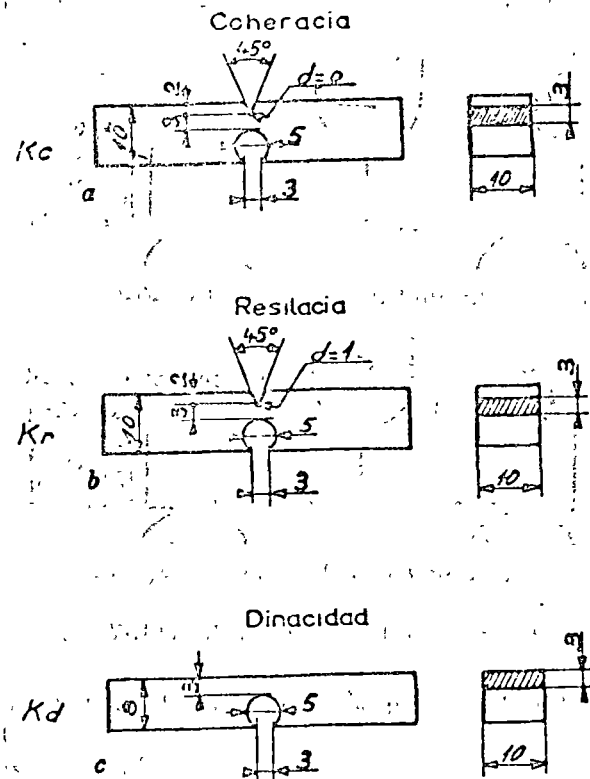


Fig. VIII-22.—Forma y dimensiones de las probetas de SCHNADT.

Los valores dados por las tres probetas, expresados en kilopondios-metros por centímetro cuadrado, permiten establecer un diagrama de choque que define el grado de fragilidad del acero ensayado.

Si K es inferior a 2 kpm/cm² hay rotura por descohesión (fractura con granos brillantes); si K sobrepasa los 8 kpm/cm² la rotura se produce por deslizamiento y la fractura tiene granos mates.

3.—ENSAYOS DE AGRIETABILIDAD DE LA UNIVERSIDAD DE LEHIGH

Este ensayo sobre chapas gruesas, preconizado por la Escuela americana, está caracterizado por la variación del grado de embridado gracias a la liberación de los bordes de la probeta por una serie de hendiduras a serradas hasta una distancia determinada, x , del borde.

En una chapa de 300×200 mm aproximadamente se fresa a lo largo

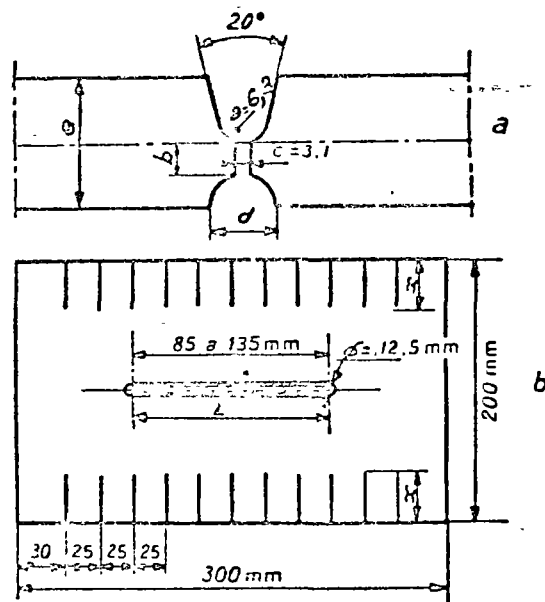


FIG. VIII-23.—Probeta de la Universidad de LEHIGH.

del eje mayor una hendidura achaflanada con nervio de la forma y dimensiones indicadas en la figura VIII-23; la longitud L del depósito varía con el espesor de la chapa:

- con e inferior a 25 mm, $L = 85$ mm;
- con e superior a 25 mm, $L = 135$ mm.

Se deposita un cordón de soldadura por arco en la hendidura achaflanada, y se buscan las grietas, sea por observación visual, sea por cualquier otro medio de detección: magnetoscopio, rayos X, etc.

Según los investigadores americanos, parece que en los aceros al carbono cuyo contenido de este elemento no sobrepasa el 0,30 %, si se producen grietas se encuentran localizadas en la zona fundida, mientras que en los aceros carburados o en los aceros especiales que tienen tendencia al agrietamiento, las grietas parten de la zona de transformación y se prolongan en la zona fundida.

4.—ENSAYO DE AGRIETABILIDAD DE BROWN-BOVERI

La probeta de agrietabilidad está constituida por unas placas cuyo espesor corresponde en principio al espesor de empleo, con sus dos caras principales perfectamente acepilladas y unidas por medio de un tornillo de fijación que pasa por el eje de las placas (fig. VIII-24). El número y dimensiones de las placas se dejan, en términos generales, a juicio del experimentador, y se determinan por la naturaleza del acero base y la del electrodo utilizado. La separación entre las placas es el punto en que comienza el agrietamiento.

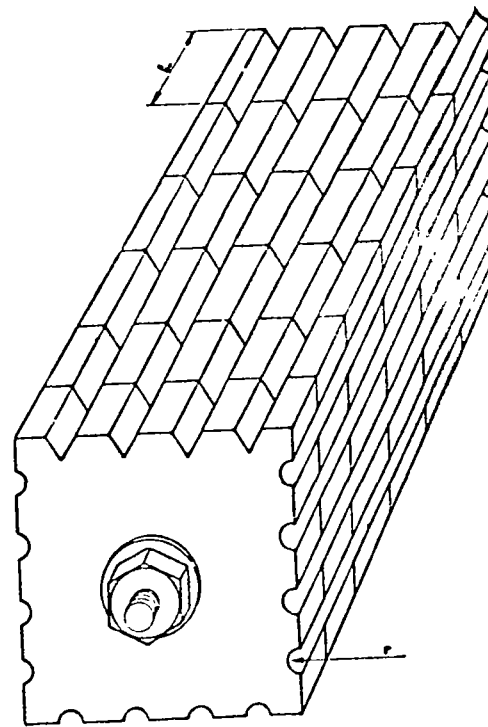


FIG. VIII-24.—Probeta BROWN-BOVERI para ensayos de agrietabilidad.

Sobre las cuatro caras del bloque así formado, y paralelamente a la dirección principal representada por el eje del tornillo, se ejecuta con fresa una garganta de fondo circular cuyo radio no es fijo ($r = 2$ a 5 mm), así como, en ocasiones, otra de fondo angular. Las gargantas de fondo circular reciben una pasada de soldado por arco con electrodos cuyo diámetro corresponde al radio de la garganta. La de fondo angular está destinada a recibir varias pasadas de soldado. El ensayo se ejecuta depositando, con el electrodo escogido (que evidentemente corresponde al tipo del metal

base de la probeta) un cordón de soldadura; luego se buscan las grietas que hayan podido nacer en la zona de unión o en la capa subyacente.

El ensayo Brown-Boveri, que es exigente, se ha puesto a punto para el estudio de la tendencia al agrietamiento de los aceros austeníticos, y se ha generalizado después a otros tipos de aceros.

Si se forma el bloque probeta con placas de acero austenítico de diferentes tipos es posible determinar con un solo ensayo el electrodo que se adapta mejor al acero elegido.

5.—ENSAYOS DE KINZEL

Es sabido que el paso del estado dúctil, caracterizado por una fractura mate con nervio, al estado frágil (de fractura granular brillante), puede determinarse por la ausencia de estricción en la probeta de tracción, o de contracción lateral en la probeta de plegado.

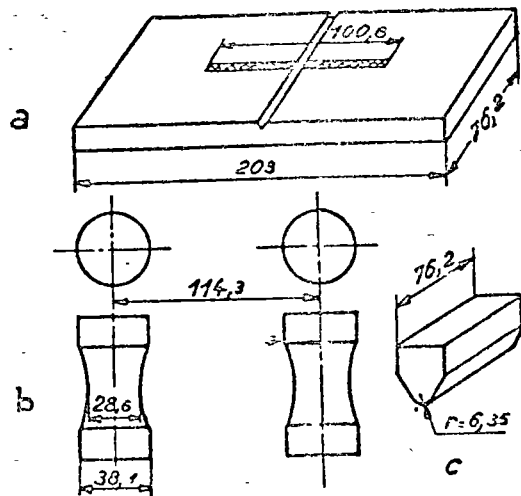


Fig. VIII-25 —Probeta de KINZEL y condiciones de ejecución de los ensayos.

KINZEL [11] ha propuesto una probeta de plegado que permite separar los dos dominios y calibrar en el ensayo correspondiente la influencia de la soldadura en el acero.

La probeta de KINZEL (fig VIII-25), constituida por una placa cuyas dimensiones laterales son 203 x 76,2 mm y cuyo grueso puede variar, tiene un cordón depositado por arco, de 100,6 mm de longitud, sobre su mayor anchura. Perpendicularmente a este cordón se fresa una entalla, que recorre toda la anchura de la probeta, de 1,27 mm de profundidad con un ancho en el fondo de 0,25 mm. Se pliega lentamente la probeta por medio de un cilindro, de modo que la cara que lleva la entalla esté situada en la parte exterior.

En este ensayo se mide la contracción lateral de la probeta, tras la fractura, al nivel de la entalla, y se la compara con la anchura inicial, esta medida es muy delicada y exige una preparación muy cuidada de la probeta. KINZEL admite que la contracción límite de paso del estado dúctil al frágil es del 1 % a una temperatura dada.

Efectuado este ensayo a diferentes temperaturas entre +20 °C y -180 °C es posible determinar la temperatura de transición, es decir, la temperatura a la que el acero pasa del estado dúctil al frágil (véase más adelante).

Para evitar gran número de ensayos a diferentes temperaturas, KINZEL propone efectuarlos en las condiciones siguientes:

— para las construcciones navales y las que se han de encontrar bajo techo basta determinar la contracción límite del 1 % a -20 °C;

— para las construcciones expuestas a la intemperie basta determinar la contracción límite a -40 °C: esta temperatura crítica puede variar según los países.

La comparación de los resultados obtenidos a una temperatura determinada con una probeta sin cordón de soldadura y otra con cordón, permite determinar la influencia de la operación de soldeo en el acero. He aquí algunas conclusiones interesantes dadas por su autor:

— la operación de soldar eleva invariablemente la temperatura crítica de fragilidad, lo cual, sin embargo, se atenúa con el empleo de grandes intensidades y velocidades de soldeo;

— a igualdad de resistencia mecánica, el umbral de fragilidad después del soldeo es más elevado en los aceros al carbono que en los aleados;

— este umbral de fragilidad después del soldeo es, en general, más elevado en los empalmes realizados en chapas brutas de laminación que en chapas normalizadas;

— un tratamiento térmico apropiado que se aplique después de soldar tiene tendencia a llevar de nuevo la temperatura crítica de fragilidad a su valor inicial antes del soldeo.

En cuanto a los criterios de soldabilidad de los aceros, según KINZEL,

— las condiciones de elaboración y de desoxidación del acero tienen gran importancia;

— la temperatura crítica de fragilidad está influida por el tamaño de grano: tiene tendencia a elevarse con las dimensiones de los granos primarios;

— esta temperatura crítica suele aumentar con el contenido de carbono del acero, y descende con la presencia de elementos especiales,

— la temperatura crítica aumenta ligeramente con la acritud; la influencia del envejecimiento tras la acritud es esencialmente función de la calidad del acero estudiado.

El ensayo recomendado por KINZEL ha dado lugar a numerosas investigaciones sobre la soldabilidad de los aceros, en particular por el Institut de Soudure [12].

6.—PROBETAS DE TRACCION EN CRUZ

W. SOETE ha estudiado recientemente en Bélgica la determinación de la tendencia de los aceros a la rotura frágil mediante probetas en cruz [13] (*fig. VIII-26*). Estas probetas llevan en los ángulos entallas de caras planas, y se rompen en una máquina grande de tracción biaxial. Se



FIG. VIII-26.—Probeta de tracción en cruz de SOETE.

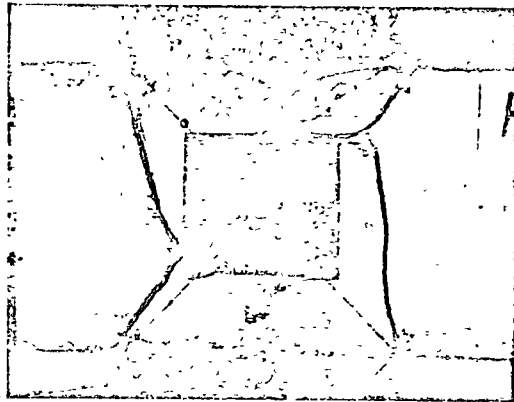


FIG. VIII-27.—Rotura frágil de una probeta en cruz. La rotura principal se ha propagado siguiendo una diagonal.

efectúan, una serie de ensayos a una temperatura situada por encima de la temperatura de transición de fragilidad, y otra serie por debajo de tal temperatura. Las roturas de las probetas frágiles suelen seguir la diagó-

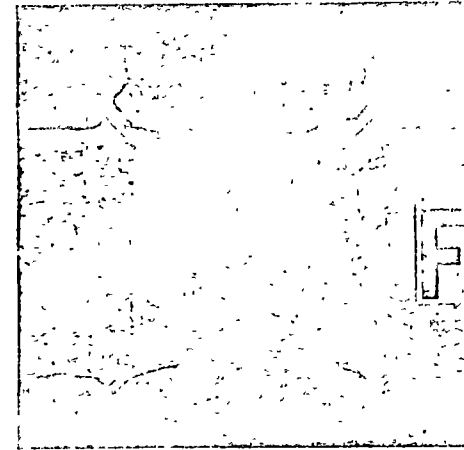


FIG. VIII-28.—Rotura dúctil, que se ha propagado a través de uno de los brazos de la cruz.

nal de la cruz (*fig. VIII-27*), mientras que en las roturas dúctiles la propagación de la grieta se realiza a través de un brazo de la probeta (*figura VIII-28*).

7.—ENSAYOS DE ROBERTSON

El ensayo de ROBERTSON tiene por objeto determinar la facilidad con que se propaga en el acero una rotura frágil. La probeta (*fig. VIII-29*) se somete a un esfuerzo de tracción uniforme, y se aplica un gradiente de temperatura sumergiendo uno de los extremos en un líquido refrigerante, mientras que el otro se calienta o se deja a la temperatura ambiente.

Se inicia la rotura por medio de un impacto en el extremo frío de la probeta (situado por debajo de la temperatura de transición de fragilidad): la rotura frágil progresa hacia la región caliente de la probeta y debe detenerse en un punto cuya temperatura se anota.

Haciendo variar el esfuerzo aplicado se tienen datos para trazar un diagrama (*fig. VIII-30*) que representa la variación de las tensiones en función de la temperatura de detención. El tramo vertical da la temperatura límite de detención de la propagación, cualquiera que sea la tensión aplicada, t_c ; la rama horizontal define la tensión crítica, σ_c . La propagación de las roturas es imposible a temperaturas superiores a t_c o si el esfuerzo es inferior a σ_c .

Se ha hecho observar que la temperatura crítica depende de la calidad del acero, de su composición química, de su modo de elaboración, de los

tratamientos térmicos y del tamaño de grano, de todo lo cual es responsable el siderúrgico; mientras que la tensión crítica depende del reparto



Fig. VIII-29.—Máquina y probeta de ROBERTSON.

más o menos juncioso de las tensiones, que pertenece al dominio del constructor.

En la figura VIII-31 está representada la influencia del espesor de la chapa en la temperatura de detención de la propagación de la grieta. Esta temperatura aumenta rápidamente con el espesor. Así tenemos que en

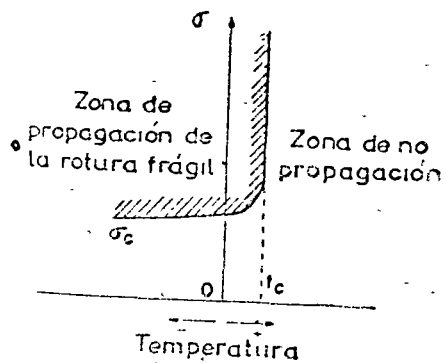


Fig. VIII-30.—Diagrama de ROBERTSON. La zona rayada delimita los esfuerzos y las temperaturas para los que se producen roturas frías.

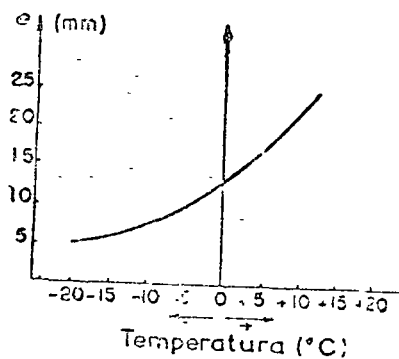


Fig. VIII-31.—Influencia del espesor sobre la temperatura de detención del agrietamiento, deducida del ensayo de ROBERTSON.

una chapa cuya temperatura de detención es superior a -10°C cuando su espesor es de 25 mm; aquella desciende hasta -20°C si el grueso es de 5 mm lo cual por lo general basta para el caso preponderante del espesor en la formación de tensiones y en la propagación de la grieta.

IV.—LA TEMPERATURA DE TRANSICION DE FRAGILIDAD

Se han emprendido numerosísimos estudios en estos últimos años acerca del comportamiento de los metales en frío, y en particular, sobre los conjuntos soldados. Tales ensayos no forman parte, por ahora, de los ensayos llamados de "soldabilidad", pues la temperatura de transición de fragilidad es sobre todo un criterio de calidad del acero. Sin embargo, ciertos Organismos y Administraciones han introducido este tipo de ensayos en sus pliegos de condiciones al fijar la resiliencia que se ha de obtener a una temperatura dada como criterio para la calificación de los electrodos o del metal base¹.

Hemos utilizado este método, con MONEYRON, como criterio de calidad de los electrodos. Ha resultado que la posición de la temperatura de transición permite clasificar los electrodos en el mismo orden obtenido por otros métodos de ensayo estáticos y dinámicos [14].

Es sabido que cuando la temperatura del medio disminuye, la fragilidad de los aceros crece, siguiendo una ley continua, hasta cierta temperatura en que el metal pasa del estado dúctil al estado frágil; a esta temperatura se le ha llamado temperatura de transición de fragilidad. Se comprende que el conocimiento de la temperatura de transición presenta un gran interés práctico para prever el límite de temperaturas por debajo de las cuales existe el riesgo de que el acero sea peligrosamente frágil.

A) Determinación de la temperatura de transición

El trazado de las curvas resiliencia-temperatura, $K = (J)$, en la región de las temperaturas bajas puede hacer aparecer dos zonas de variación rápida de la resiliencia, una primera anomalía, situada en las cercanías de las temperaturas ordinarias y denominada "transición de fractura" (*fracture transition*), marca el paso de una fractura con nervio o mixta a una fractura granular.

Existe una segunda zona de variación, situada en las temperaturas bajas y llamada "temperatura de transición de fragilidad" (*ductility transition*), que marca el paso brusco de una energía de rotura elevada con deformación plástica a una energía de rotura pequeña sin deformación (fragilidad pura)

La primera transición, relacionada con la propagación de las grietas,

¹ Véanse las propuestas de FRY (que insiste en la necesidad de efectuar el ensayo de resiliencia tras haber envejecido la probeta, ya por estirado, ya por revenido) en la comunicación citada en la Bibliografía española de este capítulo (V. el T.).

se detecta más fácilmente con la probeta de impacto de entalla aguda en U , que da una curva de resiliencia-temperatura continua y en forma de S.

Por el contrario, la probeta UF parece marcar mejor el dominio de "transición de fragilidad", que se manifiesta por una dispersión importante de los valores de la energía de choque.

La determinación de la temperatura de transición de fragilidad depende esencialmente, pues, de la forma de la probeta de choque.

Con la probeta de entalla aguda, esta temperatura puede determinarse bien por el punto de inflexión de la curva continua en S , bien, de acuerdo con ciertos autores [15], por la temperatura correspondiente a un valor convencional de la energía de rotura: de 20 a 30 pies/libras, o sea de 2,76 a 4,14 kpm/cm^2 .

En un estudio detallado realizado en el IKSID con probetas de choque U , F , J , ULMO, F. BASTENAIRE y R. BORIONE [16] han hecho patente que en las proximidades de la temperatura de transición de fragilidad existen dos modos de rotura, que corresponden a muy diferentes niveles de la energía de impacto (figura VIII-32):

- roturas no frágiles o "resilientes" en el nivel superior;
- roturas "frágiles" en el nivel inferior.

La proporción de roturas resilientes aumenta progresivamente con la temperatura, hasta alcanzar asintóticamente el 100 %.

En la zona de transición, en que coexisten los dos modos de rotura, la temperatura de transición de fragilidad, θ_t , está dada en la curva MM' de las resiliencias medias (fig. VIII-32) por la abscisa de T , punto representativo de un reparto equilibrado de las roturas resilientes y de las roturas frágiles.

La ordenada del punto T da la resiliencia de transición, K_t , que corresponde a la temperatura de transición.

Los mismos autores [16] han propuesto llamar zona de transición al intervalo limitado por las temperaturas correspondientes respectivamente al 5 % y al 95 % de las roturas no frágiles, es decir, al intervalo fuera del cual se tendrá una probabilidad mayor del 95 % de tener roturas de un solo tipo.

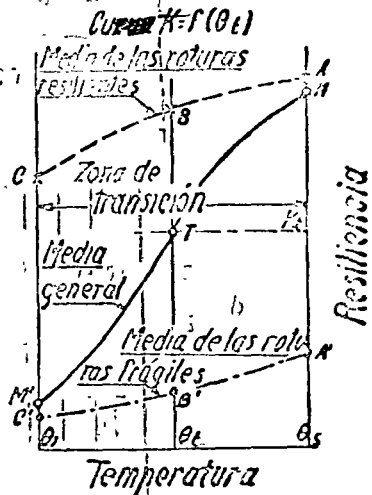


Fig. VIII-32.—Definición de la temperatura de transición de fragilidad. Repartición bimodal de las energías de choque en la zona de transición.

La cota superior de la temperatura de transición, θ_1 , corresponde a una temperatura a la que se obtiene un 95 % de roturas resilientes.

La posición de la temperatura de transición de fragilidad depende de la dureza del ensayo de impacto, es decir, de la forma de la entalla; con entallas agudas la temperatura de transición se desplaza hacia las temperaturas ordinarias.

B) Factores que intervienen en la temperatura de transición

1.—INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ADICIÓN

Los elementos que entran en la composición de los aceros obran de modo diferente sobre la temperatura de transición [17]. Entre los elementos corrientes (fig. VIII-33), el carbono y el fósforo tienden a desplazar esta temperatura hacia las temperaturas ordinarias; por el contrario, el man-

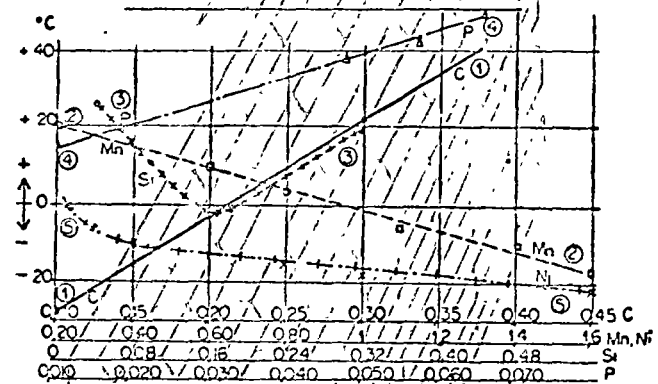


Fig. VIII-33.—Influencia de los elementos corrientemente contenidos en los aceros sobre el desplazamiento de la temperatura de transición de fragilidad.

ganeso obra en sentido favorable. El silicio hasta la concentración de 0,20% tiende a rebajar la temperatura de transición, pero ésta aumenta luego con la concentración de este elemento.

Entre los elementos especiales, solamente el níquel y el titanio (figura VIII-34) ejercen una influencia beneficiosa en esta temperatura; el cromo, el molibdeno y el vanadio son desfavorables desde este punto de vista. El aluminio es conveniente en concentraciones muy pequeñas, hasta el 0,04 %. Se ha estudiado también la influencia del nitrógeno [18] y la del hidrógeno [19].

2.—INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO DEL ACERO

La influencia de este factor se ha señalado por numerosos autores [20] (fig. VIII-35); la temperatura decrece siguiendo una ley casi lineal cuando el tamaño del grano McQuaid-Ehn pasa de 1 a 5 en la escala de la A. S. T. M.

LEFEVRE y LEMOINE [20] han mostrado asimismo esta influencia sobre las soldaduras ejecutadas con electrodos ácidos y básicos y con diferentes formas de entalla (fig. VIII-36).

El modo de elaboración del acero, el procedimiento de calmado y el grado y sentido de la corrosión influyen notablemente en la temperatura

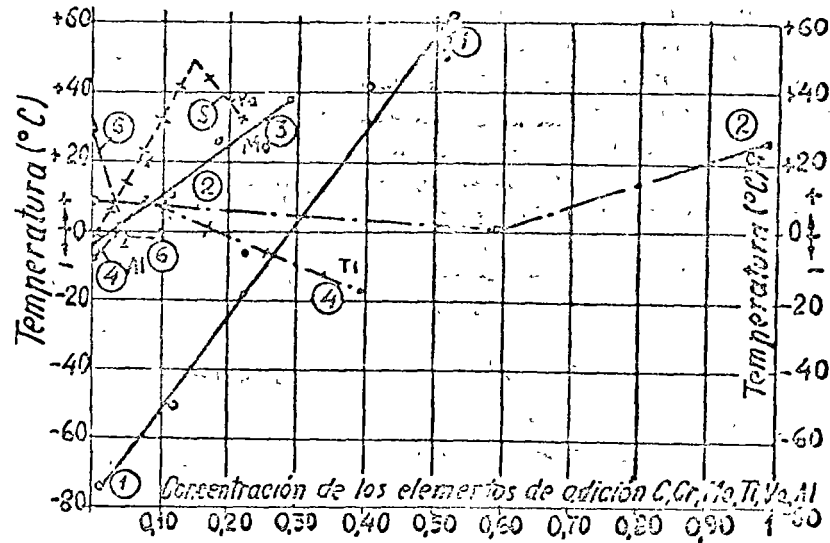


Fig. VIII-34.—Influencia de los elementos especiales de los aceros sobre el desplazamiento de la temperatura de transición de fragilidad.

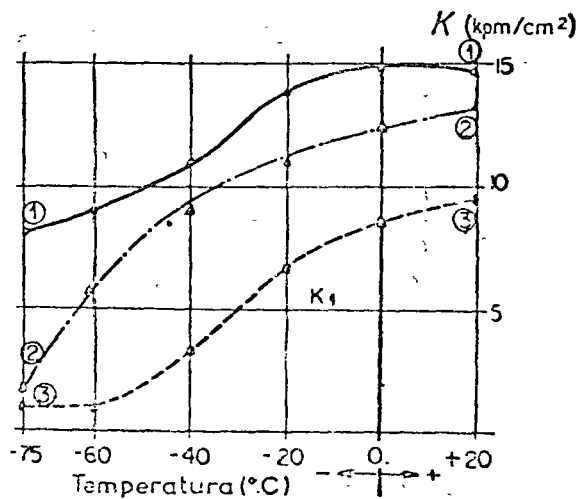


Fig. VIII-35.—Influencia del tamaño del grano en la temperatura de transición de una soldadura ejecutada con electrodo básico.
Curva 1: estructura de grano fino; curva 2: estructura de grano grueso; curva 3: estructura basáltica.

de transición del acero. Las investigaciones del National Bureau of Standards han puesto de manifiesto la influencia favorable del calmado con

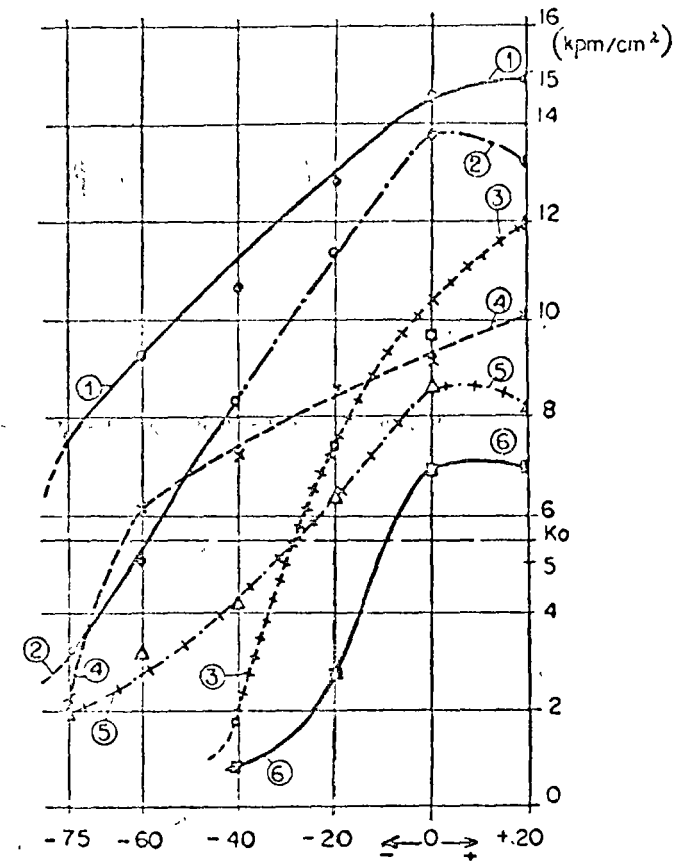


Fig. VIII-36.—Influencia de la forma de la entalla sobre la temperatura de transición (según M. LEFEVRE y J. LEMOINE).

Probeta con entalla UF (electrodo básico, curva 1; electrodo ácido, curva 4). Probeta con entalla en V (electrodo básico, curva 2; electrodo ácido, curva 5). Probeta de coherencia (SCHNABER) (electrodo básico, curva 3; electrodo ácido, curva 6).

aluminio [21] J. R. Low ha estudiado la influencia perjudicial del endurecimiento estructural [22]¹.

C) Ejemplo de determinación de la temperatura de transición.

Los ensayos preliminares efectuados sobre los depósitos por arco de un electrodo básico de 50 kpm/mm² con probetas UF han permitido situar la temperatura de transición más allá de los -100 °C.

¹ Véase nuestra nota de la página 233 (V. del T)

Se han hecho determinaciones más numerosas hacia los $(-105 \pm 15) ^\circ\text{C}$ con veintiseis probetas a cada temperatura, con objeto de precisar mejor esta temperatura.

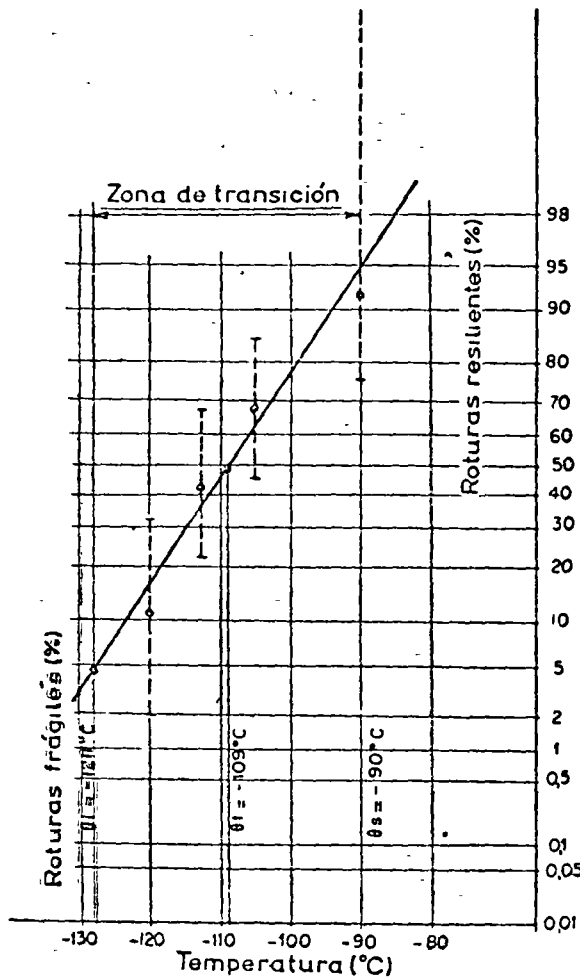


Fig. VIII-37.—Recta de HENRY para el metal aportado con un electrodo básico (estado bruto de fusión).

El cuadro VIII-3 da la distribución bimodal de las resiliencias en los ensayos de rotura resiliente y de rotura frágil. La recta de Henry (figura VIII-37) permite fijar la temperatura de transición, $\theta_t = -109 ^\circ\text{C}$.

Por otra parte, es fácil deducir que la zona de transición está comprendida en el dominio $(-109 \pm 19) ^\circ\text{C}$.

El valor de la resiliencia, K_{tr} , a la temperatura de transición es igual a 5 kpm/cm^2 (fig. VIII-38), mientras que en la cota superior de la zona

de transición ($\theta_t = -90 ^\circ\text{C}$) el valor medio de la resiliencia es de $8,55 \text{ kpm/cm}^2$.

CUADRO VIII-3.—Electrodo básico

(Ensayos de SÉFÉRIAN Y MONEYRON)

Temperatura (°C)	Número de probetas resilientes	Número de probetas frágiles	Proporción de probetas resilientes	K_{RR} resilientes (kpm/cm ²)	K_{RF} frágiles (kpm/cm ²)	K_{tr} media (kpm/cm ²)
+ 15	10	0	100	17,10		17,10
- 90	23	2	92	9,12	2,02	8,55
- 105	16	9	64	7,75	1,53	6,33
- 109	θ_t , deducida de la recta de Henry		50			5
- 112,5	9	12	43	7,61	1	3,85
- 120	3	22	12	6,0	0,78	1,41

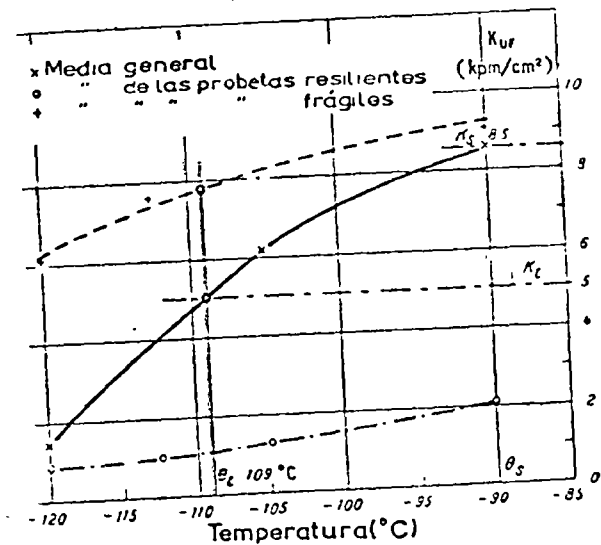


Fig. VIII-38.—Determinación de la temperatura de transición de fragilidad del metal aportado con un electrodo básico.

D) Temperatura de transición de los depósitos brutos de fusión

El diagrama de la figura VIII-39 reúne cierto número de resultados relativos a los depósitos brutos de fusión. Puede observarse que las curvas correspondientes a los electrodos oxidantes, ácidos y celulósicos (curvas 1, 2 y 3) caen rápidamente en la zona de transición, lo cual limita esta zona a un dominio reducido. Por el contrario, las curvas represen-

lativas de los electrodos a base de rutilo (curvas 4 y 5) y las de los electrodos con revestimiento básico (curvas 6 y 7) son mucho más amplias. La temperatura de transición definida por el punto de inflexión de las

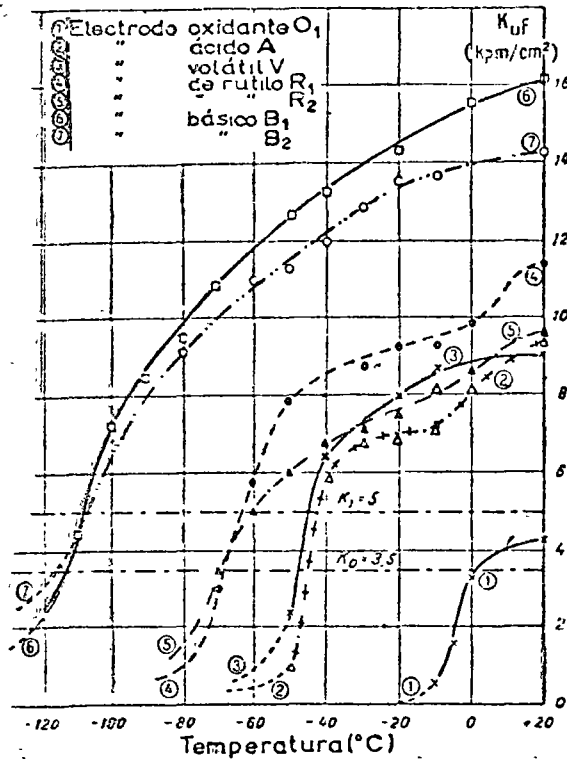


Fig. VIII-39.—Curvas $K_u=f(\theta)$ de los depósitos brutos de fusión de diferentes variedades de electrodos.

estas curvas está cercana a la temperatura de transición θ_0 , que corresponde al nivel convencional, $K_1=5$ kpm/cm². El valor $K_0=3,5$ kpm/cm² constituye el nivel generalmente admitido en los aceros de construcción al carbono.

Los valores de la resiliencia en la cota superior de la zona de transición, θ_1 , son francamente superiores a 6 kpm/cm² con electrodos ácidos y básicos, y a 8,5 kpm/cm² con electrodos a base de rutilo o básicos.

INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

a) El tratamiento a 250 °C durante diez horas seguido de enfriamiento muy lento, no modifica la posición de la temperatura de transición. Este tratamiento parece, sin embargo, reducir la dispersión de los

ensayos de resiliencia fuera de la zona de transición, posiblemente por la eliminación de gran parte del hidrógeno.

b) El tratamiento a 650 °C no actúa sobre las dimensiones de los granos finos de ferrita obtenidos por fusión por arco, y tiende a favore-

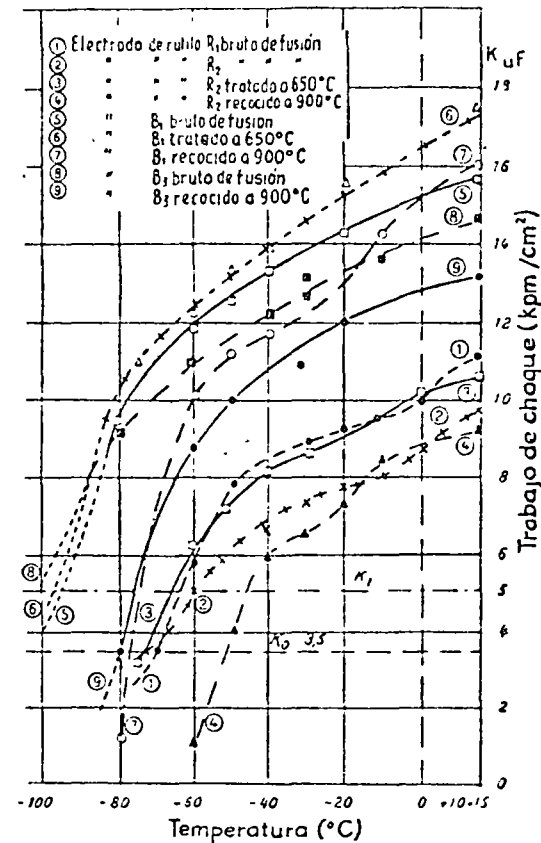


Fig. VIII-40.—Curvas $K_u=f(\theta)$ de los depósitos tratados a 650 °C y 900 °C de electrodos con revestimiento de rutilo y básico.

cer la coalescencia de la perlita de ciertos depósitos; su finalidad es también la de eliminar las tensiones y el hidrógeno disuelto.

Con electrodos de tipo oxidante, el tratamiento a 650 °C conduce a la precipitación de gran parte del nitrógeno en forma de nitruro de hierro, que es visible por observación micrográfica: en este caso el tratamiento es francamente perjudicial.

Con otros tipos de electrodos, el tratamiento a 650 °C obra favorablemente sobre la resistencia al impacto, sin que se desplace apreciablemente la temperatura de transición (fig. VIII-40).

c) El recocido a 900 °C obra desfavorablemente sobre la temperatu-

ra de transición. La influencia de este tratamiento es variable con la naturaleza del revestimiento; el desplazamiento de θ_i es particularmente sensible en los electrodos de revestimiento ácido y celulósico. Este tratamiento destruye la estructura fina del depósito, haciendo aparecer frecuentemente una segunda fase, la perlita; o incluso favorece la expulsión de la solución del nitrógeno disuelto y tiende a desarrollar la estructura acicular de los nitruros de hierro.

Con electrodo ácido la temperatura de transición θ_i se desplaza de -42°C a $+5^\circ \text{C}$; con electrodo celulósico, de -45°C a 10°C ; este desplazamiento es mucho más ligero con electrodos de rutilo y básicos (fig. VIII-40).

E) Temperatura de transición de los empalmes

Los empalmes realizados con aceros suaves ($\text{C} = 0,15$; $\text{Mn} = 0,55$) y un electrodo básico de 50 kp/mm^2 permiten sacar las siguientes conclusiones:

a) En la región de estructura fina, la temperatura de transición de la zona fundida se sitúa hacia los -80°C (curva 1 de la fig. VIII-41); esta temperatura varía poco ($\theta_i = -72^\circ \text{C}$) cuando se considera el conjunto de estructuras de la zona fundida, para lo cual se coloca la entalla per-

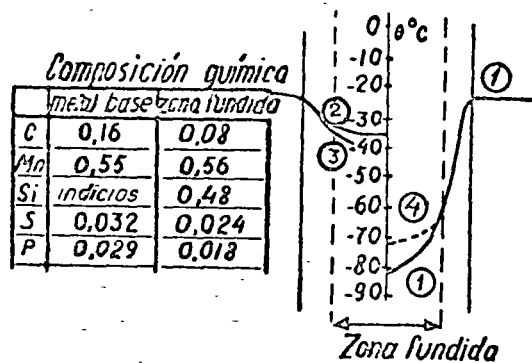


Fig. VIII-41.—Temperatura de transición de fragilidad de una unión de acero dulce de 16 mm de espesor con un electrodo básico de 50 kp/mm^2 .

pendicularmente a la soldadura (curva 4). Por el contrario, la estructura perlítica es claramente desfavorable (curva 2 de la fig. VIII-41): la temperatura de transición se eleva a -35°C , y no mejora apreciablemente con un tratamiento a 650°C (curva 3).

b) El metal base no afectado por el ciclo térmico de soldeo presenta una temperatura de transición del orden de -20°C : coincide bastante bien con los valores que hemos podido encontrar en la literatura técnica.

c) La zona de transformación del metal exhibe una temperatura de transición próxima a los -35°C , y por consiguiente muestra una apreciable mejora con respecto a la del metal base. Esta disminución podría explicarse por el afino del grano de ferrita en tal región.

En conclusión. Dos caracteres esenciales distinguen el acero depositado en el soldeo por arco del acero de construcción de calidad:

- su composición química;
- su estructura.

1. Los depósitos obtenidos con electrodos de alma de acero extra suave tienen una concentración de carbono muy baja ($\text{C} \leq 0,10 \%$) y un contenido relativamente elevado de manganeso y de silicio, excepto con electrodos oxidantes. La relación Mn/C , que es del orden de 1 con electrodos oxidantes, llega a 4 ó 5 con los ácidos y celulósicos, a 6 u 8 con los de rutilo, y sobrepasa notablemente 8 con electrodos básicos.

2. El contenido de silicio, del orden de 0,3 %, tiene una acción favorable sobre las características mecánicas de las soldaduras; este elemento mejora la temperatura de transición.

Puede admitirse que los depósitos están perfectamente calmados, excepción hecha de los ejecutados con electrodos oxidantes.

3. Los contenidos de las impurezas azufre y fósforo son bajos ($\text{S} + \text{P} \leq 0,05 \%$), lo cual procede de la elección del acero que ha de constituir el alma del electrodo y de los productos que entran en el revestimiento. Por el contrario, los contenidos de oxígeno y de nitrógeno son muy elevados. La concentración de nitrógeno, muy alta con electrodos oxidantes ($\text{N} = 0,030 \%$ a $0,040 \%$), es del orden de 0,025 % en las soldaduras obtenidas con electrodos ácidos y de rutilo, y de 0,010 % a 0,015 % con electrodos básicos.

4. El grano de ferrita resultante de la fusión por arco es muy fino, salvo en la última pasada de soldeo: ello es debido al tratamiento impuesto por el ciclo térmico de soldar. Se puede clasificar esta estructura de ferrita en los niveles 7 u 8 de la escala (de 80 a 90 granos/pulgada cuadrada), y por tanto muy lejos de las dimensiones de los granos encontrados normalmente en los aceros laminados.

5. El tratamiento a 650°C no modifica las dimensiones de los granos de ferrita. Con electrodo oxidante se observa precipitación de nitruro de hierro, que actúa sobre la temperatura de transición de fragilidad, desplazándola hacia los $+15^\circ \text{C}$. En los demás depósitos hay coalescencia de la perlita, acompañada muy frecuentemente de aparición de cementita quíntica en lagunas intergranulares finas.

Además, la disolución del carbono en la ferrita acarrea un aumento del límite elástico. En efecto, se encuentra que el límite elástico de las soldaduras es claramente superior al de los aceros laminados del mismo tipo: la relación E/R sobrepasa a menudo el 0,80, frente a 0,50 a 0,60 en los aceros de construcción.

6. *El recocido a 900 °C es francamente desfavorable: este tratamiento obra sobre la estructura, por un lado aumentando las dimensiones de los granos de ferrita, y por otra parte dando lugar a la formación de fases nuevas: perlita, agujas grandes de nitruro de hierro (fig. V-14) o bandas anchas de cementita quinaria.*

En los depósitos obtenidos con electrodos ácidos y celulósicos el desplazamiento de la temperatura de transición de fragilidad se hace muy importante, y en este caso predomina la influencia de la composición química sobre la de la estructura.

En los depósitos obtenidos con electrodos básicos y de rutilo la estructura sigue siendo fina a pesar del tratamiento a 900 °C, y el desplazamiento de la temperatura de transición es de unos 30 °C, de modo que ésta sigue siendo baja; en estos depósitos es predominante la influencia de la estructura.

7. En el caso de empalmes ejecutados con electrodos básicos hemos mostrado que la estructura fina del centro de la soldadura tiene apreciablemente la misma temperatura de transición de fragilidad que el metal depositado. Por el contrario, la estructura basáltica desplaza claramente esta característica hacia las temperaturas ordinarias, y la temperatura de transición de esta estructura es comparable a la de los aceros de construcción, no obstante su elevada característica química Mn/C.

BIBLIOGRAFIA SUMARIA

- [1] D. SÉFÉRIAN: *Rev. Soud. Autog.*, **303** (1939), 702.
J. BERNARD: *Soud. et Techn. Conn.*, vol. VI, **7-8** (1952), 153
- [2] H. GRANJON: Proposition pour une classification des essais de soudabilité, Documento I.I.S.: IX, 26-53, *Soud. et Techn. Conn.*, vol. VIII, **3-4** (1953).
- [3] R. WOIRIN: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. I, **3-4** (1947), 48.
- [4] Prof. P. CHEVENARD: *Bull. Soc. Ing. Soudeurs*, **35** (1935), 1760.
- [5] Prof. P. CHEVENARD y A. PORTEVIN: *Journ. Iron and Steel Inst.*, vol. II (1935), 333.
- [6] J. BRILLIÉ y D. SÉFÉRIAN: XII^e Congrès Int. de l'Acétyl. et de la Soud. Aut. (Londres, 1936), *Public.*, vol. III (1936), 613.
- [7] H. GRANJON: *Soud. et Tech. Conn.*, vol. I, **11-12** (1947), 230.
- [8] J. GUÉRIN: *Annales de l'Inst. Techn. du Bâtiment et des Trav. Publ.*, núm. **27** (octubre, 1957), 935.
- [9] A. V. STEINBLERGER, B. J. SIMONE y J. STOOP: *The Welding Jour.*, **9** (1950), 752.
- [10] H. DUTILLEUL: *Bull. Tech. de Bur. Veritas*, vol. 19, **1** (1937), 1.
- [11] A. B. KINZEL, D. SWAN y H. BIEBS: *Soud. et Tech. Conn.*, volumen III, **5-6** (1949), 115



METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA

4

NOCIONES SOBRE SOLDADURA

4.1. Generalidades

La soldadura, si está correctamente ejecutada, es el medio más eficaz para unir materiales metálicos; función en la que está sustituyendo rápidamente el costoso roblonado.

4.1.1. Ventajas sobre el roblonado

La soldadura tiene sobre el roblonado las siguientes ventajas:

- ⊙ ahorro considerable de material;
- ⊙ menor peso;
- ⊙ simplificación en el ensamblado, al no existir partes sobrepuestas;
- ⊙ mayor rapidez de ejecución;
- ⊙ posibilidad de trabajar en cualquier posición;
- ⊙ estanqueidad perfecta de los tanques destinados a contener fluidos a presión;
- ⊙ más resistencia a la corrosión;
- ⊙ posibilidad de unir fácilmente los elementos en estructuras tubulares.

Actualmente se emplea mucho la soldadura en la construcción de calderas de vapor, recipientes y conductos para presiones altas, armaduras y puentes, vagones, chasis de automóviles, carcasas de motores y cascos para submarinos y buques en general.

4.1.2. Definiciones

Metal base. Metal de que están formadas las piezas que se van a unir.

Metal de aportación. Material que se interpone entre las piezas que se van a unir; puede ser igual o distinto que el metal base.

ING. JOSE GALVAN RAMIREZ

Tacuba 5, primer piso. México 1, D.F.
Teléfonos: 521-30-95 y 513-27-95

4.1.3. Clasificaciones

Según el estado físico en que se encuentran las partes a unir en el momento de la soldadura, éstas pueden clasificarse en:

- **soldaduras a presión:** cuando la unión se efectúa estando el material en estado pastoso;
- **soldaduras por fusión:** si se efectúa estando el material en estado líquido.

Las normas UNI hacen la siguiente clasificación:

Soldadura a presión (en estado pastoso)	<ul style="list-style-type: none">● a fuego;● eléctrica por resistencia;● eléctrica de chispas.
Soldaduras por fusión (en estado líquido)	<ul style="list-style-type: none">● a gas (<i>acetileno, hidrógeno</i>);● a arco voltaico;● Arcatom (<i>en H atómico</i>);● con argón;● aluminotermia.
Soldadura con metal de aportación distinto al metal base	<ul style="list-style-type: none">● amarilla (formación de aleación);● ordinaria (infiltración del metal de aportación).

4.2. Soldadura a presión por fuego

4.2.1. Generalidades

La soldadura a fuego se lleva a cabo calentando las piezas hasta el estado pastoso, y comprimiendo seguidamente una contra otra, sin interponer ningún material de aportación. Puede sustituirse la compresión por un martilleado de intensidad apropiada.

Para poderse soldar por este procedimiento es necesario que el material posea un intervalo de plasticidad suficientemente amplio, como lo poseen el hierro y el acero dulce. Por el contrario, la fundición corriente y aquellos otros materiales que pasan bruscamente del estado sólido al líquido sin pasar por el pastoso, no pueden soldarse por este método. En términos generales: **no son soldables los materiales metálicos muy fusibles.**

En consecuencia, este tipo de soldadura es muy apropiado para el hierro y para los aceros dulces y extradulces, para lo que se calientan hasta el blanco soldante, se superponen las piezas y se martillean. Al aumentar el

contenido de carbono disminuye la soldabilidad; un acero con más de 1 % de carbono no es ya soldable.

Para el aluminio se apoyan las piezas a unir sobre un yunque caliente, a unos 350 °C, y con la llama oxiacetilónica se recalientan las zonas a soldar hasta unos 540 °C. Llegados a este punto se superponen las piezas y se martillean con golpes rápidos y ligeros.

4.2.2. Preparación de las piezas

Se preparan las partes a soldar de tal modo que la superficie de contacto sea lo más amplia posible, dando a los extremos de las piezas la forma de *uña, gancho o boca de lobo*.

4.2.3. Calentamiento

Pueden calentarse las piezas en la fragua, empleando carbón vegetal que está exento de azufre, o bien con el soplete oxiacetilónico con llama neutra.

La temperatura necesaria disminuye al aumentar el contenido de carbono.

- Para aceros extradulces: $T = 1400$ °C blanco brillante.
- Para aceros dulces: $T = 1250$ °C amarillo brillante.
- Para aceros duros: $T = 1150$ °C amarillo oro.

4.2.4. Martilleado

Se empieza con golpes rápidos y ligeros, aumentando paulatinamente su intensidad para hacer frente a la disminución de plasticidad que sufre el metal.

4.2.5. Desoxidantes

La combinación de la alta temperatura y el aire ambiente da lugar a la formación de óxidos, que si quedasen ocluidos en la soldadura la harían porosa y frágil, por lo que se hace preciso proteger las zonas de unión con sustancias apropiadas:

- *para el hierro* se emplea arena silicea que, a elevada temperatura, se combina con las impurezas formando una escoria protectora;
- *para el acero* se emplea bórax ácido bórico y cloruro amónico, no empleándose la sílice porque ésta no llega a fundir a la temperatura a la que se suelda el acero;
- *para el cobre* se emplean mezclas de bórax y de fosfato sódico.

4.3. Soldadura eléctrica a resistencia

4.3.1. Principio

En la soldadura eléctrica por resistencia, o de cortocircuito, el calor necesario para calentar el material y llevarlo hasta el estado pastoso lo produce el paso de una corriente eléctrica de gran intensidad a través de la capa de aire ionizado existente entre las dos piezas a soldar.

Según la ley de Joule, la cantidad de calor desarrollada durante t seg, en la zona de unión, de resistencia óhmica R , es:

$$Q = 0,00024 R I^2 t.$$

Debido a la presencia del aire en la superficie de contacto, la resistencia R es muy alta, por lo que el calor producido, que aumenta con el cuadrado de la intensidad, es a su vez también muy elevado. Por medio de transformadores adecuados se puede suministrar la intensidad necesaria para elevar la temperatura del material, en la zona de contacto, hasta la de reblandecimiento y llegados a este punto, basta presionar una parte contra la otra para que queden soldadas.

Evidentemente, la intensidad de la corriente dependerá, a igualdad de sección, de las cualidades del material tratado; en general se emplean intensidades variables entre 100 y 550 A. Es conveniente disponer las superficies a unir de modo que su mutuo contacto quede reducido a una pequeña zona central, porque así, al ser pequeña la sección de paso de corriente, se consigue un calentamiento rápido. Al aumentar la temperatura, crece la resistencia óhmica y, por consiguiente, el paso de corriente se va desplazando hacia las zonas más frías, es decir, desde el centro hacia la periferia, hasta interesar toda la sección. El aumento de resistencia da origen a una gran cantidad de calor, suficiente para calentar toda la zona de unión hasta el blanco soldante.

4.3.2. Metales soldables

Por este procedimiento se puede soldar: *acero, aluminio, plata, bronce, oro, latón, platino, cobre, tungsteno*, así como también se pueden soldar algunos metales distintos entre sí; *hierro con cobre, cobre con latón*.

Los metales de buena conductibilidad eléctrica, o sea, de poca resistencia óhmica, como el cobre y el aluminio, requieren corrientes más intensas para el calentamiento, y la energía necesaria para su soldadura es superior a la consumida para soldar hierro o acero.

Las superficies de unión han de estar limpias y desprovistas de grasa, barnices u óxidos, que si quedasen ocluidos en la soldadura darían lugar a porosidades y disminuirían la resistencia mecánica.

La soldadura eléctrica a resistencia, puede hacerse: *por testa, por puntos o por línea continua*

4.3.3. Soldadura por testa

Se recurre a este sistema cuando se trata de unir piezas de pequeñas dimensiones. El equipo necesario, muy sencillo, puede verse en la figura.

Indicando con N_1 y N_2 el número de espiras de los circuitos primario y secundario del transformador, y con I_1 e I_2 sus respectivas corrientes, tendremos, según la relación fundamental:

$$\text{flujo} = I_1 N_1 = I_2 N_2$$

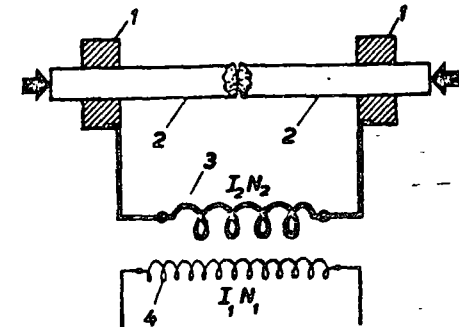
de la que deduciremos la corriente en el secundario:

$$I_2 = \frac{N_1}{N_2} I_1.$$

Variando la relación de transformación N_1/N_2 se pueden conseguir intensidades I_2 en el secundario, suficientes para elevar en poco tiempo la temperatura de los extremos de las piezas y llevarlas al estado pastoso: en estas condiciones, presionando axialmente las piezas se consigue su soldadura.

Observemos que el estado pastoso aparece sólo en correspondencia con las superficies de contacto porque existiendo siempre aire entre ellas la resistencia R es máxima, y por tanto es máximo también el calor producido por el paso de corriente.

Las pocas espiras del secundario del transformador deben ser de gran sección, puesto que están recorridas por una intensidad fuerte, por el contrario, las numerosas espiras del primario, por las que circula una intensidad limitada a pocos amperios, puede ser de sección reducida.



Esquema de principio de la soldadura «por testa»

1. Mordazas conductoras
2. Piezas a soldar
3. Circuito secundario
4. Circuito primario

4.3.3.1. Tiempo de soldadura

El tiempo necesario para una soldadura por testa depende, a igualdad de material y de corriente, de la superficie de unión. Para superficies com-

comprendidas entre 0,8 y 20 mm², el tiempo empleado puede variar entre 5 y 100 seg.

4.3.3.2. Potencia absorbida

La potencia absorbida aumenta muy rápidamente al aumentar la superficie a soldar: sobrepasando los 20 cm² el procedimiento ya se hace económicamente prohibitivo. En general, para superficies de 1 a 20 cm², la potencia absorbida por la soldadura varía entre 5 y 100 kW.

4.3.3.3. Empleo

Este procedimiento es muy apropiado para soldar los eslabones de cadenas calibradas, y para soldar las plaquitas de acero rápido a los mangos de acero al carbono en las herramientas de corte.

4.3.3.4. Cualidades de la soldadura por testa

- ⊕ Resistencia mecánica elevada en la zona soldada; casi igual que en el metal no soldado, ya que las variaciones en la estructura original son mínimas.
- ⊕ Rapidez, limpieza y seguridad de ejecución.
- ⊕ Posibilidad de soldar muy diversos materiales metálicos, debido a que la temperatura y el tiempo son muy fácilmente regulables por medio de dispositivos eléctricos automáticos muy sensibles.
- ⊕ No es necesaria una preparación especial de las puntas a soldar.
- ⊕ Calentamiento uniforme de la pieza desde el centro a la periferia, contrariamente a lo que sucede al calentar en horno o fragua, en los que el calor se propaga desde fuera hacia dentro, y al no ser posible limitar la zona de calentamiento puede suceder que para llegar a la temperatura deseada en el centro, se recaliente excesivamente la superficie con peligro de quemarla.

4.3.4. Soldadura por puntos

El principio en el que se basa este sistema es el mismo que el de la soldadura por testa. La alta resistencia en el punto de contacto, debida al velo de aire interpuesto, da origen al calor necesario para reblandecer las partes a soldar. En la figura se representa esquemáticamente una soldadura por puntos.

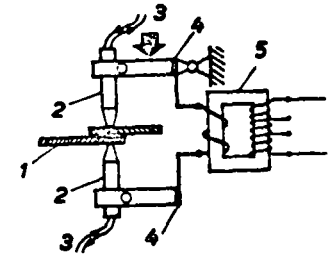
Dicha máquina consta de dos electrodos de cobre, refrigerados internamente por circulación de agua, y de un transformador que, reduciendo la tensión de entrada, genera en el secundario una corriente intensa.

Los electrodos deben ser suficientemente potentes para soportar los elevados esfuerzos de compresión que deben aplicarse a las piezas.

Estas soldaduras se emplean mucho para la unión de planchas de acero dulce, de acero inoxidable y de aleaciones ligeras, de espesores comprendidos entre 2 y 8 mm. También se emplean mucho en el montaje de carrocerías de automóvil.

Esquema de soldadura por puntos

1. Chapas a soldar
2. Electrodos de cobre
3. Conductos de agua para la refrigeración de electrodos
4. Mordazas conductoras
5. Transformador



4.3.5. Soldadura continua con rodillos

Este tipo de soldadura se realiza con máquinas soldadoras derivadas de las de puntos, sustituyendo en éstas los electrodos, de punta única, por dos rodillos o discos giratorios. Presionando los rodillos contra las piezas superpuestas, e imprimiendo a éstas simultáneamente un movimiento de avance se obtiene una soldadura en línea continua, o a trazos.

El esfuerzo de compresión contra las piezas a soldar se obtiene, al igual que en las máquinas por puntos, accionando a mano, o por medio de un pedal, uno de los brazos portaelectrodos.

Se emplea este procedimiento para la soldadura de tubos y para la unión de planchas finas en la industria automovilística.

4.3.6. Soldadura del aluminio y su aleaciones

Soldar por resistencia el aluminio o las aleaciones ligeras constituye un problema de difícil solución por los siguientes motivos:

- ⊕ Estas aleaciones son muy conductoras y, por tanto, se requieren intensidades de corriente muy fuertes (10 000 a 40 000 A) y gran consumo de energía para llevar las piezas al estado pastoso.
- ⊕ Se recubren muy fácilmente de una capa de óxido de aluminio, cuya temperatura de fusión, de unos 2000 °C, es muy superior a la del aluminio, 650 °C y, por tanto, al pretender fundir el óxido para reducirlo a escoria, se quema el metal.
- ⊕ Su intervalo de plasticidad es muy reducido, es decir pasan rápidamente del estado sólido al líquido, por lo que para no fundir el metal hay que limitar el tiempo a valores verdaderamente reducidos; 0,03 a 0,4 seg.

Modernamente, esta dificultad se supera empleando soldadoras reguladas electrónicamente.

4.3.7. Datos medios de soldadoras por resistencia

Alimentación	Corriente alterna
Tensión en el primario:	120-200 V
Corriente en el secundario:	8000-20 000 A
Potencia:	10-200 kVA
Compresión sobre las piezas:	hasta 12 kp/mm ²

4.4. Soldadura eléctrica de chispas

En la soldadura eléctrica por chispas, el valor necesario lo produce el salto de pequeños arcos voltaicos entre los extremos de las piezas a unir. La operación se realiza en tres fases.

⊗ *Pre calentamiento de las piezas*, haciendo pasar por ellas, después de ponerlas en contacto entre sí, una corriente de poca intensidad.

⊗ *Separación de las piezas, suministro de corriente de alta intensidad y formación de arcos voltaicos*, que provocan la fusión de las caras enfrentadas.

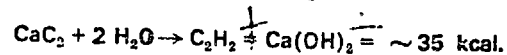
⊗ *Acercamiento y compresión de las piezas*. Este procedimiento tiene la ventaja de no exigir una preparación esmerada de las piezas: se emplea para soldar por testa barras trefiladas, tubos y carriles de aceros especiales o al carbono.

4.5. Soldadura oxiacetilénica

4.5.1. Generalidades

En este método se utiliza el calor de combustión de una mezcla de acetileno y oxígeno.

El acetileno C₂H₂, es un hidrocarburo no saturado que se obtiene haciendo reaccionar el carburo de calcio CaC₂ con agua:



En general, 1 kg de carburo de calcio comercial, combinándose con 0,8 kg de agua desprende unos 300 l de acetileno.

El acetileno puro contiene 92,3 % de carbono y 7,70 % de hidrógeno; es un gas incoloro, más ligero que el aire y de olor característico; a la presión

atmosférica y temperatura de 15 °C pesa 1,117 kg/m³; es explosivo si se comprime a presión superior a los 2 kg/cm².

Los locales destinados a soldadura deben estar bien ventilados, pues de lo contrario, el acetileno, que se eleva hacia el techo, al irse uniendo con más acetileno se va concentrando pudiendo llegar a formar mezcla explosiva.

4.5.2. Producción del acetileno

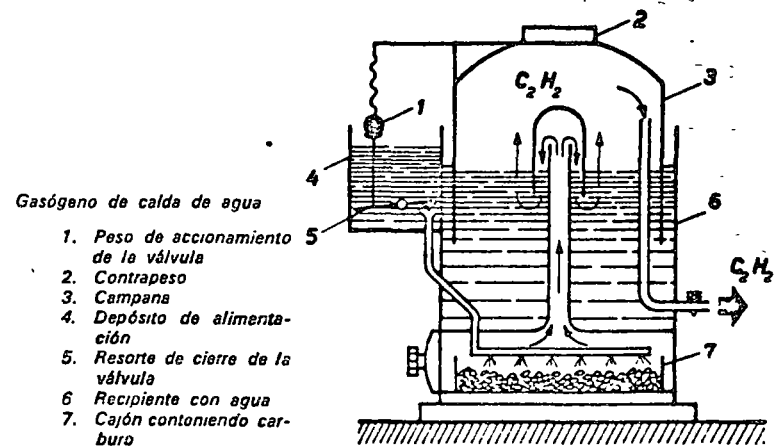
El acetileno puede producirse en gasógenos o adquirirse en el comercio envasado en bombonas. Los gasógenos pueden ser de *calda de agua sobre el carburo* o de *calda o inmersión del carburo en el agua*.

4.5.2.1. Gasógenos de calda de agua

Estos gasógenos son apropiados para producciones pequeñas o medias. El acetileno producido en el cajón 7 se recoge en la campana 3 que al estar inmersa en el agua del recipiente 6 queda cerrada hidráulicamente. Cuando la presión del acetileno supera el peso de la campana, ésta se va elevando arrastrando con ella el peso 1 que actuaba sobre el resorte 5, el cual al quedar descargado cierra la válvula de alimentación interrumpiendo la producción de acetileno.

Al irse consumiendo el acetileno, va bajando la campana hasta que el peso 1 vuelve a abrir la válvula de alimentación, cayendo una nueva cantidad de agua sobre el carburo y reempiéndose la producción de gas. El ciclo se repite hasta el agotamiento del carburo.

La carga de carburo depende de la capacidad del gasógeno; puede estar comprendida entre 5 y 20 kg.



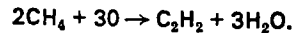
4.5.2.2. Gasógenos con calda de carburo

Los gasógenos con calda de carburo se emplean en instalaciones grandes, con mucha producción de acetileno, y cargas de carburo variables entre 30 y 200 kg

El principio de funcionamiento es semejante al de los anteriores, sólo que en este caso, el movimiento de la campana actúa sobre la calda del carburo contenido en un recipiente cilíndrico situado por encima del agua.

4.5.3. Producción de acetileno a partir del metano

Actualmente se obtiene también el acetileno a partir del metano CH_4 , quemando éste con la cantidad justa de oxígeno necesario para fijar el exceso de hidrógeno:



4.5.4. Presiones de utilización del acetileno

Para el buen funcionamiento de los sopletes, para reducir el consumo de oxígeno y para tener la posibilidad de emplear tubos de poco diámetro, es conveniente que la presión del acetileno sea de unos $0,5 \text{ kg/cm}^2$.

Por motivos de seguridad, en casi todas las instalaciones se produce el acetileno a baja presión, subiéndose luego a la presión de trabajo, siempre menor de $0,5 \text{ kg/cm}^2$, mediante compresores, o disolviéndolo en acetona y comprimiéndolo en las bombonas.

4.5.5. Depuración del acetileno

El acetileno procedente de los gasógenos contiene diversas impurezas; partículas de cal, vapor de agua, amoníaco, metano, hidrógeno sulfurado y sustancias alquitranosas, por lo que se ha de someter a un lavado y posterior depuración.

El lavado se realiza al barbotar el gas en el agua contenida en el cuerpo del gasógeno, y con él se elimina el amoníaco y el vapor de agua; para eliminar las demás impurezas se recurre a los depuradores formados por un recipiente de hierro conteniendo una masa porosa impregnada de sustancias depuradoras.

En general, dicha masa está formada por carbón vegetal impregnado con oxiclورو férrico y sales de mercurio que oxidan y retienen las impurezas.

Las masas depuradoras que se encuentran en el comercio ya preparadas, son de color amarillo pardusco, y con el uso van pasando a blancas; llegado a este estado el producto ha perdido su eficacia, pero se puede regenerar exponiéndolo al aire durante unas 24 horas.

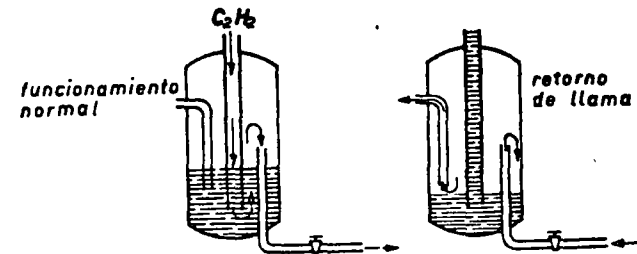
Después de 3 o 4 regeneraciones debe sustituirse totalmente.

4.5.6. Válvulas de seguridad

El objeto de estas válvulas es el de evitar los graves daños que se podrían producir en caso de un retorno de llama, o de oxígeno, como consecuencia de una obstrucción en la punta del soplete.

Están formadas por un recipiente cilíndrico de acero, parcialmente lleno de agua, inserido en el tubo procedente del gasógeno. El tubo de llegada se prolonga hasta casi el fondo del depósito, como puede verse en la figura, y por tanto, el gas, para continuar su camino debe barbotar en el agua.

Un retorno de llama desde el soplete provoca un aumento de presión en el recipiente y hace subir el agua por el tubo de llegada, cerrando así el paso del gas; al mismo tiempo, desciende el nivel en el cuerpo, dejando al descubierto el tubo de descarga permitiendo que los gases del retorno pasen a la atmósfera.



Válvula de seguridad contra el retorno de llama

4.5.7. Acetileno en bombonas

Los talleres que no tienen instalación de gasógeno emplean acetileno envasado en bombonas, comprimido a la presión máxima de 15 kg/cm^2 .

Para poder trabajar a dicha presión, el acetileno se disuelve en acetona, para lo cual las botellas se rellenan en sus $2/3$ con una masa porosa formada por carbón, serrín de madera, harina fósil y amianto. La acetona, que disuelve el acetileno, ocupa los poros de dicha masa, rellenándolos.

Las bombonas son de acero muy resistente y tenaz, su capacidad acostumbra ser de 15, 30 o 50 l, y se comprueban sometiéndolas a una presión doble de la de servicio, comprobación que se repite periódicamente cada 3 años.

Por término medio, 1 dm^3 de sustancia porosa es capaz de absorber 100 l de C_2H_2 a la temperatura de 15°C y 10 kg/cm^2 de presión. Por consiguiente, a dicha presión, las botellas de 15, 30 o 50 l, contienen respectivamente 1500, 3000 y 5000 l de acetileno.

Para que el suministro de acetileno desde la bombona se realice a la presión de trabajo, se dispone un reductor de presión a la salida de aquélla.

El volumen de acetileno consumido para una soldadura puede determinarse por la diferencia de peso de la botella.

Peso consumido $\Delta P = P \text{ inicial} - P \text{ final}$. Si ΔP se expresa en kilogramos tendremos:

$$\text{Volumen de } C_2H_2 \text{ consumido} = \frac{\Delta P}{1,117} \text{ m}^3$$

4.5.8. Oxígeno

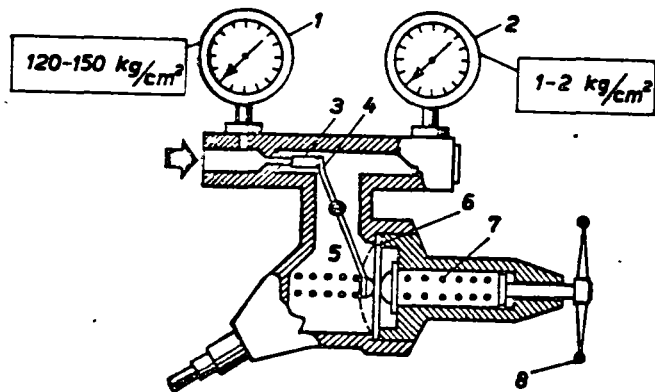
El oxígeno se suministra comprimido a 120-150 kg/cm² en botellas de acero. Industrialmente se obtiene por destilación fraccionada del aire líquido utilizando la propiedad del oxígeno de vaporizarse antes que el nitrógeno.

También puede obtenerse descomponiendo el agua, previamente acidulada con ácido sulfúrico, por medio de una corriente eléctrica: el hidrógeno se recoge en el cátodo y el oxígeno en el ánodo.

Debiéndose utilizar el oxígeno a la presión de 1 o 2 kg/cm², se equipan las botellas con reductores de presión o manorreductores.

4.5.9. Reductores de presión o manorreductores

El oxígeno a alta presión procedente de la botella pasa a la cámara de alimentación 5 a través de un pequeño orificio que el obturador 3 puede tapar o destapar: dicho obturador 3 está situado en el extremo de la palanca 4. Al hacer girar el volante 8, cuyo vástago es roscado, avanza presionando



Esquema de un manorreductor

1. Manómetro de alta presión 2. Manómetro de baja presión 3. Obturador de ebonita 4. Palanca 5. Cámara de baja presión 6. Membrana elástica 7. Muelle de regulación 8. Volante para graduar la presión

sobre el muelle 7 y éste, a su vez, presiona sobre la membrana 6 haciendo girar la palanca 4 cuyo obturador 3 destapa el orificio dejando pasar oxígeno a 5.

Cuando la presión en 5 alcance el valor necesario para vencer el empuje del muelle 7, la membrana 6 se desplaza hacia la derecha, y en consecuencia la palanca 4 y su obturador 3 cierran el paso del oxígeno.

Con tal dispositivo, la presión en la cámara 5 no puede superar el valor prescrito de utilización, que puede regularse actuando sobre el volante 8.

4.5.10. Volumen de oxígeno en la botella

El volumen de oxígeno a la presión atmosférica que una botella puede suministrar se determina aplicando la ley de Boyle-Mariotte, $pV = \text{constante}$.

Indicando con:

v_a el volumen de oxígeno a la presión atmosférica p_a :

v_1 el volumen de oxígeno a la presión de la botella p_1

Tendremos:

$$p_a v_a = p_1 v_1 \text{ de donde } v_a = \frac{p_1 v_1}{p_a}$$

pero como $p_a = 1 \text{ kg/cm}^2$, resulta

$$v_a = p_1 v_1$$

Observemos que cuando el manómetro señala 0, la presión en el interior de la botella es igual a la atmosférica, y por consiguiente la presión absoluta del oxígeno en un momento dado es igual a la señalada por el manómetro, más uno.

Así, por ejemplo, si el manómetro indica 50 kg/cm² la presión absoluta es de 51 kg/cm², y el contenido de la botella, reducido a la presión atmosférica es de:

$$v_a = p_1 v_1 = 51 \times 50 = 2550 \text{ l.}$$

Si la temperatura en el momento de la medición no es de 15 °C, se deben hacer las siguientes correcciones:

- restar de la indicación del manómetro 2,5 kg/cm² por cada 5 °C de temperatura por encima de los 15 °C;
- sumar a la indicación del manómetro 2,5 kg/cm² por cada 5 °C de temperatura por debajo de los 15 °C.

4.5.11. Soplete oxiacetilénico

El soplete es el órgano que permite mezclar adecuadamente el oxígeno y el acetileno, y puesto que esta mezcla tiene tendencia a ser explosiva, debe estar construido de tal forma que impida la propagación de la llama al interior del mismo. Teniendo en cuenta esta exigencia, el soplete se dimensiona para que la cantidad de mezcla producida sea pequeña y esté animada de una velocidad superior a la de propagación de la llama que puede ser de hasta unos 100 m/seg. Con esta providencia, la llama no puede retroceder hacia el interior sino que por el contrario queda ligeramente separada de la punta o boquilla del mismo.

4.5.12. Tipos de sopletes

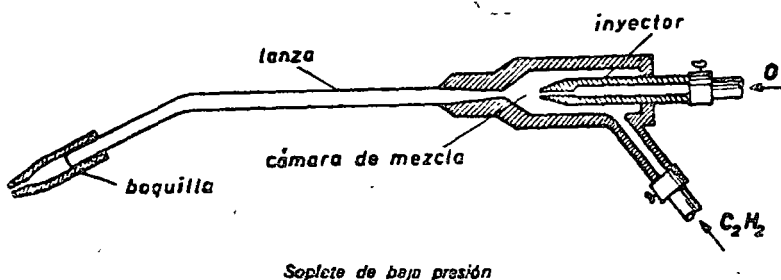
Para la soldadura oxiacetilénica se emplean dos tipos de sopletes: de baja presión y de alta presión.

4.5.13. Sopletes de baja presión

En estos sopletes el conducto de oxígeno es interior y coaxial al del acetileno.

El oxígeno desemboca en la cámara de mezcla a través de un inyector con paso calibrado que tiene por objeto aumentar la velocidad del fluido: la consiguiente caída de presión provoca la aspiración del acetileno que viene así dosificado en función de la cantidad de oxígeno.

Se alimenta con acetileno a baja presión, menor de 0,1 kg/cm², procedente de un gasógeno corriente.



4.5.13.1. Potencia del soplete

La potencia de los sopletes se expresa generalmente en litros de acetileno consumidos en una hora.

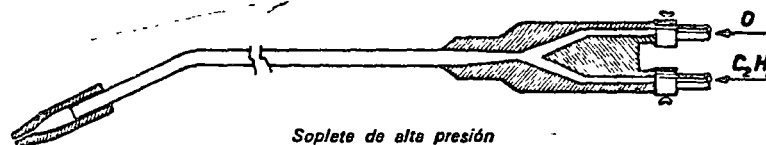
Las variaciones de potencia se consiguen regulando la cantidad de oxígeno que pasa por el inyector, y cambiando el agujero de salida de la punta. Con este objeto existen sopletes con puntas intercambiables e inyectores con regulación.

En general, las potencias de los sopletes son las siguientes:

Tipo de soplete*	Potencia en l/h de C ₂ H ₂
Ligero	de 10 a 150
Medio	de 150 a 350
Pesado	de 500 a 4000

4.5.14. Sopletes de alta presión

En los sopletes de alta presión, los conductos del acetileno y del oxígeno son paralelos entre sí, y desembocan ambos en la cámara de mezcla. Se alimentan con acetileno a presión de unos 0,5 kg/cm² procedente de una botella. La potencia se varía cambiando la punta o boquilla.



4.5.14.1. Potencia de los sopletes

Tipo de soplete	Potencia en l/h de C ₂ H ₂
Ligero y medio	de 150 a 1500
Pesado	de 1500 a 4500

4.5.14.2. Elección de la potencia

La potencia del soplete se elige en función de:

- ⊗ tipo de material a soldar,
- ⊗ método de soldadura adoptado.

Indicando con s el espesor en milímetros de la plancha a soldar, se puede calcular la potencia Q_A del soplete, en litros por hora de acetileno, mediante las siguientes relaciones:

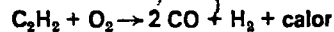
- para el acero: $Q_A = k s$
siendo $\begin{cases} k = 100 & \text{para soldadura a derecha o izquierda;} \\ k = 60 & \text{para soldadura ascendente a doble cordón;} \end{cases}$
- para la fundición $Q_A = 120 s$;
- para el cobre: $Q_A = 30 s^2 + 40 s$ (para soldadura a derecha o izquierda);
- para el aluminio: $Q_A = 12 s^2 + 40 s$;
- para el latón: $Q_A = 100 s$;
- para el plomo: $Q_A = 10 s$.

4.5.15. Tipos de llama

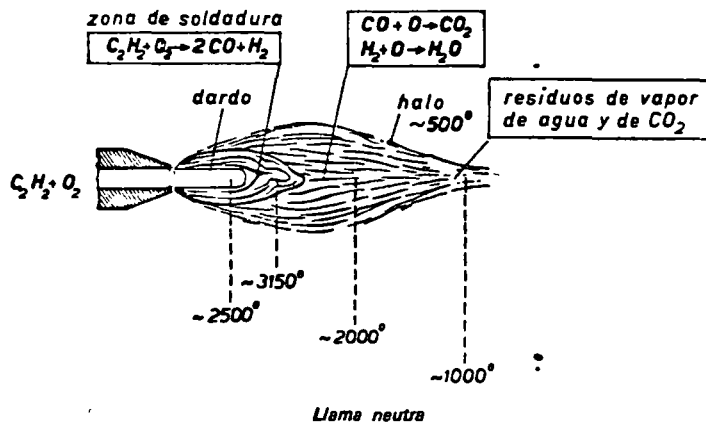
Modificando convenientemente la proporción entre acetileno y oxígeno, se pueden obtener tres tipos de llama: *neutra o reductora*, *oxidante* y *carburante*.

4.5.15.1. Llama neutra

Cuando oxígeno y acetileno están en la proporción de la reacción:



la llama toma el aspecto representado en la figura.



Llama neutra

El dardo, de forma sensiblemente cilíndrica, es de color blanco brillante difuminado en azul, y de una longitud de 5 a 15 mm según sea la potencia del soplete.

Alrededor del dardo se forma una especie de corona de color blanco menos intenso, rodeado de un gran halo o zona de color anaranjado con visos azulados y bordes irregulares. Esta zona termina en una punta más o menos irregular, rica en residuos de vapor de agua y de CO₂.

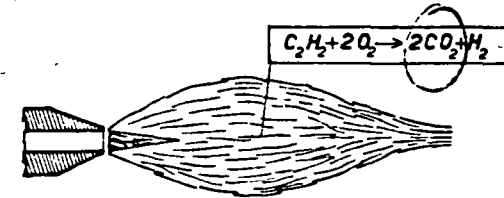
La zona utilizada para soldar es la situada a unos pocos milímetros del extremo anterior del dardo.

En la práctica, la llama neutra se obtiene con una proporción de 1 volumen de acetileno con 1,35 volúmenes de oxígeno.

En la zona utilizada para soldar, la llama neutra tiene un cierto poder reductor debido a la presencia de CO muy ávido de oxígeno: esta circunstancia es ventajosa, porque contribuye a eliminar los óxidos metálicos que se forman sobre las superficies a soldar.

4.5.15.2. Llama oxidante

Cuando hay un exceso de oxígeno la llama se enriquece en CO₂ y en estas condiciones no es adecuada para la soldadura, porque el oxígeno, al combinarse con el metal, forma óxidos y escorias que, de quedar en la soldadura, la hacen porosa y de escasa resistencia.



Llama oxidante

El dardo en la llama oxidante es de forma cónica y notablemente más corto que en la neutra; no existe el halo y la llama es silbante y se apaga frecuentemente.

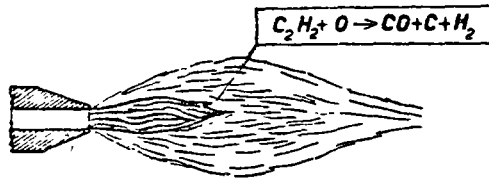
No debe emplearse esta llama en la soldadura de aleaciones férricas, porque el exceso de oxígeno quema el carbono decarburando superficialmente el metal en detrimento de sus propiedades mecánicas, lo que resulta particularmente peligroso si las piezas deben soportar sollicitaciones dinámicas ya que la resistencia a fatiga queda muy mermada.

4.5.15.3. Llama carburante

Cuando el acetileno está en exceso con relación al oxígeno, la llama toma la forma característica representada en la figura. El dardo pierde brillo, se ensancha y alarga, y sus bordes son irregulares así como el halo externo, el cual desprende mucho humo por exceso de productos carbonosos no quemados. La llama carburante, pudiendo ceder carbono, endurece

superficialmente las aleaciones férricas y, debido a esta propiedad, se utiliza frecuentemente para cementar y templar piezas de acero que requieren una gran dureza para resistir al desgaste, conservando, sin embargo, en su interior la tenacidad necesaria para resistir choques.

Este procedimiento es muy adecuado para cementar los dientes de grandes engranajes para potencias fuertes.



Llama carburante

4.5.16. Irregularidades en el funcionamiento del soplete

Casi siempre son debidas a obstrucción de la punta por los óxidos o escorias proyectados por los metales durante la soldadura.

Las obstrucciones se ponen de manifiesto por explosiones de la mezcla en la punta y detonaciones en la cámara de mezclado.

Los retornos de llama producen un silbido y la desaparición de la propia llama.

En cualquier caso se debe *cerrar primero la llave del acetileno, y luego la del oxígeno*, de no hacerlo así el acetileno que continúa saliendo puede producir una explosión con el oxígeno del aire. Luego de cerradas las llaves se debe limpiar o sustituir la boquilla del soplete.

4.5.17. Preparación de bordes para soldar

Los bordes de las piezas a unir, que deben estar siempre muy limpios, se preparan de forma que favorezcan el agarre de la soldadura. Los principales sistemas, que dependen del espesor de las piezas, quedan reseñados en la siguiente tabla:

Espesor mm	Forma de los bordes
< 1,5	Realzados
1,5-3	Rebordeados
3-12	Biselados en V
12-20	Biselados en X
20-30	Biselados en U
> 30	Biselados en doble U

4.5.18. Métodos de soldadura con soplete

Según sea el espesor, la naturaleza del material o la posición de las piezas, se emplean distintos métodos de soldar.

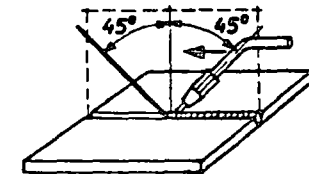
- ⊕ a izquierda o hacia adelante;
- ⊖ a derecha o hacia atrás;
- ⊕ ascendente a doble cordón sobre bordes rectos;
- ⊖ ascendente a doble cordón con dos operarios;
- ⊕ horizontal o en cornisa sobre paredes verticales.

4.5.18.1. Soldadura a izquierda o hacia adelante

Este método es el más empleado porque con él se consigue un cordón de buen aspecto y de realización fácil.

El dardo y la varilla dispuestos en un plano normal al de trabajo pasando por el eje de la unión, avanzan de derecha a izquierda. La varilla precede al dardo y se mantiene con su punta sumergida en el baño de fusión.

Para soldar chapas de hasta unos 2 mm de espesor los ángulos de inclinación de soplete y varilla son de 45 °C; para espesores mayores, la inclinación del soplete debe ser de por lo menos 70°, y en tal caso la punta debe distar unos 6-8 mm de la varilla. La operación se realiza de la siguiente forma. Mientras la varilla está sumergida en el baño, se levanta un poco el soplete y se desplaza hacia adelante paralelamente al plano de las chapas: seguidamente se baja para fundir otra porción de los bordes, a soldar, después de lo cual se levanta nuevamente y se retira rápidamente a fin de que la varilla pueda avanzar hacia la izquierda sin encontrarse con el dardo. Durante la fusión de la varilla, se va dando a ésta un ligero movimiento transversal para que se vaya depositando metal en toda la cavidad del bisel.



Método de soldadura a izquierda o hacia adelante

Si las planchas a soldar tienen más de 6 mm de espesor conviene inclinarlas ligeramente, y proceder desde abajo hacia arriba: este procedimiento se denomina *semiascendente*.

Indicaciones prácticas orientativas

- **Espesores soldables:**

{	piezas de bordes rectos: $s < 3$ mm;
	piezas de bordes biselados a 90° : $s = 3$ a 8 mm.

- **Diámetro de la varilla de aportación:**

$$d = \frac{s}{2} + 1 \text{ mm}$$

- **Consumo de acetileno para el acero**

$$Q_A = 110 \text{ l/h/mm de espesor}$$

- **Consumo de oxígeno**

$Q_O = A_A$ si el acetileno está disuelto o comprimido;

$Q_O = 1,2-1,3 Q_A$ si el acetileno es a baja presión.

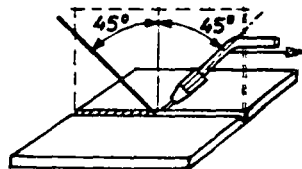
- **Tiempo de soldadura**

$$T = (5-6) \text{ s en min/m de soldadura.}$$

4.5.18.2. Soldadura a derecha o hacia atrás

Este método se emplea corrientemente para soldar planchas de acero de espesor no superior a 15 mm. La operación se realiza como queda indicado en la figura.

El dardo se desplaza de izquierda a derecha, seguido de la varilla que se mantiene siempre con la punta sumergida en el baño de fusión. Durante su avance longitudinal, se imprimen al soplete pequeños desplazamientos transversales, con lo que éste se desplaza según una trayectoria en dientes de sierra, mientras que la varilla se mueve en espiral con relación al eje del dardo.



Método de soldadura a derecha o hacia atrás

La soldadura *a derecha* es más rápida y económica que *la a la izquierda*. Si el espesor a soldar es mayor de 15 mm, se aconseja realizar la soldadura *a derecha* en dos o más pasadas.

Indicaciones prácticas orientativas

- **Espesores soldables:**

{	piezas a bordes rectos = $S \leq 3$ mm;
	piezas con bordes biselados a $60-70^\circ$: $S = 3-15$ mm.

- **Diámetro de la varilla de aportación**

$$d = \frac{s}{2} \text{ para espesores } < 15 \text{ mm:}$$

$$d = \frac{s}{2} + 1, \text{ para espesores } > 15 \text{ mm.}$$

- **Consumo de acetileno para el acero**

$$Q_A \approx 100 \text{ l/h/mm de espesor.}$$

- **Consumo de oxígeno**

$Q_O = Q_A$ si el acetileno está o disuelto comprimido;

$Q_O = 1,2-1,3 Q_A$ si el acetileno es a baja presión.

- **Tiempo de soldadura**

$$T = 4 \text{ s en min/m de soldadura.}$$

4.5.18.3. Soldadura ascendente a doble cordón sobre bordes rectos

Con este tipo de soldadura, que se realiza en un plano vertical desde abajo hacia arriba, se consigue un sobreespesor incluso en el reverso de la línea soldada, aun trabajando por un solo lado. Los bordes pueden ser rectos hasta espesores que no superen los 6 mm; por encima de este valor deberán ser biselados a unos 75° .

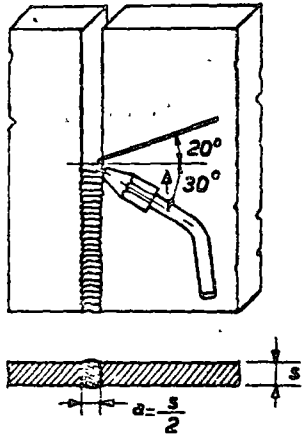
La varilla precede al dardo, y deben dársele a la misma pequeños movimientos en sentido transversal a la línea de unión, manteniéndose siempre en contacto con el baño de fusión.

Con este procedimiento se economiza hasta 30 % de acetileno en relación a las soldaduras en plano horizontal (*Rinaldi*).

Indicaciones prácticas orientativas

- **Espesores soldables:**

{	piezas con bordes rectos: $s = 2-6$ mm
	piezas con bordes biselados: $s = 6-10$ mm.



Método de soldadura ascendente a doble cordón, sobre bordes rectos

- ⊗ Diámetro de la varilla de aportación

$$d = \frac{3}{2} \text{ en mm.}$$

- ⊗ Consumo de acetileno para el acero

$$Q_A = 50-60 \text{ l/h/mm de espesor.}$$

- ⊗ Consumo de oxígeno

$$Q_O = Q_A \text{ si el acetileno está disuelto o comprimido;}$$

$$Q_O = 1,2-1,3 Q_A \text{ si el acetileno es a baja presión.}$$

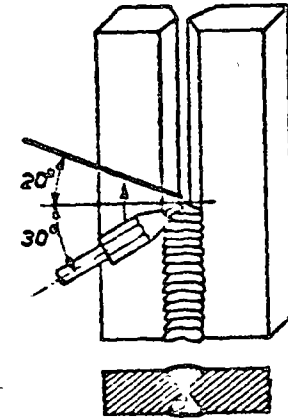
- ⊗ Tiempo de soldadura

$$T = 6 \text{ s en min/m de soldadura.}$$

4.5.18.4. Soldadura ascendente a doble cordón sobre bordes biselados

Cuando el espesor de las piezas es mayor de 6 mm los bordes deben biselarse por ambas caras.

Las operaciones se realizan en forma idéntica a la descrita anteriormente.



Método de soldadura ascendente a doble cordón sobre bordes biselados

Indicaciones prácticas orientativas

- ⊗ Espesores soldables: $s = 6-30 \text{ mm.}$

- ⊗ Diámetro de la varilla de aportación

$$d = 4 \text{ mm hasta espesores de } 20 \text{ mm;}$$

$$d = 5 \text{ mm hasta espesores de } 30 \text{ mm.}$$

- ⊗ Consumo de acetileno para el acero

$$Q_A = 25 \text{ l/h, mm de espesor.}$$

- ⊗ Consumo de oxígeno

$$Q_O = Q_A \text{ si el acetileno está disuelto o comprimido;}$$

$$Q_O = 1,2-1,3 Q_A \text{ si el acetileno es a baja presión.}$$

- ⊗ Tiempo de soldadura

$$T = 3 \text{ s en min/m de soldadura.}$$

4.5.18.5. Soldadura ascendente a doble cordón, con dos operarios

Cuando el espesor supera los 10 mm, la soldadura a doble cordón tal como se ha descrito anteriormente se va haciendo cada vez más difícil, y por ello se recurre muchas veces al empleo de dos operarios soldadores

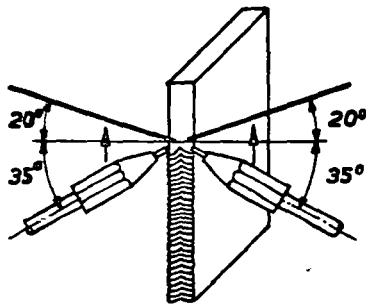
trabajando simultáneamente sobre ambas caras, abarcando la mitad del espesor cada uno de ellos.

Los dos sopletes deben tener la misma potencia.

Los bordes de las piezas se preparan:

- para espesores de 6 a 12 mm: bordes rectos distanciados de un espesor.

- espesores mayores de 12 mm: bordes con doble bisel de ángulo $\sim 80^\circ$, distanciados de 3 mm.



Método de soldadura ascendente a doble cordón, realizada por dos operarios

Indicaciones prácticas orientativas

A) Para soldadura a *doble cordón* sobre bordes rectos:

- *Diámetro de la varilla de aportación*

$$d = 3 \text{ mm.}$$

- *Consumo de acetileno para el acero*

$$Q_A = 25 \text{ l/h/mm de espesor.}$$

- *Tiempo de soldadura*

$$T = \sim 3 \text{ s en min/m de soldadura.}$$

B) Para soldadura a *doble cordón* sobre bordes biselados:

- *Diámetro de la varilla de aportación*

$d = 4 \text{ mm}$ hasta espesores de 20 mm;

$d = 5 \text{ mm}$ hasta espesores de 30 mm.

- *Consumo de acetileno para el acero*

$$Q_A = 25 \text{ l/h/mm de espesor.}$$

- *Tiempo de soldadura*

$$T = 3 \text{ s en min/m de soldadura.}$$

- *Consumo de oxígeno en ambos casos*

$$Q_O = Q_A \text{ si el acetileno está disuelto o comprimido;}$$

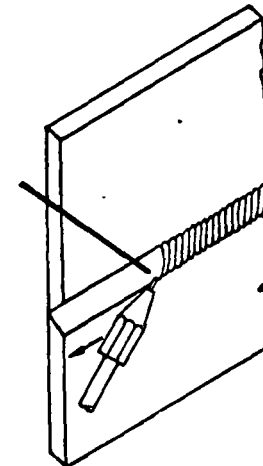
$$Q_O = 1,2-1,3 Q_A \text{ si el acetileno es a baja presión.}$$

4.5.18.6. Soldadura en cornisa sobre paredes verticales

La soldadura *horizontal* o *en cornisa*, se realiza sobre un plano vertical, operando según el método a izquierda como se indica en la figura.

Las planchas se preparan con bisel en V a 60° o en X según sea su espesor.

Debido a la posición incómoda, es difícil soldar espesores mayores de 5 o 6 mm porque el metal fundido tiende a caer. Por tanto, se emplea este método únicamente cuando no es posible girar las piezas.



Método de soldadura en cornisa sobre paredes verticales

Indicaciones prácticas orientativas

- *Espesores soldables*

$$s = 5-12 \text{ mm.}$$

⊗ **Diámetro de la varilla de aportación**

$d = 3$ mm hasta espesores de 8 mm;

$d = 4$ mm para espesores de 8 a 12 mm.

⊗ **Consumo de acetileno para el acero**

$Q_A = 75$ l/h/mm de espesor.

⊗ **Consumo de oxígeno**

$Q_O = Q_A$ si el acetileno está disuelto o comprimido;

$Q_O = 1,2-1,3 Q_A$ si el acetileno es a baja presión.

⊗ **Tiempo de soldadura**

$T = 6$ s en min/m de soldadura.

A continuación se describen las diversas modalidades empleadas para soldar con soplete oxiacetilénico los principales materiales metálicos utilizados en la industria: acero, fundición, cobre y sus aleaciones, aluminio, y aleaciones ligeras.

4.5.19. Soldadura del acero

Un acero adecuado a la construcción de estructuras metálicas soldadas, debe tener las siguientes propiedades:

- ⊗ mínima pérdida de propiedades mecánicas a causa del recalentamiento a que queda sometido durante la operación de soldar;
- ⊗ tener una composición tal que el recalentamiento no dé origen a estructuras de templado, lo que fácilmente provocaría fisuraciones.

Estas características se encuentran en los aceros dulces y extradulces con $C < 0,15\%$, pero no en los duros, por lo que se debe evitar el empleo de éstos en las construcciones soldadas.

4.5.19.1. Metal de aportación

El más adecuado es el acero de bajísimo contenido de carbono, y exento de azufre.

Para soldar acero dulce son innecesarios los polvos desoxidantes, porque el óxido que se pueda formar tiene una temperatura de fusión inferior, y un peso específico más bajo que el metal y, en consecuencia, flota sobre el baño y se elimina fácilmente en forma de escoria.

Para mejorar las propiedades mecánicas se puede someter la junta soldada a un martilleado a base de golpes rápidos y ligeros.

En algunos casos se someten las piezas soldadas a un tratamiento de normalización con objeto de eliminar las tensiones internas que se hayan podido originar; este tratamiento consiste en calentar lentamente hasta unos 850 °C, mantener esta temperatura durante un cierto tiempo que depende de la forma y tamaño de la pieza, y dejar luego enfriar muy lentamente al aire en reposo. Con este mismo tratamiento se eliminan también las estructuras de templado.

4.5.19.2. Soldaduras de aceros inoxidables

Para soldar aceros inoxidables, especialmente si contienen alto porcentaje de cromo o de níquel, debe emplearse acetileno depurado, un metal de aportación, semejante en su composición, al metal base pero ligeramente más rico en cromo, llama neutra y un fundente adecuado que disuelva el óxido de cromo. Por otra parte, para no sobrecalentar el metal es necesario trabajar con rapidez.

La varilla y el baño de fusión se protegen contra la acción de la atmósfera manteniéndolos bajo la llama.

La potencia del soplete debe ser de unos 75 l/h/mm de espesor del objeto que se va a soldar.

4.5.20. Soldadura de la fundición

La soldadura de fundiciones queda limitada prácticamente a la reparación de piezas coladas.

Con el fin de evitar roturas como consecuencia de las tensiones internas provocadas por la contracción, la soldadura se realiza sobre la pieza precalentada a 820 °C en un horno en el que se deja enfriar luego muy lentamente.

La potencia del soplete debe ser de unos 150 l/h de acetileno por cada milímetro de espesor.

4.5.20.1. Metal de aportación

Como metal de aportación se emplea fundición gris con alto contenido de silicio para evitar la formación de fundición blanca en el cordón de soldadura.

Los desoxidantes son mezclas a base de carbonato sódico, silicio y bórax.

Para soldar fundición esferoidal se emplean varillas de fundición gris, silicosa, de la siguiente composición media:

Si = 3,5 %; Mn = 35 %; Mg = 0,15 %; C = 4 %.

5.4.21. Soldadura del cobre y sus aleaciones

Cobre. Por su gran conductibilidad se requieren sopletes de gran potencia. El acetileno debe ser depurado y la llama neutra.

Las varillas son de cobre electrolítico de pequeño diámetro (< 8 mm). Aunque no es indispensable, se usan como desoxidantes mezclas de bórax y cloruro sódico.

Un ligero martilleado mejora las propiedades mecánicas de la unión.

Latón. Las varillas de aportación han de tener la misma composición que las piezas a soldar, y se debe trabajar rápidamente, con llama oxidante o neutra.

Como desoxidante se emplea el bórax.

Bronce. En general, se trata de reparar piezas coladas, por lo que la soldadura se lleva a cabo sobre dichas piezas precalentadas a unos 650 °C.

El metal de aportación debe tener la misma composición que la aleación a soldar, y debe operarse rápidamente para evitar la segregación del estaño.

Como desoxidante se emplea mezcla de bórax y cloruro sódico. La llama debe ser neutra.

4.5.22. Soldadura del aluminio

El óxido de aluminio, que se forma con gran facilidad, funde por sobre los 2000 °C y tiene un peso específico superior al del metal, por lo que se mantiene ocluido en el baño dando lugar a soldaduras deficientes: se hace necesario pues, el empleo de desoxidantes apropiados, a base de cloruros y fluoruros alcalinos: litio, sodio o potasio.

Se exige que las piezas a unir estén perfectamente limpias, y ligeramente precalentadas a unos 250 °C.

Las varillas de aportación son de aluminio purísimo (Al = 99,9 %) de diámetro:

$$d = 0,5 s + 2 \text{ mm.}$$

La llama se gradúa con ligero exceso de acetileno depurado. La potencia del soplete es relativamente alta debido a la conductibilidad del aluminio: por término medio $Q_A = 12 s^2 + 40 s$ l/h, de acetileno. Una vez fría la soldadura hay que eliminar el exceso de desoxidante lavando abundantemente con solución de sosa en agua hirviendo.

Se pueden mejorar las características mecánicas mediante un martilleado sobre la soldadura, pero procediendo con moderación, porque el endurecimiento favorece la corrosión.

4.5.23. Soldadura de aleaciones ligeras

Se procede en igual forma que para el aluminio, pero el metal de aportación debe ser de composición idéntica a la del metal base.

Aun cuando el material hubiera sido ya tratado, debe repetirse el tratamiento después de la soldadura, ya que ésta disminuye considerablemente las propiedades mecánicas de la aleación.

4.5.24. Soldadura del níquel

Para soldar níquel se emplean varillas de aportación de níquel purísimo aleado con una pequeña proporción de titanio, empleando como desoxidante una mezcla de bióxido de manganeso y ácido bórico.

La potencia del soplete, trabajando con llama neutra, debe ser de unos 125 l/h de acetileno por cada milímetro de espesor.

En la tabla de la página siguiente se resumen las diversas modalidades relativas a la soldadura de los principales metales y aleaciones.

4.6. Empleo de la llama oxiacetilénica

4.6.1. Corte de metales

La llama oxiacetilénica puede utilizarse para cortar piezas y planchas de acero.

El procedimiento se basa en el hecho de que los materiales férricos incandescentes arden con gran facilidad en presencia de oxígeno.

Como puede verse en el esquema de la figura, el soplete para cortar no es más que una combinación de dos sopletes: el primero produce una llama oxiacetilénica corriente para calentar la pieza hasta incandescencia, y el otro suministra un chorro de oxígeno que provoca la combustión del metal.

Para realizar el corte se procede de la siguiente forma:

- se calienta hasta incandescencia la zona que se va a cortar, mediante la llama oxiacetilénica neutra;
- se pulsa hacia abajo la palanquita de maniobra, con lo que se cierra el paso del acetileno y se abre el del oxígeno hacia el soplete 2;
- se mantiene inmóvil la punta del soplete, a una distancia de unos 3 mm de la pieza, hasta que funde el metal;
- se inicia un movimiento de avance siguiendo la línea de corte prefijada.

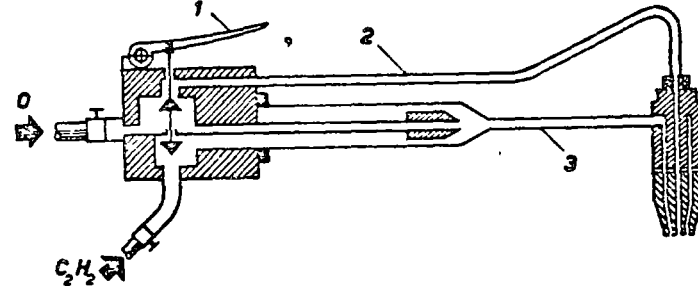
El diámetro de la salida de oxígeno, la presión de éste (de 1 a 3 kg/cm²) y la potencia de la llama de calentamiento se fijan de acuerdo con el espesor de la pieza que se va a cortar.

Resumen de las diversas modalidades de ejecución de soldaduras

Material	Metal de aportación	Desoxidante	Llama	Potencia del soplete por mm espesor	Precalentamiento piezas	Tratamiento después soldadura	Varios
Aceros duros y extraduros	Acero dulce, sin azufre	No	Neutra	~ 80 l/h	No	Eventual normalización	Martillar ligeramente en caliente
Fundición (rep. piezas coladas)	Fundición silicio 1.ª calidad (Si ~ 3%)	Carb. sódico, bórax, silicio	Carburante	~ 120 l/h	800 °C Enfriar lentamente en horno	Eventual recocido (distensión)	-
Cobre	Cobre electrolítico $d < 8$ mm	No bórax y cloruro sódico	Neutra C ₂ H ₂ , depurado	~ 300 l/h	-	Eventual recocido	Martilleado ligeramente en caliente
Latón	Aleación idén-tica	Bórax	Lig. oxidante, o neutra	~ 100 l/h	-	-	Operar rápidamente
Bronce (rep. piezas fundidas)	Aleación idén-tica	Bórax y cloruro sódico	Neutra	~ 130 l/h	~ 650 °C	Recocido	Operar rápidamente para no segregar Sn
Aluminio	Aluminio purísimo	Mezcla de cloruro y fluor alcalinos	Lig. carburante (C ₂ H ₂ , depurado)	~ 150 l/h	~ 250 °C cuidar lim.	Lavar con agua hirv. y sosa	Martilleado ligero y moderado

Este método se emplea mucho en la construcción naval, por cuanto permite cortar planchas de gran espesor siguiendo un trazado generalmente irregular.

El avance del soplete puede hacerse automático mediante dispositivos apropiados, que lo mueven según el perfil diseñado.



Soplete para corte de metales

- 1 Palanquita de maniobra 2. Soplete para el chorro de oxígeno
3. Soplete oxiacetilénico para calentar la pieza

4.6.2. Fabricación de tubos soldados

Para esta fabricación se emplean máquinas automáticas que trabajan sobre planchas de acero ya curvadas en forma cilíndrica con los bordes enfrentados. Mientras el tubo avanza, se calienta a lo largo de la generatriz de unión mediante sopletes especiales de llama múltiple.

Cuando el metal ha llegado al estado pastoso, unos rodillos se acercan al tubo comprimiendo entre sí los bordes a unir, obteniéndose así la soldadura sin necesidad de aportación de material.

Si se pretenden tubos perfectamente calibrados, se da a los tubos, así obtenidos, una o más pasadas de trefilado.

4.6.3. Recargado de metales

Se emplea también el soplete oxiacetilénico para recargar con metal piezas desgastadas por el uso. El metal de recargue puede ser igual al de la base, u otro más duro si se trata de piezas sometidas a mucho desgaste.

4.6.4. Desroblonado

El desroblonado de planchas por medio del soplete es más rápido y económico que el realizado con cortafrios, y si está bien realizado no daña la plancha circundante.

Para los remaches con cabeza embutida se dirige la llama en el sentido de su eje, y para los de cabeza redonda se usan sopletes especiales, que

dirigen un chorro de oxígeno perpendicularmente al eje del roblón, cortándole así su cabeza.

4.6.5. Tratamientos térmicos

Como con mayor detalle se verá más adelante, se puede emplear la llama oxiacetilénica para endurecer superficialmente el acero dulce, actuando con llama carburante, es decir, con exceso de acetileno.

Este método es muy adecuado para el tratamiento térmico de grandes ruedas dentadas.

4.7. Soldadura oxhídrica

En la soldadura oxhídrica, la elevación de temperatura necesaria para fundir los metales a soldar se consigue por la combustión de hidrógeno con oxígeno.

Ambos gases se suministran comprimidos en botellas, y los sopletes oxhídricos son muy simples.

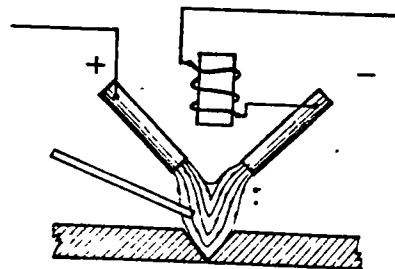
El dardo de la llama oxhídrica alcanza temperaturas del orden de 2340 °C, y es más adecuada que la oxiacetilénica para soldar aleaciones ligeras.

El soplete oxhídrico es muy adecuado para soldar plomo, empleándose también para el corte de metales ya sea al aire o bajo el agua, pero en conjunto se utiliza mucho menos que el oxiacetilénico.

4.8. Soldadura eléctrica por arco

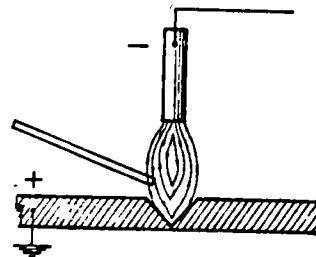
En la soldadura por arco, el calor necesario lo suministra el arco voltaico que se forma entre dos electrodos convenientemente distanciados.

De entre los varios métodos de soldadura por arco citaremos los de Zerner, Bernardos y Slavianoff.



4.8.1 Método Zerner

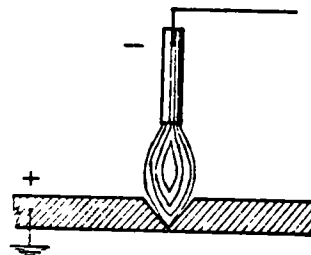
En el método Zerner el arco salta entre dos electrodos de carbón o de grafito, y es desviado y dirigido hacia la pieza por el *soplo magnético* de una bobina enrollada sobre núcleo ferromagnético. El metal de aportación proviene de una varilla cuya extremidad se mantiene dentro del arco.



4.8.2. Método Bernardos

En el método Bernardos el arco salta entre un electrodo de carbón o de grafito y la pieza a soldar.

En este caso, como en el anterior, el material de aportación proviene de una varilla que el propio arco funde.



4.8.3. Método Slavianoff

El método Slavianoff es el más empleado: el arco salta entre la pieza a soldar que constituye el electrodo positivo, y un electrodo especial que lleva incorporado el material de aportación.

La gran cantidad de calor que se produce es debida al paso de electrones desde la varilla al metal base a través de la capa de aire interpuesto, que está fuertemente ionizado, llegándose a temperaturas de alrededor de 3800 °C.

Al fundirse el metal de la varilla, es transportado en forma de gotitas por el arco, hasta depositarse sobre la pieza a soldar, en la que el propio arco ha formado un pequeño cráter.

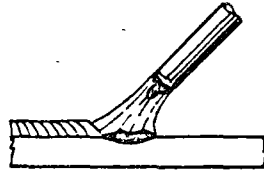
Para iniciar la emisión de electrones hay que cebar el arco, poniendo el electrodo en contacto con la pieza durante breves instantes, separándolo luego y manteniéndolo a una distancia de 2 o 3 mm.

La deposición del metal aportado se realiza en cuatro fases (Rinaldi),

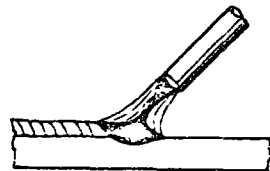
Primera fase. La elevada temperatura del arco funde una porción de metal, formándose en la pieza un pequeño cráter lleno de metal fundido.



Segunda fase. Al mismo tiempo, o con un ligero retraso, funde la extremidad de la varilla electrodo, formándose una gota que va alargándose.



Tercera fase. Bajo la acción térmica y dinámica del arco, la gota se alarga hasta tocar el metal líquido del cráter. En este momento se produce un cortocircuito, pasando la corriente directamente por la gota metálica, buena conductora, y el arco se extingue.



Cuarta fase. La gota se desprende del electrodo y se suma al metal del cráter. Se abre el cortocircuito cebándose nuevamente el arco.

Este fenómeno se repite con una frecuencia de unos 40 veces por segundo, dando lugar a que la sucesión de gotas abandonen el electrodo y se sumen al metal base.

El arco tiene una zona extrema de color violeta, otra intermedia de color rojo oscuro que va aclarándose hacia el interior, y una última central, de color amarillo claro en donde se alcanza la máxima temperatura.

4.8.4. Electrodo

Durante la soldadura, la fusión del material da origen a varios fenómenos perjudiciales para la buena resistencia de la pieza. En efecto, se producen óxidos, nitruros sulfuros, precipitaciones de carbono, etc., cuyas consecuencias son porosidades, inclusiones de escoria y diversidad de estructuras cristalinas.

Estos fenómenos, además de disminuir la resistencia mecánica, favorecen la corrosión de la unión: por consiguiente, la elección del electrodo reviste gran importancia.

Prácticamente, se han abandonado ya los electrodos de carbón, porque daban soldaduras defectuosas y de poca resistencia, empleándose exclusivamente electrodos metálicos desnudos o revestidos.

4.8.5. Electrodo desnudos

Se emplean *electrodos desnudos*, formados por varillas de acero dulce o de otras aleaciones metálicas, cuando no se exigen características particulares de alargamiento o tenacidad. Se usan con corriente continua, conectados al polo negativo. Estos electrodos tienen tendencia a combinarse con el oxígeno y con el nitrógeno atmosféricos, dando soldaduras porosas y frágiles.

4.8.6. Electrodo revestidos

El sueco Kjelberg ideó los electrodos revestidos, consistentes en una varilla metálica recubierta de sustancias apropiadas para formar alrededor de la zona de fusión una atmósfera de protección contra la oxidación. Por consiguiente, en el revestimiento deben haber: sustancias que absorban el oxígeno existente en la zona de fusión y sustancias que escorifiquen los óxidos del baño.

4.8.6.1. Misión del revestimiento

Los objetivos a cumplir por el revestimiento son:

- proteger el metal a soldar y el de aportación de la influencia del aire, mediante una atmósfera de gases y humos;
- estabilizar el arco, concentrando las porciones de aire ionizado en la zona de soldadura, y aislándolo de la influencia de los campos magnéticos que siempre se crean en el espacio adyacente;
- purificar el baño, favoreciendo la formación de escorias, que luego se eliminan por martilleado.

Además de estas características de índole química, el revestimiento debe poseer también otras de orden físico, tales como:

- espesor uniforme, y adherencia perfecta con el alma, para evitar que se desprenda a causa de golpes o dobladuras;
- estar bien centrado, es decir, presentarse bien coaxial con el alma;
- ser capaz de resistir un almacenamiento prolongado, incluso en ambiente no totalmente seco.

El revestido de los electrodos puede llevarse a cabo sometiendo el alma a sucesivas inmersiones en un apropiado baño fundido, o bien enrollando sobre la misma un hilo de aleación metálica conveniente, previamente preparada: esta operación se realiza en caliente.

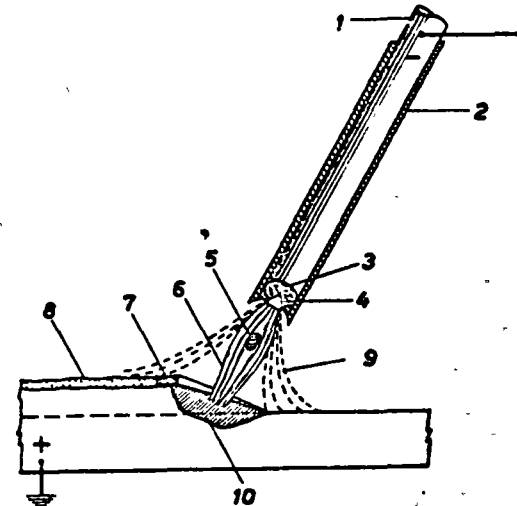
En general, el revestimiento es de óxido de calcio con adición de Al_2O_3 , MgO y MnO.

Se emplean electrodos revestidos, indistintamente con corriente continua o alterna, cuando se pretenden soldaduras de grano fino, buena resistencia mecánica, alargamiento, resistencia a tracción y resiliencia.

4.8.6.2. Actuación de los electrodos revestidos

En la siguiente figura puede verse la forma de actuar un electrodo revestido durante, la operación de soldar.

La gota de metal de aportación 5, que se desprende del extremo fundido 3, del alma 1, es transportada por el arco voltaico 6 y lanzada contra el cráter de fusión: tanto la gota como el baño fundido quedan protegidos de la oxidación por la corona de gases 9, procedentes de la combustión del revestimiento 2.



Soldadura eléctrica por arco. Acción de un electrodo revestido (Rinaldi)

1. Alma metálica (metal de aportación) 2. Revestimiento 3. Metal líquido
4. Escoria líquida procedente de la fusión del revestimiento, y que da origen a la atmósfera protectora 5. Gota de metal de aportación 6. Arco 7. Escoria sólida procedente del baño de fusión 8. Escoria sólida 9. Atmósfera de gas, protectora 10. Baño de fusión

4.8.7. Elección del electrodo

La elección del electrodo requiere gran experiencia en la materia, y lo más aconsejable es atenerse a las instrucciones y normas presentadas por los fabricantes.

La Nueva Unión de Fabricantes de Electrodos italiana (NUFE), los subdivide en siete grupos, indicando para cada uno de ellos:

- el material a soldar;
- la resistencia a tracción y el alargamiento del metal de aportación (los electrodos para soldar acero pueden llegar a tener una carga de rotura de hasta 70 kg/mm^2 con alargamientos del orden de 28%);
- las cualidades y características principales del revestimiento;
- eventuales normas particulares en relación a su empleo.

4.8.7.1. Diámetro de los electrodos

El diámetro del electrodo se fija en función del espesor de la pieza a soldar. Normalmente, los diámetros empleados son de:

1, 1,5, 2, 2,5, 3,25, 4, 5, 6, 7, 8, 9 y 10 mm que corresponden respectivamente a los calibres:

18, 16, 14, 12, 10, 8, 6, 4, 3, 2, 1, 0.

4.8.8. Normas para obtener soldaduras correctas

Para conseguir soldaduras correctas es necesario:

- ⊕ que el metal base esté fundido hasta una profundidad apropiada, que depende del espesor de la pieza;
- ⊕ que el metal de aportación se incorpore íntimamente al metal base.

Para un mismo material, la profundidad de la zona fundida depende de la longitud del arco y de la intensidad de la corriente.

4.8.8.1. Longitud del arco

Por longitud del arco debe entenderse la distancia entre la superficie de la pieza a soldar y el extremo incandescente del electrodo: la distancia óptima es de unos 3 mm.

Un arco demasiado corto, inferior a 3 mm, recalienta excesivamente la pieza y puede ser causa de que se suelde a ella el electrodo. Cuando se trabaja con arco excesivamente corto se produce un chasquido característico.

Un arco demasiado largo, mayor de 7 mm, dispersa el calor y en consecuencia se logra una penetración escasa; la soldadura queda aplastada y débil.

4.8.9. Alimentación de los electrodos

Los electrodos pueden alimentarse ya sea con corriente continua, ya sea con corriente alterna. Las tensiones empleadas son:

- ⊕ tensión para cebar el arco: 60-150 V;
- ⊕ tensión para mantener el arco: 30-70 V.

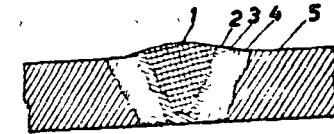
La intensidad de la corriente depende del diámetro del electrodo y de su composición; a título orientativo se puede estimar.

$I = 45 d - 30$ Amp (siendo d el diámetro del electrodo en milímetros).

4.8.10. Examen de la soldadura

Observando con el microscopio la sección recta de una unión soldada, se pueden apreciar cinco zonas:

- 1) metal de aportación;
- 2) aleación entre el metal base y el de aportación;
- 3) metal base, fundido y luego solidificado;
- 4) metal base, no fundido, pero estructuralmente modificado;
- 5) metal base original, no transformado.



Zonas características en una unión soldada

4.8.11. Tensiones internas originadas por las soldaduras

La contracción de la unión durante su enfriamiento crea esfuerzos que tienden a deformar las piezas unidas, pero si estas deformaciones se ven impedidas, ya sea por el peso propio de las piezas, o porque éstas hayan sido eficazmente inmobilizadas, nacen en la junta tensiones internas que pueden provocar su rotura aun después de transcurrido un cierto tiempo.

Para eliminar estas tensiones, se recurre a un *recocido*, calentando uniformemente las piezas soldadas hasta alcanzar una temperatura adecuada, y enfriando luego muy lentamente en un horno.

4.8.12. Características mecánicas del metal depositado con electrodos

Cuando la soldadura se ha llevado a cabo según las reglas del arte, y empleando el electrodo adecuado, la resistencia a tracción del metal depositado no difiere mucho de la del metal base, pero su alargamiento es menor.

En líneas generales, el metal depositado en la soldadura de un acero dulce, empleando electrodos de buena calidad, tiene las siguientes características:

- ⊕ carga de rotura a tracción: $R = 40-50 \text{ kg/mm}^2$.
- ⊕ alargamiento: $A = 18-28 \%$.
- ⊕ resistencia a cortadura: $R_c = 30-40 \text{ kg/mm}^2$.
- ⊕ módulo de elasticidad: $E = 20\,500 \text{ kg/mm}^2$.

4.8.13. Instalaciones para soldadura por arco

En la soldadura eléctrica por arco se emplean máquinas de corriente alterna o de corriente continua.

Las instalaciones de *corriente alterna* son más económicas, tienen mejor rendimiento, menos gastos de ejercicio y menor peso y volumen.

Las de *corriente continua* tienen la ventaja de dar un arco más estable, y de permitir el empleo de cualquier tipo de electrodo: con ellas se puede soldar cualquier material metálico.

Las soldaduras pueden ser *estáticas* o de *grupos rotativos*.

4.8.13.1. Soldadoras estáticas de corriente alterna

Las soldadoras estáticas de corriente alterna están formadas por un transformador trifásico o monofásico que reduce la tensión de entrada de 220-380 V hasta la de utilización de 30-60 V, elevando proporcionalmente la intensidad. El número de espiras del primario y del secundario se eligen en forma adecuada para conseguir intensidades de corriente elevadas.

Empleando los mismos símbolos que figuran en el esquema, tendremos la relación fundamental:

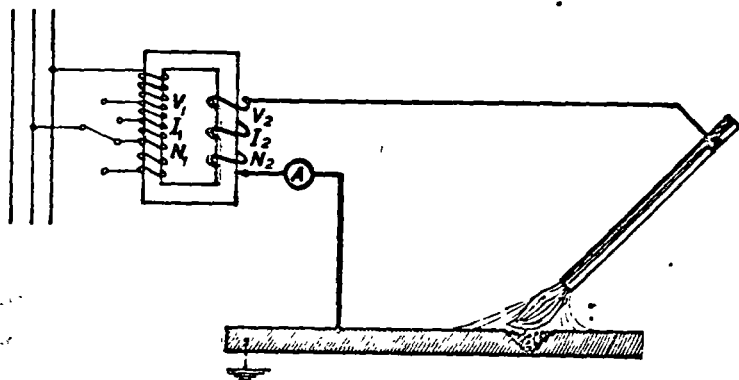
$$\frac{N_1}{N_2} = \frac{I_2}{I_1} = \frac{V_1}{V_2}$$

de donde se deduce la corriente que circula por el secundario:

$$I_2 = \frac{N_1}{N_2} I_1.$$

Escogiendo convenientemente la relación N_1/N_2 se consiguen intensidades variables entre 100 y 450 A.

En general, en el primario del transformador se disponen diversas tomas, de modo que es posible variar la relación N_1/N_2 y, por consiguiente, la



tensión de salida adaptándola a la necesaria según sea el espesor del material que se va a soldar.

Estas soldaduras sufren a menudo disturbios, debidos a campos magnéticos que desvían el arco, y producen desequilibrio entre fases.

4.8.13.2. Soldadoras rotativas de corriente alterna

Pueden evitarse los inconvenientes citados de las soldadoras estáticas empleando grupos formados por un motor eléctrico asíncrono trifásico, alimentado de la red, acoplado directamente a un alternador que suministrará la energía necesaria para la soldadura a la tensión conveniente y con frecuencia de 250 periodos.

Estas soldadoras tienen un gasto de ejercicio mayor que las estáticas, pero la operación de soldar es menos delicada por cuando no existen los disturbios originados por el sople magnético.

4.8.13.3. Soldadoras estáticas de corriente continua

Están formadas por un transformador cuyo circuito primario se alimenta directamente de la red de corriente alterna, mientras que el secundario va conectado a un rectificador de óxido de cobre o de selenio.

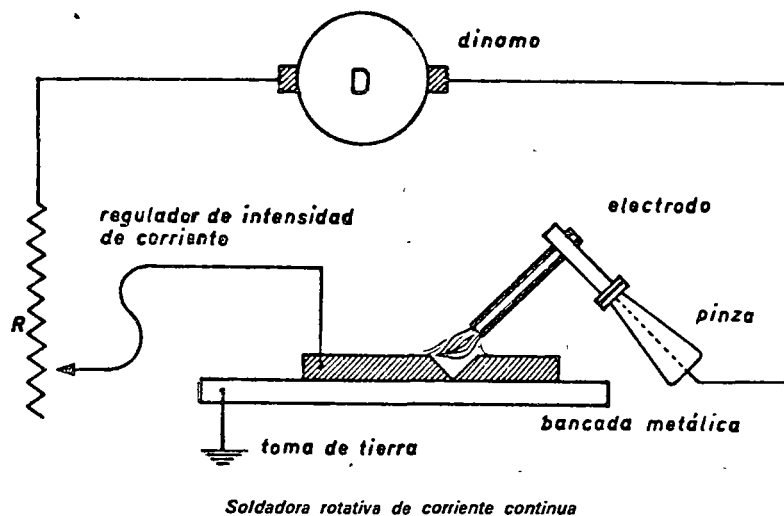
En consecuencia, al electrodo llega una corriente rectificada, pulsatoria, de características muy semejantes a las de la continua. Estas máquinas son de coste relativamente alto, pero tienen todas las ventajas de las de corriente continua con menos gastos de entretenimiento al carecer de órganos móviles.

4.8.13.4. Soldadoras rotativas de corriente continua

Están formadas por un motor asíncrono trifásico, alimentado directamente de la red, que acciona una dinamo capaz de suministrar la corriente continua necesaria para la soldadura: en la siguiente figura se representa esquemáticamente la instalación.

Estas soldadoras reúnen todas las ventajas de la corriente continua, pero resultan caras de mantenimiento, debido principalmente al desgaste de colector y escobillas.

Cuando no se dispone de energía eléctrica, se recurre al empleo de grupos electrógenos movidos por un motor Diesel que acciona la dinamo o el alternador.



4.8.14. Equipo para soldadura

El equipo necesario para un operario soldador comprende:

- ① pinza portaelectrodos con mango aislante;
- ② cable aislado para conectar la pinza a la soldadora;
- ③ mordaza metálica para la toma de tierra;
- ④ manoplas de amianto para proteger de las chispas y del calor las manos del operario;
- ⑤ pantalla provista de un vidrio especial rojo rubí o amarillo rojizo, para proteger la vista del operario de los rayos infrarrojos y ultravioleta emitidos por el arco, y que son siempre muy peligrosos;
- ⑥ martillo o piqueta para eliminar después de cada pasada la escoria superficial formada;
- ⑦ cepillo metálico para limpiar el cordón de soldadura.

4.8.15. Preparación de las piezas

Los bordes a unir deben mantenerse a una distancia de unos 2 mm el uno del otro. Si el espesor de las piezas supera los 5 mm es necesario biselar los bordes en V, y cuando la soldadura se puede llevar a cabo por ambas caras, conviene biselar en X.

4.8.16. Métodos de soldadura

Se pueden emplear los mismos métodos que ya se han expuesto en la soldadura con soplete oxiacetilénico: *horizontal en plano, vertical, en cornisa sobre la cabeza, a simple o doble cordón.*

4.8.17. Cualidades de la soldadura por arco

La soldadura por arco se va extendiendo cada vez más por cuanto con ella pueden soldarse casi todos los metales y sus aleaciones.

En relación a la oxiacetilénica, la soldadura por arco tiene las siguientes ventajas:

- ① menores dificultades para soldar piezas de distinto espesor;
- ② no precisa precalentar las piezas;
- ③ mayor velocidad de operación;
- ④ deformaciones mínimas y despreciables en las estructuras soldadas, ya que los esfuerzos de contracción quedan localizados en la zona de soldadura. Por este motivo, se prefiere para dichas estructuras la soldadura por arco que la oxiacetilénica.

Observemos que el metal aportado por el arco se enfría rápidamente, por lo que si las piezas deben mecanizarse luego con herramientas, o deben doblarse o estirarse, será necesario someterlas previamente a un tratamiento térmico para eliminar el aumento de dureza en la zona de transición.

Puede soldarse con arco incluso bajo el agua, en cual caso el arco queda protegido por una masa de gases incandescentes y vapores recalentados, rodeados a su vez por vapor de agua.

4.8.18. Soldadura del acero

En general no hay dificultad en soldar acero con arco.

A título orientativo, pueden considerarse válidas las siguientes indicaciones cuando se emplean electrodos revestidos.

4.8.18.1. Preparación de los bordes

- ① Sin biselar; distanciados de $s/2$ cuando $s < 5$ mm.
- ② Con biseles a 70° ; distancia de 1-2 mm cuando $s = 5-10$ mm.

4.8.18.2. Diámetro de los electrodos

Depende del espesor de las piezas que se van a soldar;

- $d = s - 1$ cuando $s < 5$ mm;
- $d = 4-5$ mm cuando $s > 5$ mm (en dos o más pasadas).

4.8.18.3. Intensidad de corriente

Se elige según el diámetro del electrodo;

$$I = \sim 45 d - 30 \text{ Amp.}$$

4.7.18.4. Consumo de energía

Depende del espesor de las piezas que se van a soldar:

- 0,3-0,8 kWh para $s = 3-5$ mm;
- 0,8-8 kWh para $s = 5-15$ mm;

por metro de soldadura.

4.8.18.5. Tiempo necesario

Es función del espesor de las piezas:

Espesores en mm	< 5	5-8	8-10	12	15
Tiempo para un metro de soldaduras min	2,5 s	5 s	7 s	10 s	14 s

Las mismas normas indicadas para los aceros al carbono son válidas para los aceros especiales aunque para éstos hay que poner un especial cuidado en la elección de los electrodos.

Los aceros aleados al cromo, al manganeso y al molibdeno se sueldan fácilmente cuando su contenido de carbono es inferior a 0,3%. Para estos aceros se emplean electrodos especiales.

Los aceros inoxidables deben soldarse con electrodos de composición igual a la del metal base, revestidos con una cierta cantidad de cromo para compensar las pérdidas que se producen durante la operación. Es preferible emplear electrodos de pequeño diámetro, y por consiguiente hacer la soldadura en varias pasadas, y con corriente continua.

4.8.19. Soldadura de la fundición

La soldadura con arco de la fundición presenta serias dificultades por las siguientes razones:

● Debido a que el baño de fusión no se enfría uniformemente la junta resultante tiene una estructura cristalina y, por consiguiente, unas características mecánicas y tecnológicas no homogéneas: en efecto, las porciones de fundición líquida que se forman sobre los bordes de las piezas se enfrían bruscamente transformándose en fundición blanca, a base de carburo de hierro, durísima y muy frágil, mientras que la zona central de la soldadura, que se enfría más lentamente, resulta formada por fundición gris, harto menos dura y por consiguiente más tenaz.

● Durante el período de contracción, la zona central de la soldadura ejerce un esfuerzo de tracción sobre la fundición blanca formada en los bordes, provocando fisuras en la misma.

Por los citados motivos, sólo se emplea la soldadura con electrodos para la reparación de piezas rotas.

La soldadura puede llevarse a cabo según dos métodos distintos: en frío y en caliente.

4.8.19.1. Soldadura en frío

El método en frío se emplea cuando la pieza soldada no deba estar sujeta a esfuerzos considerables: se realiza sobre la pieza no precalentada, empleando:

- electrodos con alma de acero, cuando el acabado de la soldadura esté previsto realizarlo únicamente con la muela;
- electrodos con alma de níquel-cobre, con pequeña proporción de hierro y de manganeso, cuando esté previsto el mecanizado con herramienta.

Cuando se trata de soldar espesores notables, o se pretende una unión más resistente, se fijan sobre los bordes achaflanados, una serie de espigas de acero que constituirán un anclaje entre pieza y soldadura. Con esto, y dado que los esfuerzos de tracción que nacen durante la contracción los soportan las espigas, que son muy resistentes, se evita la formación de grietas y fisuras en la fundición blanca.

4.8.19.2. Soldadura en caliente

Se emplea este procedimiento cuando la soldadura deba resistir esfuerzos considerables.

Se calienta previamente la pieza hasta unos 750 °C (rojo cereza) y se emplean electrodos con alma de fundición siliciosa para favorecer la formación de fundición gris. Debe realizarse la operación rápidamente para evitar el enfriamiento de la pieza, la que una vez soldada se deja enfriar muy lentamente en horno, o recubriéndola con arena caliente.

4.8.20. Soldadura de aleaciones ligeras

Puede soldarse con arco voltaico el aluminio y sus aleaciones, por uno de los siguientes procedimientos:

- ⊕ soldadura por arco normal con electrodos de la misma composición que el metal base, revestidos con sustancias desoxidantes a base de una mezcla de cloruros y fluoruros alcalinos;
- ⊕ Soldadura por arco en atmósfera protectora de hidrógeno atómico;
- ⊕ soldadura por arco en atmósfera inerte (argón).

4.8.21. Recarga

La recarga de metal sobre una pieza desgastada se realiza en forma análoga a la ya referida con el soplete oxiacetilénico.

El electrodo puede ser del mismo material que la pieza a recrecer, o de otro con propiedades mecánicas determinadas.

4.8.22. Soldadura continua con arco

Este procedimiento, conocido por el nombre de soldadura automática M.I.G. (Metal Inert Gas Welding) consiste en operar, por medio de máquinas especiales, con un electrodo continuo que se va desenrollando automáticamente de la bobina que lo contiene. Se emplea corriente continua, y el arco se protege con una atmósfera gaseosa formada por una mezcla de argón y anhídrido carbónico (85 % de argón).

Es adecuado el sistema cuando se trata de soldaduras que requieren gran aportación de metal.

4.9. Corte «Arcosoxyc»

Es un sistema de corte, ideado y patentado por Arcos, que utiliza la propiedad de los metales incandescentes de pasar a estado líquido cuando incide sobre ellos un chorro de oxígeno.

El calor necesario para calentar el metal hasta incandescencia lo suministra un arco voltaico que salta entre un electrodo especial y la pieza:

El oxígeno necesario para la combustión procede de una bombona y llega a través de un canal longitudinal existente en el electrodo.

Con este procedimiento, la velocidad de corte es notablemente superior a la obtenida con el soplete oxiacetilénico, porque el oxígeno se calienta en el propio arco.

Sus aplicaciones principales son las de desrobado y las de corte o taladrado de aceros de cualquier tipo, fundición, latón, bronce y aleaciones ligeras al aire o bajo el agua.

Para cortar planchas de acero, la Casa Arcos da los siguientes datos, a título orientativo:

- | | |
|-------------------------------|--------------------------|
| ⊕ Espesores cortables: | 5-10 mm. |
| ⊕ Intensidad de corriente: | 100-200 A. |
| ⊕ Presión mínima del oxígeno: | 3-6 kg/cm ² . |
| ⊕ Velocidad de corte: | 50-20 m/h. |
| ⊕ Consumo de oxígeno: | 45-450 l/m. |

4.10. Soldadura eléctrica con arco sumergido

Este procedimiento, conocido también por el nombre de *Unión Melt*, se ha ideado para conseguir una deposición automática y uniforme del metal de aportación, al mismo tiempo que se aumenta la velocidad de soldado, llegándose a conseguir velocidades de 150 cm/min para un espesor de 2 mm.

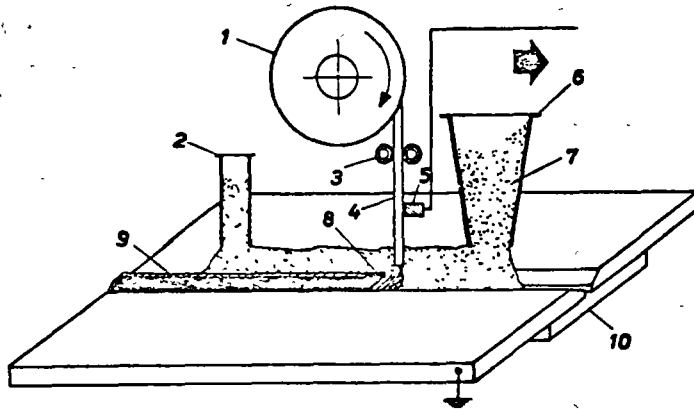
4.10.1. Equipo

El equipo consta de una bobina 1, sobre la que va enrollado un electrodo metálico desnudo y continuo que toma la corriente a través de una escobilla 5: para facilitar el paso de la corriente, el alambre va exteriormente cobreado.

El material protector, en forma de polvo granular, eléctricamente conductor en caliente, desciende de una tolva alimentadora 6, inmediatamente delante del electrodo en el sentido de la soldadura. El polvo no utilizado se recupera por aspiración en el tubo 2.

El calor producido por el arco voltaico funde el extremo del electrodo, el polvo y los bordes de la pieza. La escoria y los polvos no fundidos recubren el baño protegiéndolo de la oxidación y ocultándolo a la vista del operario, quien de esta forma queda a salvo de posibles proyecciones de metal fundido y de las radiaciones luminosas del arco.

La soldadura va progresando automáticamente: mientras el electrodo se va desenrollando de la bobina, el conjunto formado por la propia bobina, la tolva de alimentación y el tubo de recuperación avanza a velocidad constante depositándose el polvo en forma regular delante del electrodo.



Esquema de dispositivo para soldadura por arco sumergido

1. Bobina contenedora del hilo electrodo 2. Tubo de recuperación del polvo no utilizado 3. Rodillos de guía 4. Hilo electrodo 5. Escobilla portacorrente 6. Tolva de alimentación 7. Polvo fundente y protector 8. Escoria líquida 9. Escoria solidificada 10. Apoyo

4.10.2. Ventajas

- Gran velocidad, ya que al poderse emplear intensidades altas, de hasta 4000 A, se consigue depositar una buena cantidad de metal fundido en poco tiempo;
- mucha penetración, y por consiguiente es posible soldar espesores notables con pocas pasadas;
- eliminación de radiaciones luminosas y de proyecciones de metal;
- el baño, electrodo y metal base quedan protegidos eficazmente por los polvos, que mantienen unido el baño sin obstaculizar la evacuación de gases;
- posibilidad de mejorar la calidad de la soldadura, mezclando con los polvos otras sustancias apropiadas;
- cordones de superficie lisa y limpia, y de espesor uniforme;
- características mecánicas elevadas;
- se evitan las pérdidas de metal debidas a proyecciones y a evaporación; por consiguiente, es necesario aportar menos metal a igualdad de espesor de pieza;
- posibilidad de soldar materiales férricos y no férricos;
- se deforman menos las piezas, debido a la elevada velocidad de soldado, a lo reducido de la zona recalentada y a la concentración del calor.

4.10.3. Desventajas

Debido a la presencia de los polvos, sólo puede emplearse este procedimiento cuando los bordes a soldar están dispuestos en un plano horizontal o muy poco inclinado.

4.10.4. Electrodo

Normalmente el alambre electrodo es de acero especial, con aproximadamente 2 % de Mn, y de diámetro comprendido entre 2,5 y 10 mm. Se suministra en el mercado en forma de rollos.

4.10.5. Polvos

Su composición es semejante a la del revestimiento de los electrodos normales: en general están formados por una mezcla de CaO, desoxidantes, y otros elementos destinados a mejorar las características de la soldadura.

4.10.6. Datos medios orientativos

Para soldar en una sola pasada, con bordes biselados:

Espesor a soldar mm	Alimentación		Diámetro del hilo mm	Velocidad cm/min	Consumo de hilo kg/m
	Amp	Volt			
10	950	33	6	65	0,5
20	1300	37	7,5	40	1,-
40	2000	40	9,5	20	3,-

4.11. Soldadura con H atómico («Arcatom»)

4.11.1. Generalidades

Este sistema de soldadura puede considerarse como una combinación entre la soldadura eléctrica a arco y la de gas, que en este caso es hidrógeno puro.

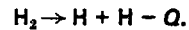
El equipo de soldar consta de una pinza especial, provista de dos portaelectrodos en forma de inyector, dispuestos formando un ángulo de 50° entre sí.

Los electrodos son dos varillas de tungsteno, montadas axialmente con los portaelectrodos, que quedan rodeadas y envueltas por un chorro de hidrógeno en estado molecular biatómico (H₂). Dispuestas las cosas de esta

forma, el hidrógeno que emerge de los inyectores, crea una atmósfera reductora que envuelve el extremo de los electrodos, el arco, el material de aportación y la zona de soldadura, todo lo cual queda así protegido contra los efectos oxidantes del aire ambiente. Esta eficaz protección permite el empleo de electrodos sin revestir.

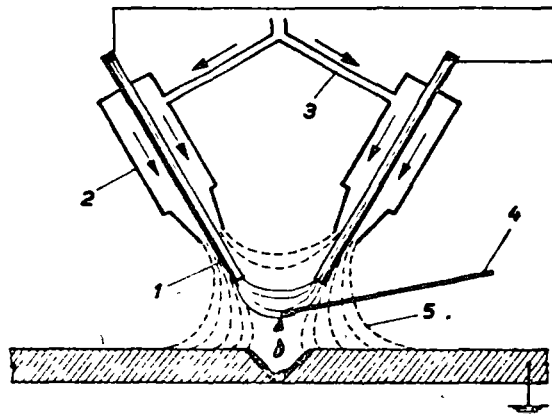
4.11.2. Principio

Al entrar en contacto con el arco, las moléculas de hidrógeno se escinden en átomos, absorbiendo una cierta cantidad de calor Q , según la reacción:



Estos átomos de hidrógeno son arrastrados por la propia corriente gaseosa y por la acción del arco, dirigiéndolos a la zona de soldadura, en donde se recomponen las moléculas: $H + H \rightarrow H_2 + Q$.

Durante la recomposición de las moléculas, se libera el calor anteriormente absorbido, que se concentra en la soldadura alcanzándose así, y casi instantáneamente, temperaturas elevadísimas, del orden de los 4000 °C.



Soldadura Arcatom: esquema de principio

1. Electrodo de tungsteno 2. Portaelectrodo 3. Conducto de llegada de hidrógeno 4. Varilla de metal de aportación 5. Atmósfera protectora

4.11.3. Ventajas

Este método de soldadura tiene las siguientes ventajas:

- ⊕ ejecución muy rápida;
- ⊕ soldaduras perfectamente estancas;

- ⊕ deformaciones mínimas de las piezas soldadas, porque todo el calor queda localizado en una zona muy restringida;
- ⊕ eliminación de los óxidos que eventualmente puedan existir en el baño fundido, por efecto del hidrógeno atómico;
- ⊕ protección eficaz del metal base, del de aportación y del arco, evitando su contacto con el aire;
- ⊕ posibilidad de soldar: aceros aleados, aceros fuertemente aleados para herramientas, tubos finos, aleaciones ligeras y níquel;
- ⊕ posibilidad de conseguir superficies lisas y limpias, que, en general, no requieren un acabado posterior.

Este método no puede emplearse para soldar cobre, porque el hidrógeno es soluble en él cuando está líquido y, en consecuencia, se originan sopladuras o porosidades al solidificarse.

El acero al carbono no requiere tratamiento térmico de recocido después de ser soldado por este procedimiento, porque el enfriamiento es más lento que el que tiene lugar en el caso de soldadura corriente con arco.

4.11.4. Equipo necesario

La instalación para la soldadura Arcatom comprende:

- ⊕ una pinza especial portaelectrodos, dispuesta de tal forma que suministra a los mismos la corriente eléctrica y el hidrógeno necesarios;
- ⊕ una bombona de hidrógeno con su reductor de presión;
- ⊕ un transformador cuyo secundario sea capaz de suministrar una tensión de por lo menos 300 V, que son los necesarios para cebar el arco y mantenerlo encendido en la atmósfera de hidrógeno;
- ⊕ un dispositivo que interrumpa el circuito de alimentación cuando se extinga el arco, puesto que la tensión de 300 V ya puede ser peligrosa para el operario.

El principal inconveniente de este procedimiento es su elevado coste, por lo que se tiende a sustituirlo por otros más económicos.

4.12. Soldadura con argón

4.12.1. Generalidades

Este procedimiento, llamado también de *soldadura con electrodo de tungsteno en gas inerte*, se designa igualmente con la sigla T.I.G. (Tungsten Inert Gas Welding).

Durante la segunda guerra mundial fue objeto de perfeccionamiento en los Estados Unidos, en donde se empleó principalmente en la industria aeronáutica para soldar aleaciones ligeras. Actualmente, su campo de aplicación se ha extendido a todos los metales, incluso el cobre y sus aleaciones y los aceros inoxidables. Dado su elevado coste, se recurre a este tipo de soldadura únicamente cuando la soldadura normal con arco no sea de suficiente confianza.

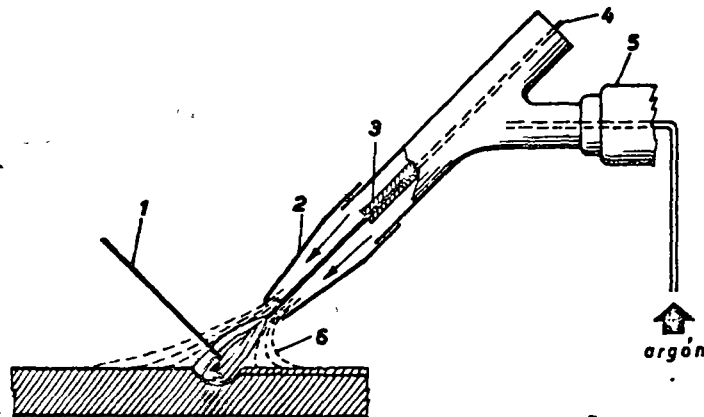
En este método, el arco salta entre el metal base y el electrodo de tungsteno en torno del cual fluye una corriente de argón. El electrodo va dispuesto en el eje del portaelectrodos, teniendo éste la forma de un inyector terminado en una punta cónica de material refractario. El electrodo sobresale de la punta en una cierta longitud regulable, pero en general no superior a 4 milímetros.

La alimentación eléctrica es en la mayor parte de los casos con corriente continua, salvo cuando se trata de soldar aleaciones ligeras, para las que es preferible la corriente alterna de alta frecuencia.

El argón, siendo como es un gas inerte, protege el baño contra la oxidación y la nitruración; además, mejora la estabilidad del arco y permite reducir la anchura de la unión, con lo que se reducen también las deformaciones.

Al término de la operación, o bien cuando se interrumpe el arco, el electrodo se enfría en la atmósfera protectora, sin oxidarse.

Mediante dispositivos especiales, que impriman a la pieza o al electrodo un movimiento de traslación, puede realizarse la soldadura automáticamente.



Soldadura con electrodo de tungsteno en gas inerte

1 Varilla de metal de aportación 2. Punta refractaria 3. Manguito portacorriente 4 Electrodo de tungsteno 5 Empuñadura 6. Atmósfera protectora

4.12.2. Equipos de corriente alterna

Para la soldadura de aleaciones ligeras se emplea normalmente la corriente alterna de alta frecuencia; el equipo consta de:

- un transformador;
- el portaelectrodos;
- una botella de argón.

El transformador debe permitir la regulación de la corriente en función de la naturaleza y espesor del metal base.

El portaelectrodos debe permitir el empleo de electrodos de distintos diámetros, ya que estos diámetros varían con la intensidad de corrientes y ésta, a su vez, depende del espesor de las piezas a soldar.

Con objeto de limitar las dimensiones del electrodo y, por consiguiente, el peso del conjunto, éste se enfría mediante circulación de agua. Un cable flexible, contiene en su interior los tubos de conducción del argón y del agua, así como el conductor de la corriente eléctrica.

La botella de argón, construida en acero de alta resistencia, contiene de 4 a 8 m³ de argón en agua, a la presión de 150 kg/cm², y va equipada con un reductor de presión y un medidor de caudal. El reductor suministra el gas necesario a la presión de trabajo, que es de 0,5 kg/cm².

4.12.3. Equipos de corriente continua

La corriente continua se emplea normalmente para soldar diversos metales y aleaciones, excluidas las ligeras. El equipo comprende:

- una dinamo;
- un dispositivo para regular la corriente de alimentación del electrodo;
- un portaelectrodos semejante a los empleados con corriente alterna;
- una botella de argón, provista de reductor de presión y de medidor de caudal.

4.12.4. Datos orientativos

4.12.4.1. Preparación de las piezas

La preparación de los bordes de las piezas a soldar es más sencilla cuando se emplea el método con argón que cuando se emplean otros métodos.

- a) Soldadura sin metal de aportación, hasta un espesor de 3 mm.
- Bordes rectos, o realzados con inclinación de 30°.

b) Soldadura con metal de aportación.

⊗ Bordes rectos, distanciados 1/4 del espesor, cuando éste es igual o inferior a 8 mm.

⊗ Bordes biselados con ángulo de 30°, hasta una profundidad de 0,6 s cuando s > 3 mm.

4.12.4.2. Intensidad de corriente

La intensidad de corriente, variable entre un mínimo de 10 A y un máximo de 470 A, se elige de acuerdo con el material a soldar, su espesor, y la masa de la pieza.

En primera aproximación, puede calcularse la intensidad conveniente, tanto si se trata de corriente continua como alterna, basándose en las siguientes relaciones:

Material a soldar	Espesor a soldar mm	Intensidad en amperios
Aleaciones ligeras	s	≈ 50 s
	s < 2	≈ 40 s
Magnesio y sus aleaciones	s = 2-4	≈ 25 s
	s = 4-6	≈ 23 s
Materiales férricos	s	≈ 40 s
	s < 3	≈ 60 s
Cobre y sus aleaciones	s = 3-6	≈ 45 s
	s = 6-10	≈ 35 s

4.12.4.3. Tensión de alimentación

La tensión aplicada al electrodo varía entre 25 y 75 V, indistintamente si se trata de corriente continua como si se trata de corriente alterna de alta frecuencia.

4.12.4.4. Diámetro de los electrodos

El diámetro de los electrodos depende de la intensidad de corriente como se indica a continuación.

Intensidad de corriente Amp	Diámetro de electrodo mm
20-100	1-1,6-2,5
100-200	2,5-3,2
200-300	4,8
300-450	6,2

4.12.4.5. Velocidad de soldadura

Depende del material a soldar y de su espesor.
En general:

$$V_s = 10-30 \text{ cm/min.}$$

En la soldadura automática de tubos con espesor de 1 mm se alcanzan velocidades de hasta unos 150 cm/min.

4.12.4.6. Consumo del electrodo de tungsteno

El consumo de electrodo depende principalmente de la intensidad de la corriente de alimentación.

Los electrodos de tungsteno, por ser éste un material muy refractario, se gastan poco; unos 2 o 3 mm/h de trabajo.

4.12.4.7. Consumo de argón

El consumo de argón varía con el espesor a soldar y con lo que sobresalga el electrodo de la punta refractaria.

En líneas generales, tratándose de espesores medios de unos 5 mm, el consumo de argón es de 4 a 6 l/min.

4.12.5. Soldadura del acero inoxidable

La soldadura del acero inoxidable por el método del argón puede llevarse a cabo con o sin aportación de metal.

En el primer caso, el electrodo se mantiene inclinado unos 45° con relación a la pieza y unos 60° en el segundo caso.

El metal de aportación debe tener la misma composición que el metal base.

Puede trabajarse con corriente continua o con corriente alterna de alta frecuencia.

4.12.6. Soldadura del aluminio

Para la soldadura del aluminio y sus aleaciones puede prescindirse de los desoxidantes, pues la corriente alterna de alta frecuencia destruye la película de óxido preexistente o que se pueda formar sobre la pieza.

El material de aportación debe tener la misma composición que el metal base.

4.12.7. Soldadura del cobre y sus aleaciones

Para soldar cobre o sus aleaciones se utiliza corriente continua, conectando el polo negativo al electrodo, o bien corriente alterna de alta frecuencia.

Las piezas deben calentarse previamente hasta unos 300 °C para evitar porosidades en la soldadura.

Como metal de aportación se utilizan varillas de cobre electrolítico conteniendo aproximadamente 1 % de plata.

4.12.8. Soldadura del magnesio y de sus aleaciones

Estos materiales se sueldan con corriente alterna de alta frecuencia y, por consiguiente, no son necesarios los desoxidantes.

4.12.9. Mezclas protectoras

El mismo equipo de soldar con argón puede emplearse también con otras atmósferas protectoras:

- helio;
- mezcla de argón con 5 % de hidrógeno, para soldar níquel;
- mezcla a base de nitrógeno, para soldar cobre;
- mezcla de argón y cloro, para soldar aleaciones ligeras.

4.13. Soldadura amarilla

4.13.1. Generalidades

Se entiende por *soldadura amarilla* la unión obtenida colando entre los bordes de las piezas, convenientemente recalentadas, un metal de aportación de punto de fusión inferior al del metal base.

La unión entre los metales base y de aportación es debida a la formación de una capa de aleación entre ambos metales.

4.13.2. Metal de aportación

El metal de aportación, o aleación para soldar debe poseer:

- punto de fusión más bajo que el del metal a soldar, el cual debe permanecer en estado sólido;
- buena fluidez;
- buena resistencia mecánica a una buena ductilidad.

En general, como metal de aportación se emplea un latón, de punto de fusión de unos 880 °C, preparado en barras cilíndricas, aunque también puede usarse el cobre o la plata.

En este tipo de soldadura existe una adherencia íntima entre la pieza y el metal de aportación y, como por otra parte, el metal aportado es dúctil y de poca contracción, la pieza soldada queda libre de contraerse durante el enfriamiento, sin presentarse tensiones internas peligrosas que podrían provocar la rotura de la unión: en consecuencia, resulta una soldadura muy adecuada para metales poco elásticos, tales como la fundición, muy propensos a romperse durante el enfriamiento.

4.13.3. Fundente

Este tipo de soldadura requiere el empleo de fundentes adecuados para eliminar las capas superficiales de óxido y para proteger el baño de fusión contra la oxidación y la nitruración. Estos fundentes, en general están hechos a base de una mezcla de fluoruros para temperaturas inferiores a 750 °C, y de ácido bórico para temperaturas superiores.

4.13.4. Empleos

La soldadura amarilla es adecuada para el hierro, acero, fundición y bronce, así como para unir entre sí metales distintos, y no es apropiada para las aleaciones ligeras porque existe el peligro de corrosiones como consecuencia de las corrientes galvánicas nacidas del contacto entre el metal de aportación y el aluminio.

Para esta soldadura se requiere una cantidad de calor relativamente pequeña, puesto que el metal de aportación funde a temperatura baja, y los bordes del metal base no han de llegar a fundir: en consecuencia, el procedimiento es simple y económico.

4.13.5. Métodos de soldar

Pueden ser:

- ⊕ con soplete oxiacetilénico;
- ⊕ por resistencia eléctrica;
- ⊕ con arco voltaico;
- ⊕ por calentamiento a inducción;
- ⊕ por inmersión en un baño metálico.

4.13.5.1. Soldadura de la fundición

Como metal de aportación se emplea el latón o el bronce especial Tenax, cuyas propiedades mecánicas difieren poco de las de la fundición.

El latón es muy indicado para las fundiciones especiales.

Los bordes a unir deben biselarse con una inclinación de unos 70° y si se trata de espesores fuertes, el biselado debe ser doble. La preparación de los bordes requiere un especial cuidado, y para ello se emplean cinceles, limas y cepillos metálicos: no se aconseja el empleo de muelas, porque no llegan a desprender los gránulos de grafito que obstaculizan luego la adherencia, y en cambio sí se recomienda el arenado, con arena silicea bien limpia y de granos con aristas vivas.

Los bordes así preparados se calientan hasta el rojo oscuro (unos 650°) sin sobrepasar nunca los 850 °C.

Como desoxidante se emplean mezclas de bórax y ácido bórico.

La potencia del soplete es de 30 a 40 l/h de acetileno por cada milímetro de espesor de la pieza: La llama debe ser neutra.

4.13.5.2. Soldadura del acero

No presenta dificultad: Al igual que en el caso de la fundición, la preparación de los bordes requiere gran cuidado para asegurar la buena adherencia de la junta con el metal base. Los bordes se preparan a lima o muela.

El metal de aportación es latón en barritas.

Las piezas a soldar se calientan previamente a temperatura comprendida entre 650 y 850 °C.

Como desoxidante se emplea mezcla de bórax y ácido bórico.

La potencia del soplete es de 50 a 60 l/h de acetileno por cada mm de espesor a soldar.

4.13.5.3. Soldadura del cobre y sus aleaciones

El cobre y sus aleaciones se precalientan hasta unos 850 °C.

Al ser el cobre un buen conductor del calor, se hace necesario emplear sopletes de mayor potencia, usándose de hasta unos 150 l/h por cada milímetro de espesor de la pieza que se va a soldar.

4.13.5.4. Soldadura con plata

Se emplea la soldadura con plata para unir acero extradulce, tubos de cobre, y piezas de níquel destinadas a usos especiales.

Se usa el soplete oxiacetilénico y un desoxidante a base de bórax.

4.14. Soldadura ordinaria

4.14.1. Generalidades

Se define como soldadura ordinaria la unión que se obtiene colando entre los bordes de las piezas un metal de aportación, o una aleación químicamente distinta del metal base, y de punto de fusión más bajo que éste.

La unión de las piezas, aun cuando sean de calidad distinta entre sí, tiene lugar por infiltración de la aleación soldante en la estructura cristalina de los respectivos metales base, los cuales permanecen en estado sólido. Parece ser que después de la fase de infiltración, debida a fenómenos de capilaridad, sigue una fase de adhesión entre la aleación de aportación y los granos cristalinos del metal base.

Según sea la temperatura de fusión del metal de aportación, cabe considerar dos tipos de soldadura:

- ⊕ *soldadura fuerte*, cuando se realiza con un material de aportación, de punto de fusión superior a 400 °C;
- ⊕ *soldadura dulce*, cuando el punto de fusión del material de aportación es inferior a 400 °C.

4.14.2. Soldadura fuerte

4.14.2.1. Aleaciones

Las aleaciones con más frecuencia empleadas son:

para el acero: Cu = 60 %, Zn = 40 %;

para el latón: Cu = 45 %, Zn = 35 %, Ag = 20 %;

para el cobre: Cu = 38 %, Zn = 32 %, Ag = 30 %.

4.14.2.2. Pre calentamiento de las piezas

Puede llevarse a cabo el pre calentamiento con el soplete oxiacetilénico de llama neutra, en hornos con atmósfera reductora, o en hornos eléctricos.

4.14.2.3. Desoxidantes

Los desoxidantes tienen por objeto transformar los óxidos que se forman en las zonas calientes en escorias más ligeras que el metal de aportación, de tal forma que se puedan eliminar fácilmente por sobrenadar en el baño.

Un buen desoxidante debe poseer las siguientes propiedades:

- punto de fusión inferior en unos 90 °C al del metal de aportación;
- disolver bien los óxidos;
- formar una capa protectora, fina y continua, sobre la superficie de la unión;
- poderse eliminar fácilmente una vez realizada la soldadura.

Para la soldadura fuerte, comúnmente se emplea el bórax, o una mezcla de 2/3 de bórax y 1/3 de ácido bórico.

En la preparación de herramientas o útiles, por soldadura de plaquitas de aleación dura sobre mangos de acero al carbono, se emplea en general la soldadura con cobre o con plata.

4.14.3. Soldadura dulce

Análogamente a lo visto antes, la unión con soldadura dulce es debida también a la infiltración y sucesiva adhesión del metal de aportación en estado líquido con la estructura cristalina del metal o metales base que permanecen sólidos.

La soldadura dulce posee una resistencia mecánica muy limitada, por lo que se emplea para la unión de piezas de hojalata, cinc, cobre o latón, cuando dichas uniones no han de ser sometidas más que a esfuerzos pequeños.

Su empleo principal en hojalatería, sirve para formar recipientes varios y depósitos destinados a contener líquidos a baja presión. También se emplea para el empalme de cables conductores de la corriente eléctrica.

4.14.3.1. Preparación de las piezas

Los bordes a unir deben limpiarse y desengrasarse cuidadosamente. Para desengrasar se emplea agua caliente y carbonato sódico, o se recurre

al *decapado* sumergiendo las piezas durante unos minutos en una solución de ácido clorhídrico diluido con 50 % de agua.

4.14.3.2. Aleaciones soldantes

El metal de aportación para la soldadura dulce, está formado por aleaciones de plomo y estaño de punto de fusión alrededor de los 200 °C. Su composición varía bastante según sean los metales a soldar y la clase de trabajo a realizar. En la siguiente tabla se dan algunas indicaciones:

Empleo	Composición %	Punto de fusión
Trabajos corrientes, chapa galvanizada:	50 % Pb + 50 % Sn	~ 200°
Trabajos finos:	47 % Pb + 50 % Sn + + 3 % Sb	~ 210°
Instrumentos y material eléctrico:	5 % Pb + 95 % Sn	~ 200°
Aleaciones ligeras:	60 % Sn + 40 % Zn	~ 240°

La aleación se funde y se aplica sobre los bordes a unir con el auxilio de un *soldador*, que es una pieza de cobre, prismático o en forma de cuña, fija en el extremo de una varilla provista de mango aislante.

El soldador puede calentarse directamente con una llama, sobre una fragua o eléctricamente.

4.14.3.3. Desoxidantes

Para la soldadura dulce del acero, cobre o latón, se emplea como desoxidante el cloruro de cinc o una pasta a base de cloruros.

Para el acero inoxidable se emplea ácido fosfórico, y para el aluminio y sus aleaciones mezclas de cloruros y fluoruros alcalinos (Na, K, Li) que se encuentran ya preparados en el comercio.

4.14.3.4. Realización de la operación

Se procede de la siguiente forma:

- se calienta el soldador hasta la temperatura necesaria para fundir el material de aportación;

- ③ se frota la arista del soldador sobre un fundente adecuado, con objeto de eliminar de dicha arista los óxidos que se hayan podido formar durante el calentamiento. Como fundente puede emplearse: colofonia, cloruro de cinc o de amonio, ácido clorhídrico o pastas a base de cloruros;
- ④ se pone en contacto la arista del soldador con el material de aportación; éste funde y queda adherido al soldador formando una gota;
- ⑤ se hace caer el metal de aportación, ya fundido, sobre los bordes de las piezas a unir, previamente tratados con desoxidantes.

4.14.4. Ventajas de la soldadura ordinaria

Frente a otros procedimientos de soldadura, éste tiene las siguientes ventajas:

- ③ posibilidad de unir todos los metales y todas las aleaciones, aun cuando sean distintos entre sí, escogiendo adecuadamente la aleación a emplear;
- ④ mínimas deformaciones y tensiones internas debido a la temperatura de trabajo relativamente baja;
- ⑤ mínima oxidación superficial de las piezas;
- ⑥ mejor aspecto estético;
- ⑦ posibilidad de soldar tubos o planchas galvanizadas sin dañar el galvanizado;
- ⑧ en general no es necesario precalentar toda la pieza;
- ⑨ ejecución fácil;
- ⑩ coste más reducido.

Frente a todas estas ventajas existe el inconveniente de la poca resistencia mecánica de las uniones resultantes.

4.15. Soldadura aluminotérmica

4.15.1. Generalidades

Este procedimiento de soldar, ideado por Moissan, y perfeccionado por Goldschmidt, se basa en la gran afinidad existente entre el oxígeno y el aluminio.

Poniendo en contacto aluminio y óxido de hierro en la proporción adecuada para la oxidación completa del aluminio, el calor desarrollado por dicha oxidación funde el hierro, que una vez en estado líquido se cuela seguidamente entre las dos piezas que se van a unir

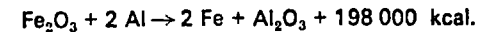
En la práctica se emplea una mezcla de tres partes de sesquióxido de hierro Fe_2O_3 y una parte de aluminio en polvo, conocida con el nombre de *termita*.

Dicha mezcla se sitúa en un crisol de hierro, de forma troncocónica, revestido de magnesita que resiste bien las altas temperaturas. En el fondo del crisol existe un orificio de colada que puede taparse con una válvula de hierro revestida de magnesita o amianto.

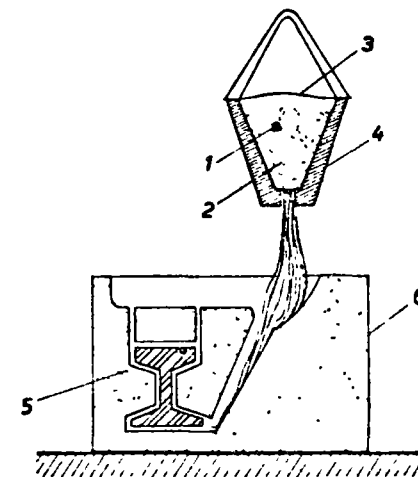
Para la ignición de la mezcla se emplea un cebo formado por una bolita de bióxido de bario aglutinado con polvo de aluminio, que se sitúa en el interior de la masa y se enciende por medio de una punta de hierro candente o con una cintita de magnesio.

4.15.2. Reacción de combustión

La reacción de combustión desarrolla una gran cantidad de calor, y se propaga rápidamente a toda la masa con una violencia semejante a la de un fogonazo:



El sesquióxido de aluminio, de pequeño peso específico (3,3) flota sobre el baño mientras que el hierro, casi puro, se recoge en el fondo del crisol. Destapando el agujero de colada, el hierro líquido fluye hacia un molde de tierra seca, dispuesto alrededor de los extremos de las piezas que se van a unir.



Soldadura aluminotérmica

1. Cebo para la ignición
2. Carga de termita
3. Protección de amianto
4. Crisol
5. Pieza a soldar
6. Molde para la colada

4.15.3. Utilizaciones del metal fundido

Basándose en datos experimentales, puede admitirse que 1 kg de termita libera 0,5 kg de hierro casi puro a la temperatura de 3000 °C.

El hierro líquido obtenido por este procedimiento puede actuar de dos formas:

- ① como metal de aportación para unir dos piezas;
- ② como medio de calentamiento.

Tenemos un ejemplo de empleo como metal de aportación en la unión o reparación de carriles de ferrocarriles y tranvías, operación que se realiza siempre sobre las vías ya instaladas, pues la unión o soldadura de carriles nuevos se efectúa eléctricamente, a tope o por resistencia.

Observemos que la soldadura obtenida con la termita, por proceder de un metal fundido tiene estructura granular, mientras que los carriles, obtenidos por laminación, la tienen fibrosa; por ello se hace necesario, después de la soldadura, martillar la zona colada a fin de mejorar sus propiedades mecánicas.

La utilización del hierro fundido como medio de calentamiento es indicada cuando se pretende calentar rápidamente hasta el rojo blanco dos piezas a unir luego entre sí por presión de una contra otra.

4.15.4. Empleos

Se puede emplear el procedimiento de la termita:

- ① para la reparación de carriles, tubos, piezas grandes de maquinaria, bancadas, ruedas dentadas de gran dimensión, etc.;
- ② para rellenar cavidades y sopladuras existentes en piezas coladas de fundición o de acero;
- ③ para mantener la temperatura de la fundición o del acero en las cucharas de colada y en las mazarotas, vertiendo un poco de termita sobre el metal fundido;
- ④ para la fabricación de bombas incendiarias

A veces se emplea el procedimiento Goldschmidt para obtener metales no férricos, tales como el cromo, el molibdeno o el vanadio, en estado líquido y casi puros: para ello se hace reaccionar el correspondiente óxido con aluminio en polvo.

4.16. Soldadura por rozamiento

4.16.1. Generalidades

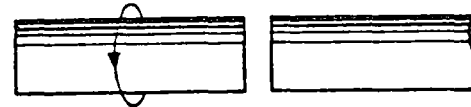
En este tipo de soldadura, el calor necesario para llevar las partes a soldar hasta el estado pastoso proviene del que se genera por rozamiento entre dos superficies animadas de un movimiento relativo, y presionadas una contra otra.

La operación se realiza montando las piezas, enfrentadas entre sí, sobre una máquina especial cuya parte superior se asemeja a un torno paralelo, y que imprime a una de las piezas un movimiento de rotación a velocidad tal que sea capaz de generar la cantidad de calor necesaria para elevar la temperatura de las superficies rozantes hasta alcanzar en ellas el estado pastoso. La propia máquina crea un esfuerzo de compresión entre la pieza fija y la giratoria.

En las siguientes figuras se representa esquemáticamente el proceso de soldadura de dos barras cilíndricas.

4.16.2. Ciclo de las operaciones

Primera fase. Se imprime a una de las piezas un movimiento de rotación, hasta alcanzar la velocidad preestablecida, basada en la experiencia.



Segunda fase. Se presiona la pieza fija contra la giratoria.



Tercera fase. Se mantiene el movimiento de rotación y la presión axial durante el tiempo necesario para que, por efecto del calor generado por rozamiento, las superficies rozantes adquieran un estado pastoso.



Cuarta fase. Se interrumpe el movimiento de rotación, manteniendo la presión axial aplicada durante el tiempo necesario para que se produzca la soldadura entre ambas superficies.



4.16.3. Empleos

La soldadura por rozamiento se utiliza para soldar:

- ejes, tubos de calderas, barras cilíndricas;
- recipientes cilíndricos para fluidos a alta presión;
- tubos y barras con planchas o piezas planas.

Donde sea necesario, se puede interponer un metal de aportación apropiado entre las superficies a unir. El procedimiento es rápido y económico, y puede emplearse incluso para unir metales distintos tales como latón con aluminio o cobre con latón.

Diversas pruebas de laboratorio han demostrado que las soldaduras obtenidas por este método tienen características iguales, e incluso mejores, que las obtenidas con los métodos normales.

La velocidad de rotación y la presión axial dependen de la naturaleza de los materiales a unir, y de la sección de contacto.

Los siguientes datos corresponden a algunas máquinas de origen americano:

- para soldar una sección de 16 cm², se requiere un esfuerzo axial de 9000 kg;
- para una sección de 625 cm², el esfuerzo requerido es de 65 000 kg.

4.17. Defectos en las soldaduras

Los defectos de las soldaduras pueden ser apreciables a simple vista o con el auxilio de lentes, o pueden detectarse mediante controles especiales: rayos X, ultrasonidos, examen metaloscópico o fluoroscópico.

En las siguientes tablas se reseñan los defectos más corrientes y sus causas.

4.17.1. Defectos en la soldadura oxiacetilénica

<i>Defecto</i>	<i>Causa</i>
Penetración insuficiente	Poca potencia del soplete Velocidad de avance excesiva
Cavidades, rechupes	Enfriamiento brusco
Oxidaciones y carburaciones	Llama mal regulada
Desalineación de las partes	Preparación y colocación defectuosa de las piezas

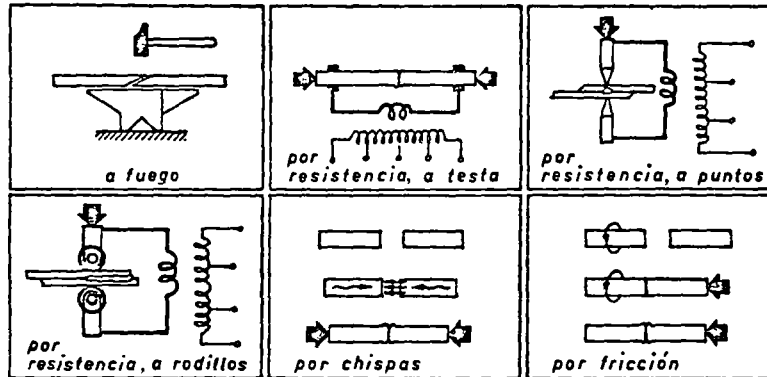
4.17.2. Defectos en la soldadura por arco

<i>Defecto</i>	<i>Causa</i>
Penetración insuficiente	Diámetro del electrodo inadecuado
Fusión incompleta de las partes	Inclusión de sustancias extrañas en la zona de soldadura
Incisiones en el metal base	Excesiva intensidad de corriente o inclinación del electrodo incorrecta
Desbordamiento (excesivo depósito de soldadura sobre el metal base no fundido)	Excesiva intensidad de corriente. Inclinación del electrodo incorrecta.
Oclusiones de escorias	Revestimiento no adecuado del electrodo Limpieza deficiente de la zona
Porosidades y sopladuras (por inclusiones de gas)	Revestimiento del electrodo húmedo Poca intensidad de corriente Arco demasiado largo Enfriamiento demasiado rápido
Fisuras o grietas	Enfriamiento brusco Electrodo inadecuado (tiene distinta contracción que el metal base)
Cordón cóncavo	Demasiada intensidad de corriente
Cordón convexo	Insuficiente intensidad de corriente

4.18. Cuadro resumen

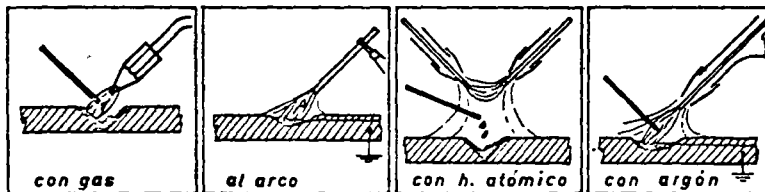
4.18.1. Soldadura a presión

(bordes en estado pastoso)



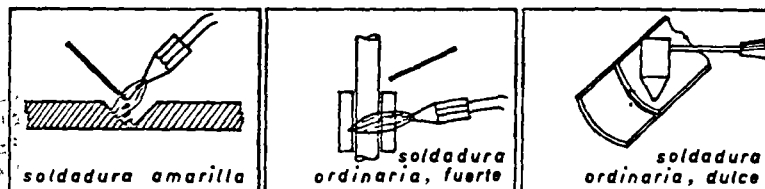
4.18.2. Soldadura por fusión

(bordes en estado de fusión)



4.18.3. Soldadura con metal de aportación distinto al de la base

(bordes en estado sólido)



PROCEDIMIENTOS MODERNOS DE SOLDADURA

5.1. Soldadura con ultrasonidos

5.1.1. Generalidades

● la soldadura con ultrasonidos pertenece a la categoría de las soldaduras en frío ya que las superficies a unir lo hacen estando en estado sólido y en frío.

5.1.1.1. Equipo

El equipo utilizado para este tipo de soldadura recuerda al utilizado en las perforadoras ultrasónicas. Al igual que en estas últimas, el elemento actor es una punta con perfil exponencial, de metal monel, soldada a un paquete de laminillas de níquel sobre las cuales va devanada una bobina.

El paquete de láminas se halla sometido a la acción simultánea de un campo magnético alterno de frecuencia ultrasónica y de otro campo magnético continuo, con lo que se alarga y acorta con la misma frecuencia del primer campo (efecto magneto-estricción). La punta, por estar soldada al paquete, oscila axialmente a dicha frecuencia.

5.1.1.2. Teoría sobre el fenómeno

● No está dilucidado todavía el fenómeno físico en virtud del cual se produce la soldadura ultrasónica. Probablemente las vibraciones ultrasónicas de la punta al actuar sobre la pieza trituran la capa superficial provocando un desplazamiento de los cristales. Sobre la superficie de contacto de las piezas se produce una deformación plástica: los cristales deslizan, se entremezclan, y permanecen unidos porque intervienen las mutuas atracciones moleculares (Regé).

⊙ En otras palabras; las vibraciones axiales de la punta someten a las piezas a un martilleamiento a frecuencia ultrasónica, que provoca la unión superficial del material en la zona de contacto.

El fenómeno es *hipertérmico* por ser la velocidad de propagación de la onda ultrasónica muy superior a la de transmisión del calor: por consiguiente, la soldadura se realiza prácticamente en frío análogamente a cuanto sucede con las perforadoras ultrasónicas.

Las uniones obtenidas por este procedimiento poseen una gran resistencia mecánica, y las piezas soldadas no sufren deformación ni alteraciones.

5.1.2. Empleos

Se pueden soldar: aceros al carbono, aceros inoxidables, níquel, cobre, aluminio, magnesio y metales difícilmente soldables por otros procedimientos tales como el titanio, tantalio y circonio.

También pueden soldarse entre sí metales de distinta naturaleza.

Este procedimiento es idóneo para unir láminas muy finas, de hasta 0,05 mm cuando se trata de aluminio.

Actualmente se utiliza mucho para soldar las piezas de resinas sintéticas que forman parte del equipo de señalización y alumbrado en los automóviles (*Federici*).

5.2. Soldadura al plasma

En estos últimos años, al progresar las técnicas, las temperaturas alcanzables por los sistemas clásicos de combustión o reacción entre dos o más elementos son insuficientes para algunas operaciones y, sobre todo, para conseguir una gran concentración de energía. Se han ideado y puesto a punto algunos métodos, que ya se aplican en la industria, entre los que podemos citar los que utilizan el plasma y los que se valen de haces de luz coherente (*laser*).

5.2.1. Origen y naturaleza del plasma

Para comprender el origen y la naturaleza del plasma es necesario recordar el comportamiento de los átomos de gas bajo la acción de un campo eléctrico, es decir, debemos tener presente el *fenómeno de la ionización*.

⊙ *Sometiendo un gas a la acción de un campo eléctrico suficientemente intenso, se rompen las ligazones internas de los átomos y éstos se escinden en partículas con cargas eléctricas opuestas; electrones e iones positivos.* Un gas que se encuentre en estas condiciones, se dice que está *ionizado*

En el caso más general un gas ionizado contiene átomos que han perdido un electrón (iones positivos), electrones libres y átomos no disociados, pero en conjunto el gas es electrizante neutro. La ionización se puede conseguir por irradiación con rayos X, por colisión de electrones con átomos neutros o suministrando calor a los átomos neutros.

Cuando se lleva la ionización más allá de un cierto límite, el gas, *sometido a la acción de un campo eléctrico*, adquiere unas características particulares, y las cargas presentes *oscilan* en forma análoga a una *masa de gelatina*; por ello, el gas que se encuentra en estas condiciones recibe el nombre de *plasma*.

Hace un siglo, el físico *Crookes*, al observar las descargas en gases enrarecidos, opinó que se trataba del *cuarto estado de la materia*. El nombre *plasma*, introducido modernamente, es debido al parecer al americano *Langmuir* en 1928 (*Marcu*).

Actualmente se entiende por plasma *un gas inerte ionizado*, formado por un conjunto de iones positivos y de electrones libres, *sometido a un campo eléctrico*.

⊙ El plasma posee una *enorme cantidad de calor* que proviene de la gran energía cinética de los electrones libres. Estos últimos tienden a desplazarse hacia el núcleo del átomo, es decir hacia niveles de menor energía, y con este desplazamiento ceden energía en forma de calor.

⊙ El fenómeno de la ionización se presenta también en los tubos de gases enrarecidos (*tubos de neón*), pero en este caso el calor producido por los desplazamientos y choques de los electrones se dispersa a través de las paredes del tubo, de forma que iones y electrones se recomponen y el tubo permanece prácticamente frío.

5.2.2. Métodos para obtener plasmas estables

Por cuanto antecede se comprende que para conseguir un plasma estable hay que evitar que las partículas entren en contacto con su contenedor, pues en tal caso, a pesar de su elevada temperatura, el plasma se destruye en un tiempo extremadamente corto, del orden de la millonésima de segundo (*Ranzi*).

El problema se resuelve por uno de los siguientes métodos:

⊙ concentrando el plasma (*efecto pinch*);

⊙ aplicando campos magnéticos de suficiente intensidad;

⊙ El *efecto pinch* se manifiesta por la formación de presiones normales a los filetes de la vena de plasma. Estas presiones tienden a contraer la vena alejándola de las paredes del recipiente o del orificio de paso.

⊙ Los *campos magnéticos* externos se aplican en sentido paralelo a las paredes del tubo contenedor, que en general tiene la forma de anillo.

La intensidad del campo magnético debe ser tal que obligue a las partículas de plasma a recorrer órbitas suficientemente pequeñas para no chocar con las paredes del tubo. Bajo la acción de dicho campo, los iones y electrones adquieren aceleraciones de signo contrario, pero los electrones, por ser más ligeros, alcanzan velocidades elevadísimas, y chocan con los iones y los átomos *liberando energía térmica*.

⊕ Por efecto del campo magnético que circunda al plasma, éste queda sometido a una especie de *movimiento ondulante*, formado por oscilaciones estables y oscilaciones inestables.

Las oscilaciones estables tienen una frecuencia de unos 10^{14}H_2 con longitud de onda de unos 3 m. Las oscilaciones inestables provocan movimientos turbulentos que aumentan el desorden de las partículas y son causa de fugas de plasma del contenedor magnético.

Existe plasma en estado natural en las explosiones que se observan en la superficie solar, en la atmósfera terrestre originado por los rayos, y en las explosiones atómicas.

⊕ El plasma puro sólo existe a elevadísimas temperaturas, de varios millones de grados. En el laboratorio se han conseguido plasmas que han alcanzado temperaturas de 50 000 °C, pero por ahora no tienen aplicación práctica.

5.2.3. Propiedades de los plasmas

Los plasmas tienen las siguientes propiedades:

- ⊕ sometidos a la acción de campos eléctricos y magnéticos, se contraen, produciendo una enorme cantidad de calor;
- ⊕ aumentando su temperatura, se hacen buenos conductores de la electricidad;
- ⊕ están influidos por las variaciones de presión;
- ⊕ se pueden conducir por un itinerario prefijado, por medio de campos magnéticos apropiados.

5.2.4. Conducción de los plasmas

Para llevar a un plasma según una dirección fijada se utilizan los siguientes medios:

- ⊕ aplicación de un campo magnético longitudinal, cuando interesa reducir la dispersión de electrones;
- ⊕ aplicación de un campo eléctrico cuando se quiere contener el plasma;
- ⊕ concentración de la vena (*efecto pinch*) cuando se pretende producir una gran cantidad de calor;

- ⊕ enfriamiento del recipiente cuando se quiere obtener una contracción de la llama.

5.2.5. Producción del plasma

En la práctica, *la transformación de un gas inerte en plasma se consigue con el arco voltaico o con un campo electromagnético de alta frecuencia*.

Con el sistema del campo electromagnético se consiguen plasmas muy puros al no entrar en contacto con electrodos, pero la instalación es actualmente demasiado costosa.

⊕ El dispositivo para producir plasmas con arco voltaico está esencialmente constituido por un recipiente cilíndrico provisto de dos electrodos y dotado de un orificio para la entrada del gas inerte, y de otro, situado en un extremo del cilindro para la salida del plasma.

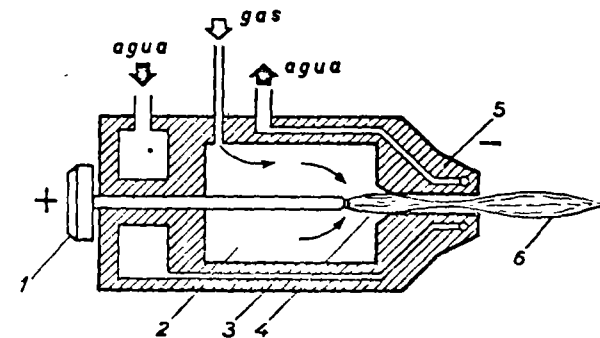
⊕ Haciendo saltar el arco entre los dos electrodos, el gas inerte se calienta e ioniza dando origen a un plasma a alta temperatura.

5.2.6. Sopletes para soldar

Para soldar con plasma se utilizan sopletes especiales tal como esquemáticamente se representa en la figura. El electrodo positivo tiene forma de varilla y el negativo de copa cilíndrica; este último está provisto de una boquilla para la salida del plasma.

En general, el electrodo positivo es de tungsteno, y el negativo de tungsteno o de cobre.

⊕ La distancia entre el electrodo positivo y el orificio de salida se regula de modo que se pueda formar el arco voltaico.



Esquema de soplete para soldadura al plasma

1. Electrodo positivo 2 Cámara de ionización 3. Canales para circulación del agua 4 Arco voltaico 5 Electrodo negativo 6 Llama de plasma

5.2.7. Funcionamiento del soplete

El gas inerte entra en la cámara cilíndrica 2 a la presión de unos 3 kg/cm², y sale por la tobera a gran velocidad. Cuando se ceba el arco, el gas se ioniza fuertemente y sale por la boquilla en forma de una llama sutil, larga y silenciosa y con una temperatura que puede alcanzar los 15 000 °C (Ranzi).

Para evitar que el soplete se caliente hasta temperaturas inadmisibles se refrigerará mediante una circulación continua de agua. El enfriamiento de la tobera de salida de origen a una contracción de la vena de plasma, de modo que el calor se concentra en el eje de la misma; de esta forma se protegen las paredes de la tobera contra un calentamiento excesivo y peligroso.

El chorro de plasma, a la salida de la tobera puede alcanzar velocidades del orden de los 10 000 m/seg con una energía de 100 kW/cm² de sección (Meyer).

5.2.8. Material de aportación

El material de aportación para la soldadura puede ser en forma de varilla, de hilo metálico o de polvo: este último se introduce en la cámara de ionización a través de un orificio practicado en la proximidad de la entrada de gas.

Debido a la alta temperatura reinante en la cámara, el metal de aportación funde inmediatamente y es arrastrado por la llama. Por consiguiente, por este procedimiento puede obtenerse una metalización por aspersión, y una aportación de metales duros o materiales cerámicos sobre piezas destinadas a soportar fuertes roces o a protegerlas contra la corrosión.

Esta aportación de metal duro se aplica a válvulas y sus asientos en motores térmicos, álabes de turbinas de gas, rejillas y otros elementos de máquinas agrícolas, etc.

5.2.9. Gases empleados

Para la producción de plasmas se emplean mezclas de argón, helio, hidrógeno y nitrógeno.

El argón y el helio son de óptima calidad, pero actualmente son, todavía, de coste elevado.

El hidrógeno es el gas más económico, pero, como perjudica la boquilla, se emplea en pequeña proporción mezclado con nitrógeno y argón.

El nitrógeno, si se emplea solo, recalienta excesivamente el soplete.

Los mejores resultados se obtienen con una mezcla de aproximadamente 94 % de nitrógeno y 6 % de hidrógeno, siendo esta mezcla la más conveniente bajo el punto de vista económico.

5.2.10. Datos técnicos

Respecto a los sopletes a plasma, para la metalización por aspersión, se poseen los siguientes datos orientativos (Levinstein).

potencia del generador:	45-70 kW;
tensión:	50-150 V;
intensidad:	150-500 A;
presión de gas:	2-3 kg/cm ² ;
materias depositadas:	2-3 kg/h;
consumo de gas o de mezcla:	2-5 m ³ /h.

En general el arco voltaico se alimenta con corriente continua, porque con ella el arco es más estable.

El espesor del material depositado por este procedimiento puede alcanzar los 30 mm.

Para aumentar la adherencia es aconsejable enarenar previamente las superficies a metalizar, y por otra parte, para evitar deformaciones, es necesario un previo calentamiento de las piezas hasta unos 200 °C.

Los sopletes de plasma requieren un mantenimiento cuidadoso y deben ser manejados por personal especializado.

5.2.11. Corte con soplete de plasma

Dada la gran temperatura que alcanza la llama, pueden cortarse metales de alto punto de fusión.

El corte es rapidísimo, no se producen oxidaciones y las superficies cortadas quedan muy lisas y desprovistas de rebabas. El material próximo a la línea de corte apenas sufre alteración debido al corto espacio de tiempo necesario para llegar a la fusión.

En planchas de 15 mm de espesor se llega a las siguientes velocidades de corte:

- en planchas de aluminio: 6 m/min;
- en planchas de acero: 2 m/min.

Se puede cortar también bajo el agua mediante un chorro de argón (Wodtke).

5.2.12. Otras aplicaciones

El empleo del chorro de plasma se va extendiendo rápidamente a varios sectores de la industria metalúrgica tales como:

- en hornos para la preparación de aleaciones metálicas de gran pureza, partiendo de metales de alto punto de fusión. (W, Cr, Mo);

- ④ en hornos para la producción de productos metalocerámicos especiales muy refractarios;
- ④ trabajos de torneado, taladrado o roscado de metales, aleaciones metálicas y materiales cerámicos.

5.2.13. Protección del operario

④ Por motivo de las altas temperaturas en juego, así como la toxicidad de algunas partículas emitidas por el plasma, es necesario tomar muchas precauciones para evitar accidentes o perjuicios a la salud de los operarios. Entre los medios de protección citaremos:

- ④ *anteojos de vidrio especial* rojo o amarillo rojizo para proteger los ojos de los rayos ultravioleta;
- ④ *máscaras de filtro* para evitar la aspiración de productos venenosos;
- ④ *trajes de tejido especial* para protección de las radiaciones térmicas;
- ④ *protecciones de goma* conteniendo plomo, contra la radiactividad cuando el metal de aportación contiene elementos radiactivos como el torio y el uranio.

Hay que instruir al personal, *previa y exhaustivamente* de los daños que se pueden derivar por la inobservancia de las normas de prevención.

Y, por último, *los locales* en los que se trabaja con plasma deben estar *muy ventilados*.

5.2.14. Consideraciones económicas

Por confrontaciones realizadas, basadas en datos experimentales, se llega a la conclusión de que los equipos para soldar, cortar, metalizar o recargar con plasma, *son económicamente más convenientes que cualesquiera otros equipos*.

④ Se ha demostrado que para un mismo trabajo, el gasto para un equipo de plasma es del orden de la unidad del necesario para un equipo oxiacetilénico (*Meyer y Browning*).

5.3. Soldadura con láser

Se denominan láser los dispositivos capaces de generar ondas electromagnéticas coherentes a frecuencia visiva.

Para mejor entender su funcionamiento, describiremos a continuación la teoría del *máser*, del que el *láser* es un caso particular.

④ Los máseres son aparatos que amplifican las radiaciones electromagnéticas mediante la emisión estimulada de radiaciones ópticas (*Arecchi*).

El nombre *máser* deriva de las palabras inglesas que forman su definición: *molecular amplification by stimulated emission of radiation*.

5.3.1. Teoría del máser

④ El funcionamiento del máser se basa en la *interacción* que tiene lugar entre un campo de radiaciones y un sistema atómico, es decir, en las acciones mutuas que intervienen entre las radiaciones y la materia.

Para simplificar, consideremos el sistema atómico formado por un electrón ligado a un átomo, y supongamos que a tal sistema puedan corresponder dos niveles de energía distintos, E_2 y E_1 . Según la *teoría cuántica* la energía del sistema será:

$$E_2 - E_1 = hf \text{ en } J$$

donde:

f = frecuencia de la energía

h = constante de Planck = $6,06 \times 10^{-34}$ J/Hz.

④ Una radiación electromagnética puede intervenir en el sistema únicamente si su frecuencia es igual al salto de energía dividido por la constante de Planck, es decir, cuando

$$f = \frac{E_2 - E_1}{h} \text{ Hz.}$$

④ Si la frecuencia es distinta, la radiación atraviesa el átomo como si éste fuera transparente y, por consiguiente, no hay intercambio de energía entre la radiación y el sistema atómico.

Si, por el contrario, la frecuencia de la radiación es igual a la de la energía del sistema, se producen intercambios de energía entre el sistema atómico y las radiaciones.

Este intercambio puede tener lugar: por *emisión espontánea*, por *absorción* o por *emisión estimulada*.

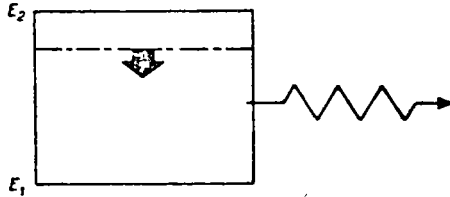
5.3.1.1. Emisión espontánea

④ La *emisión espontánea* tiene lugar cuando el sistema atómico se encuentra en el nivel superior de energía. En este caso el sistema pasa espontáneamente al nivel inferior.

Durante este paso, el salto de energía $E_2 - E_1$ se transforma en energía lumínica (*fotones*). Es decir, cuando el sistema pasa de un nivel superior a otro inferior, se emite un fotón con frecuencia:

$$f = \frac{E_2 - E_1}{h} = H_2$$

El fenómeno de la emisión espontánea es apreciable a altas frecuencias y precisamente a las frecuencias ópticas; en este caso, la emisión toma el nombre de *fluorescencia*. Los fotones emitidos tienen las mismas características que las radiaciones luminosas, son independientes entre sí y se propagan en todas direcciones.



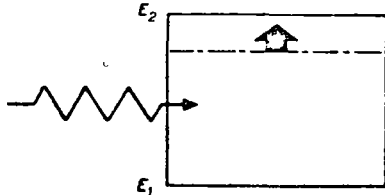
Esquema demostrativo de la emisión espontánea de un fotón: El sistema pasa del nivel E_2 al nivel inferior E_1 .

5.3.1.2. Absorción de las radiaciones

La absorción de las radiaciones tiene lugar cuando el sistema atómico se encuentra en el nivel inferior de energía y es afectado por una radiación de frecuencia.

$$f = \frac{E_2 - E_1}{h}$$

En tal caso, el sistema absorbe la energía del fotón, pasando en consecuencia al nivel superior de energía.



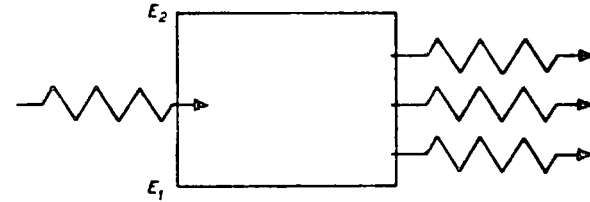
Esquema demostrativo de la absorción de un fotón: El sistema pasa del nivel E_1 al nivel superior E_2 .

5.3.1.3. Emisión estimulada

La emisión estimulada se produce cuando, estando el sistema al nivel de energía superior, incide sobre él una radiación de frecuencia

$$f = \frac{E_2 - E_1}{h}$$

Dándose este caso, el sistema queda estimulado para emitir radiaciones. Contrariamente a cuanto sucede en la emisión espontánea, en la que las radiaciones son independientes, cuando la emisión es estimulada, todas las radiaciones tienen las mismas características que la incidente, es decir: *las radiaciones estimuladas son coherentes con el estímulo excitante, y por otra parte, mientras las radiaciones luminosas ordinarias se propagan en todas direcciones, las radiaciones estimuladas se propagan en un mismo plano, como la luz polarizada.*



Esquema demostrativo de la emisión estimulada: El sistema emite radiaciones coherentes.

Si el sistema atómico se halla en equilibrio metaestable, es decir, en condiciones de *ceder energía* y sobre él actúa una radiación electromagnética apropiada, cada fotón de esta última provoca la emisión de un nuevo fotón: con ello el sistema puede funcionar como un verdadero *amplificador*; bastará tomar las radiaciones de salida y conducir las nuevamente a la entrada, ello se consigue con reflexión de las ondas electromagnéticas en las paredes de una cavidad que deberá estar dimensionada de forma que se eviten interferencias entre las ondas, es decir, que *las dimensiones de la cámara deberán ser las necesarias para que se produzca resonancia*. Ya que las ondas se propagan en línea recta, las condiciones de resonancia se cumplirán cuando la longitud de la cámara sea $L = n\lambda$ siendo n un número entero y λ la longitud de la onda electromagnética.

5.3.2. Cámara de resonancia

Las condiciones de resonancia para las ondas de frecuencia visual se consiguen mediante dos espejos planos y paralelos enfrentados y situados a una distancia entre sí de $L = n\lambda_0$ siendo λ_0 la longitud de la onda luminosa.

Siendo $\lambda_0 = 0,6 \mu\text{m}$ el número n es del orden de las decenas de millar.

5.3.3. Bombeo

A causa de la reflexión en los espejos, se absorbe una cierta cantidad de energía, y si no se interviene, pronto quedará el sistema incapaz de emi-

tir radiaciones. Para que la emisión estimulada prevalezca sobre la absorción es necesario que el número de átomos con nivel superior se mantenga por encima del de átomos con nivel inferior.

Para mantener esta condición de equilibrio metaestable se recurre al *bombeo*, operación realizada mediante una radiación auxiliar que restituye al nivel superior el exceso de átomos existentes con nivel inferior. Si falta el bombeo, el nivel inferior, se satura de electrones y cesa la emisión.

5.3.4. Material activo

El material activo o emisor a someter a la emisión estimulada puede ser *sólido, líquido o gaseoso*.

El rubí proporciona los mejores resultados ya que por poseer un estado atómico con tres niveles de energía, puede proporcionar mayor potencia que los líquidos y gases.

5.3.5. Teoría sobre el láser

La teoría del máser es válida también para el láser; la diferencia estriba en el hecho de que *los láser emiten ondas electromagnéticas coherentes a frecuencia visual* (la letra *l* proviene de la palabra inglesa *light* = luz).

En el láser, el sistema físico sometido a la acción estimulante es un sistema atómico que, para simplificar, consideramos reducido a un electrón ligado a un átomo.

El electrón puede pasar de uno a otro nivel de energía absorbiendo o liberando energía. Al pasar de un nivel superior a otro inferior hay pérdida de energía y, por consiguiente, la emisión de un fotón al pasar de un nivel inferior a otro superior hay aumento de energía con la correspondiente absorción de un fotón. El fotón emitido o absorbido tiene una frecuencia

$$f = \frac{\Delta E}{h} \text{ Hz.}$$

siendo *h* la constante de Planck, y ΔE el salto de energía.

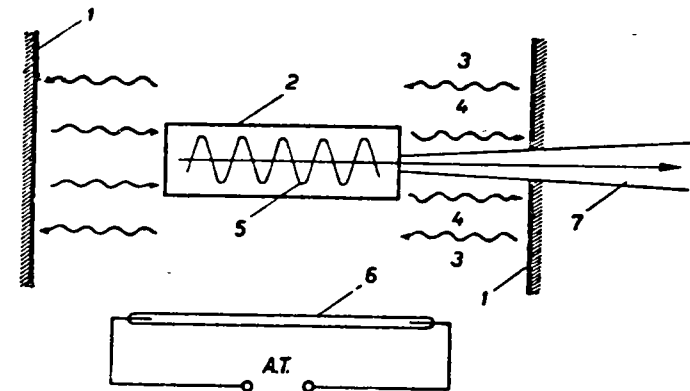
La emisión estimulada se obtiene, como en el máser, sometiendo el sistema atómico en equilibrio metaestable a una radiación electromagnética de frecuencia

$$f = \frac{\Delta E}{h}$$

En tal caso la emisión de fotones sucede de un modo coherente, y la energía de los fotones emitidos se suma a la de la onda electromagnética excitatriz ya que ésta tiene la misma frecuencia y fase que aquéllos: nos hallamos, pues, ante un verdadero amplificador propiamente dicho. El sistema debe mantenerse en equilibrio metaestable mediante el bombeo.

Si a este amplificador se le aplica un sistema de *retroacción* que tome la energía amplificada saliente del material activo y la introduzca nuevamente en éste, *el amplificador se convierte en un oscilador*.

En conclusión, a causa del salto de energía se produce una emisión espontánea de fotones: cada fotón, bajo la acción estimulada externa, genera una multitud de fotones coherentes, cuyo número depende de la longitud del recorrido en el material activo. Situando el material activo en una cavidad resonante adecuada se consigue un número elevadísimo de fotones coherentes.



Esquema de la generación de un haz láser

1. Espejos de la cámara de resonancia: reflejan los fotones y los envían nuevamente al material activo
2. Material activo emisor de fotones
3. Fotones coherentes reflejados por los espejos
4. Fotones emitidos
5. Radiación lumínica excitatriz: provoca la emisión de fotones coherentes
6. Lámpara de alta tensión: genera la radiación excitatriz
7. Haz láser

La cámara de resonancia está formada por dos espejos enfrentados, y como sea que el coeficiente de reflexión en los espejos es siempre inferior a la unidad, tendremos una pérdida de energía por absorción.

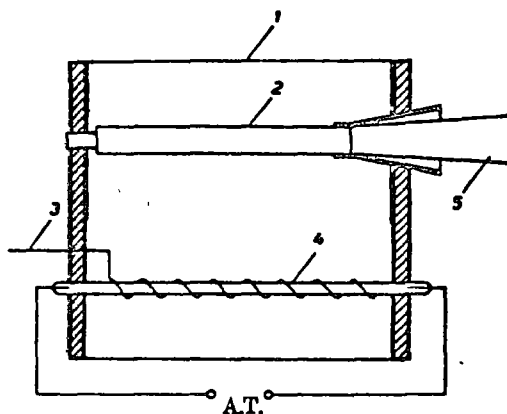
Si la aportación de energía debida a los fotones reflejados supera a las pérdidas, *el sistema entra en oscilación con igual frecuencia que la onda excitatriz*, y los fotones coherentes salen de la cavidad resonante formando un haz láser. Al llegar a este punto se dice que el dispositivo ha alcanzado el *umbral láser*.

5.3.5.1. Material activo

Puede ser sólido, líquido o gaseoso. De entre los materiales sólidos que son los más empleados, se puede citar el rubí, el neodimio y algunos semiconductores.

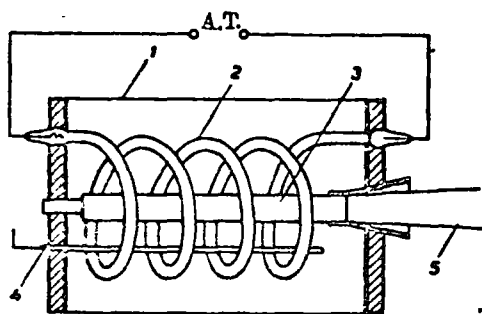
⊙ El rubí, sesquióxido de aluminio (Al_2O_3) conteniendo alrededor del 0,8 % de cromo, es el material actualmente preferido por cuanto permite obtener láser de gran potencia. Su emisión en el campo de la luz roja, tiene una longitud de onda $\lambda = 0,694 \mu\text{m}$.

⊙ El neodimio pertenece a la categoría de las tierras raras. Su emisión es *infrarroja* con longitud de onda $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$. Los láser de neodimio son de menor potencia que los de rubí.



Esquema de láser con lámpara recta

1. Cámara de resonancia elíptica 2. Rubí emisor de fotones
3. Cebador 4. Lámpara excitatriz 5. Haz láser



Esquema de láser con lámpara espiral

1. Cámara de resonancia elíptica 2. Lámpara excitatriz
3. Rubí emisor de fotones 4. Cebador 5. Haz láser

5.3.5.2. Lámparas excitatrices

⊙ La excitación del material activo se realiza mediante una lámpara de gran potencia, alimentada a alta tensión, dispuesta de tal forma que su flujo luminoso incida sobre una barrita de material activo. Actualmente se emplean mucho las lámparas excitatrices en forma de hélice envolviendo la barrita de rubí.

Casi siempre la cámara de resonancia tiene sección elíptica.

5.3.5.3. Métodos de bombeo

El método de bombeo a emplear para mantener el sistema atómico en equilibrio metaestable, o sea, en condiciones de emitir fotones espontáneamente, depende del estado físico y de la naturaleza del material activo.

- ⊙ Para láser sólidos o líquidos se recurre al *bombeo óptico*.
- ⊙ Para láser gaseoso el bombeo se realiza mediante *descargas eléctricas*.
- ⊙ Para láser de semiconductores, se consigue el bombeo mediante la *inyección de descargas apropiadas*.

La potencia necesaria para el bombeo es muy variable, pudiendo oscilar según sea la naturaleza del material activo, entre algunos centenares de vatios y 1000 kW.

5.3.6. Propiedades del láser

Las más importantes son:

- ⊙ intensidad elevadísima;
- ⊙ muy poca dispersión del haz, y por tanto una emisión de *energía extremadamente localizada* (según *Arecchi* la concentración de energía puede superar los 100 millones W/mm^2);
- ⊙ propagación unidireccional y en un solo plano;
- ⊙ coherencia longitudinal, o sea mantenimiento en el tiempo de la longitud de onda y de la concordancia de fase de las radiaciones luminicas: en consecuencia el haz se conserva *monocromático*;
- ⊙ posibilidad de obtener impulsos elevadísimos de corta duración (*impulsos gigantes*).

5.3.7. Empleos

Debido a las características citadas, el campo de aplicación del láser va extendiéndose rápidamente en distintos sectores de la industria.

La propiedad de concentrar una enorme cantidad de energía sobre una pequeña zona, hace que el láser sea muy apropiado para conseguir fusiones locales o taladros pequesísimos, incluso sobre los materiales más refractarios.

La fusión de la zona atacada por el láser es prácticamente instantánea, y el material circundante ni se daña ni se altera pues no tiene tiempo de calentarse (*fenómeno hipertérmico*).

La propiedad de concentrar una gran cantidad de calor en una zona restringida es muy útil para *soldar materiales férricos* porque se evita la formación de estructuras de temple, origen de tensiones internas peligrosas que pueden deformar las piezas e incluso romper la unión.

El haz láser se emplea para cortar metales de alto punto de fusión.

Existen aparatos de láser adecuados para *microsoldar* elementos semiconductores o pequeñas piezas metálicas.

5.3.7.1. Aparatos de soldar

Están formados esencialmente por un electrodo hueco en el interior del cual va ubicado un rubí con su eje óptico coincidiendo con el del electrodo.

La excitación del rubí se consigue normalmente por medio de una lámpara espiroidal dispuesta alrededor del mismo.

Los aparatos láser para soldadura pueden dotarse de dispositivos especiales automáticos que permiten llevar a cabo más de 40 microsoldaduras por minuto.

5.4. Soldadura por bombardeo electrónico

El cambio necesario para la fusión del metal base se obtiene, en este procedimiento de soldadura, dirigiendo contra los bordes de las piezas un haz de electrones dotados de gran velocidad.

Al chocar contra la superficie metálica, gran parte de la energía cinética de los electrones se transforma en calor y funde los bordes de las piezas a unir.

5.4.1. Materiales soldables

Por este procedimiento se pueden soldar todos los metales y aleaciones así como los materiales obtenidos por sinterización incluidos los cerámicos.

Se opera al vacío (0,0001 mm de mercurio).

5.4.2. Características de la soldadura

Se obtiene una soldadura compacta, exenta de escorias y oclusiones: no se requieren fundentes ni desoxidantes.

La unión presenta una superficie lisa con gran resistencia mecánica. Dada la gran velocidad con que se desarrolla el calor, la fusión es casi instantánea y la zona calentada muy restringida, del orden de 1/6 de la que corresponde con la soldadura con arco voltaico. En consecuencia la deformación de las piezas queda reducida al mínimo y prácticamente se elimina el peligro de rotura de la unión por efecto de la contracción.

5.4.3. Empleos

Se emplea la soldadura por bombardeo electrónico para soldar elementos radiactivos como el uranio y el circonio empleados en la construcción de reactores nucleares.

5.5. Soldadura por compresión en frío

5.5.1. Generalidades

Con el procedimiento de la soldadura por *compresión en frío* la unión se logra ejerciendo una presión tal sobre las piezas a unir, que las capas superficiales de la zona de contacto *pasan del estado sólido al plástico*.

De manera semejante a cuanto sucede con la soldadura por ultrasonidos, los cristales existentes en las capas superficiales se desplazan y entremezclan, quedando sólidamente unidos por efecto de la atracción molecular.

5.5.2. Equipo

Para conseguir las elevadas presiones necesarias para llevar el metal hasta el estado plástico, actualmente se recurre al *procedimiento dinámico*, que consiste en utilizar explosivos potentes aplicados sobre las caras extremas de las piezas a unir.

La acción del explosivo llega a generar presiones de unos 1000 kg/mm² y lanza a una pieza contra la otra a la velocidad de unos 800 m/seg (*Regè*).

Las capas superficiales de las piezas, por efecto de esta enorme presión se vuelven plásticas y móviles desplazándose los cristales que se engastan entre sí uniéndose así las superficies en contacto.

5.5.3. Empleos

El procedimiento es adecuado para soldar aceros, aleaciones ligeras y ultraligeras, así como aleaciones de cobre, y puede emplearse también para unir entre sí metales o aleaciones distintas.

La soldadura por compresión es particularmente efectiva para el chapado de materiales férricos con aluminio, magnesio, cinc o acero inoxidable.

Recientemente se ha aplicado también, con éxito, para el chapado de superficies metálicas varias con láminas de aleaciones especiales de alto contenido de níquel, tungsteno, cobre, berilio y tantalio.

DIRECTORIO DE ASISTENTES DEL CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA (Del 4 de Septiembre al 30 de Octubre de 1973)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
1. ING. AUSTREBERTO ACOLTZI CASTILLO Norte 73 No. 2934 Col. Popular México 16, D. F. Tel: 5-56-07-64	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los 100 Metros No. 152 México, D. F. Tel: 5-67-66-00 Ext. 194
2. ING. JUAN DE DIOS ARECHIGA RIVERA Victoria No. 87-104 México 1, D. F. Tel: 5-33-15-00 al 10	BUFETE INDUSTRIAL DISEÑOS Y PROYEC- TOS, S. A. León Tolstoi No. 22 Col. Anzures México, D. F. Tel: 5-21-60-15
3. ING. JORDI CASAMITJANA VIVES Bosque del Centenario No. 26 La Herradura México 10, D. F. Tel: 5-89-40-27	INGENIERIA METALICA INDUSTRIAL, S.A. Camino de Minas No. 139 Lomas de Berra México 18, D. F. Tel: 5-63-43-31
4. SR. PEDRO CONTRERAS SANCHEZ Peten No. 66-6 Col. Narvarte México, D. F. Tel: 5-19-34-26	I de M. (DIRAC) Empresa No. 136 Col. Insurgentes Mixcoac México, D. F. Tel: 5-63-59-00
5. ING. MIGUEL COSIO VILLORADO Melesio Morales No. 4 Circ. Músicos Cd. Satélite Edo. de México Tel: 5-62-24-11	METALVER, S. A. París No. 15-11o. Piso México, D. F. Tel: 5-66-80-11
6. ING. FAUSTO CHAVEZ NAVARRO Rafael Alducin No. 1-2 Col. Periodistas México, D. F. Tel: 5-57-31-72	SECRETARIA DE RECURSOS HIDRAULICOS Paseo de la Reforma No. 51-1er. Piso México, D. F. Tel: 5-66-92-60
7. SR. CECILIO ESCALONA TORRES Norte No. 2 Lote 5 y 6 Manzana 0 Col. Ruiz Cortines Ecatepec Edo. de México	SOSA TEXCOCO, S. A. Carretera México-Pachuca Km. 23 1/2 México, D. F. Tel: 5-69-31-44

DIRECTORIO DE ASISTENTES DEL CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA (Del 4 de Septiembre al 30 de Octubre de 1973)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
8. SR. MIGUEL ANGEL ESCAMILLA H. J. Aldcema 1121 Sur Toluca, México Tel:5-81-49	BUFETE INDUSTRIAL Totlstoi No. 22 México 5, D. F. Tel: 5-33-15-00
9. SR. GUSTAVO ESPARZA RODRIGUEZ Av. Fortín Andador 9-1-C No. 206 Villa Coapa México 22, D. F. Tel: 5-57-62-00	CONTRALORIA Y PROMOSION DE EMPRE- SAS, S. A. Félix Guzmán No. 16 Col. El Parque México 10, D. F. Tel: 5-94-22-64
10. ING. JESUS NARCISO FELIX GARCIA Hidalgo No. 683 Pte. Culiacán, Sin.	UNIVERSIDAD AUTONOMA DE SINALOA Angel Flores y Vicente Riva Pala- cio Culiacán, Sin. Tel: 5-49-70
11. ING. JOSE ALFONSO GARCIA BARJAU Dr. Vértiz 940-5 Col. Narvarte México, D. F. Tel: 5-79-23-95	SECRETARIA DE RECURSOS HIDRAULICOS Paseo de la Reforma 51-1er. Pis. México, D. F. Tel: 5-66-92-60
12. ING. SIMON GARCIA GONZALEZ Av. Rio Hondo No. 68 Col. San Antonio Zomeyucan Edo. de México	ELECTRODOS INFRA, S. A. Ingenieros Militares No. 15 México, D. F. Tel: 5-76-86-77
13. ING. ALEJANDRO GONZALEZ DEL PLIEGO Calzada de Tlalpan No. 3061 Sección Tulipaes Casa No. 12 México, D. F.	CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO, S. A. Melchor Ocampo No. 171 México, D. F. Tel: 5-46-32-13
14. ING. JOSE LUIS GONZALEZ LOMELI Luz Saviñon No. 309 Col. del Valle	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los Cien Metros No. 152 México 14, D. F. Tel: 5-67-66-00 Ext. 326

DIRECTORIO DE ASISTENTES DEL CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA (Del 4 de Septiembre al 30 de Octubre de 1973)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
15. ING. LUIS GONZALEZ SANCHEZ Calle Esterlinas No. 36 México 9, D. F. Tel: 5-51-18-46	UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO Facultad de Ingeniería México 20, D. F.
16. ING. ERNESTO HERNANDEZ México, D. F.	ELECTRODOS INFRA, S. A. México, D. F.
17. SR. GABRIEL HERNANDEZ CONTRERAS Ave. Robles Domínguez 175 México 14, D. F. Tel: 5-17-26-15	PRODUCTOS MEXICANOS FLEX-ARC, S. A. Ave. Robles Domínguez No. 175 México 14, D. F. Tel: 5-37-79-13
18. ING. LUIS HERNANDEZ ZÉPEDA V. Salado Alvarez No. 17-16 México 8, D. F. Tel: 5-78-06-76	SECRETARIA DE RECURSOS HIDRAULICOS Paseo de la Reforma No. 51-1er. P. México, D. F. Tel: 5-66-92-60 y 61
19. ING. ALFONSO INZUNZA MONTOYA Carlos B. Zetina No. 45-B Col. Tacubaya México 18, D. F. Tel: 5-15-63-34	UNIVERSIDAD AUTONOMA DE SINALOA Constitución y Andrade Culiacán, Sin. Tel: 5-49-70
20. ING. MANUEL JUAREZ IZAGUIRRE Av. El Riego Andador 57 Casa No. 9 México, D. F.	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los Cien Metros No. 152 México 14, D. F. Tel: 5-67-66-00 Ext. 326
21. ING. HECTOR ANTONIO LOPEZ CURTO Cuautla No. 44 México 22, D. F. Tel: 5-73-34-05	FACULTAD DE INGENIERIA DE LA, UNAM Ciudad Universitaria México 20, D. F. Tel: 5-73-11-00 Ext. 308, 309
22. ING. JULIO CESAR MENA BRITO A. Tenayuca No. 101 México, D. F. Tel: 5-75-06-46	PAPELES Y MAQUINARIA, S. A. San Antonio Abad No. 245 México, D. F. Tel: 5-19-09-85

DIRECTORIO DE ASISTENTES DEL CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA (Del 4 de Septiembre al 30 de Octubre de 1973)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
23. ING. JAIME MORENO CID Playa Langosta 150 México 13, D. F. Tel: 5-79-71-17	ESTRUCTURAS CONSTRUCCIONES Y ACABADOS, S. A. Poniente 146 No. 916 Fracc. Industrial Vallejo México, D. F. Tel: 5-87-03-11
24. ING. PEDRO R. MORENO GARCIA Costa Rica No. 9-3 México 1, D. F. Tel: 5-26-09-35	SECRETARIA DE RECURSOS HIDRAULICOS Paseo de la Reforma No. 51-1er. P. México, D. F. Tel: 5-66-16-82
25. ING. ROBERTO MORENO LARA Sur 69 No. 3036-4 Col. Viaducto Piedad México, D. F. Tel: 5-30-11-87	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Ave. 100 Metros No. 500 México, D. F. Tel: 5-07-66-00
26. SR. ADRIAN PAREDES ORTEGA Estrella No. 3 Ecatepec, Edo. de México	SOSA TEXCOCO, S. A. Km. 23 1/2 Carretera México-Pachuca Tel: 5-69-31-44
27. ING. VICTOR MANUEL RAMIREZ GONZALEZ Edificio Chihuahua E-817 Unidad Tlatelolco México 2, D. F. Tel: 5-26-84-01	ESTRUCTURAS CONSTRUCCIONES Y ACABADOS, S. A. Poniente 146 No. 916 Fracc. Industrial Vallejo Tel: 5-87-03-11
28. ING. FEDERICO RODRIGUEZ GARCIA Pauno 959 Col. Linda Vista México, D. F. Tel: 5-17-1936	VITRO FIBRAS, S. A. Av. Acueducto No. 459 México, D. F. Tel: 5-86-10-11
29. SR. PRIMITIVO SALINAS ORTEGA Av. Morelos No. 49 Ecatepec, Edo. de México	SOSA TEXCOCO, S. A. Km. 23 1/2 Carretera México-Pachuca Tel: 5-69-31-44
30. ING. HECTOR TENORIO FERNANDEZ El Potrero No. 33 Residencial "Villa Coapa" México 22, D. F.	PETROLEOS MEXICANOS REFINERIA 18 DE MARZO Atzacapotzalco, D. F. Tel: 5-27-60-40