

# **INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA** **DE LA SOLDADURA**

L. A. de Vedia

H. G. Svoboda

Agosto de 2004

## **1.- Introducción**

### *1.1.- El origen de la soldadura*

El origen de la soldadura como tecnología para la unión de materiales metálicos se remonta hasta la Edad de Bronce, donde se encuentran los primeros vestigios de procesos de soldadura utilizados para fines ornamentales. En la Edad de Hierro se han encontrado piezas de hierro forjado que habrían sido unidas calentándolas y martillándolas juntas, desarrollándose así la *soldadura por forjado*. En la Edad Media la soldadura en fase sólida se utilizaba para reducir el mineral de hierro a hierro metálico sin necesidad de fundirlo (1,2,3).

Sin embargo el problema de unir chapa fue solucionado por la soldadura por fusión, en la cual una fuente de calor suficientemente intensa como para fundir los bordes de ambas chapas a unir es desplazada a lo largo de la junta. Fuentes de calor suficientemente intensas estuvieron disponibles a escala industrial recién al final del siglo XIX, cuando hicieron su aparición la *soldadura oxi-gas*, la *soldadura por arco eléctrico* y la *soldadura por resistencia* (2).

La soldadura por arco eléctrico con electrodo consumible, el más importante de los procesos de soldadura por fusión, es más complejo que los otros por lo que su desarrollo se produjo con mayor lentitud. Inicialmente se utilizaron electrodos de alambre desnudo pero el metal de soldadura resultante contenía alto nitrógeno que le confería fragilidad. Recubriendo el alambre con asbestos o papel se mejoraron las propiedades de los depósitos soldados (2).

La factibilidad de este proceso surge del descubrimiento de Sir Humphry Davy, en 1809 (3), según el cual la electricidad puede ser conducida a través del aire entre dos electrodos de carbono (grafito) conformando lo que hoy conocemos como descarga gaseosa. Posteriormente en 1885, Bernados y Olszewski (3) patentaron un proceso donde era posible reproducir este fenómeno entre un electrodo de carbono y una pieza metálica. Como consecuencia del calor generado se logra una fusión localizada que puede ser utilizada para unir piezas. Se encontró necesario aportar metal adicional para llenar el hueco existente entre las dos chapas a unir a través de una varilla hundida dentro de la pileta líquida (3).

En la figura 1 se puede ver una reproducción de un antiguo grabado en madera de un taller de soldadura eléctrica de 1887.

En 1892, Slawianoff (3) pensó que si la varilla de aporte fuera usada como cátodo en lugar del electrodo de carbono, ésta se fundiría por el calor generado en el cátodo y una mucha mayor proporción del calor disipado en el arco eléctrico entraría a la soldadura. Sin embargo las soldaduras producidas por esta técnica eran de muy baja calidad debido a la reacción del metal fundido con la atmósfera del arco a alta temperatura (3). En este sentido parece haber sido fortuito el éxito de la soldadura por arco con electrodo de carbono, ya que éste al establecerse el arco generaba una atmósfera de CO<sub>2</sub> y CO que protegía la pileta líquida del aire, rico en oxígeno y nitrógeno (3).

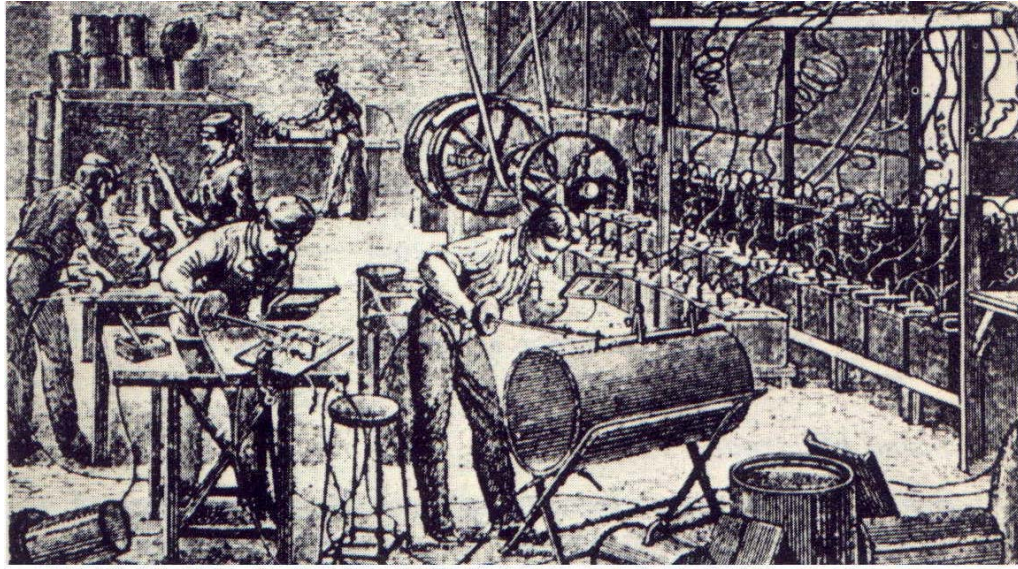


Figura 1.- Reproducción de un antiguo grabado de un taller de soldadura en 1887 (3).

Esto llevó a la idea de aplicar recubrimientos protectores al electrodo, siendo las primeras patentes en 1907 adjudicadas al sueco O. Kjellberg (3). Posteriormente fue quien fundó la empresa ESAB (3). Una técnica inicial fue desarrollada en Bretaña utilizando una tela impregnada con asbestos alrededor del alambre metálico proveyendo una mejor protección contra la contaminación. En Estados Unidos, para la Primera Guerra Mundial no se contaba con asbestos, utilizándose como sustituto fibras de algodón impregnadas en silicato de sodio húmedo. Este revestimiento era capaz de estabilizar el arco, crear una atmósfera protectora del oxígeno y del nitrógeno del aire y una escoria, que son los principales requerimientos de un revestimiento moderno (3). De hecho los electrodos celulósicos se siguen utilizando hasta la actualidad.

Así la soldadura adquiría una posición de importancia central en la construcción de estructuras de ingeniería. Esta tendencia ha continuado y desde la invención, en 1943, del proceso de soldadura con protección por gas inerte los procesos de soldadura se han desarrollado y multiplicado a una gran velocidad, dando como resultado que la gran mayoría de los materiales metálicos utilizados actualmente en la industria puedan ser soldados por algunos de los procesos de soldadura existentes (2).

En la figura 2 se muestra un esquema de la evolución histórica de los procesos de soldadura.

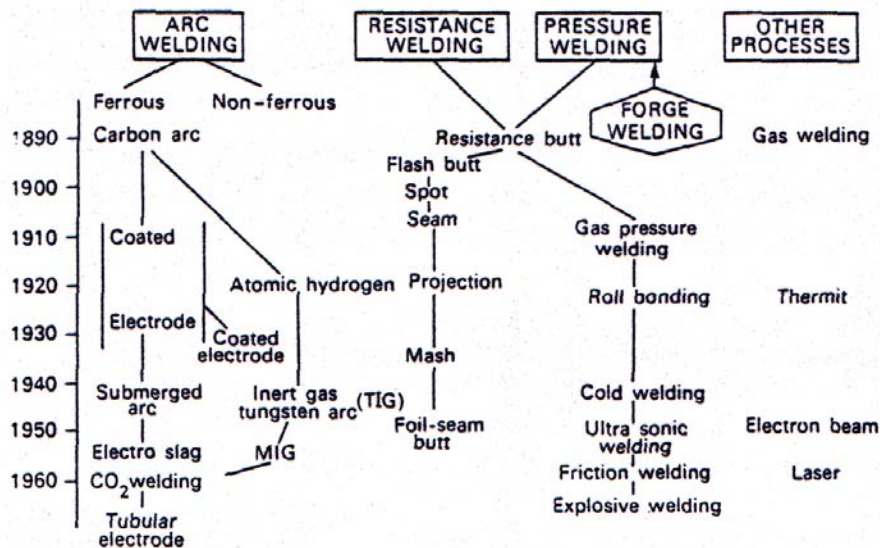


Figura 2.- Evolución histórica de los distintos procesos de soldadura (3).

### 1.2.- Metodología de Investigación

En cuanto a la metodología de investigación en soldadura, a partir de la década de los '70 la investigación en soldadura comenzó a realizarse de forma más sistemática, encarando temas fundamentales para la investigación y el desarrollo de la soldadura en forma extensa a través de programas de investigación. Este nuevo enfoque en la forma de trabajo de los investigadores fue fundamentalmente liderado por los trabajos de Evans en relación a las variables de proceso, W. Savage en solidificación y otros, junto con aportes importantes realizados por las comisiones del Instituto Internacional de Soldadura (IIW) y por The Welding Institute (TWI).

## 2.- Proceso FCAW

### 2.1.- El origen del proceso

Trabajos de investigación sobre electrodos revestidos manuales, realizados hacia fines de los '40, mostraron que el gas producido en la desintegración del revestimiento del electrodo era principalmente CO<sub>2</sub>. Este descubrimiento llevó rápidamente a la utilización de CO<sub>2</sub> como gas de protección en el proceso Gas Metal Arc Welding (GMAW) cuando se lo utilizaba en aceros al carbono. El proceso GMAW protegido con CO<sub>2</sub> se volvió comercialmente disponible a mediados de los '50. Aproximadamente para el mismo tiempo la protección con CO<sub>2</sub> fue combinada con la utilización de un electrodo tubular que contenía fundentes en su interior. Las características operativas fueron mejoradas por la adición de elementos en el relleno y la calidad de la soldadura se mejoró por la eliminación de la contaminación atmosférica. El proceso fue introducido públicamente en la exposición de la American Welding Society (AWS) en Buffalo, New York, en mayo de 1954. Los electrodos y el equipamiento fueron refinados y se introdujo con la forma esencial que hoy tiene en 1957 (4).

A partir de entonces, a través de los sucesivos avances, se ha convertido en la alternativa más apropiada para la realización de muchas uniones soldadas que anteriormente se materializaban con alambre macizo (GMAW) o arco sumergido (SAW) debido a que ofrece una serie de ventajas comparativas. Alta velocidad y eficiencia de soldadura, muy buena penetración, disponibilidad de pequeños volúmenes en diversas aleaciones y diámetros (tan pequeño como 0,9 mm) y excelente operatividad en todas las posiciones son características comunes de los electrodos actuales del proceso Flux Cored Arc Welding (FCAW) (5,6).

## 2.2.- Descripción del proceso

La soldadura por arco eléctrico con alambres tubulares (FCAW) es un proceso de soldadura que utiliza un arco entre un electrodo continuo metálico y la pileta de soldadura. El proceso puede tener una protección proveniente de un fundente contenido en el interior del electrodo tubular, con o sin protección adicional proveniente de una fuente externa de gas, y sin la aplicación de presión (4).

Dentro de lo que es el proceso de soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa y alambre tubulares, se encuentran tres tipos principales de electrodos. En general se clasifican según el tipo de relleno que lleven en su interior: elementos escorificantes ácidos, elementos escorificantes básicos y sin elementos escorificantes o *metal-cored wires* (MCW) (7,8).

En la década de los '80 se desarrolló una nueva familia de electrodos tubulares del tipo ácido para aplicaciones que requieren bajos niveles de hidrógeno difusible en el metal de soldadura.

Desarrollos recientes en electrodos FCAW con protección gaseosa, especialmente en pequeños diámetros y para toda posición, aumentaron la utilización de estos consumibles en aplicaciones que requieren bajos niveles de hidrógeno difusible y propiedades de impacto mejoradas (7,9).

Sin embargo, a pesar de la exitosa aplicación de los alambres tubulares con escoria (ácidos, básicos y ácido-básicos) todavía se necesitaba una mejora en el proceso. Se requería lograr tanto altas velocidades de deposición como alta eficiencia de transferencia. La clave era obtener tanto la alta productividad de los alambres tubulares con escoria manteniendo la alta eficiencia de transferencia de los alambres macizos, así se obtuvieron los alambres tubulares *metal-cored* (MCW) (6).

Cabe aclarar que respecto de los electrodos del tipo *metal-cored* la clasificación no es homogénea en todos los casos. En muchas ocasiones se los clasifica, no como uno de los electrodos FCAW sino que se los incluye en la clasificación dentro los alambres macizos GMAW (4,5,10,11,12).

Varios grados de estos últimos electrodos desarrollados se utilizan satisfactoriamente para la soldadura de aceros al carbono estándar, aceros al carbono con aceros de alto límite de fluencia (HY) y de alta resistencia con baja aleación (HSLA), y a su vez, para soldar este tipo de aceros entre ellos (13).

En la figura 3 se puede ver un esquema del proceso FCAW con protección gaseosa.

El gas de protección generalmente usado es CO<sub>2</sub> o una mezcla Ar-CO<sub>2</sub> formando un envoltorio alrededor del arco y la pileta líquida que los protege de la contaminación atmosférica. Sin embargo, se puede generar oxígeno de la disociación del dióxido de carbono en monóxido de carbono y oxígeno (7,14).

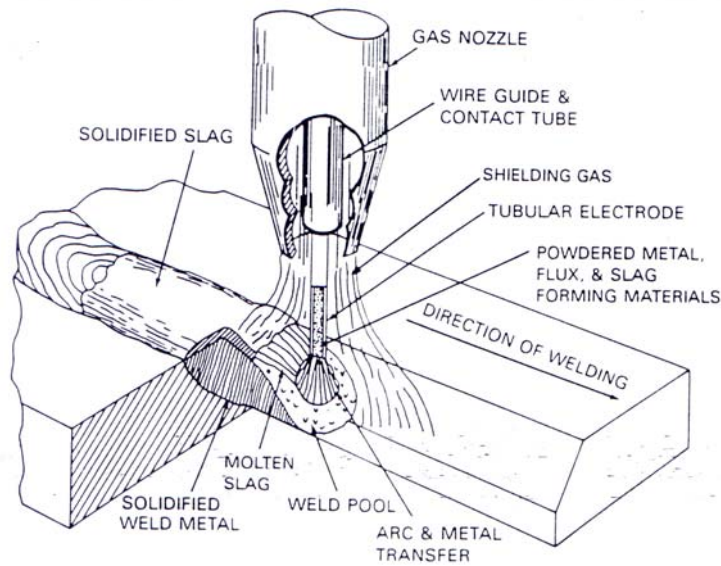


Figura 3.- Proceso FCAW con protección gaseosa (4).

El proceso es utilizado para soldar aceros al carbono y de baja aleación, aceros inoxidable y fundiciones de hierro. También se lo usa para soldadura de punto (tipo *spot*) en juntas solapadas de chapas tanto como para plaquedo (*cladding*) y recargues duros superficiales. A su vez, ha encontrado amplia aplicación en fabricación en planta, en mantenimiento y en trabajo de campo. Es utilizado para producir soldaduras conforme al Código ASME para recipientes a presión, como así también aplicaciones en plataformas *offshore* y construcciones civiles, bajo las reglamentaciones del *American Bureau of Shipping* y ANSI/AWS D1.1 *Structural Welding Code Steel*. Además, recientemente ha encontrado gran aplicación en la soldadura robotizada, fundamentalmente los electrodos del tipo *metal-cored* (4,7).

La mayor productividad comparada con el SMAW es el principal atractivo de los alambres tubulares para muchas aplicaciones. Esto en general se traduce en menores costos globales por kilogramo de metal depositado en juntas que permiten la soldadura continua y fácil acceso de la torcha y del equipo de FCAW. Algunas de las ventajas que posee este proceso son la mayor velocidad de deposición y eficiencia de transferencia. Las mayores desventajas, comparado con el proceso SMAW, son el mayor costo del equipamiento, la relativa complejidad de la puesta a punto y control del equipo y la restricción en la distancia de operación desde el alimentador de alambre. El proceso FCAW puede generar una cantidad importante de humos lo que requiere, excepto para el trabajo de campo, de un equipo de extracción de humos adecuado. Comparado con el proceso GMAW, tiene la necesidad de remover la escoria generada entre pasadas, introduciendo un costo adicional de mano de obra, especialmente en las pasadas de raíz (4). Esto no sucede en el caso de los alambres tipo *metal-cored*, dada su baja generación de escoria.

### 2.3.- Equipamiento

En la figura 4 se puede observar un esquema del equipamiento básico para la soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa y alambres tubulares.

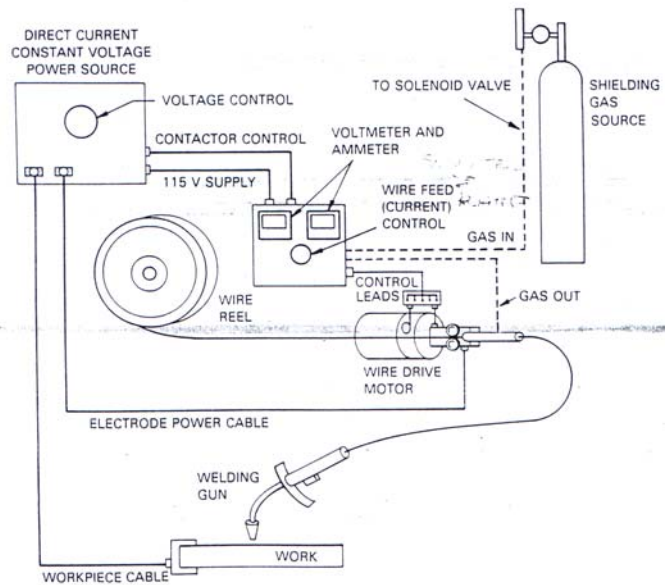


Figura 4.- Equipamiento para FCAW con protección gaseosa (4).

La fuente de poder recomendada es de corriente continua con característica externa de tensión constante, similar a la usada para GMAW. En la figura 5 se puede ver un esquema de la característica externa de la fuente de corriente continua de tensión constante.

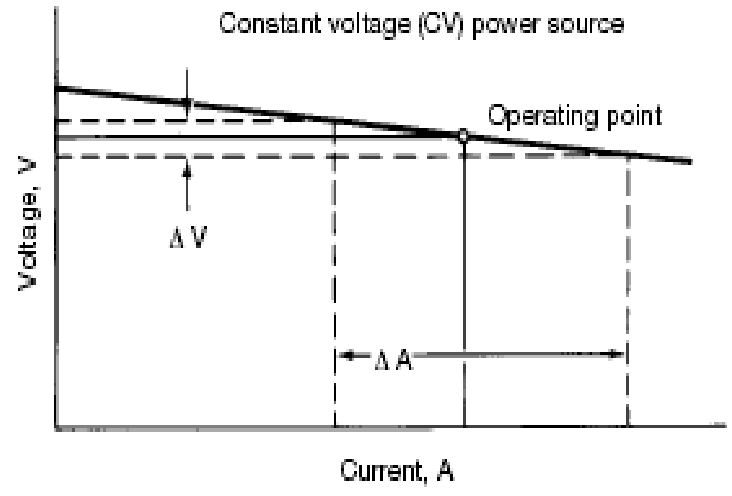


Figura 5.- Característica externa de fuente de corriente continua de tensión constante (15).

La mayoría de las aplicaciones semiautomáticas utiliza menos de 500 A. El control de voltaje debe ser capaz de ajustar en incrementos de 1 volt o menores. A su vez, cuenta con un alimentador de alambre, cuyo propósito es suministrar alambre en forma continua al arco de soldadura a una velocidad constante, previamente ajustada. La velocidad a la que se alimenta el alambre determina la corriente de soldadura que una fuente de poder de tensión constante proveerá. Si la velocidad de alimentación del alambre es cambiada, la máquina automáticamente se ajusta para mantener el voltaje de arco fijado previamente (4).

La torcha típica utilizada en este proceso se puede observar en la figura 6.

Las torchas proveen el contacto interno con el electrodo que conduce la corriente de soldadura. La aplicación de la corriente de soldadura y la alimentación del alambre se controlan

con un gatillo ubicado en la torcha. Pueden ser refrigeradas por aire o agua. En general las refrigeradas por agua pueden soportar mayor corrientes de trabajo (4).

El hecho de que esta variante del proceso FCAW cuente con protección gaseosa implica la existencia de una fuente externa de gas, un regulador de presión, un caudalímetro y las necesarias mangueras y conectores.

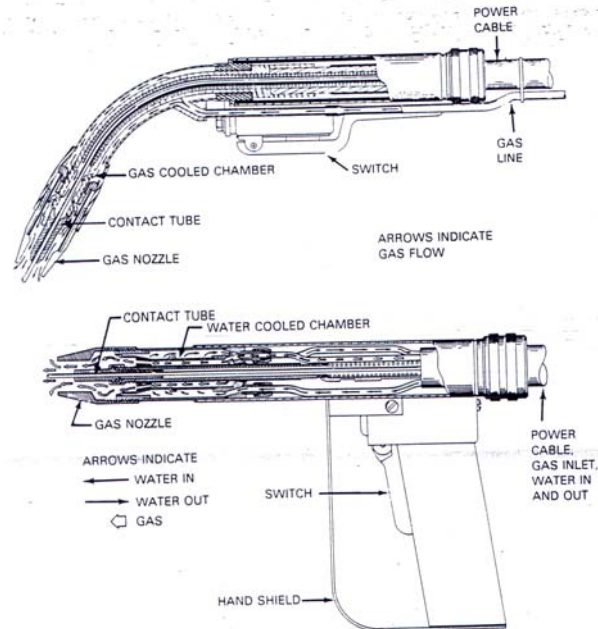


Figura 6.- Torcha típica utilizada en el proceso FCAW con protección gaseosa (4).

Dado que los reguladores pueden congelarse fácilmente y obstruir el paso del gas de protección al utilizar  $\text{CO}_2$ , para evitar dicho problema debe disponerse de calefactores. Se requiere que el gas tenga la pureza para soldadura dado que pequeñas cantidades de humedad puede resultar en porosidad o absorción de hidrógeno en el metal de soldadura. El punto de rocío de los gases de protección debe ser menor que  $-40^\circ\text{C}$  (4).

## 2.4.- Consumibles

### 2.4.1.- Electrodo

FCAW debe gran parte de su versatilidad a la amplia variedad de elementos que pueden ser incluidos en el relleno de un alambre tubular. El electrodo usualmente consiste en un fleje de acero de bajo carbono o acero aleado que encierra un relleno de fundente y elementos de aleación.

En cuanto a la tecnología de fabricación de los alambres tubulares existen básicamente dos tipos: alambres tubulares *sin junta* y *con junta*. En la figura 7 se pueden observar ejemplos de ambos tipos de alambre tubulares.

Los alambres sin junta son cobreados, mientras que los que si la tienen no son cobreados sino que tienen una superficie oxidada (mate) o brillante dependiendo del fabricante.

La tecnología utilizada para la fabricación de los alambres sin junta se basa en un tubo que es llenado con los polvos que forman el relleno y luego es trafilado a través de matrices que lo llevan al diámetro final. Dado que no tiene junta este tipo de alambre permite el mismo tratamiento electrolítico de cobreado que los alambres macizos. Se caracterizan por tener una baja relación de llenado, lo que tiene una influencia negativa en la productividad de los alambres. La relación de llenado es el peso del relleno expresado como el porcentaje del peso total del alambre (7).



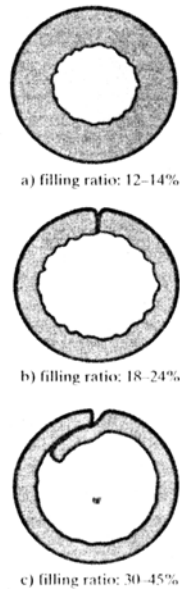


Figura 7.- Alambres tubulares con y sin junta (7).

Por otro lado, la relativamente ancha pared del tubo hace que estos alambres sean más rígidos, lo que aumenta la “alimentabilidad” del alambre a través de largos conductos de cable (7).

Diversas tecnologías existen para la fabricación de los alambres tubulares con junta. Todas ellas usan un fleje de acero que se conforma en forma de U. Luego el fleje conformado se llena con una cantidad medida de relleno granular (materiales escoriificantes y/o elementos de aleación). Posteriormente el fleje se cierra obteniéndose la forma circular y comprimiendo el material del relleno. La sección del tubo es posteriormente reducida hasta la dimensión final, comprimiendo aún mas el relleno. Finalmente se lo enrolla en bobinas (4,7). En la figura 8 se puede observar un esquema del proceso de fabricación mencionado.

La diferencia entre los distintos procesos de fabricación es la forma en la que se produce la reducción del diámetro. El método más común es el trefilado, donde el alambre es pasado a través de una serie de matrices utilizando jabones lubricantes. Estos lubricantes son hidrogenados. Para evitar la porosidad y un alto contenido de hidrógeno en el metal de soldadura los residuos de los lubricantes utilizados deben ser removidos.

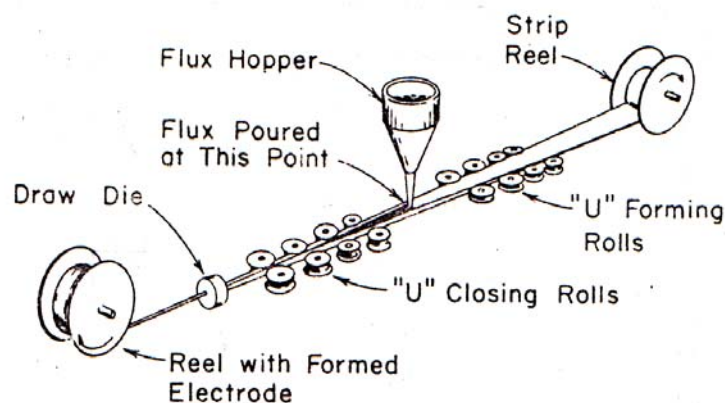


Figura 8.- Esquema del proceso de fabricación por trafilado del alambre tubular (15).

Ya que hay una junta esto no puede ser realizado con detergentes líquidos, lo que explica por qué los alambres trefilados reciben un tratamiento de horneado que produce la capa de óxido superficial azulada característica (7).

Una nueva y avanzada tecnología es el laminado. En este caso la reducción del diámetro del alambre se produce alimentándolo a una serie de rodillos. El laminado es un camino con bajo contenido de lubricantes, logrando alambres limpios (brillantes) que no requieren un tratamiento posterior de horneado. Una tercera tecnología combina etapas de trafilado y de laminado (7). En la figura 9 se pueden observar esquemas de ambos procesos.

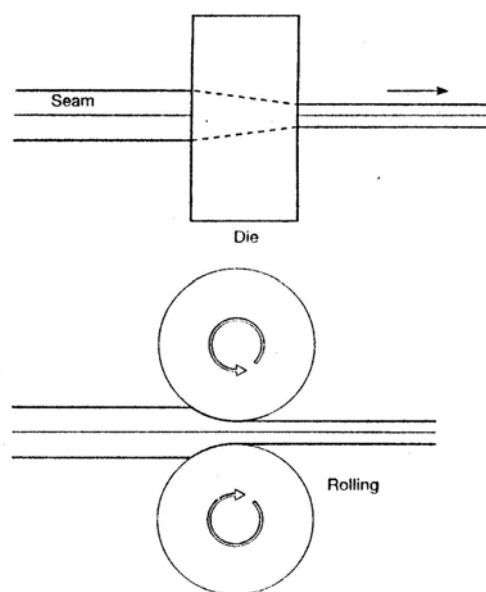


Figura 9.- Esquemas de los procesos de fabricación de los alambres tubulares con junta (7).

Los alambres tubulares con junta pueden tener varias configuraciones, de las cuales el cerrado a tope y el cerrado a solape son las más comúnmente utilizadas (figura 2.7). Una diferencia importante entre ambos es la relación de llenado. Los alambres cerrados a tope tienen una relación de llenado de entre 18 y 24%, mientras que en los cerrados a solape oscila entre 30 y 45%. Para el caso de los alambres sin junta la relación de llenado está entre 12 y 14%. Altas relaciones de llenado permiten mayores velocidades de deposición y la cantidad de elementos de aleación en el relleno es mayor. Actualmente, la mayor cantidad de alambres tubulares no aleados o de baja aleación utilizada es de 1,2 mm de diámetro (7).

En cuanto al tipo de relleno que tienen los alambres tubulares, los electrodos que producen escoria ácida son los más comúnmente utilizados, siendo el dióxido de titanio ( $\text{TiO}_2$ ) el principal componente de su relleno, junto con  $\text{SiO}_2$  y  $\text{MnO}$ . Además se agregan al relleno otros formadores de escoria, estabilizadores de arco, desoxidantes y elementos de aleación. Este tipo de electrodos (E70T-1) produce un arco muy estable, bajas pérdidas por salpicaduras, buena apariencia de los cordones y una escoria fácilmente removible (14). Se los utiliza fundamentalmente en posición bajo mano y filetes horizontales (7).

Como resultado de su baja tensión superficial, muchas y relativamente pequeñas gotas son desprendidas desde el extremo del electrodo y pasan a través del arco a la pileta de soldadura en vuelo libre (similar a la transferencia *spray*), en todo el rango de corrientes (7,8). El metal de soldadura fluido tiene excelentes propiedades de mojabilidad, pero esa misma fluidez junto con la transferencia de vuelo libre es lo que hace virtualmente imposible obtener una soldadura de buena calidad en pasadas de raíz sin un respaldo cerámico (7).

La última generación de alambres tubulares con escoria ácida (E71T-1, E81T1-Ni1), diseñados para soldadura en toda posición y bajos niveles de hidrógeno difusible en el metal de soldadura contiene microaleantes, usualmente boro y titanio y un sistema de escorias levemente más básicas que los alambres tubulares ácidos (rutílicos) estándar. El alto porcentaje de elementos fácilmente ionizables produce un arco muy estable y una transferencia de finas gotas. El alto punto de fusión de la escoria permite la soldadura en toda posición (7,8).

La combinación del sistema de escoria y los microaleantes aumenta la resistencia al impacto debido a una microestructura de fina ferrita acicular y menor cantidad de ferrita en borde de grano y ferrita poligonal. Además los niveles de hidrógeno difusible también se ven reducidos (7,14). Estas buenas propiedades mecánicas se obtienen para la condición *as-welded*. Estos consumibles están disponibles para soldadura de aceros con una resistencia a la tracción de hasta 650 MPa, satisfaciendo requerimientos de tenacidad en Charpy V hasta a  $-50^{\circ}\text{C}$  (7).

Los electrodos tubulares con relleno básico contienen usualmente un sistema de escoria de carbonato de calcio ( $\text{CaCO}_3$ ) y fluorita de calcio ( $\text{CaF}_2$ ). Estos componentes no son fácilmente ionizables por lo que la transferencia es globular y muchas veces irregular. El bajo punto de fusión de la escoria hace que sea difícil su utilización para soldar en posición (8). Además, también se agregan varios tipos de estabilizadores de arco, desoxidantes y aleaciones al relleno. Estos electrodos generalmente producen una transferencia globular y producen más salpicaduras que los ácidos (rutílicos). Para su utilización en posiciones vertical o sobre-cabeza requieren una gran habilidad del soldador, por lo que en general se restringe su uso a posiciones bajo mano y horizontal. Las propiedades al impacto son excelentes, los niveles de hidrógeno difusible bajos y el metal de soldadura tiene buena resistencia a la fisuración tanto en condición *as-welded* como con relevado de tensiones (7,14). La principal limitación de estos consumibles es su pobre operatividad, sobre todo en soldadura en posición, como el riesgo de penetración insuficiente e inclusiones de escoria (7).

A fines de los '80 se desarrolló una nueva generación de alambres tubulares básicos (E71T5-G) con una mucho mejor operatividad en posición, con mucho menor riesgo de defectos de fusión e inclusiones de escoria debido a que opera a mayores voltajes y corrientes con una transferencia denominada "*semi-spray*", un arco abierto con baja frecuencia de corto circuito (7).

Los electrodos con relleno metálico (*metal-cored*) tienen algunas características similares a los alambres tubulares con escoria tales como la forma constructiva y las tecnologías de fabricación y un comportamiento similar al de los alambres macizos. Los MCW contienen principalmente polvo de hierro, desoxidantes, denitrificantes y elementos de aleación en el relleno, con poco o ningún elemento formador de escoria (en general menos de 5%) y se han vuelto una alternativa muy interesante para reemplazar a los alambres macizos. Esto se debe a que usualmente están más fácilmente disponibles y a que son más económicos en los grados aleados. Cuando se los utiliza en el proceso GMAW los electrodos *metal-cored* pueden producir un arco más estable y mejor geometría de cordón que los alambres macizos, produciendo sólo pequeñas islas de productos de desoxidación sobre el cordón (6,7,8,12,16). Buenos valores de impacto en el metal de aporte puro se logra obtener hasta  $-40^{\circ}\text{C}$  con los modernos electrodos del tipo E71T-G.

En la tabla 1 se pueden observar las características de los cuatro tipos de alambres tubulares antes mencionados.

	RUTILE	BASIC	METAL CORED	GASLESS
MAIN CONSTITUENTS	TiO <sub>2</sub> , SiO <sub>2</sub> MnO	CaF <sub>2</sub> , CaCO <sub>3</sub>	Fe, Si, Mn	Al, Mg BaF <sub>2</sub> , CaF
TRANSFER TYPE	SMOOTH	GLOBULAR	SMOOTH	GLOBULAR OR SMOOTH
WELDING POSITION	ALL	FLAT, HORIZONTAL	ALL	ALL
DIFFUSIBLE HYDROGEN	VARIABLE	LOW	VERY LOW	LOW
IMPACT TOUGHNESS AS WELDED STRESS RELIEF	GOOD ↘	EXCELLENT ↗ →	GOOD ↗ →	GOOD →
IMPURITIES				
Ti ppm	200-800	30	30-200	30-100
Nb	100-300	10	10	10
V	100-300	10-100	20-200	10-100
O	600-800	400-600	400-800	40
N	40-100	40-100	40-100	200-1000
Al %	0.01	0.01	0.01	0.5-2.0

Tabla 1.- Características de los cuatro tipos de alambres tubulares (8).

En los alambres *metal-cored* de última generación se modificó tanto la composición del fleje como la de los componentes utilizados en el relleno. Menores niveles de carbono y menores cantidades de componentes con alta presión de vapor y/o fácilmente dissociables (NaF, CaCO<sub>3</sub>) se utilizan en esos productos, siendo estos aspectos los responsables de bajar la velocidad de generación de humos y mejorar las características del arco (6,12). Estos alambres tienen un muy bajo nivel de hidrógeno difusible y pueden soldar en toda posición (8).

En cuanto a los materiales que se incorporan dentro del relleno, en la tabla 2 se puede observar los comúnmente utilizados en el relleno de los electrodos para FCAW.

Elemento	Presente como	Propósito en la soldadura
Aluminio	Polvo metálico	Desoxidante, denitrificante
Calcio	Mineral	Genera protección, forma escoria
Carbono	Elemento en ferroaleaciones	Aumenta dureza y resistencia
Cromo	Ferroaleación o polvo metálico	Mejora creep, dureza, resistencia y corrosión
Hierro	Ferroaleación y polvo de Fe	Metal base o elemento de aleación
Manganeso	Ferroaleación o polvo metálico	Desoxidante, evita fisuración, escoria, dureza
Molibdeno	Ferroaleación	Aumenta dureza y resistencia

Níquel	Polvo metálico	Aumenta dureza, tenacidad y corrosión
Potasio	Mineral	Estabiliza el arco, forma escoria
Silicio	Ferroaleación o mineral	Desoxidante, forma escoria
Sodio	Mineral	Estabiliza el arco, forma escoria
Titanio	Ferroaleación o mineral	Desoxidante, denitrificante, forma escoria
Zirconio	Óxido o Polvo metálico	Desoxidante, denitrificante, forma escoria
Vanadio	Óxido o Polvo metálico	Aumenta resistencia

Tabla 2.- Elementos comúnmente utilizados en el relleno de alambres tubulares para FCAW (8).

#### 2.4.2.- Gases

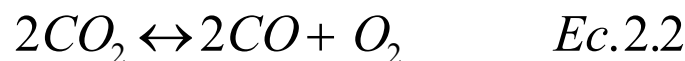
Las normas europeas sobre gases de protección para soldadura (EN439) clasifican los gases por sus potenciales de oxidación. El potencial de oxidación se calcula a partir de la ecuación Ec.2.1 (17).

$$P_o = \%O_2 + \frac{1}{2} \%CO_2 \quad Ec.2.1$$

Las normas norteamericanas sobre gases de protección (AWS A5.32) los clasifica según la composición de las mezclas de gases (8).

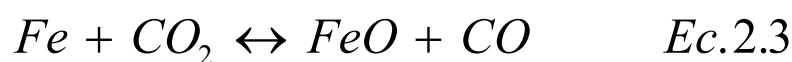
A medida que el potencial de un gas aumenta parte de algunos elementos de aleación se perderán a través del arco en un proceso de oxidación. C, Si y Mn son los más sensibles al aumento del potencial de oxidación de un gas o mezcla de gases. En este sentido, la resistencia del metal de soldadura se verá afectada al variar el porcentaje de elementos de aleación en el mismo (14).

El dióxido de carbono es el gas de protección más ampliamente utilizado para FCAW. Dos ventajas principales con las que cuenta son su bajo costo y su profunda penetración. Aunque generalmente genera una transferencia metálica del tipo globular, algunas formulaciones de fundentes producen transferencia tipo rocío (spray) con CO<sub>2</sub>. Este gas es relativamente inactivo a temperatura ambiente, pero cuando es calentado a altas temperaturas por el arco se disocia para formar monóxido de carbono y oxígeno, según la Ec.2.2.

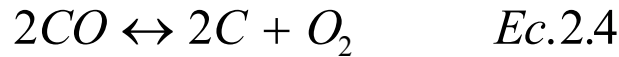


Por lo tanto la atmósfera del arco contiene una considerable cantidad de oxígeno que reacciona con los elementos en el metal fundido. Para contrarrestar el efecto oxidante del CO<sub>2</sub> es que se incorporan materiales desoxidantes (4).

Además el metal fundido reacciona con el CO<sub>2</sub> produciendo óxido de hierro y monóxido de carbono en una reacción reversible, según la Ec.2.3.



A altas temperaturas algo del monóxido de carbono se disocia en carbono y oxígeno, según la Ec. 2.4.



El efecto del CO<sub>2</sub> como gas de protección sobre el contenido de carbono del metal de soldadura de aceros dulces y de baja aleación puede ser diverso. En función de los contenidos de carbono originales del metal base y del electrodo, la atmósfera de CO<sub>2</sub> puede comportarse como carburante o decarburante (4,14). Si la concentración de carbono en el metal de soldadura es menor que aproximadamente 0,05% la piletta líquida tenderá a tomar carbono de la atmósfera protectora de CO<sub>2</sub>. Por otro lado, si el contenido de carbono de la piletta líquida es mayor de alrededor de 0,10% entonces la misma podrá perder carbono. La pérdida de carbono es atribuible a la formación de CO debido a las características oxidantes del CO<sub>2</sub> a altas temperaturas. Cuando esta reacción ocurre el CO puede quedar atrapado en el metal de soldadura como porosidad. Esta tendencia es minimizada proveyendo al relleno del alambre tubular un adecuado nivel de elementos desoxidantes. El oxígeno reaccionará con los elementos desoxidantes más que con el carbono del acero. Esta reacción resultará en la formación de óxidos sólidos que tenderán a flotar hacia la superficie donde formarán parte de la escoria (4).

Las mezclas de gases usadas en FCAW pueden combinar las ventajas individuales de dos o más gases. Cuanto mayor es el porcentaje de gas inerte en las mezclas con CO<sub>2</sub> u oxígeno, mayor será la eficiencia de transferencia de desoxidantes contenidos en el relleno. El argón es capaz de proteger la piletta líquida en todo el rango de temperaturas que tiene lugar a lo largo del ciclo térmico en la soldadura. Su presencia en cantidades suficientes en una mezcla de gases protectora resulta en menor oxidación que la que tiene lugar al utilizar 100% CO<sub>2</sub> como gas de protección (4).

La mezcla más comúnmente utilizada en FCAW con protección gaseosa es 75%Ar-25%CO<sub>2</sub>. El metal de soldadura depositado con esta mezcla generalmente tiene mayores límite de fluencia y resistencia a la tracción que los obtenidos con CO<sub>2</sub>. Cuando se suelda con esta mezcla se obtiene una transferencia del tipo rocío (spray) y es usada fundamentalmente para la soldadura fuera de posición. A su vez, provee una mayor operatividad y mejores características de arco que el CO<sub>2</sub> (4).

El uso de mezclas de gases protectoras con altos porcentajes de gas inerte en electrodos diseñados para ser utilizados con CO<sub>2</sub> puede resultar en un excesivo aumento de Mn, Si y otros elementos desoxidantes en el metal de soldadura. Este mayor contenido de aleación en el metal de soldadura cambiará sus propiedades mecánicas (4).

Mezclas de gases con alto contenido de Ar, tales como 95% Argón - 5% Oxígeno, generalmente no se utilizan en FCAW debido a que se pierde la capa de escoria superficial (4).

Otro factor que es afectado por el tipo de gas utilizado en la protección del arco eléctrico es la *estabilidad de arco*. Ésta, expresa hasta qué punto el arco se mantiene sin modificarse entre el extremo del electrodo y la pieza. Cuando la estabilidad de arco disminuye el arco puede “vagar” por la superficie de la piletta líquida, fluctuar en intensidad y/o cesar momentáneamente. La estabilidad de arco depende de una variedad de factores, de los cuales los dos más importantes son las propiedades físicas y químicas del gas de protección utilizado. Las propiedades físicas de los gases que afectan la columna de plasma son el potencial de ionización, la conductividad térmica y el peso específico. Las propiedades químicas del gas influyen sobre la mojabilidad del arco. Estos factores determinarán la estabilidad del arco (14).

Una alta conductividad térmica de la columna de plasma constreñirá el arco, disminuyendo su tamaño, mientras que una baja conductividad térmica lo expandirá, transmitiendo igual cantidad de calor. Ejemplos de esto podrían ser el helio y el dióxido de carbono, los cuales tienen una conductividad térmica relativamente alta a las temperaturas del arco. Como resultado de la constricción de la columna de plasma, un calentamiento localizado por condensación de

electrones debajo de la punta del alambre fundido contribuirá favorablemente a la transferencia globular (18). El argón tiene una menor conductividad térmica que el helio y el dióxido de carbono a las temperaturas del arco. La columna de plasma con protección de argón se expandirá desde la punta fundida del alambre y se extenderá hacia arriba produciendo una mayor superficie para el calentamiento por condensación de electrones. Este proceso de calentamiento fundirá rápidamente el alambre, produciendo una fina punta en el extremo del alambre. Simultáneamente en presencia de fuertes fuerzas de Lorentz, de origen electromagnético, la rápida fusión producirá un haz de finas gotas que impactan contra el metal base produciendo una profunda penetración direccional en los alambres macizos (14). Adiciones progresivas de CO<sub>2</sub> al argón puro cambiará proporcionalmente el balance entre transferencia *spray* pura a modo globular. A partir del 15% de CO<sub>2</sub> en argón progresivamente la mezcla se va volviendo incapaz de producir una transferencia tipo *spray*. Con 25% de CO<sub>2</sub> en argón la mezcla no puede ser utilizada para producir transferencia *spray* ni *spray* pulsado. En general, es mejor estar fuera de la zona de transferencia globular, para obtener una transferencia estable (14). Los alambres tubulares tipo *metal-cored* y los alambres macizos utilizados para soldar aceros al carbono con CO<sub>2</sub> puro producirán una transferencia globular inestable, por lo que esa combinación no es demasiado utilizada en la práctica (19).

Si se utiliza argón puro para realizar soldaduras por GMAW en aceros al carbono o aceros inoxidables el arco de soldadura se torna inestable. El metal depositado no mojará fácilmente la superficie del acero y muy posiblemente se producirán discontinuidades. Si se introducen adiciones progresivas de CO<sub>2</sub> u O<sub>2</sub> al argón puro se producirá una instantánea estabilización del arco con pequeñas cantidades de especies oxidadas. El agregado de CO<sub>2</sub> también aumentará la emisión de humos de soldadura (14).

A su vez el O<sub>2</sub> tiene un efecto beneficioso en la fluidez, el mojado y la penetración del metal depositado (20).

Cuando se realizan soldaduras por GMAW o con MCW en aceros al carbono la composición óptima de la mezcla de gases de protección que provee una máxima flexibilidad para la aplicación del proceso y la reducción en el nivel de humos corresponde a una mezcla ternaria. Estas mezclas contienen argón como componente fundamental con cantidades variables de CO<sub>2</sub> y O<sub>2</sub>, produciendo una reducción de la zona de transferencia globular, con menores voltajes para comenzar la transferencia tipo *spray* (14).

Por otro lado se tiene que el gas de protección puede afectar el nivel de hidrógeno difusible, que está asociado a problemas de fisuración en frío en la soldadura de aceros al carbono. El hidrógeno puede introducirse al metal de soldadura por diversas fuentes. En soldaduras semiautomáticas estas fuentes de hidrógeno pueden ser el metal de aporte, el metal base húmedo, el gas de protección y de la humedad atmosférica, si no hay una buena protección del arco. La humedad en el gas de protección es medida por su punto de rocío y muchas de las mezclas de gases utilizadas en soldadura se entregan con menos de 10 ppm de humedad en el cilindro (14).

## 2.5.-Variables de proceso

### 2.5.1.- Corriente de soldadura

La corriente de soldadura es proporcional a la velocidad de alimentación del alambre, para un diámetro, una composición y una longitud libre del electrodo dados.

En la figura 10 se puede ver la relación entre la velocidad de alimentación del alambre y la corriente de soldadura para un electrodo típico de acero al carbono con protección gaseosa de CO<sub>2</sub>.

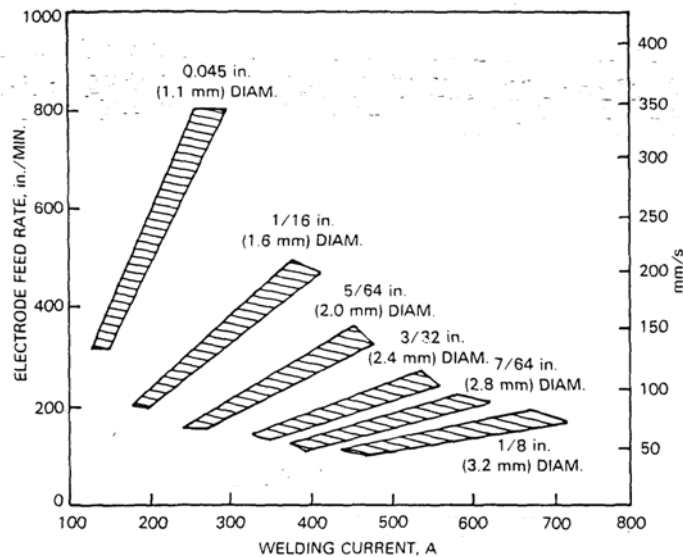


Figura 10.- Velocidad de alimentación del alambre vs. Corriente de soldadura, para varios diámetros, para un E70T-1 (4).

Una fuente de poder de tensión constante del tamaño adecuado se utiliza para fundir el alambre a una velocidad que mantiene constante la tensión de arco (longitud de arco) preajustada. Para una dada velocidad de alimentación del alambre, la corriente de soldadura medida varía con la longitud libre del electrodo. A medida que aumenta la longitud libre del electrodo, la corriente de soldadura disminuye.

Al variar la corriente de soldadura, si las demás variables del proceso se mantienen constantes, para un diámetro de electrodo dado, se tendrán los siguientes efectos:

- Al aumentar la corriente aumenta la velocidad de deposición del electrodo.
- Al aumentar la corriente aumenta la penetración.
- Excesiva corriente produce cordones de soldadura convexos con mal aspecto.
- Corriente insuficiente produce transferencia de grandes gotas y excesivas salpicaduras.

### 2.5.2.- Tensión de arco

La tensión de arco y la longitud de arco están muy relacionadas. El voltaje indicado en el panel de la fuente es la suma de las caídas de voltaje a lo largo del circuito de soldadura. Esto incluye la caída en el cable, en la longitud libre del electrodo, en el arco, en la pieza y en el cable de masa. Por lo que la tensión de arco será proporcional a lo indicado en el panel si consideramos constantes las caídas en los demás elementos del circuito (incluidas sus temperaturas).

La apariencia, la calidad y las propiedades de las soldaduras realizadas con FCAW pueden ser afectadas por variaciones en la tensión de arco. Una tensión de arco demasiado alta (arco demasiado largo) puede resultar en salpicaduras excesivas y en cordones anchos e irregulares. Con electrodos de acero al carbono esto puede provocar porosidad. Una tensión de arco demasiado baja puede resultar en excesivas salpicaduras y cordones angostos y convexos con baja penetración (4).

### 2.5.3.- Longitud libre del electrodo

La longitud libre del electrodo es la porción de electrodo sin fundir que se extiende desde el arco hasta el tubo de contacto durante la soldadura (*stick-out*). En la figura 11 se puede ver un esquema donde se indica la longitud libre de electrodo.

Esta porción de alambre se calienta por resistencia en forma proporcional a su longitud libre, manteniendo las demás variables constantes. La temperatura del electrodo afecta la energía



del arco, la velocidad de deposición y la penetración. También puede afectar la calidad y la estabilidad del arco (4).

El efecto de la longitud libre del electrodo como un factor operativo en FCAW introduce una nueva variable que debe ser tomada en cuenta en conjunto con las demás variables del proceso y con las condiciones de protección. Manteniendo otros parámetros constantes una longitud libre de electrodo demasiado larga produce un arco inestable y excesivas salpicaduras.

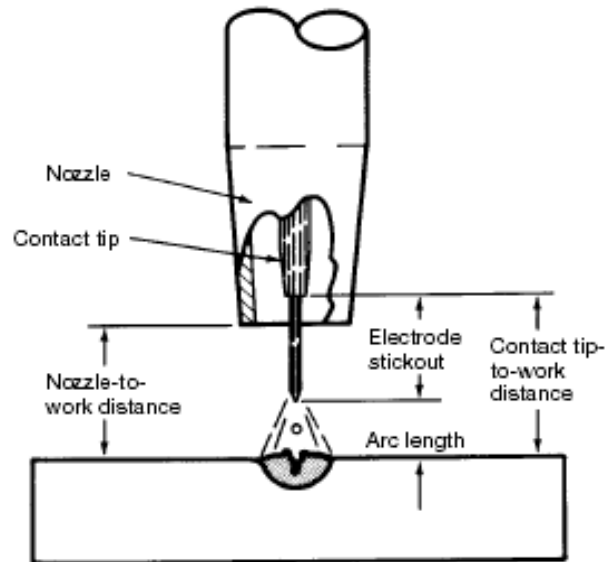


Figura 11.- Esquema de la longitud libre de electrodo o *stick-out* (15).

Una longitud libre demasiado corta puede causar un arco demasiado largo para un voltaje particularmente ajustado. A su vez puede producir un acumulamiento de salpicaduras en la tobera de la torcha que puede interferir con el flujo de gas, perdiendo efectividad la protección. Muchos fabricantes recomiendan longitudes libres de electrodo de entre 19 y 38 mm (4).

#### 2.5.4.- *Velocidad de soldadura*

La velocidad de soldadura afecta la penetración y el contorno. A bajas velocidades de soldadura la penetración es mayor que a altas velocidades. Bajas velocidades de soldadura a altas corrientes resultan en un sobrecalentamiento del metal de soldadura. Esto puede dar lugar a la posibilidad de que se produzcan atrapes de escoria o que se funda el metal base. Altas velocidades de soldadura tienden a dar cordones irregulares y con mala apariencia.

#### 2.5.5.- *Caudal de gas de protección*

Esta variable afecta fundamentalmente la calidad de la soldadura. Un caudal de gas bajo resulta en una pobre protección de la piqueta fundida dando lugar a porosidad y oxidación. Excesivo caudal de gas genera turbulencia y mezcla con el aire. El efecto sobre la calidad de la soldadura será el mismo que cuando falta caudal de gas, en ambos extremos aumentan las impurezas en el metal de soldadura. El caudal de gas adecuado será función del tipo y diámetro de la tobera de la torcha, de la distancia de la tobera hasta la pieza y de los movimientos de aire en el ambiente donde se realiza la soldadura (4).

#### 2.5.6.- *Velocidad de deposición y eficiencia*

La velocidad de deposición es el peso de material depositado por unidad de tiempo. Depende de las variables de soldadura tales como diámetro del electrodo, composición del electrodo, longitud libre del electrodo y corriente de soldadura. En la figura 12 se puede ver la

relación entre velocidad de deposición y corriente de soldadura, para varios diámetros, para un electrodo de acero al carbono típico de FCAW.

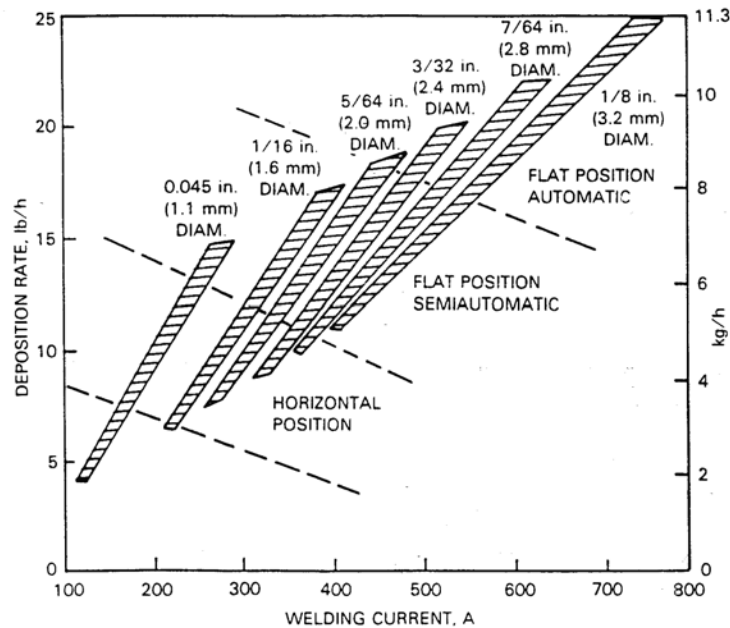
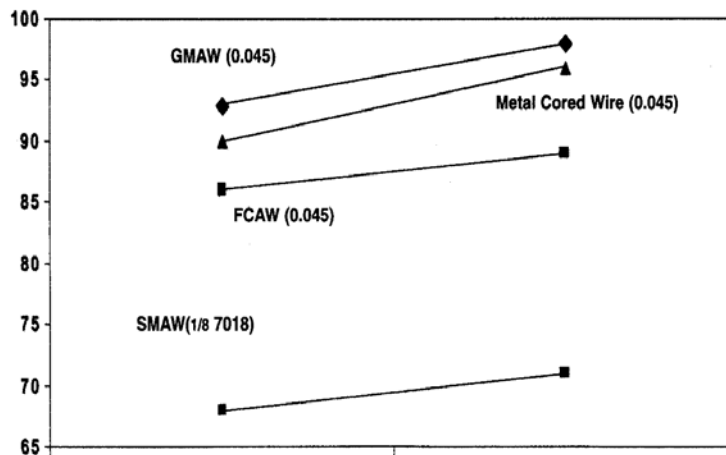


Figura 12.- Velocidad de Deposición vs. Corriente de soldadura, para varios diámetros, para un E70T-1 (4).

La eficiencia de deposición es la relación entre el peso de metal depositado y el peso de metal consumido. En electrodos para FCAW los alambres tubulares con escoria, debido a la producción de escoria y humos, tienen una eficiencia que se encuentra entre 80 y 90%. Para el caso de los *metal-cored* debido a que la generación de escoria es prácticamente nula y la de humos es significativamente menor la eficiencia asciende a entre 91 y 96% (4,6,12). En la figura 13 se puede ver una comparativa de la eficiencia de deposición de varios procesos de soldadura.



Valores extremos bajo distintas condiciones de proceso.

Figura 13.- Eficiencia de transferencia de varios procesos de soldadura (6).

Comparado con un alambre macizo del mismo diámetro, la parte conductora de la sección transversal es mucho menor en un alambre tubular, resultando en una mayor densidad de corriente, a igual corriente de soldadura. Además hay un mayor calentamiento resistivo ( $I^2R$ ). Ambos aspectos contribuyen a una mayor velocidad de fundido del alambre tubular. Las

mayores velocidades de alimentación del alambre necesarias para acompañar la mayor velocidad de quemado compensa la diferencia de costo entre el alambre macizo y el tubular. Hay concretamente un aumento en la velocidad de deposición a favor del alambre tubular (7,12). En la figura 14 se puede ver una comparativa de la velocidad de deposición entre dos alambres tubulares rutilicos de 1,6 mm de diámetro y un alambre macizo.

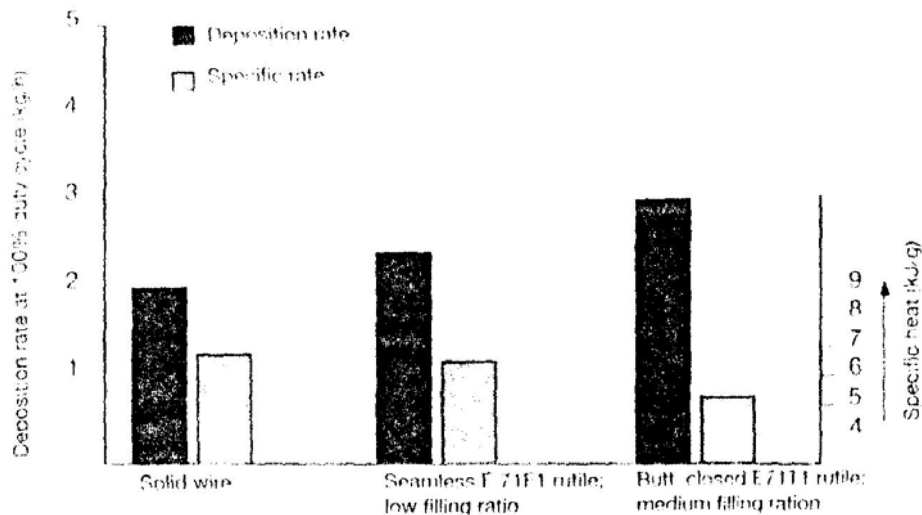


Figura 14.- Relación entre velocidad de deposición y calor específico para un alambre macizo y dos alambres tubulares con distintas relaciones de llenado (7).

La relación de llenado marca también una diferencia en la velocidad de deposición. Con una mayor relación de llenado la sección conductora es menor, produciendo una mayor velocidad de deposición según lo descrito anteriormente. Esta diferencia se da especialmente en soldaduras en posición con alambres de pequeños diámetros. A su vez, se ve como varía un parámetro que se define como el calor generado en el arco respecto de la velocidad de deposición. Éste parámetro se vuelve menor a medida que aumenta la velocidad de deposición. En otras palabras la piletta de soldadura producida con los alambres tubulares es más pequeña y por lo tanto más manejable por el soldador, a pesar de tener mayores velocidades de deposición (7).

Los alambres tubulares del tipo *metal-cored* de última generación tienen una velocidad de deposición de un 10 a un 30% mayor que los alambres sólidos o los tubulares con escoria. Estos alambres tienen una eficiencia de transferencia de alrededor del 95%, produciendo bajo nivel de salpicaduras en la soldadura cuando se utilizan con mezclas ricas en Ar como gas de protección (6,12).

#### 2.5.7.- Ángulo del electrodo

El ángulo al cual el electrodo es mantenido durante la soldadura determina la dirección a la que la fuerza del arco es aplicada hacia la piletta fundida. Cuando las variables de soldadura están adecuadamente ajustadas, la fuerza del arco puede ser utilizada para vencer el efecto de la gravedad. Cuando se realizan soldaduras con preparación de junta y de filete en posición bajo mano, la gravedad tiende a hacer que la piletta líquida avance delante de la soldadura. En este sentido, la fuerza del arco puede ser utilizada no sólo para darle la forma deseada al cordón sino también para evitar atrapamientos de escoria en el metal de soldadura. Para esto el electrodo debe ser sostenido a un ángulo respecto de la vertical con la punta del electrodo hacia la soldadura. Éste ángulo se denomina *ángulo de arrastre*. En la figura 15 se puede ver un esquema de la posición del electrodo y el ángulo de arrastre.

El ángulo de arrastre depende del método de FCAW, del espesor del metal base y de la posición de soldadura. Para FCAW con protección gaseosa el ángulo de arrastre debe ser pequeño, usualmente entre 2 y 15° y no más de 25°. Si el ángulo de arrastre es mayor la efectividad del gas de protección se pierde.

Cuando se suelda en vertical ascendente se puede utilizar un pequeño ángulo de avance del electrodo, inverso al de arrastre (4).

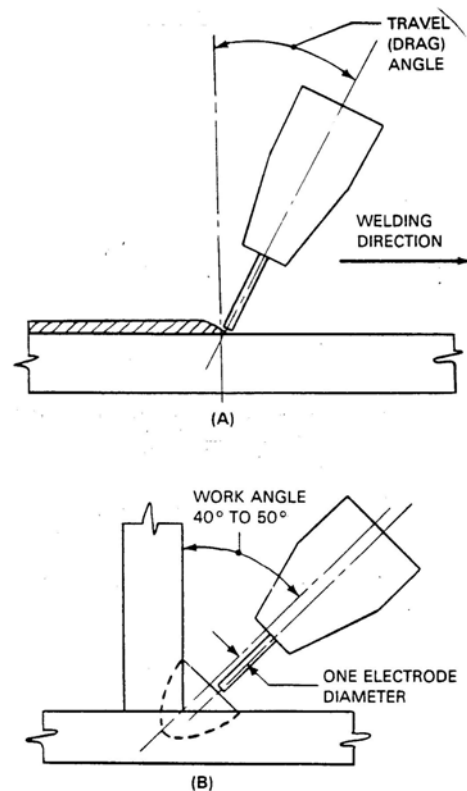


Figura 15.- Ángulo de arrastre (4).

## 2.6.- Calidad de la soldadura

La calidad de las soldaduras que pueden producirse con el proceso FCAW depende del tipo de electrodo que se utilice, el método (con protección, sin protección, etc.), la condición del metal base, el diseño de la junta y las condiciones de soldadura. A cada uno de estos tópicos se le debe prestar particular atención para producir soldaduras sanas y con las mejores propiedades mecánicas. Los procedimientos de soldadura para soldar fuera de posición plana deben ser evaluados cuidadosamente respecto de la calidad obtenida en la soldadura (4).

En general pueden producirse soldaduras sanas con FCAW en aceros al carbono y de baja aleación que se encuentran dentro de los requerimientos de diversos códigos de construcciones soldadas.

Las propiedades al impacto del metal de soldadura de aceros de bajo carbono pueden ser influidas por el método de soldadura. Algunos electrodos autoprotegidos son altamente desoxidados produciendo metales de soldadura con relativamente baja tenacidad. Unos pocos electrodos de acero de bajo carbono están diseñados para tolerar una cierta cantidad de óxido en el metal base. En general se espera alguna pérdida de la calidad de la soldadura cuando se sueldan materiales sucios (4).

Por otro lado, la combinación del gas de protección y la formulación apropiada del relleno del alambre tubular generalmente produce soldaduras sanas con buenas propiedades mecánicas. En general la composición del electrodo debe ser similar a la del metal base (4).

Una diferencia esencial entre la soldadura con alambre macizo por GMAW y con FCAW con protección gaseosa es el tipo de transferencia. Los alambres macizos, que requieren mezcla de Ar-CO<sub>2</sub> como gas de protección, producen un arco pequeño y una transferencia metálica muy dirigida. Las gotas de metal cruzan el arco a lo largo de la línea central, una tras otra a una alta frecuencia, lo que puede ser observado en el característico cono del arco. Debido a esta transferencia axial las gotas entran en la pileta líquida dentro de un área de proyección relativamente pequeña, concentrando toda la energía de las gotas en esta pequeña área. Los alambres tubulares tienen un arco más amplio. Las gotas se desprenden del fleje y toman una mucho mayor área de proyección produciendo una distribución de la energía mucho más uniforme (7). En la figura 16 se puede ver un esquema de la forma que adopta el cordón para los alambres macizos y tubulares.

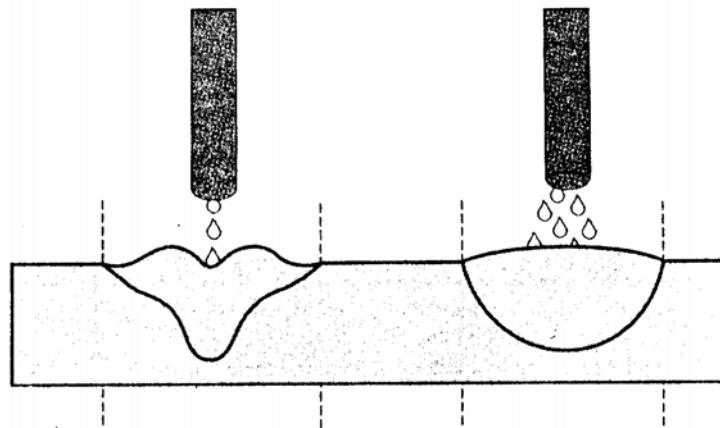


Figura 16.- Esquema de la forma del cordón para alambre macizo (izq.) y tubular (der.) (7).

Esta diferencia en las características del arco de los alambres macizos y tubulares tiene una fuerte influencia en la calidad de la soldadura. Típicamente la penetración de los alambres macizos adopta una forma irregular como se muestra en la figura. El menor desalineamiento de la torcha puede causar defectos de fusión como la falta de fusión lateral de la junta. La penetración de los alambres tubulares tiene una forma menos profunda pero más amplia, otorgándole una mucho mayor tolerancia en el caso del desalineamiento de la torcha, reduciendo el riesgo de que se produzcan defectos de fusión. Este efecto es todavía más marcado cuando se utiliza CO<sub>2</sub> en lugar de la mezcla de Ar-CO<sub>2</sub> como gas de protección, dado que el CO<sub>2</sub> tiene una mayor conductividad térmica por lo que el calor del arco se extiende sobre un área mayor promoviendo una penetración circular favorable (7).

Otras diferencias se pueden observar en la apariencia de la soldadura. Especialmente para altas corrientes la transferencia axial de los alambres macizos crea una pileta líquida turbulenta y ondeada. Como resultado las soldaduras pueden no ser planas y mostrar aguas irregulares en la superficie del cordón. Los alambres tubulares, debido al tipo de transferencia generan un cordón con aguas suaves (7).

En cuanto a las salpicaduras los alambres macizos generan mayor salpicadura sobre todo cuando se sueldan en transferencia globular o de corto circuito. Los alambres tubulares rútilicos pueden estar virtualmente libres de salpicaduras en transferencia *spray*, especialmente cuando se utiliza la mezcla rica en Ar como gas de protección (7,12). Sin embargo se indica en la literatura que el sistema de escoria en los alambres tubulares puede complicar los mecanismos de transferencia desde el arco y no observarse las distintas transiciones que se observan para los alambres macizos y los *metal-cored* (14).

Los alambres *metal-cored* ofrecen más libertad operativa cuando se evita la transferencia globular ajustando mayores tensiones de arco, logrando una transferencia tipo *spray* suave (7,12).

En la figura 17 se puede ver el tipo de transferencia en función de la corriente y la tensión para alambres tipo *metal-cored*.

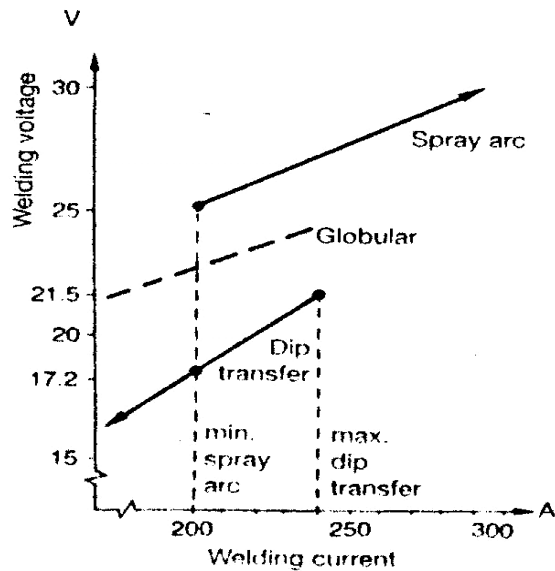


Figura 17.- Modos de transferencia para alambres tipo *metal-cored* (7).

La transferencia en corto circuito ocurre a relativamente bajos niveles de tensión y se caracteriza por una sucesión de rápidos apagados y encendidos del arco eléctrico. Es útil para soldar materiales de pequeño espesor en todas las posiciones de soldadura. En la transferencia globular los parámetros son mayores que para la transferencia en corto circuito. El arco es continuo pero la transferencia es errática y a veces ineficiente, dando como resultado penetración limitada, apariencia del cordón irregular y excesivas salpicaduras. La soldadura bajo este tipo de transferencia es generalmente restringida a las posiciones bajo mano y horizontal. Por lo dicho anteriormente la transferencia globular generalmente se desea evitar (14).

En la transferencia tipo *spray* o rocío los parámetros (tensión y corriente) son mayores que para la transferencia globular. Sin embargo debido a los altos parámetros de soldadura la piletta líquida es muy fluida por lo que su aplicación con alambres macizos o *metal-cored* se encuentra restringida a las posiciones bajo mano y horizontal, por no tener escoria que funcione como contención mecánica (14). En la figura 18 se puede ver un esquema de la forma del electrodo y las salpicaduras para las transferencias *spray* y globular.

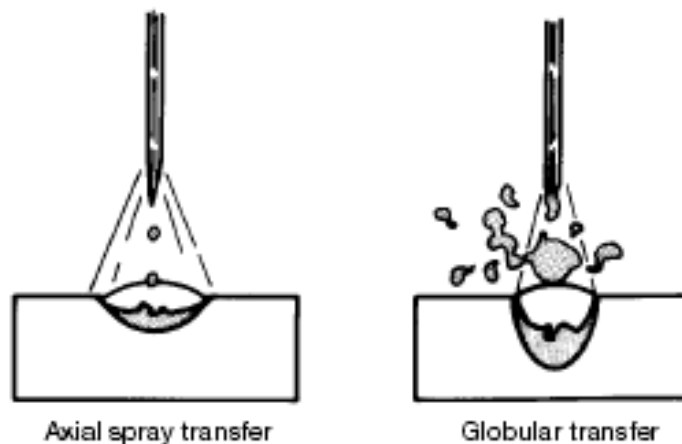


Figura 18.- Esquema de forma del electrodo y salpicaduras para transferencia spray y globular (14).

En la transferencia pulsada, el arco de soldadura pulsa entre parámetros de base y de pico, previamente ajustados en la fuente de poder. En los parámetros de base el arco no se extingue y en los de pico la transferencia es del tipo *spray*. En este tipo de transferencia, debido al preciso control del calor aportado, se logra producir una soldadura de buena calidad en toda posición incluso con alambres macizos y *metal-cored*. Los últimos avances en la tecnología de las fuentes de poder y en el control de las mismas han producido una serie de ventajas entre las que se encuentra una mayor productividad de la soldadura en los procesos automatizados (14).

La creciente disponibilidad de aceros para la construcción tratados termomecánicamente o de enfriamiento acelerado, con una templabilidad ampliamente reducida ofrece a la industria la oportunidad para disminuir o hasta evitar el costoso proceso de precalentamiento. Para esto, los consumibles con muy bajo hidrógeno son un prerequisite. En este sentido, el nivel de hidrógeno en el metal de soldadura de los alambres tubulares se ha vuelto un aspecto de renovado interés, especialmente para la fabricación de alta calidad.

Para los alambres tubulares básicos y para los *metal-cored* es esperable un nivel de hidrógeno difusible menor de 5ml/100g, dentro de todo el rango de parámetros utilizables. En general tienen un contenido inicial de hidrógeno muy bajo y una relativamente baja sensibilidad de absorción frente a los parámetros de soldadura. Ya que estos consumibles no contienen ingredientes higroscópicos en su relleno, su reabsorción de humedad durante el almacenamiento o exposición en la estación de trabajo es limitada (7,8).

Por otro lado, en los alambres tubulares del tipo rutilico, que son los más utilizados, el nivel de hidrógeno en el metal de soldadura es fuertemente dependiente de la tecnología de fabricación y de la formulación de su relleno. En estos alambres, en general, para compensar la pérdida de estabilidad de arco en los alambres trefilados, como consecuencia del proceso de horneado necesario, se incluyen en el relleno poderosos estabilizadores de arco sintéticos (21) que son higroscópicos, volviendo a los alambres sensibles a la reabsorción de humedad. Sin embargo, en los alambres tubulares rutilicos fabricados por laminado, método que requiere un bajo nivel de lubricación, no se necesita la incorporación de estabilizadores de arco debido a que no deben hornearse. Esto provee una óptima transferencia de corriente sin aumentar la higroscopicidad del alambre (7).

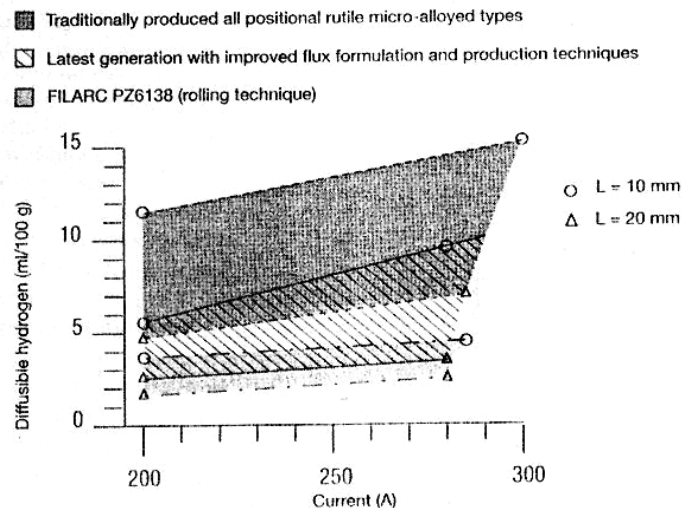


Figura 19.- Corriente y la longitud de arco vs. hidrógeno difusible para un E81T1-Ni1 (7).

En la figura 19 se puede ver el efecto de los parámetros de proceso (corriente y longitud de arco) en el nivel de hidrógeno difusible en el metal de soldadura, para las distintas técnicas de fabricación de los alambres tubulares rútilicos.

Varios tipos de discontinuidades pueden resultar de malas prácticas o procedimientos. Aunque muchas de estas discontinuidades son inocuas respecto del deterioro de las propiedades de la unión, afectan la apariencia de la soldadura y por consiguiente la reputación de la soldadura por FCAW. Estos problemas, así como sus causas y soluciones se pueden ver en la tabla 3.

Problema	Posible causa	Acción correctiva
Porosidad	Bajo caudal de gas	Aumentar el caudal de gas
	Alto caudal de gas	Disminuir el caudal de gas
	Viento excesivo	Proteger la zona de soldadura
	Gas contaminado	Controlar la fuente de gas
	Metal base contaminado	Limpiar las caras de la junta
	Alambre contaminado	Limpiar el alambre
	Relleno insuficiente	Cambiar el electrodo
	Tensión excesiva	Disminuir la tensión
	Long. libre del electrodo excesiva	Balancear la corriente
	Excesiva velocidad de soldadura	Ajustar velocidad
Falta de fusión o penetración	Manipulación errónea	Dirigir el electrodo a la raíz
	Parámetros erróneos	Regular parámetros
	Diseño de junta erróneo	Aumentar apertura de raíz
Fisuración	Restricción de junta excesiva	Precalear, disminuir restric.
	Electrodo erróneo	Revisar formulación y relleno
	Desoxidantes insuficientes	Revisar formulación y relleno
Alimentación de alambre	Desgaste del tubo de contacto	Disminuir presión de rodillos
	Fusión del tubo de contacto	Reducir tensión
	Conducto de alambre sucio	Limpiar o cambiar conducto

Tabla 3.- Discontinuidades en FCAW, causas y soluciones (4).

## 2.7.- Seguridad



La soldadura con FCAW puede ser realizada de forma tal de proveer tanto al soldador como a quienes se encuentren en los alrededores de la zona de soldadura, la máxima seguridad respecto de su integridad física.

FCAW genera humos a una velocidad por kilogramo de metal depositado similar a la de SMAW, pero debido a que la velocidad de deposición es mucho mayor, la velocidad de generación de humos en gramos por minuto es mucho mayor que para SMAW.

En particular, los alambres tubulares tipo *metal-cored* producen un menor nivel de humos, más aún cuando se utilizan con mezclas ricas en Ar como gas de protección. El CO<sub>2</sub> puro es el que produce mayor nivel de polución por humos. El cálculo de la cantidad de humos generados se realiza en base a la cantidad de partículas capturadas en los filtros de ensayo, según la norma AWS F1.2-92 (14).

En la figura 20 se puede ver una comparativa del nivel de humos generados por los distintos procesos y consumibles.

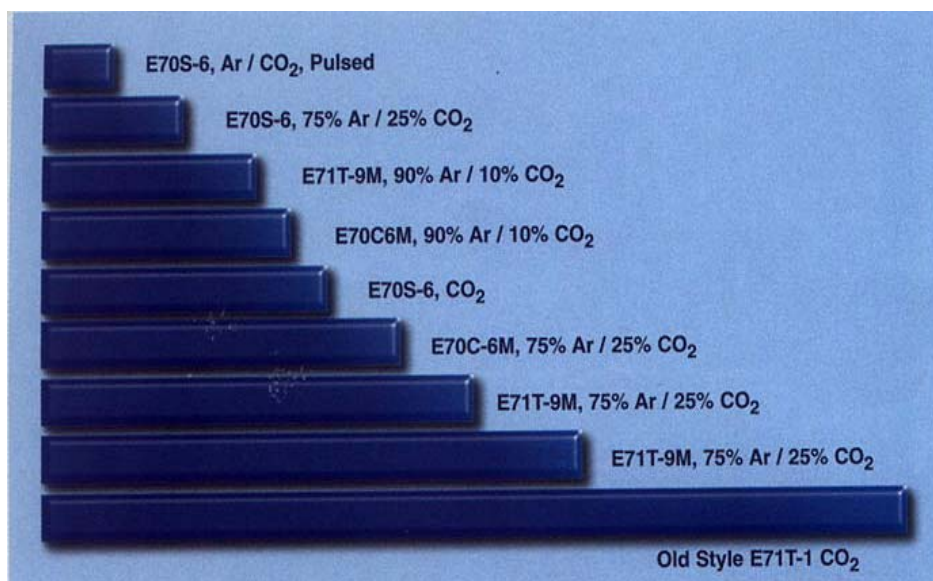


Figura 20.- Generación de humos en distintos procesos y consumibles (6).

En Norte América, Europa y partes de América del Sur y Asia la exposición de los soldadores es estrictamente controlada. La mejor solución a cualquier situación de exposición es minimizar la cantidad de humos generados en el arco. En este sentido, la última generación de alambres *metal-cored* produce entre un 20 y 50% menos de humos que los alambres tubulares con escoria comparables (12).

Es importante asegurarse que la concentración de humos y vapores se encuentre por debajo del límite permisible de exposición (PEL), especificado en 5mg/m<sup>3</sup> por la Administración de Salud y Seguridad Ocupacional (OSHA) del Departamento de Trabajo de los Estados Unidos de América.

Especial precaución se debe tener en proteger al soldador de aspirar vapores de manganeso cuando se sueldan productos tipo Hadfield. Asimismo cuando se sueldan aceros inoxidable o aleaciones con alto contenido de cromo debido a la generación de vapores de cromo (4).

Se debe tener requerimientos de seguridad con los gases de protección cuando se suelda en espacios cerrados. Estos gases no son venenosos pero sí asfixiantes y pueden desplazar el oxígeno. Cuando se suelda con gases con alto contenido de argón se generará sustancial radiación ultravioleta, que puede reaccionar con el oxígeno en los alrededores del arco formando ozono (4,12).

Una utilización segura del proceso FCAW implica una cuidadosa evaluación de estos factores y la aplicación de las medidas correctivas necesarias antes de la soldadura.

### 2.8.- Costos y Productividad

En la tabla 4 se puede ver un cálculo comparativo de los costos y de la productividad de la soldadura, para un alambre macizo ER70S-6 y un alambre tubular rutilico, ambos de 1,2 mm de diámetro. La soldadura evaluada es un filete en vertical ascendente.

Sin importar en qué lugar del mundo se ubique, el principal objetivo de cualquier usuario de un proceso de soldadura es lograr altos niveles de calidad y productividad con el menor costo posible. En los países industrializados donde el costo de la mano de obra es una fracción importante del costo total, un proceso de soldadura que permita al soldador trabajar más rápida y eficientemente será el elegido para ser utilizado en fabricaciones soldadas. En los países donde los costos laborales son significativamente menores, el factor controlante del costo total es el costo asociado con los consumibles. Por lo que consumibles con altas velocidades de deposición y alta eficiencia pueden ser efectivamente utilizados para disminuir el costo total de fabricación (12).

A pesar de no ser nuevos en el mercado de los consumibles, los alambres tubulares del tipo *metal-cored* han sido recientemente rediseñados para cubrir las necesidades de los usuarios. Estos nuevos productos tienen una velocidad de deposición de un 10 a un 30% mayor que los alambres sólidos o los tubulares con escoria. Además, las soldaduras multicapa se pueden realizar sin limpieza entre pasadas debido a su baja generación de escoria. Estos alambres tienen una eficiencia de transferencia de alrededor del 95%, produciendo bajo nivel de salpicaduras y humos en la soldadura cuando se utilizan con mezclas ricas en Ar como gas de protección (12). De esta manera ciertos costos de limpieza (escoria y salpicaduras) y equipos de extracción de humos se ven disminuidos.

Input Data PZ6113	Units	E/US-6 solid wire 1.2 mm	FILARC 1.2 mm
Material	-	steel/stainless	steel/stainless
Density	g/cm <sup>3</sup>	7.85	7.85
Welding process	-	MIG/MAG	MIG/MAG
Gas used	-	CO <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>
Gas/wire consumption	m <sup>3</sup> /kg	0.30	0.25
Gas price	\$/kg	1.50	1.50
Electrode/wire price	\$/kg	0.70	2.50
Deposition rate	kg/h	1.60	3.60
Net efficiency	%	85	85
Wage + overheads	\$/h	15.50	15.50
No. of work hours/year	h	1760	1760
Arc time factor	%	30	30
Work under inspection	%	100	100
Rejection	%	5	3
Extra hours preparation & repair	h	4	4
Investment costs	\$	5,000	5,000
Interest	%	10	10
Depreciation time	years	5	5
<b>Computed results</b>			
Net deposition rate	kg/h	0.46	1.05
Filler material consumption	kg/h	0.56	1.27
Gas consumption	m <sup>3</sup> /h	0.17	0.32
Filler material costs	\$/h	0.90	4.13
Labour costs	\$/h	18.60	17.36
Investment costs	\$/h	0.85	0.85
Total costs	\$/h	20.36	22.34
<b>Joint specific input data</b>			
Joint type	-	fillet a-5	fillet a-5
Joint upper angle	-	90°	90°
Land	mm	0.00	0.00
Throat thickness	mm	5.00	5.00
Gap	mm	0.50	0.50
Reinforcement	mm	1.20	1.20
<b>Computed results</b>			
Weld joint area	mm <sup>2</sup>	37.93	37.93
Filler material costs	\$/m	0.59	1.17
Labour costs	\$/m	12.15	4.93
Investment costs	\$/m	0.56	0.24
Total costs	\$/m	13.29	6.35
Productivity	m/h	<b>1.53</b>	<b>3.52</b>

Tabla 4.- Comparativa de costo y productividad de un alambre macizo y un tubular rutilico (7).

### 2.9.- Ventajas y desventajas

La soldadura por FCAW tiene muchas ventajas respecto a la soldadura con electrodo revestido manual (SMAW), así como ciertas ventajas sobre los procesos de arco sumergido (SAW) y de soldadura semiautomática con alambre macizo y protección gaseosa (GMAW). En muchas aplicaciones el proceso FCAW provee soldaduras de alta calidad a un menor costo con menos esfuerzo del soldador que el proceso SMAW. Es más amigable que el proceso GMAW y más flexible y adaptable que el SAW. Estas ventajas se pueden enumerar de la siguiente forma (4,6,7,12):

- Metal de soldadura depositado de alta calidad.
- Excelente apariencia (soldaduras suaves y uniformes).
- Excelente contorno de los filetes horizontales.

- Pueden soldarse diversos aceros en un amplio rango de espesores.
- Alto factor de operatividad (fácilmente automatizable).
- Alta velocidad de deposición (alta densidad de corriente).
- Relativamente alta eficiencia de deposición del electrodo.
- Ingeniería de diseño de juntas económica.
- Arco visible (fácil de utilizar).
- Menor limpieza previa que GMAW.
- Menor distorsión que SMAW.
- Velocidad de deposición hasta 4 veces mayor que SMAW.
- Alta tolerancia de contaminantes que puedan producir fisuración.
- Resistencia a la fisuración bajo cordón.
- Los electrodos del tipo *metal-cored* producen muy baja escoria con buenas propiedades.
- Más económico que GMAW, sobre todo para soldadura en posición a pesar del mayor costo del alambre.
- Menor riesgo de defectos de fusión que GMAW.
- Menos salpicaduras y sensibilidad a la porosidad que GMAW.
- Los electrodos del tipo autoprotegidos eliminan la necesidad del gas de protección o del fundente externo.
- Mayor productividad respecto del proceso GMAW en muchas aplicaciones.

Algunas de las desventajas de este proceso se pueden enumerar de la siguiente forma (4,6,12):

- Está limitado actualmente a la soldadura de aleaciones ferrosas y base níquel.
- El alambre tubular tiene un mayor costo por peso que el alambre macizo, excepto para ciertos aceros de alta aleación.
- El equipamiento es más costoso y complejo que el utilizado en SMAW, aunque el aumento de la productividad generalmente compensa su costo.
- La fuente de poder y el alimentador de alambre deben estar relativamente cerca del lugar de soldadura.
- Para la versión con protección gaseosa, la protección externa puede ser afectada adversamente por vientos.
- Debido a la mayor complejidad del equipamiento se requiere mayor mantenimiento que en SMAW.
- Se generan más humos que en GMAW y SAW.

### **3.- Transferencia de calor y flujo de fluido en soldadura por fusión**

Durante la soldadura por fusión la interacción entre el metal base y la fuente de calor lleva a rápidos calentamiento y fusión, y a una vigorosa circulación de metal fundido. En la pileta líquida la circulación de este metal fundido está controlado por agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas. La transferencia de calor y el flujo de fluido resultantes afectan la distribución de temperaturas en el metal base, la forma y tamaño de la pileta líquida, el proceso de solidificación, la velocidad de enfriamiento y las cinéticas de transformación en estado sólido en el metal de soldadura y la en zona afectada por el calor (HAZ) (22,23).

La variación de la temperatura con el tiempo, a menudo denominada como *ciclo térmico*, afecta a la evolución microestructural, las tensiones residuales y la magnitud de las distorsiones en la soldadura. Sobre la superficie de la pileta líquida la distribución de temperaturas influye en la pérdida de elementos de aleación por evaporación y en la absorción y desorción de hidrógeno y de otros gases como oxígeno y nitrógeno, por lo que la composición, la microestructura y

propiedades resultantes del metal de soldadura se ven afectadas (23). En el interior del metal de soldadura las inclusiones no metálicas crecen o se disuelven dependiendo de la temperatura local.

La predicción y el control tanto de las temperaturas, de las velocidades de circulación del fluido en la pileta líquida y de las velocidades de enfriamiento son esenciales para asegurar la calidad de la soldadura con la geometría de la zona de fusión deseada, la composición química y la microestructura, así como también bajas tensiones residuales y distorsiones (22).

Dado que la medición de las temperaturas superficiales, dentro de la pileta líquida o en las zonas que se mantienen en estado sólido es por lo menos difícil, además de costoso y complejo, un recurso muy utilizado es el uso de métodos de modelado numérico que permitan aportar información de la transferencia de calor durante la soldadura por fusión.

En toda soldadura sólo una fracción de la energía disipada por la fuente de calor es realmente absorbida por el metal base. La eficiencia del arco es un parámetro importante para la medición de la eficiencia de la transferencia de calor durante los procesos de soldadura por arco eléctrico (22).

En la pileta líquida, el calor es transportado por convección y conducción. Debido a la complejidad del fenómeno de flujo de calor convectivo usualmente los cálculos para transferencia de calor en soldadura se limitan a la aplicación de transferencia de calor por conducción. Sin embargo este tipo de cálculos representa una aproximación simple y útil al problema de transferencia de calor en soldadura por fusión (22).

A partir del proceso de transferencia de calor desde el arco de soldadura a la pieza y dentro de la misma pieza se determinan parámetros importantes como la temperatura máxima o pico, el tamaño y la forma de la pileta de soldadura y de la zona afectada por el calor, y las velocidades de enfriamiento del metal de soldadura y de la zona afectada por el calor.

### 3.1.- Transferencia de calor

La transferencia de calor en la soldadura es gobernada principalmente por el transporte de calor dependiente del tiempo, por conducción y convección, que es expresada por la ecuación Ec. 2.7 basada en la conservación de la energía (31).

$$\rho \frac{\partial}{\partial t} [CT] + \rho v_x \frac{\partial}{\partial x} [CT] + \rho v_y \frac{\partial}{\partial y} [CT] + \rho v_z \frac{\partial}{\partial z} [CT] = \frac{\partial}{\partial x} [k \frac{\partial T}{\partial x}] + \frac{\partial}{\partial y} [k \frac{\partial T}{\partial y}] + \frac{\partial}{\partial z} [k \frac{\partial T}{\partial z}] + S \quad \text{Ec.2.7}$$

Donde:

k: conductividad térmica [0,028 J/mm s °C]

T: temperatura en la soldadura [°C]

ρ: densidad del metal [g/mm<sup>3</sup>]

C: calor específico del material [J/g °C]

t: tiempo [seg]

v<sub>x</sub>: componente de la velocidad en la dirección de x [mm/seg]

x: coordenada en la dirección de la soldadura [mm]

v<sub>y</sub>: componente de la velocidad en la dirección de y [mm/seg]

y: coordenada en la dirección transversal a la soldadura [mm]

v<sub>z</sub>: componente de la velocidad en la dirección de z [mm/seg]

z: coordenada en la dirección normal a la superficie de la soldadura [mm]

S: velocidad de generación de calor interno volumétrico [J/mm<sup>3</sup> seg]

El sistema de coordenadas se puede ver en la figura 21. El origen coincide con el centro de la fuente de calor en la superficie de la pieza. La fuente de calor se mueve a una velocidad  $U$  en la dirección del eje  $x$ , mientras que la pieza permanece estacionaria.

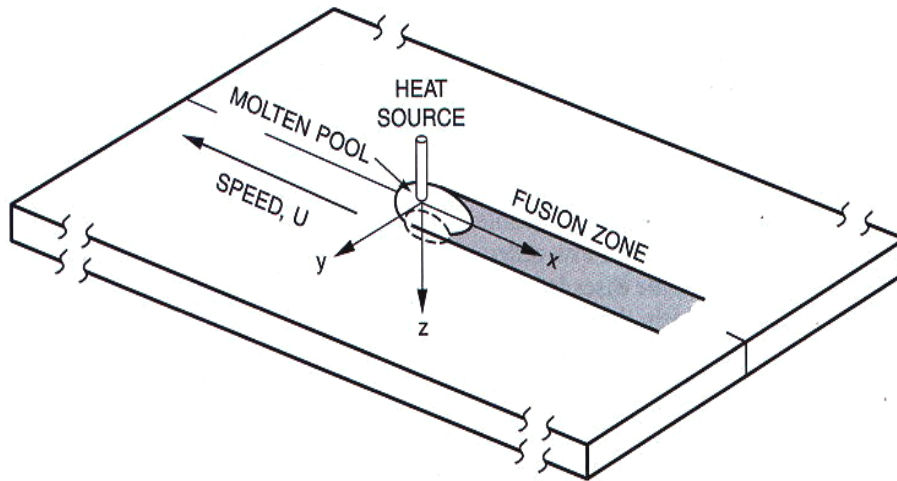


Figura 21.- Sistema de coordenadas para el análisis de la transferencia de calor en soldadura (22).

El primer término del lado izquierdo de la Ec. 2.7 es transitorio y tiene en cuenta el cambio en el contenido de calor de la pieza. Los términos restantes del lado izquierdo representan la transferencia de calor por convección. Los primeros tres términos del lado derecho representan la transferencia de calor por conducción, mientras que  $S$  representa la velocidad de generación de calor interno volumétrico (23).

Los cálculos referentes a la transferencia de calor y al flujo de líquido en la pileta de soldadura son hoy llevados a cabo a través de soluciones numéricas de las ecuaciones de conservación de la masa, conservación de la energía y conservación de la cantidad de movimiento. Debido a la alta complejidad de los procesos de soldadura un modelado totalmente comprensivo de la transferencia de calor y del flujo de fluido en la pileta de soldadura requiere cálculos muy extensos. Consecuentemente se debe analizar la amplitud de las simplificaciones que puede ser tolerada para una aplicación particular (23).

### 3.1.1.- Calor Aportado

El área donde se aporta calor es relativamente pequeña respecto de las dimensiones de la pieza. Tres variables gobiernan el aporte de calor a la pieza en la soldadura por arco eléctrico. Estas variables son: la magnitud de la velocidad de ingreso de energía (el producto de la eficiencia y de la energía por unidad de tiempo producida por la fuente de poder, usualmente expresada en watts), la distribución del calor aportado y la velocidad de soldadura.

La expresión *calor aportado* es utilizada porque no todo el calor generado entra en la pieza. El calor aportado es usualmente caracterizado por una variable simple  $HI$ , que denota la relación entre la potencia del arco que ingresa en la pieza, respecto de la velocidad de soldadura.

### 3.1.2.- Absorción de energía

La fracción de energía absorbida por la pieza es la responsable de llevar a cabo la soldadura, incluyendo la formación de la pileta líquida, el establecimiento del campo de temperaturas, dependiente del tiempo, a través de toda la soldadura y la evolución estructural con sus propiedades mecánicas resultantes. Los fenómenos físicos que influyen en la absorción de energía por parte de la pieza son particulares de cada proceso de soldadura. Para una dada fuente

de poder, la cantidad de energía que es absorbida por la pieza es función de la naturaleza del material, del tipo de fuente de calor y de los parámetros del proceso de soldadura. La eficiencia de la fuente de calor  $\eta$  se define como la relación entre la energía absorbida por la pieza y la energía entregada por la fuente de calor, o sea la fracción de energía transferida de la fuente de calor a la pieza (22).

Para soldadura por arco la eficiencia de la fuente de calor se expresa según la ecuación Ec. 2.5 (29).

$$\eta = 1 - \frac{q_e + (1-n)q_p + mq_w}{VI} \quad \text{Ec.2.5}$$

Donde:

$\eta$  : Eficiencia de arco.

$q_e$  : Velocidad de transferencia de calor de la fuente de calor al electrodo (J/seg).

$n$  : Fracción de energías de radiación y convección disipada desde el arco y transferida a la pieza por unidad de tiempo.

$q_p$  : Energía disipada desde el arco por radiación y convección por unidad de tiempo (J/seg).

$m$  : Fracción de calor disipado por radiación desde la pieza.

$q_w$  : Velocidad de absorción de energía por la pieza (J/seg).

$E$  : Tensión de arco (V).

$I$  : Corriente de soldadura (I).

Para un electrodo consumible la pérdida de calor desde el electrodo puede ser usualmente ignorada. En tal situación, la cantidad de energía transferida al electrodo es eventualmente absorbida por la pieza, por lo que la Ec. 2.5 puede ser simplificada resultando finalmente la Ec. 2.6 (24).

$$\eta = 1 - \frac{(1-n)q_p + mq_w}{VI} \quad \text{Ec.2.6}$$

Las ecuaciones Ec. 2.5 y Ec. 2.6 son utilizadas para explicar las pérdidas de calor que afectan la eficiencia del arco, sin embargo la determinación de los términos  $q_e$ ,  $q_p$  y  $q_w$  es difícil de realizar adecuadamente a partir de consideraciones teóricas. Desde el punto de vista práctico la determinación de la eficiencia de arco se realiza experimentalmente a través de mediciones calorimétricas o de otro tipo, del calor recibido por la pieza para una dada condición de soldadura (25). Se han reportado eficiencias de arco desde 20 hasta 95% (30).

### 3.2.- Flujo de fluido en la pileta líquida

Como se mencionó anteriormente, en la pileta líquida la circulación del metal fundido es controlada por agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas (24). En algunas circunstancias la fuerza de arrastre aerodinámica del "plasma jet" puede también contribuir a la convección en la pileta líquida (25). La agitación se origina en la variación espacial de la densidad de metal líquido, debida principalmente a las variaciones de temperatura, y en una menor medida a variaciones composicionales locales. Los efectos

electromagnéticos son la consecuencia de la interacción entre el camino de la corriente divergente en la pileta líquida y el campo magnético que esta genera. Este efecto es importante en la soldadura por arco eléctrico especialmente cuando la corriente que circula es elevada. En este tipo de soldadura un flujo de plasma de alta velocidad impacta sobre la pileta líquida. La fricción de este *jet* sobre la superficie de la pileta líquida puede producir un movimiento de fluido importante. El flujo de fluido y la transferencia de calor por convección son usualmente muy importantes en la determinación de la forma y el tamaño de la pileta líquida, de la macro y la microestructura del metal de soldadura y de la soldabilidad del material (23).

El gradiente espacial de la tensión superficial es una tensión conocida como la tensión Marangoni. Esta variación espacial en la superficie de la pileta líquida puede llevar a variaciones de la temperatura y de la composición, siendo frecuentemente la fuerza impulsora de la convección más importante habiéndose reportado velocidades de hasta 100 cm/seg (23).

Cuando este efecto no es la fuerza impulsora principal las velocidades máximas en el fluido son mucho menores. En casos donde las fuerzas electromagnéticas controla la convección en la pileta líquida los valores reportados en la literatura se encuentran típicamente entre 2 y 20 cm/seg (23).

### *3.3.-Importancia relativa de la conducción y la convección*

La importancia relativa de la conducción y de la convección en el proceso global de transferencia de calor en la pileta líquida puede ser estimada a través del valor del número de Peclet (Pe). Dicho parámetro es una función de la velocidad, la densidad, el calor específico, una longitud característica y la conductividad térmica del metal fundido. Cuando dicho número es mucho mayor que la unidad el transporte de calor se produce fundamentalmente por convección. Sin embargo para metales con alta conductividad térmica, a bajas velocidades y para piletas líquidas pequeñas el valor de Pe puede ser bajo ( $Pe \ll 1$ ), pudiendo realizarse cálculos de la transferencia de calor con buena aproximación basados en ecuaciones relativamente simples de conducción (23).

### *3.4.- Efectos de la convección en la forma y el tamaño de la pileta líquida*

A menudo la profundidad de la penetración está determinada por la concentración de elementos surfactivos como el oxígeno y el azufre en los aceros. Estos elementos pueden afectar el coeficiente de temperatura de la tensión superficial ( $d\gamma/dT$ ), la dirección resultante del flujo convectivo en la pileta y la forma de la misma (23).

En la figura 22 se puede ver la variación de la tensión superficial en función de la temperatura y de la concentración de oxígeno en aleaciones Fe-O (26). Se puede observar como para ciertas concentraciones de oxígeno  $d\gamma/dT$  cambia de valores positivos a las menores temperaturas hacia valores negativos a las mayores temperaturas. Bajo estas condiciones el flujo de fluido en la pileta de soldadura se vuelve más complicado que para una simple recirculación (23).



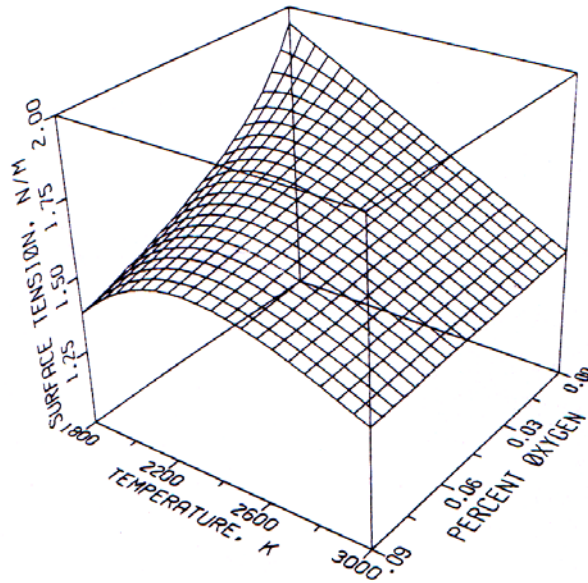


Figura 22.- Variación de la tensión superficial en función de la temperatura y de la concentración de oxígeno para el sistema Fe-O (26).

En la figura 23 se pueden ver los perfiles de la zona de fusión calculados para GTAW, para hierro puro y para Fe-0,03%O (27). Estos resultados muestran claramente el efecto de la concentración de oxígeno en la forma de la pileta y en la relación de aspecto. Cerca de la fuente de calor, donde la temperatura más alta el flujo es saliente radialmente. Sin embargo, al alejarse de la fuente de calor una pequeña distancia, donde la temperatura cae por debajo del valor crítico para el cual cambia el signo de  $dy/dT$ , el flujo invierte su dirección.

Se ha observado buena correlación entre los valores calculados y los datos experimentales (23). Un comportamiento similar fue reportado en la soldadura por fusión GTAW de aceros inoxidables 304 que contenían azufre (28).

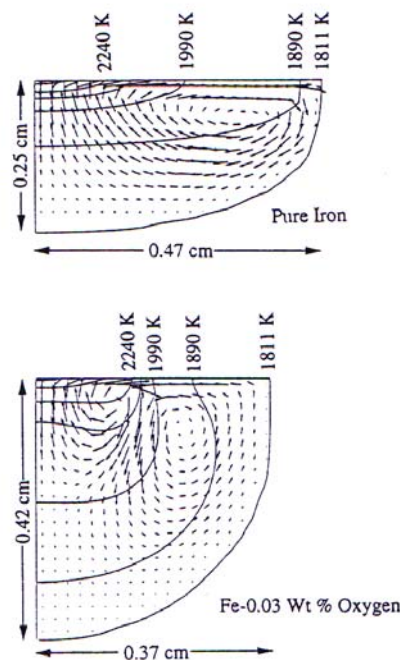


Figura 23.- Campos de velocidad, temperatura y forma de la pileta para la soldadura de hierro puro y de hierro con 0,03%O (27).

### 3.5.- Conducción de calor durante la soldadura por fusión

Una solución rigurosa a la ecuación completa de flujo de calor considerando transferencia por convección y conducción es compleja. Como un primer paso, usualmente, es útil discutir una solución simplificada que considera sólo transferencia de calor por conducción. Esta simplificación es atractiva ya que se pueden obtener soluciones analíticas para la ecuación de conducción de calor en muchas situaciones particulares, proveyendo un acercamiento interesante a los procesos de soldadura por fusión (30).

Durante la soldadura por fusión existen gradientes de temperatura a través del espesor, tanto como en las direcciones paralelas y transversales a la dirección de soldadura. De esta forma el patrón de flujo de calor resultante de una fuente de calor en movimiento es tridimensional. Sin embargo puede simplificarse asumiendo las siguientes hipótesis:

- La energía desde la fuente de calor es aplicada a una velocidad uniforme.
- La fuente de calor se mueve a una velocidad constante, sobre un camino recto relativo a la pieza.
- La sección transversal de la junta de soldadura es constante.
- Los efectos de borde resultantes del inicio y fin de la soldadura no se tienen en cuenta.

Bajo estas hipótesis la fuente puede ser tratada como una fuente de calor concentrada, entonces el calor aportado y la velocidad de soldadura son suficientes para estimar el ciclo térmico. La solución analítica de Rosenthal para flujo de calor bidimensional en estado cuasi-estacionario en una placa muy ancha, debido a una fuente de calor puntual en movimiento está expresada por la Ec. 2.8 (32).

$$2 \pi (T - T_0) k b = Q e^{-\frac{U(x-Ut)}{2\alpha}} k_0 \left(\frac{Ur}{2\alpha}\right) \quad Ec.2.8$$

Donde:

k: conductividad térmica (22): [0,028 J/mm s °C]

R:  $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  [mm]

Q: calor aportado [J/s]

U: velocidad de soldadura [mm/s]

$\alpha$ : difusividad térmica del sólido (22): [6,364 mm<sup>2</sup>/s]

T: temperatura [°C]

T<sub>0</sub>: temperatura de precalentamiento [150 °C]

t: tiempo [s]

k<sub>0</sub>: función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero

b: espesor de la pieza [mm]

r: distancia radial desde el origen [mm]

De la misma forma, la solución analítica de Rosenthal para flujo de calor tridimensional, en estado cuasi-estacionario, en una placa semi-infinita (muy larga y gruesa), debido a una fuente de calor puntual en movimiento está dada por la Ec. 2.9 (32).

$$2 \pi (T - T_0) k = Q e^{-\frac{U(x-Ut+R)}{2\alpha}} \quad Ec.2.9$$

Donde:

k: conductividad térmica (22): [0,028 J/mm s °C]

R:  $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  [mm]

Q: calor aportado [J/s]

U: velocidad de soldadura [mm/s]

$\alpha$ : difusividad térmica del sólido (22): [6,364 mm<sup>2</sup>/s]

T: temperatura [°C]

T<sub>0</sub>: temperatura de precalentamiento [150 °C]

t: tiempo [s]

En la Figura 24 se puede ver un esquema de la forma general de la distribución de temperaturas en la superficie de la probeta obtenida a partir de la solución de Rosenthal.

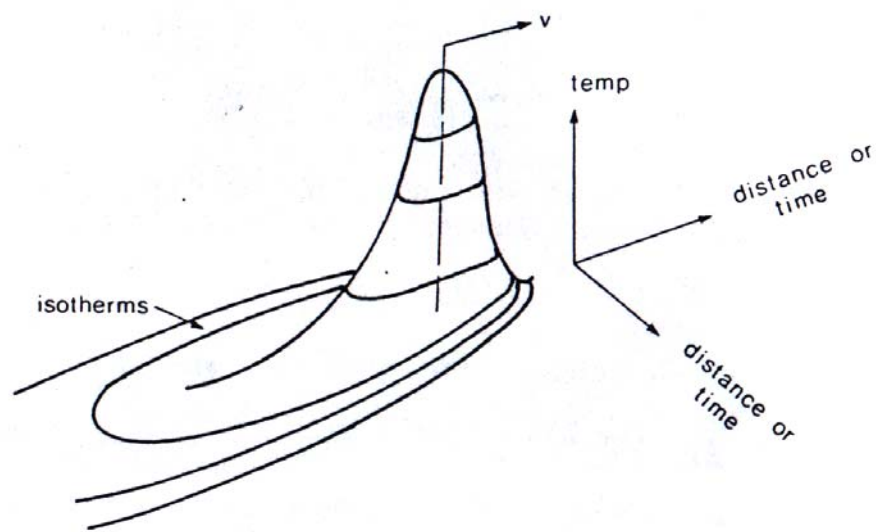


Figura 24.- Esquema de la distribución de temperaturas general obtenido a partir de la solución de Rosenthal (33).

En las figuras 25 y 26 se pueden observar aplicaciones de las soluciones de Rosenthal. La pileta líquida se vuelve más alargada cuando aumentan la velocidad de soldadura y el calor aportado, lo que es cualitativamente consistente con lo observado experimentalmente. Como se puede ver en dichas figuras la temperatura en la posición de la fuente de calor puntual tiende a infinito debido a una singularidad que presentan en ese punto las soluciones de Rosenthal, por asumir fuente puntual.

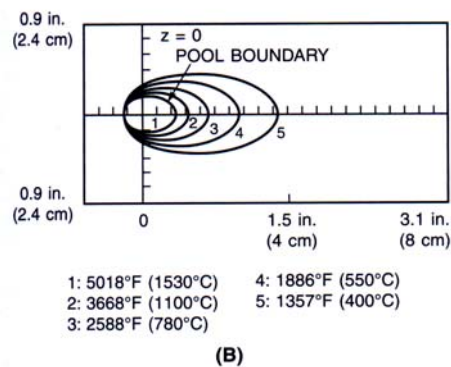
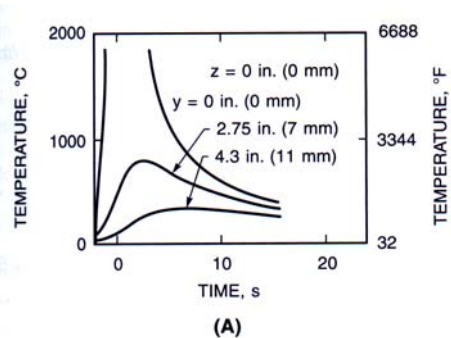


Figura 25.- Resultados calculados con la ecuación de Rosenthal para flujo de calor tridimensional con  $U=2,54\text{mm/seg}$ : A- Ciclo térmico. B- Isothermas (22).

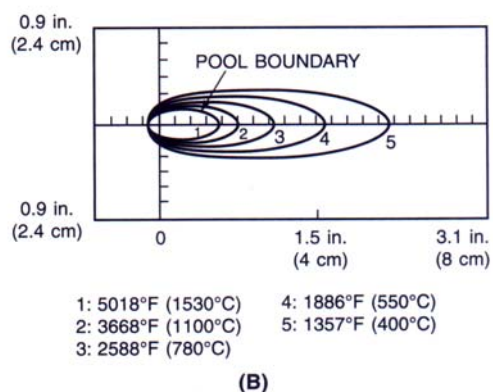
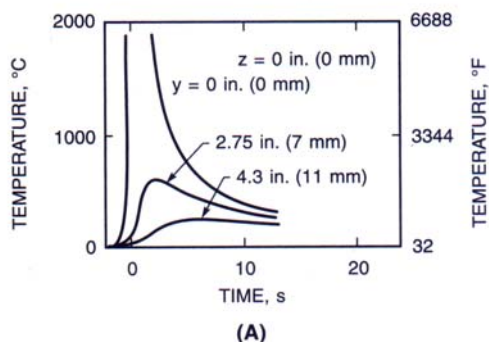


Figura 26.- Resultados calculados con la ecuación de Rosenthal para flujo de calor tridimensional con  $U=6,2\text{mm/seg}$ ,  $P=5\text{kW}$ : A- Ciclo térmico. B- Isothermas (22).

### 3.6.- Aplicaciones de las ecuaciones de conducción de calor

Para condiciones que resulten en un cordón de soldadura cuya sección transversal sea aproximadamente semicircular u oval, las ecuaciones pueden ser simplificadas asumiendo una fuente de calor puntual. Bajo estas condiciones la relación entre la energía de soldadura entrante en el metal base por unidad de tiempo respecto de la velocidad de soldadura,  $H_{net}$ , se vuelve la variable principal en las ecuaciones de flujo de calor. A partir de esto, varias ecuaciones prácticas simplificadas surgen para estimar cantidades importantes como la velocidad de enfriamiento, la temperatura pico, el ancho de la zona afectada por el calor y la velocidad de solidificación (22).

#### *Velocidad de enfriamiento*

La energía térmica aplicada a la zona soldada es distribuida por conducción en la soldadura. Durante el enfriamiento la disminución de la temperatura se produce por una combinación de pérdida de calor al ambiente, transferencia de calor al metal base y al metal de soldadura. De esta forma, la velocidad de enfriamiento que tiene lugar en la soldadura es una función de la velocidad de disipación de energía. La estructura metalúrgica final de la zona soldada es determinada principalmente por la velocidad de enfriamiento desde la temperatura máxima o pico alcanzada durante el ciclo térmico de la soldadura. Esta velocidad de enfriamiento varía con la temperatura y es particularmente importante en aceros tratables térmicamente.

Una de las aplicaciones prácticas de la ecuación de la velocidad de enfriamiento es el cálculo de la temperatura de precalentamiento. Si la placa es relativamente gruesa, la velocidad de enfriamiento de la junta soldada medida sobre la línea central puede ser aproximada por medio de la Ec. 2.10 (34).

$$V_e = - \frac{2 \pi k (T_c - T_o)^2}{H_{net}} \quad Ec.2.10$$

Donde:

$V_e$ : velocidad de enfriamiento [ $^{\circ}C/s$ ]

$k$ : conductividad térmica [ $0,028 \text{ J/mm s } ^{\circ}C$ ]

$T_c$ : temperatura a la que se calcula la velocidad de enfriamiento [ $^{\circ}C$ ]

$T_o$ : temperatura de precalentamiento [ $150 \text{ } ^{\circ}C$ ]

$H_{net}$ : calor aportado neto [ $J/mm$ ]

Cuando las temperaturas de estudio de la velocidad de enfriamiento son bajas ( $T < 550^{\circ}C$ ) la ecuación Ec. 2.10 se puede aplicar a todo el metal de soldadura y a la zona afectada por el calor inmediata. Para placas delgadas la velocidad de enfriamiento está dada por la ecuación Ec. 2.11 (35):

$$V_e = - 2 \pi k \rho C \left( \frac{h}{H_{net}} \right)^2 (T_c - T_o)^3 \quad Ec.2.11$$

Donde:

$V_e$ : velocidad de enfriamiento [ $^{\circ}C/s$ ]

$k$ : conductividad térmica [ $0,028 \text{ J/mm s } ^{\circ}C$ ]

$T_c$ : temperatura a la que se calcula la velocidad de enfriamiento [ $^{\circ}C$ ]

$T_o$ : temperatura de precalentamiento [ $150 \text{ } ^{\circ}C$ ]

$h$ : espesor del material [ $mm$ ]

$\rho$ : densidad del metal base [ $g/mm^3$ ]

C: calor específico del material [J/g °C]

Hnet: calor aportado neto [J/mm]

La distinción entre los términos grueso y delgado requiere alguna explicación. La ecuación para placa gruesa es usada cuando el flujo de calor es tridimensional. La ecuación para placa delgada se aplicará a cualquier soldadura donde el flujo de calor sea esencialmente lateral (bidimensional). Un metal base es delgado cuando la diferencia de temperatura entre la parte superior y la inferior es pequeña en comparación a la temperatura de fusión. Sin embargo no siempre es obvia la diferencia entre placa gruesa y delgada, dado que estos términos no tienen un significado absoluto. Por esta razón es útil definir una cantidad adimensional conocida como *espesor relativo*  $\tau$  expresado por la ecuación Ec. 2.12 (22).

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C(T_c - T_o)}{H_{net}}} \quad \text{Ec.2.12}$$

Donde:

$\tau$ : espesor relativo

$T_c$ : temperatura [°C]

$T_o$ : temperatura de precalentamiento [150 °C]

h: espesor del material [mm]

$\rho$ : densidad del metal base [[g/mm<sup>3</sup>]

C: calor específico del material [J/g °C]

Hnet: calor aportado neto [J/mm]

En la figura 27 se puede ver un esquema de la influencia del espesor relativo en las características del flujo de calor.

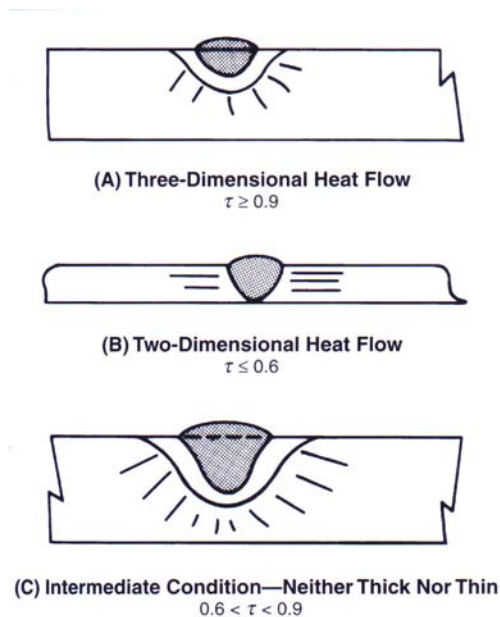


Figura 27.- Esquema de la influencia del espesor relativo en el flujo de calor: A-flujo tridimensional, B-flujo bidimensional, C- condición intermedia (34).

Cuando el parámetro de espesor relativo  $\tau$  es mayor que 0,9 el flujo de calor es del tipo tridimensional y se aplica la ecuación correspondiente a placa gruesa. Cuando  $\tau$  es menor que 0,6 el flujo de calor es del tipo bidimensional por lo que la ecuación a utilizar es la que corresponde a placa fina. Cuando  $\tau$  está entre 0,6 y 0,9 el límite superior de la velocidad de enfriamiento está dado por la ecuación de placa gruesa, mientras que el límite inferior está dado por la ecuación de placa delgada.

*Curvas de enfriamiento características del metal de soldadura*

Las curvas de enfriamiento temperatura-tiempo pueden ser obtenidas con relativa facilidad experimentalmente. En la figura 2. se puede ver una curva típica temperatura – tiempo.

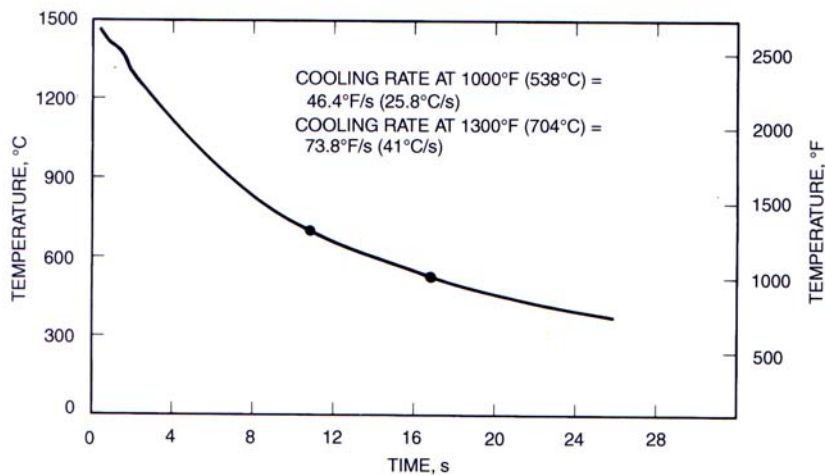


Figura 28.- Curva Temperatura-tiempo típica (22).

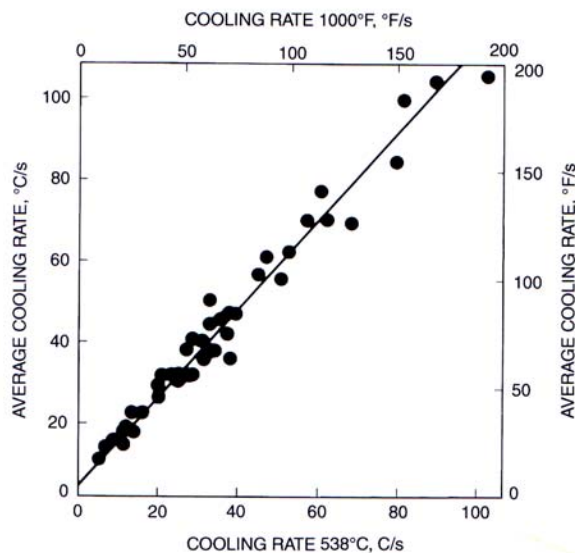


Figura 29.- Relación entre velocidad de enfriamiento a 540°C y velocidad de enfriamiento promedio entre 800 y 500°C (22).

Como se puede ver en la figura 29 existe una relación lineal entre la velocidad de enfriamiento a 540°C y la velocidad de enfriamiento promedio entre 800 y 500°C.

A su vez, existe una relación observada experimentalmente entre el área de la sección transversal del cordón y la velocidad de enfriamiento a 540 y 705°C. En la figura 30 se puede ver esta relación para ambas temperaturas.

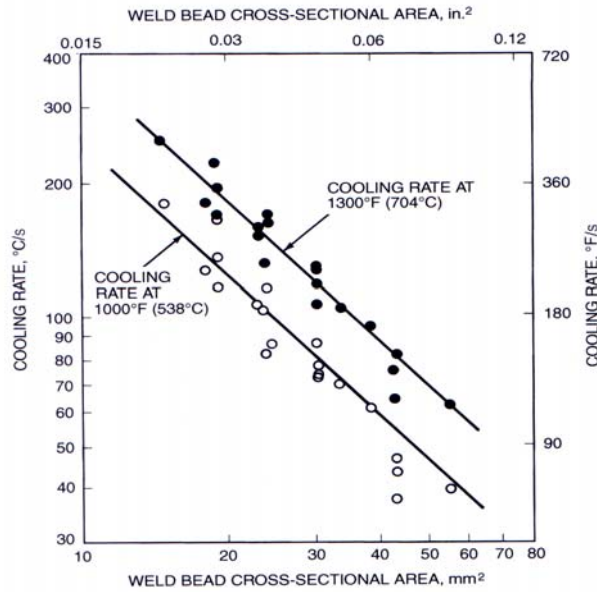


Figura 30.- Relación entre el área de la sección transversal del cordón y la velocidad de enfriamiento a 540 y 705°C (22).

#### Temperatura pico

Para predecir o interpretar transformaciones metalúrgicas en un punto en el metal sólido cercano a una soldadura se requiere algún conocimiento de la temperatura máxima alcanzada en dicha posición. Para estimar la distribución de temperaturas pico en el metal base adyacente a la soldadura se utiliza la ecuación Ec. 2.13 (34).

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{\sqrt{2\pi e \rho C h Y}}{H_{net}} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad \text{Ec.2.13}$$

Donde:

- $T_p$ : temperatura pico o máxima [°C]
- $T_o$ : temperatura de precalentamiento [150 °C]
- $h$ : espesor del material [mm]
- $\rho$ : densidad del metal base [[g/mm<sup>3</sup>]
- $C$ : calor específico del material [J/g °C]
- $Y$ : distancia desde el borde de fusión [mm]
- $T_f$ : temperatura de fusión [°C]
- $H_{net}$ : calor aportado neto [J/mm]

Esta ecuación no es aplicable a puntos dentro del metal de soldadura, sino que sólo en la zona afectada por el calor adyacente. En el borde de fusión ( $Y=0$ ) la temperatura pico  $T_p$  es igual a la temperatura de fusión  $T_f$ .

Esta ecuación deriva de la aplicación de flujo de calor bidimensional, por lo que es aplicable a procesos de corte o a soldadura con penetración completa, de una pasada.



### *Ancho de la zona afectada por el calor*

Dado que la temperatura pico se definió como la temperatura máxima que se alcanza en un punto por el paso de la fuente de calor, la ecuación Ec. 2.13 puede ser utilizada para calcular el ancho de la zona afectada por el calor. Las propiedades mecánicas de muchos aceros al carbono y de baja aleación no se ven afectadas si la temperatura pico es menor de aproximadamente 730°C. Utilizando esta temperatura para  $T_p$  en la ecuación Ec. 2.13 se puede calcular el ancho de la zona afectada por el calor  $Y_z$ . De esta ecuación se puede ver que el ancho de la ZAC es proporcional al calor aportado (22).

### *Tiempo de solidificación*

La velocidad a la que un metal de soldadura solidifica puede tener una profunda influencia sobre su estructura metalúrgica, propiedades y respuesta al tratamiento térmico. El *tiempo de solidificación*  $T_s$  del metal de soldadura depende del calor aportado neto y de la temperatura inicial del material, según la ecuación Ec.2.14 (22).

$$T_s = \frac{L H_{net}}{2 \pi k \rho C (T_f - T_o)^2} \quad Ec.2.14$$

Donde:

$T_s$ : tiempo de solidificación [seg]

L: Calor latente de fusión [ $2 \text{ J/mm}^3$ ]

k: conductividad térmica [ $0,028 \text{ J/mm s } ^\circ\text{C}$ ]

$T_f$ : temperatura de fusión [ $^\circ\text{C}$ ]

$T_o$ : temperatura de precalentamiento [ $150 \text{ } ^\circ\text{C}$ ]

$\rho$ : densidad del metal base [ $\text{g/mm}^3$ ]

C: calor específico del material [ $\text{J/g } ^\circ\text{C}$ ]

$H_{net}$ : calor aportado neto [ $\text{J/mm}$ ]

### *3.7.- Vaporización desde la superficie de la pileta líquida*

La superficie de la pileta líquida se encuentra normalmente a una temperatura mucho mayor que el punto de fusión del metal de soldadura. Consecuentemente, tiene lugar una vaporización pronunciada de elementos de aleación, especialmente cuando se utiliza una fuente de alta densidad de energía. Estas pérdidas pueden resultar en el cambio de la composición del metal de soldadura, pudiendo afectar las propiedades de la soldadura (23).

Dependiendo de la velocidad de evaporación y de la composición del metal de soldadura, la evaporación de elementos de aleación puede llevar a un importante enfriamiento del metal líquido en la pileta de soldadura. Se ha mostrado que la pérdida de calor por evaporación puede reducir significativamente la temperatura pico (23).

### **4.-Evolución microestructural**

A partir de la evolución en la tecnología de fabricación de chapas de acero se ha requerido el desarrollo de nuevos consumibles de soldadura que produzcan depósitos con propiedades mecánicas similares a las del metal base. De la gran cantidad de trabajos que se han desarrollado sobre consumibles aceros de alta resistencia en los últimos 25 años la mayoría se dedicaron a obtener una máxima tenacidad y ductilidad para un nivel de resistencia dado, a través del control microestructural del metal de soldadura. La microestructura final del metal de soldadura dependerá de complejas interacciones entre muchas variables importantes como (36):

- El contenido de aleación total.
- Concentración, composición química y distribución de tamaños de las inclusiones no metálicas.
- Microestructura de solidificación.
- Tamaño de grano austenítico primario.
- El ciclo térmico.

En este sentido la evolución microestructural estará influenciada por fenómenos como las reacciones metal-gas o metal-escoria, el proceso de solidificación, la formación de inclusiones y las transformaciones de fase en estado sólido, siendo las variables operativas del proceso controlantes de dichos fenómenos.

#### *4.1.-Reacciones gas-metal, escoria-metal y gas-escoria-metal en soldadura*

En el metal de soldadura líquido puede tener lugar un número importante de reacciones, que en primer lugar, se darán en la gota líquida formada en la punta del electrodo, posteriormente durante la transferencia desde el electrodo a la pileta líquida y por último en la pileta líquida propiamente dicha. Estas reacciones incluyen (2):

- Solución de gas, causando reacciones gas-metal o reacciones con otros elementos disueltos en el metal líquido.
- Evolución de gas.
- Reacción con la escoria o fundente.

Este tipo de reacciones tendrán un fuerte efecto en la evolución microestructural, tanto durante la solidificación como posteriormente en el estado sólido. A su vez, en cada proceso de soldadura se tendrá el desarrollo preferencial de algunas de las mencionadas reacciones de acuerdo a sus características particulares.

En general, las reacciones químicas de desoxidación que tienen lugar a elevadas temperaturas controlarán la composición química del metal de soldadura y estarán influenciadas por el tipo de consumible (metal de aporte, gas y/o escoria), la composición del metal base y las condiciones de proceso. La característica de estas reacciones en los procesos de soldadura por arco eléctrico es que tienen lugar en segundos, en un volumen de material pequeño donde los gradientes de temperaturas son del orden de los 1000°K/mm con velocidades de enfriamiento de hasta 1000°K/seg. Como resultado de este comportamiento fuertemente no isotérmico es muy difícil dilucidar la secuencia de reacciones que tendrán lugar durante las distintas etapas del proceso de soldadura (36).

La etapa de alta temperatura comprende tanto reacciones gas-metal como escoria-metal que tienen lugar en la punta del electrodo, en el plasma del arco o en la parte caliente de la pileta de soldadura debajo de la raíz del arco. El rango de temperaturas de esta etapa es de 1600-2400°C. La segunda etapa comienza inmediatamente después del pasaje del arco y está caracterizada por las reacciones de desoxidación, como precipitación de inclusiones no metálicas en la pileta de soldadura seguida por la separación parcial de las partículas formadas hacia la superficie desde el metal líquido. La separación entre estas dos etapas no es una frontera definida, sino que la desoxidación y la separación de fases pueden ocurrir simultáneamente con la oxidación en la parte caliente de la pileta de soldadura (36).

La oxidación parcial acompaña inevitablemente la soldadura de aceros, pudiendo ser fuentes de oxígeno tanto el relleno o revestimiento de los electrodos como el gas de protección utilizado. Las reacciones de oxidación ocurren rápidamente bajo las condiciones que imperan, debido a las altas temperaturas y las grandes áreas de interfase de contacto disponibles para las interacciones. Durante el enfriamiento, las concentraciones de oxígeno establecidas a altas temperaturas tienden a reajustarse por la precipitación de nuevas fases. En este sentido, la supersaturación de oxígeno respecto del contenido de reactantes para la desoxidación aumenta y

provee así la fuerza impulsora para la nucleación de óxidos, por lo que las reacciones de desoxidación avanzan rápidamente a través del crecimiento de núcleos que superan el tamaño crítico. Las condiciones de equilibrio establecen el límite del grado de desoxidación que puede lograrse (36).

Sin embargo en la realidad el factor que controla la desoxidación del metal de soldadura es la velocidad para remover las inclusiones formadas de la pileta de soldadura debido al tiempo limitado disponible para la separación de las partículas precipitadas. Está bien establecido que la velocidad de flotación de los óxidos generalmente depende de su velocidad de crecimiento, ya que las grandes inclusiones se separan mucho más rápidamente que las pequeñas, de acuerdo con la ley de Stokes (37). El crecimiento de los óxidos puede tener lugar tanto por difusión de los reactantes desde el líquido hacia el núcleo del óxido o por coalición y coalescencia de inclusiones ascendentes (37), pudiendo ser afectado por factores tales como densidad de núcleos, tensiones interfaciales y el grado de agitación del metal líquido (38).

#### 4.1.1.- Equilibrio gas-metal

Debido a las condiciones de la soldadura por fusión, especialmente en la soldadura por arco eléctrico, el equilibrio termodinámico entre el metal líquido y la atmósfera gaseosa que lo rodea raramente es posible. Sin embargo, la cantidad de gas absorbido por la pileta líquida sigue la misma tendencia que la solubilidad en equilibrio.

Los gases que se utilizan en soldadura para proteger el metal líquido son argón, helio, hidrógeno, dióxido de carbono y monóxido de carbono. El oxígeno es agregado al argón en GMAW para estabilizar el arco y también se forma por descomposición de otros gases en el arco. El nitrógeno puede estar presente en algunos casos.

El Ar y el He no se disuelven ni reaccionan con el metal líquido a menos que se produzcan oclusiones. Por otro lado el H, N y O sí producen interacciones con el metal líquido (2).

El equilibrio de la solubilidad de un gas diatómico está gobernado por la ley de Sievert, que se observa en la Ec. 2.15.

$$s = A p_g^{\frac{1}{2}} \quad Ec.2.15$$

Donde  $s$  es la solubilidad,  $p_g$  la presión parcial del gas y  $A$  es una constante. La reacción de equilibrio está dada por la Ec. 2.16.

$$G_2 = 2[G]_D \quad Ec.2.16$$

La constante de equilibrio  $K$  correspondiente a dicha reacción de disolución se expresa en la Ec. 2.17.

$$K = a_g / p_g^{\frac{1}{2}} \quad Ec.2.17$$

Donde  $a_g$  es la actividad del gas disuelto. En la Ec. 2.18 se muestra la relación entre la actividad y la solubilidad del gas.

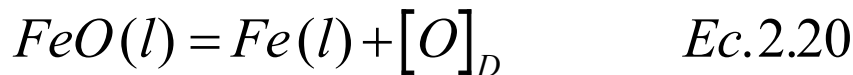
$$a_g = s f_g \quad Ec.2.18$$

Donde  $f_g$  es el coeficiente de actividad. Dado que K depende de la temperatura, la actividad del gas  $a_g$ , para una dada reacción, depende de la temperatura T y de la presión parcial del gas  $p_g$ , pudiendo expresarse según la Ec. 2.19.

$$\ln(s / p_g^{\frac{1}{2}}) = -(B / RT + C / R) \quad Ec.2.19$$

Donde B y C son dos constantes que dependen de la reacción que tenga lugar, R es la constante universal de los gases y T la temperatura (2).

Para el caso del oxígeno en el hierro, el primero se combina exotérmicamente con el segundo y su solubilidad en el hierro líquido está gobernada por la Ec. 2.20.

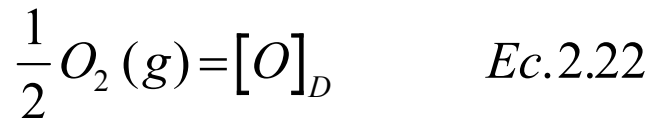


Para esta reacción la constante de equilibrio K está dada por la Ec. 2.21.

$$K = [O]_D / a_{FeO} = \exp(-1,455 \times 10^4 / T + 2.943) \quad Ec.2.21$$

Donde  $a_{FeO}$  es la actividad del óxido que puede ser tomada como 1.

A su vez el equilibrio entre el oxígeno disuelto y el gaseoso está dado por la Ec. 2.22.



Siendo la constante de equilibrio de esta reacción la expresada por la Ec. 2.23

$$K = [O]_D / p_{O_2}^{\frac{1}{2}} = \exp(1,4055 \times 10^4 / T - 3,076) \quad Ec.2.23$$

Con la Ec. 2.23 se puede calcular la presión de oxígeno gaseoso en equilibrio con un dado oxígeno disuelto en el metal líquido.

La reacción de la Ec. 2.20 va hacia la izquierda a medida que disminuye la temperatura y si el nivel de oxígeno es igual al de equilibrio a una dada temperatura, entonces cualquier disminución adicional de la temperatura provocará la precipitación de FeO (2).

En la figura 31 se puede ver la solubilidad de equilibrio de O y N, en Fe y Ni, a una presión de 1atm.

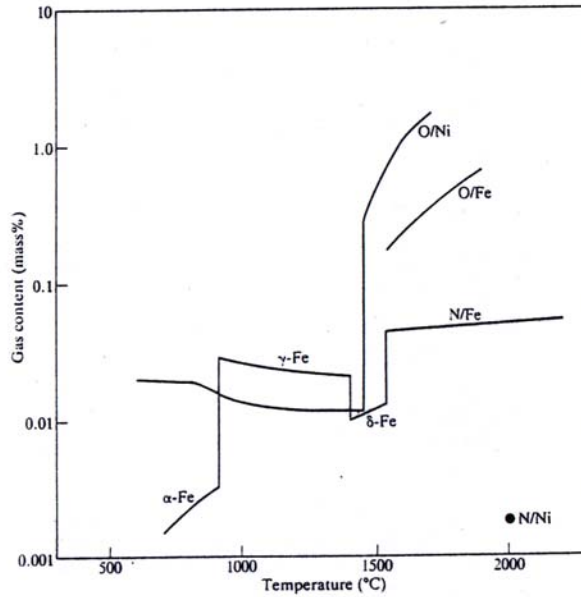


Figura 31.- Solubilidad de equilibrio de O y N en Fe y Ni a una presión de 1 atm (2).

Por otro lado, el coeficiente de actividad  $f_g$  es afectado por la presencia de otros elementos de aleación a través de los llamados parámetros de interacción  $e_g^j$ , de la siguiente forma que muestra la Ec. 2.24.

$$\text{Log } f_g = x_j e_g^j + x_k e_g^k + \dots \quad \text{Ec.2.24}$$

Donde  $x_j, x_k, \dots$  son las fracciones en peso de los otros solutos presentes en el sistema de aleación. Los  $e_g^j$  para aleaciones base hierro están reportados en la literatura (39). En la tabla 5 se puede ver algunos de los valores de los parámetros de interacción para la solución de oxígeno y nitrógeno en aleaciones binarias base hierro.

Solute element	$e_o^{(m)*}$	$e_N^{(m)}$	
		Equilibrium at 1600°C†	GMA welding at 150–350 A in a nitrogen atmosphere‡
Al	0.006	0.0025	not measurable
C	-0.44	0.25	0.16
Co	0.007	0.011	0
Cr	-0.041	-0.045	-0.047
Cu	0.0095	0.009	not measurable
Mn	-0.02	-0.02	-0.01
Mo	0.0035	-0.011	-0.05
Nb	-0.14	-0.067	-0.13
Ni	0.006	-0.01	0.011
Si	-0.131	0.047	0.06
Ta		-0.034	-0.04
Ti	-0.187	-0.53	-0.56
V	-0.11	-0.10	-0.09
W	0.009	-0.002	not measurable
Zr		-0.63	-0.40

Tabla 5.- Parámetros de interacción para la solución de O y N en aleaciones binarias base Fe (2).

De esta forma, se tiene que al modificar la composición química del sistema cambia también el contenido en solución, en equilibrio, del gas en estudio. Según lo dicho

anteriormente, para una dada presión parcial del gas y una dada temperatura, la actividad del gas es constante, por lo que el producto del coeficiente de actividad por la fracción en solución del gas debe ser constante. Así, puede verse que la solubilidad aumentará cuando el coeficiente  $f_g$  disminuya. Además, cuando el parámetro de interacción sea negativo la solubilidad aumentará. El valor numérico del parámetro de interacción disminuye a medida que aumenta la temperatura, lo que implica que a medida que aumenta la temperatura el efecto de los elementos de aleación en la solubilidad de un gas disminuye (2).

En la tabla 5 pareciera haber una anomalía en los valores de los parámetros de interacción de conocidos desoxidantes como el Mn, el Si y el Ti, que son todos negativos. Esto indica, según lo mencionado anteriormente que bajo condiciones de equilibrio estos elementos aumentan la solubilidad del oxígeno en el hierro. Este no es el caso durante la desoxidación debido a que esta reacción es detenida por la solidificación antes de que se haya completado. En soldadura una suficiente cantidad de desoxidantes es agregada teniendo en cuenta alguna pérdida por oxidación (2). En la figura 32 se puede ver como se modifica el contenido de O en solución en el metal de soldadura base Fe por la presencia de otros elementos de aleación.

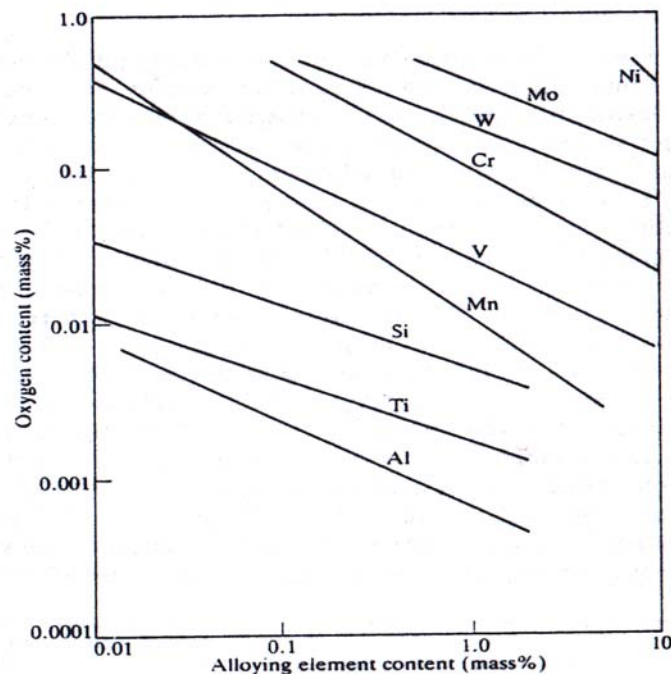


Figura 32.- Influencia de los elementos de aleación en el contenido de oxígeno en el metal de soldadura base Fe (40).

Los valores observados en la figura 32 son cuantitativamente reales sólo para un conjunto de variables de soldadura, pero indican el poder desoxidante relativo de cada elemento.

Sin embargo, en muchos de los procesos de soldadura, el metal de soldadura está expuesto a una atmósfera de plasma. Cuando un gas transforma a la fase plasma, sus constituyentes se disocian, ionizan o se vuelven eléctrica o vibratoriamente excitados, teniendo todas estas especies diferentes equilibrios con el metal de soldadura (23).

La reacción de equilibrio para la disolución de un gas monoatómico está dada por la Ec. 2.25.

$$G = [G]_D \quad Ec.2.25$$

La constante de equilibrio  $K$  correspondiente a dicha reacción de disolución se expresa en la Ec. 2.26.

$$K = a_g / p_g \quad \text{Ec.2.26}$$

Cálculos realizados para la solubilidad de equilibrio de distintos gases a partir de las ecuaciones 2.17 y 2.26 muestran que, en muchos casos, la concentración de equilibrio de especies en solución es considerablemente mayor para atmósferas de gas monoatómico que para el correspondiente gas diatómico (23). En este sentido, en la figura 33 se puede ver la concentración de equilibrio de nitrógeno en hierro, en equilibrio con nitrógeno diatómico y monoatómico, en función de la temperatura y de la presión parcial de gas.

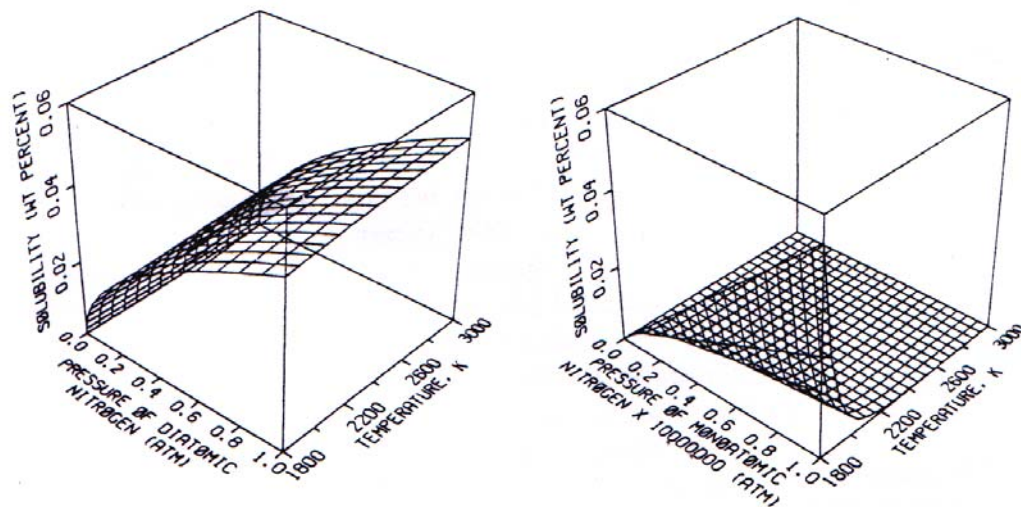


Figura 33.- Concentración de equilibrio de nitrógeno en hierro en atmósferas de nitrógeno diatómico y monoatómico (23).

Diversos investigadores que la concentración de especies en el metal de soldadura pueden ser significativamente mayores que aquellas calculadas a partir de la ley de Sievert (41,42). La transformación de las especies moleculares a átomos neutros e iones excitados en la fase gaseosa lleva a aumentar la solubilidad de dichas especies en el metal (23).

Los gases atómicos en el plasma se forman a partir de una serie de reacciones que involucran de colisiones inelásticas de las moléculas diatómicas con los electrones (41). Las propiedades del plasma tales como densidad de electrones y energía afectan la formación de especies atómicas, iónicas y neutras excitadas a partir de las moléculas diatómicas. La determinación de la naturaleza y concentración de las distintas especies dentro del plasma es la clave para la comprensión cuantitativa de la solubilidad aumentada de nitrógeno, oxígeno e hidrógeno en el metal de soldadura.

Otro parámetro que afecta la concentración equilibrio del hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en hierro es la temperatura. En este sentido, en las figuras 34 y 35 se puede ver como varía la concentración de equilibrio de dichos elementos en hierro en función de la temperatura, para atmósferas de gases diatómicos y monoatómicos, respectivamente.

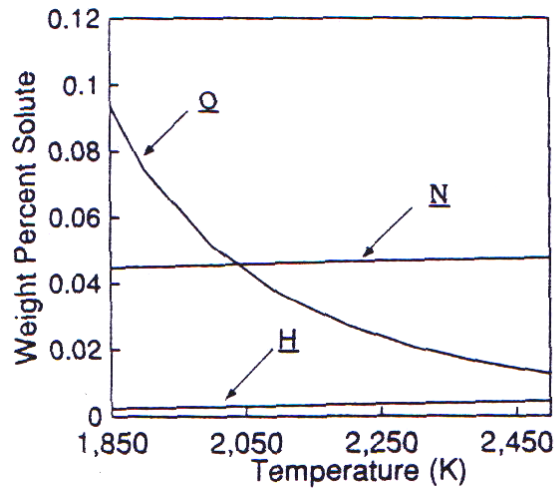


Figura 34.- Concentración de equilibrio de hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en hierro en función de la temperatura, en atmósferas de gases diatómicos puros ( $p_{N_2}=1\text{atm.}$ ,  $p_{H_2}=1\text{atm.}$ ,  $p_{O_2}=10^{-9}\text{atm.}$ ) (23).

En esta figura se puede ver que las concentraciones de equilibrio de hidrógeno y nitrógeno aumentan levemente con la temperatura, mientras que para el oxígeno disminuye al aumentar la temperatura.

Para el caso de gases monoatómicos puros la concentración de equilibrio de los tres elementos disminuye con la temperatura. Así, si se alcanzara el equilibrio sería mucho mayor en la periferia de la pileta líquida que en el centro, donde la temperatura es usualmente mucho mayor que la temperatura de fusión de la aleación. Sin embargo, la condición de equilibrio puede no ser alcanzada bajo las condiciones de soldadura (23).

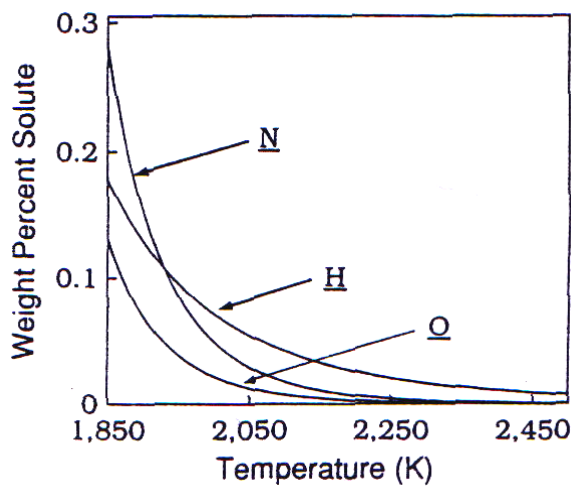


Figura 35.- Concentración de equilibrio de hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en hierro en función de la temperatura, en atmósferas de gases monoatómicos puros ( $p_{N_2}=1\text{atm.}$ ,  $p_{H_2}=1\text{atm.}$ ,  $p_{O_2}=10^{-9}\text{atm.}$ ) (23).

En este sentido la predicción cuantitativa de la partición de estos elementos entre la pileta líquida y sus alrededores continúa siendo un problema de suma importancia debido al rol controlante que tienen estos elementos en el desarrollo microestructural y en las propiedades mecánicas del metal de soldadura (23).



#### 4.1.2.- Reacciones gas-metal en soldadura

Durante la soldadura hidrógeno, nitrógeno y oxígeno pueden disolverse en el metal de soldadura donde pueden formar porosidad o combinarse con otros elementos de la aleación y formar inclusiones. En los aceros el hidrógeno induce fisuración, el nitrógeno aumenta el límite de fluencia y la resistencia a la tracción pero reduce la ductilidad, y el oxígeno promueve la formación de inclusiones (23). En la soldadura por arco eléctrico los consumibles pueden contribuir a la concentración de oxígeno e hidrógeno en el metal de soldadura, donde las reacciones metal-escoria tienen una fuerte influencia en el contenido de oxígeno (23).

Los trabajos realizados sobre la solución de gases durante la soldadura por fusión, han sido realizados en su mayoría utilizando los procesos GTAW y GMAW, en una cámara cerrada con mezclas de Ar-H<sub>2</sub>, Ar-O<sub>2</sub>, Ar-N<sub>2</sub> y Ar-CO<sub>2</sub> (2).

#### Nitrógeno

El mayor efecto que tiene el nitrógeno en el metal de soldadura es la fragilización, aunque también actúa como elemento de aleación. Las fuentes de contaminación del metal de soldadura con nitrógeno son principalmente dos: los consumibles de soldadura y la atmósfera (43). Los alambres tubulares contienen típicamente no más de 50 ppm de N y no debería aumentar demasiado entre el contenido del alambre y el de la soldadura. A partir de ese valor de nitrógeno disuelto en el metal de soldadura la energía absorbida en el ensayo de impacto comienza a caer fuertemente (44). Para valores de nitrógeno excesivos (mayores de 250 a 300 ppm) se puede producir porosidad en el metal de soldadura de aceros dulces. En la figura 36 se puede ver el efecto del contenido nitrógeno en la tenacidad del metal de soldadura para un alambre tubular del tipo rutilico.

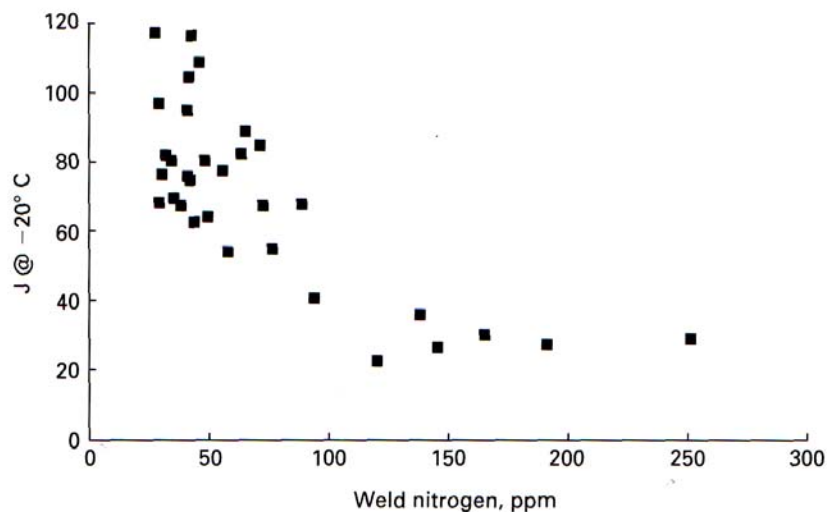


Figura 36.- Influencia del contenido nitrógeno en la tenacidad del metal de soldadura para un alambre tubular del tipo rutilico (44).

Cuando se produce una fusión estática sin arco eléctrico de Fe puro en una atmósfera con una dada presión parcial de nitrógeno, la solubilidad de este sigue la ley de Sievert, con una solubilidad de N de alrededor de 0,05% en el metal líquido a una temperatura de 2200°C y a una presión atmosférica. En presencia del arco eléctrico la solubilidad sigue la ley de Sievert hasta una presión parcial de N de 0,036 atm (2). Por encima de esta presión parcial la cantidad de N se mantiene constante independientemente de la presión a un nivel algo por encima que el valor de equilibrio a 1 atm. La mayoría de las variables de soldadura como la tensión de arco o la velocidad de soldadura no influyen significativamente en la solubilidad de nitrógeno, sin

embargo el aumento de la corriente de soldadura producirá en muchos casos la disminución de la cantidad de nitrógeno en el metal de soldadura. En la figura 37 se puede ver la variación de nitrógeno al modificar la corriente de soldadura en GMAW realizada en aire a 1 atm para acero al carbono y acero inoxidable.

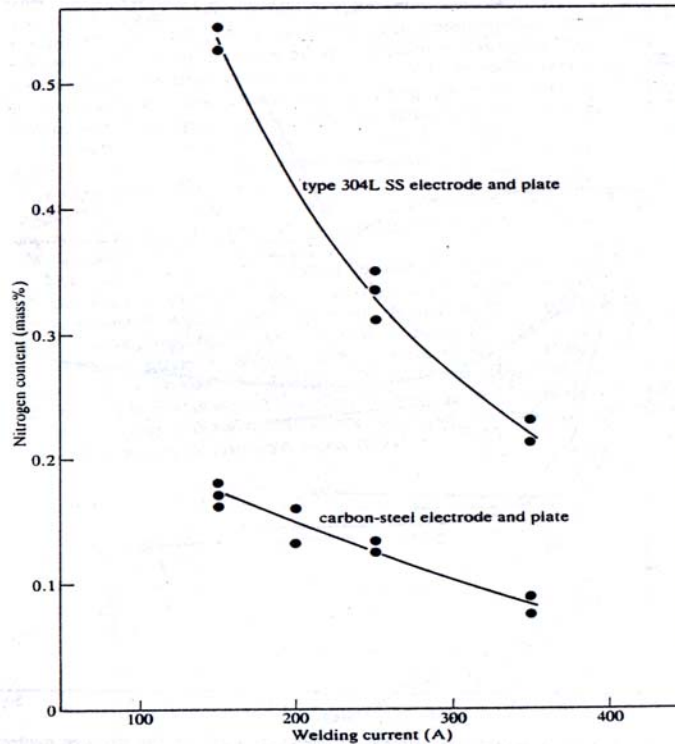


Figura 37.- Contenido de nitrógeno vs. corriente de soldadura en GMAW realizada en aire a 1 atm (46).

En aceros al carbono o C-Mn el nitrógeno puede ser responsable de fragilización por envejecido. Si un acero que contiene nitrógeno es sometido a deformación plástica y simultáneamente o posteriormente es calentado a alrededor de 200°C, la ductilidad a la entalla disminuye. Este tipo de fragilización puede ser prevenido agregando elementos fuertemente formadores de nitruros como Al o Ti (2).

El nitrógeno no tiene efectos sobre la macroestructura. En la zona columnar tiende a disminuir el tamaño y la cantidad de la ferrita acicular y a aumentar la ferrita proeutectoide y la ferrita con segundas fases (43,47). En cuanto a la resistencia a la tracción se observó que esta aumenta con el contenido de nitrógeno (43).

#### *Oxígeno y CO<sub>2</sub>*

El oxígeno es introducido a la piletta líquida a altas temperaturas debido a tres fuentes principales. Por los óxidos presentes en el fundente que se disocian en el arco, por reacciones escoria metal en la piletta líquida y por la atmósfera que rodea el ambiente del arco. Bajo estas condiciones, bajo estas condiciones el oxígeno reacciona directamente con los elementos de aleación en la piletta, promoviendo la desoxidación y modificando la templeabilidad del metal de soldadura (45).

Al estudiar la absorción de oxígeno en GMAW de hierro puro usando atmósferas de Ar-O<sub>2</sub> en una cámara cerrada se observa el mismo comportamiento general que para el nitrógeno. La cantidad de oxígeno absorbido a las menores presiones parciales de oxígeno es aproximadamente proporcional a  $p_{O_2}^{1/2}$ , mientras que para presiones parciales de oxígeno mayores se vuelve constante a 0,23% algo por debajo del valor de equilibrio a 1 atm. de presión de oxígeno (48).

A bajas presiones parciales de oxígeno el contenido disuelto en el metal líquido disminuye con el aumento de la corriente, que nuevamente muestra el mismo patrón que el nitrógeno. En la figura 38 se puede ver como varía el contenido de oxígeno disuelto en Fe puro en función de la presión parcial de oxígeno, para distintas corrientes de soldadura, en una mezcla Ar-O<sub>2</sub> a una presión total de 1 atm.

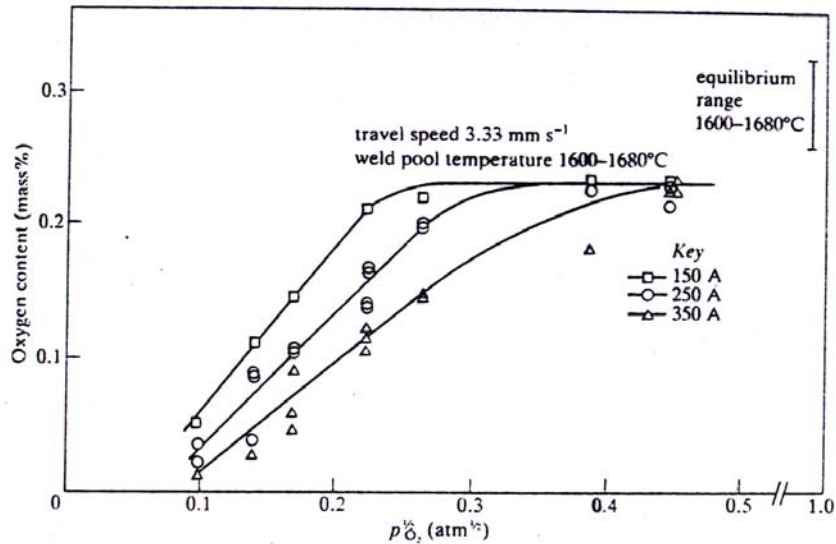
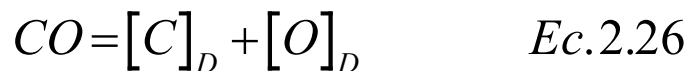
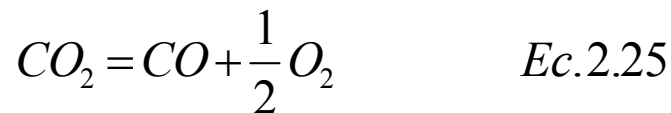


Figura 38.- Contenido de oxígeno disuelto en Fe puro en función de la presión parcial de oxígeno para distintas corrientes de soldadura, en una mezcla Ar-O<sub>2</sub> a una presión total de 1 atm (48).

Ensayos similares con CO<sub>2</sub> muestran un aumento tanto en el contenido de carbono como en el de oxígeno con la presión parcial CO<sub>2</sub>. Para ambos elementos la velocidad de aumento es menor a mayores niveles de corriente. Muchas son las reacciones posibles entre el Fe y el CO<sub>2</sub>, pero probablemente las que gobiernen el equilibrio sean las Ec. 2.25 y Ec. 2.26.



Siendo la constante de equilibrio K de esta última reacción la que expresa la Ec. 2.27.

$$K = p_{CO} / a_{[C]_D} a_{[O]_D} \quad Ec.2.27$$

Asumiendo que el coeficiente de actividad para cada caso es 1, entonces para una presión de CO de 1 atm., se tiene la Ec. 2.28.

$$[C]_D + [O]_D = 1 / K \quad Ec.2.28$$

Y expresando las concentraciones en porcentaje en peso (wt%) se tiene la Ec. 2.29.

$$\text{Log } K = 1160 / T + 2,0 \quad \text{Ec.2.29}$$

Es conveniente hacer notar que estas expresiones no son representativas de la soldadura real con CO<sub>2</sub> dado que los alambres utilizados en GMAW contienen elementos desoxidantes. El contenido de oxígeno en la soldadura real será menor mientras que el contenido de carbono mayor (2).

El oxígeno puede ser disuelto en el metal líquido desde la atmósfera del arco o a partir de reacciones metal-escoria. En los casos donde la soldadura se realiza con una atmósfera con bajo potencial de oxidación el factor controlante del contenido de oxígeno disuelto en el metal de soldadura son las reacciones metal-escoria (2).

El oxígeno en la atmósfera del arco afecta las propiedades del metal de soldadura en tres formas: a través de la formación de inclusiones no metálicas, por oxidación de los elementos de aleación y causando porosidad por CO (2).

Los óxidos precipitan en el metal líquido cuando este se enfría y aparecen en el metal de soldadura como inclusiones esféricas. Estas inclusiones están compuestas de óxidos de Si, Mn y cualquier otro desoxidante que esté presente, junto con sulfuro de manganeso. Los diámetros pueden ir desde 0,05 micrones hasta máximos que pueden alcanzar los 10 micrones, mientras que la fracción en volumen puede llegar hasta un 1%. En general al aumentar la corriente de soldadura aumenta el diámetro de las inclusiones no metálicas (2).

En los procesos que utilizan electrodos consumibles la oxidación de los elementos de aleación tiene lugar en las gotas que se forman en la punta del electrodo y que se transfieren a través del arco. En general hay poca reacción en la pileta de soldadura. El Mn y el Si en general son utilizados como desoxidantes en la soldadura por arco eléctrico de aceros al carbono. El manganeso se pierde tanto por oxidación como por evaporación, mientras que el silicio solo se pierde por oxidación (2).

La comprensión desde un punto de vista fundamental de las velocidades de disolución de hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en la pileta líquida, junto con la reyección y el transporte de estos en el líquido se encuentra en una etapa inicial (23).

#### 4.1.3.- Reacciones metal-escoria

El contenido de oxígeno en el metal de soldadura está directamente relacionado con los componentes del relleno del alambre tubular o el revestimiento del electrodo, y con el potencial de oxidación de la atmósfera que rodea el arco. Las reacciones metal-escoria están ampliamente determinadas por el primero de los aspectos mencionados anteriormente. En este sentido, es bien conocido que las características del fundente son lo que gobierna la composición del metal de soldadura y de las inclusiones. De esta forma el cabal entendimiento de las reacciones metal-escoria son un requisito fundamental para la predicción de la microestructura y las propiedades del metal de soldadura (2).

En el proceso SMAW el revestimiento forma un cono en el extremo del electrodo, dentro del cual se forman las gotas de metal líquido. Las interacciones entre metal y escoria tienen lugar inicialmente en ese lugar entre el cono y el líquido. Si hay elementos de aleación es en ese lugar donde comienzan a disolverse y mezclarse de forma que al desprenderse la gota tiene una composición relativamente homogénea. A su vez, las más importantes interacciones químicas se dan ese punto, particularmente la absorción de oxígeno en el metal líquido (2).

En el caso de los alambres tubulares, la situación es diferente, ya que el fleje metálico se funde antes que los elementos escorificantes se fundan o desprendan. Las interacciones metal-escoria en el electrodo serán muy limitadas, siendo el principal lugar donde estas suceden la pileta líquida (2).

Las reacciones metal-escoria en el metal de soldadura líquido han sido estudiadas ampliamente en relación con el proceso SAW. Sin embargo, en general las conclusiones que se han alcanzado son aplicables también al proceso SMAW, en particular lo relacionado con la basicidad del fundente.

Existen muchas fórmulas para expresar la basicidad de la escoria, de las cuales el índice de basicidad *BI* (49) es uno de los más comúnmente utilizado. En la Ec. 2.30 se observa dicho índice, donde cada término expresa el porcentaje en peso de cada componente.

$$BI = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + K_2O + Na_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad Ec.2.30$$

Cuando el BI es menor que 1, entonces el fundente es ácido, neutro cuando se encuentra entre 1 y 1,5, semibásico cuando está entre 1,5 y 2,5 y básico cuando es mayor que 2,5. Este índice estima la basicidad de la escoria a partir de los componentes del fundente. En este sentido, otras teorías de la basicidad han sido empleadas para correlacionar el contenido de oxígeno en el metal de soldadura con la basicidad del fundente. Una de ellas consiste en medir la basicidad del fundente utilizando la teoría iónica de las escorias. El índice así desarrollado se identificó como  $B_Z$  y se definió como la fracción iónica de aniones libres  $O^{2-}$  en la escoria disociada respecto de la suma de todos los aniones y cationes del sistema del fundente. Para un  $B_Z$  mayor que cero el sistema fundente/escoria es considerado básico y ácido cuando  $B_Z$  es negativo. Otro índice desarrollado para medir la basicidad del fundente es el índice de basicidad óptico (OB). Este índice de basicidad se define como la relación entre el poder de donar electrones del oxígeno en un óxido respecto del poder de donación de electrones de los aniones libres del óxido. Este método para medir la basicidad del fundente presenta una ventaja considerable que consiste en que puede ser determinado con técnicas espectroscópicas (45).

El contenido de silicio y oxígeno disuelto está gobernado por la Ec. 2.31.

$$SiO_2 = [Si]_D + 2[O]_D \quad Ec.2.31$$

La concentración de estos elementos disueltos en el Fe disminuye cuando la actividad de la sílice ( $SiO_2$ ) en la escoria cae al aumentar la basicidad. El aumento de la basicidad tiene un fuerte efecto en la disminución del contenido de oxígeno. En la figura 39 se puede ver el efecto del índice de basicidad en el contenido de oxígeno en el metal de soldadura.

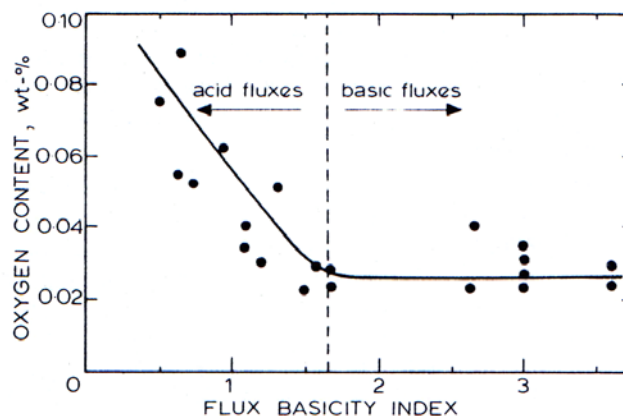


Figura 39.- Efecto del índice de basicidad en el contenido de oxígeno en SAW (50).

El contenido de manganeso aumenta levemente con la basicidad. El contenido de azufre en el metal de soldadura también disminuye al aumentar la basicidad de la escoria. El fósforo no se ve demasiado afectado por la basicidad (2). En este sentido cuando los elementos de aleación son agregados vía el fundente en el proceso de arco sumergido, variaciones en los parámetros del proceso pueden resultar en variaciones en la química del sistema, que finalmente pueden producir la falla del componente por un efecto de sobrealeado, típicamente con Si y Mn. Este problema no se presenta en otros procesos como SMAW, donde es una práctica normal la incorporación de elementos de aleación vía el revestimiento. De la misma forma los alambres tubulares están libres de este fenómeno (2).

Para el caso de los alambres tubulares, las reacciones que tienen lugar son del tipo gas-escoria-metal, las que son complejas y en muchos casos no están extensamente caracterizadas (51, 52). En este sentido, se ha desarrollado para consumibles FCAW un índice que determina la basicidad de la escoria utilizando la composición química de la escoria recogida luego de soldar (52). Así, el contenido de oxígeno disminuye al aumentar la basicidad de la escoria, presentando una mejor correlación que lo obtenido para los índices de basicidad del fundente tradicionales mencionados anteriormente (BI, B<sub>Z</sub>, OB) (45). Además este índice aporta información respecto de las reacciones gas-metal-escoria que tienen lugar al emplear consumibles del tipo FCAW (52).

#### 4.1.4.- Reacciones de desoxidación

A partir de la experiencia con el proceso de soldadura GMAW se desarrolló un modelo simple para estimar la secuencia de las reacciones de desoxidación en soldadura por arco (53).

El modelo asume que el equilibrio entre los elementos reactantes y la escoria precipitada se mantiene hasta bajas temperaturas, y divide a la pileta de soldadura en dos zonas de reacción principales. Por un lado, la zona caliente de la pileta de soldadura, caracterizada por la oxidación y la desoxidación simultánea del metal, donde la separación de microescorias tiene lugar continuamente como resultado de condiciones de flujo altamente turbulento. Por otro lado, la zona fría de la pileta de soldadura donde la escoria precipitada permanecerá en el metal líquido como partículas finamente dispersas como resultado de una agitación pobre del metal líquido. En la figura 40 se puede ver un esquema del modelo descripto (36).

El contenido de oxígeno en el metal de soldadura puede sin embargo ser controlado por un pseudo-equilibrio local establecido entre los reactantes y la escoria precipitada a altas temperaturas en la zona caliente de la pileta de soldadura.

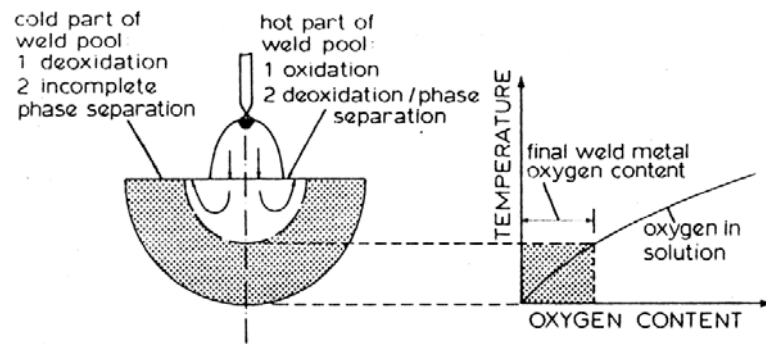


Figura 40.- Esquema de la secuencia de reacciones de desoxidación en la pileta líquida (36)

Para el caso de soldadura por el proceso GMAW de aceros desoxidados al Si-Mn se tiene que el contenido de MnO y FeO en la escoria es controlado solamente por el contenido de manganeso (36), de acuerdo a la reacción Ec. 2.32.



Sobre esta base se puede estimar la mínima temperatura a la que tiene lugar la separación de dichos óxidos de la pileta líquida.

A su vez, el contenido de oxígeno medido en el metal de soldadura multipasadas está dentro del rango calculado para el equilibrio Si-O y Mn-O entre 1800 y 1900°C. Estos resultados se pueden observar en la figura 41.

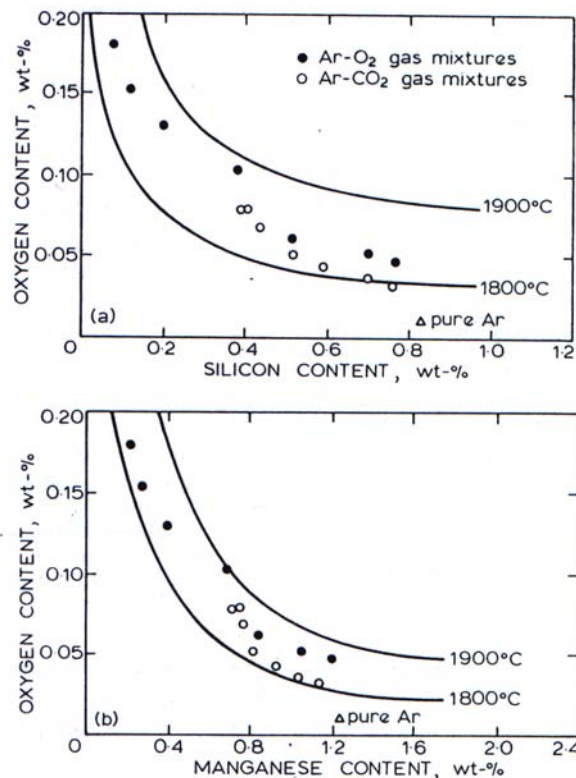


Figura 41.- Reacciones de pseudo-equilibrio en aceros C-Mn soldados con GMAW para 1800 y 1900°C. a- Si-O, b- Mn-O (53).

Consecuentemente, se concluye que las concentraciones finales de oxígeno, silicio y manganeso en los depósitos GMAW están controlados por las reacciones que tienen lugar en un pequeño volumen ubicado en la zona caliente de la piletta inmediatamente por debajo del arco con un intenso agitado (36).

En los procesos protegidos por fundente el patrón de reacciones es mucho más difícil de delinear debido a la complicada presencia de la escoria.

A su vez, el contenido de oxígeno disuelto en el metal de soldadura obtenido con alambres *metal-cored* es similar al de los alambres tubulares básicos (8).

Los alambres tubulares rútilicos usualmente contienen impurezas de Nb. Dado que el Ti y el Nb son solubles en hierro, el metal de soldadura obtenido con estos tipos de consumibles siempre tiene Ti y Nb como elementos residuales (8).

#### 4.2.- Inclusiones no metálicas

Una característica muy relevante en la soldadura por arco eléctrico de aceros es la presencia de inclusiones no metálicas en el metal de soldadura. Estas inclusiones tienen un marcado efecto en el desarrollo microestructural y consecuentemente en las propiedades mecánicas del material.

El metal líquido antes y durante la solidificación interactúa con el medio que lo rodea disolviendo gases (oxígeno, nitrógeno, hidrógeno). Las reacciones que se producen entre estos elementos disueltos y los que se encontraban disueltos previamente (Mn, Si, C, Fe, Al, Ti, etc.) dan origen a las inclusiones no metálicas, siendo estas los productos de dichas reacciones. La mayoría de las inclusiones no metálicas son óxidos formados durante el enfriamiento entre 2500°K y 1800°K. Bajo ciertas condiciones también pueden formarse nitruros y sulfuros durante la solidificación o en el posterior enfriamiento en estado sólido. Por esto es que en la literatura se utiliza el término “inclusiones no metálicas” más general para describir el amplio rango de inclusiones que se forman en la soldadura de aceros (58).

Aquellas inclusiones formadas en forma externa a la piletta de soldadura, por ejemplo en el proceso de transferencia metálica desde el arco eléctrico, se denominan *primarias o exógenas*. Estas inclusiones relativamente grandes no se remueven por flotación o procesos de absorción, generando atrapamientos de escoria. Por otra parte, a partir del proceso de solidificación, ya sea como resultado de las reacciones de desoxidación en la piletta o por inestabilidad del frente de solidificación, pueden formarse nuevas fases (óxidos, nitruros y sulfuros) en las zonas interdendríticas si se dan las condiciones termodinámicas y cinéticas adecuadas. Estas inclusiones formadas durante la solidificación en la piletta de soldadura se denominan *endógenas o secundarias* (36,54). Este último grupo en general es heterogéneo respecto de la composición, de la forma y de su estructura cristalina, como resultado del complejo sistema de aleación involucrado (55).

En los metales fundidos la primera fase sólida que se forma durante el enfriamiento, no corresponde a la fase metálica de la matriz, sino que por su mayor punto de fusión corresponde a productos de las reacciones de desoxidación. Esta fase puede ser vítrea o cristalina.

En los aceros se utiliza muy comúnmente la desoxidación con Si donde el producto de dichas reacciones es SiO<sub>2</sub>. Si la desoxidación se produce con Al el producto que se obtendrá será Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. También son comunes los productos que son combinación de varios elementos presentes en el acero como MnSiO<sub>3</sub> y Mn(O,S) (54), generalmente vítreos y esféricos (37).

Un ejemplo de estas reacciones es la desoxidación con Si-Mn, muy utilizada en la soldadura de aceros. En la figura 42 se puede ver el efecto de distintos elementos como desoxidantes en equilibrio en hierro líquido a 1600°C.



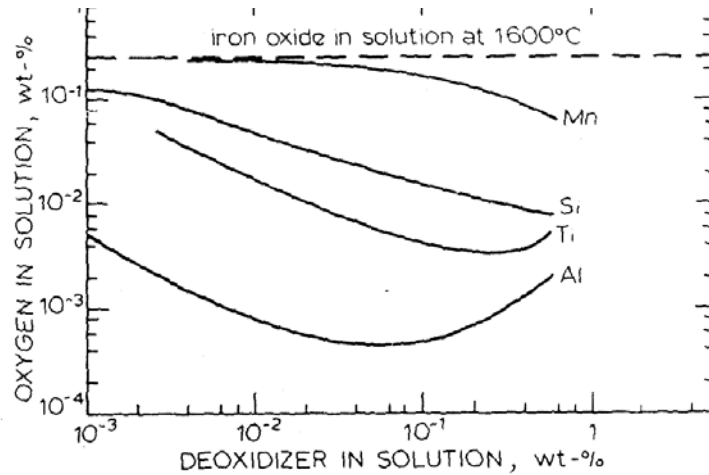


Figura 42.- Efecto del Mn, Si, Ti y Al como desoxidantes en equilibrio en aleaciones de hierro líquido a 1600°C (37).

En soldaduras de aceros se ha asumido que la secuencia de formación de óxidos o inclusiones tiene un orden fijo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ti}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  y  $\text{MnO}$  independientemente de la composición del metal de soldadura (68,69). Esta secuencia deriva de una escala de óxidos de acuerdo con la estabilidad relativa decreciente o la disminución del valor absoluto de la energía libre estándar de formación del óxido, proveyendo una buena idea cualitativa del potencial de oxidación. Sin embargo es poco probable que esto represente las reacciones reales dado que la estabilidad de los óxidos puede cambiar con la concentración de los reactantes en el metal de soldadura (cantidad de Al, Ti, Si y Mn). Además pueden formarse óxidos complejos (70).

Por otro lado, la velocidad de precipitación de inclusiones de óxidos desde una solución sobresaturada puede ser determinada a partir de la velocidad de difusión de los elementos a la interfase. La velocidad de difusión acoplada con la velocidad de nucleación puede estimar la cinética de crecimiento de varios tipos de inclusiones. En la figura 43 se puede ver una comparativa de los tiempos de transformación de varios óxidos en función de la temperatura.

En esta figura se puede ver que el primer óxido en formarse es  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . A medida que disminuye la temperatura de la soldadura se observa la secuencia de precipitación de óxidos. Diagramas de este tipo pueden ser empleados para predecir la secuencia de formación de óxidos en función de la composición y la temperatura (23).

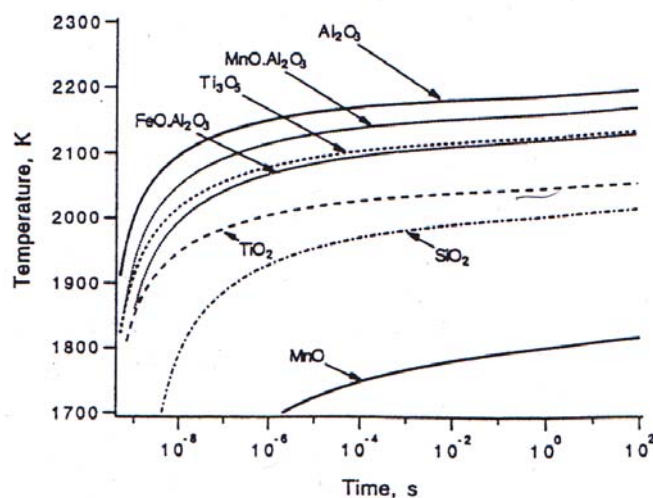


Figura 43.- Comparativa del tiempo de formación de distintos óxidos para 10% de cantidad final en función de la temperatura. Los cálculos fueron realizados para un metal de soldadura con 0,066%C, 1,66%Mn, 0,82%Si, 0,025%Ti, 0,026%Al, y 0,086% O (23)

Si bien la desoxidación al Si es más eficiente que la desoxidación al Mn, la acción combinada del Si y Mn produce un menor contenido de oxígeno en solución en el metal de soldadura. En este sentido, los productos de desoxidación obtenidos son una mezcla líquida de MnO y SiO<sub>2</sub>, con una pequeña cantidad de FeO. La morfología de las inclusiones primarias varía según la cinética en interfases, la energía superficial relativa, las colisiones, la viscosidad de las inclusiones, etc. Las inclusiones primarias de silicatos son generalmente esféricas (54).

Es importante considerar que las inclusiones primarias pueden aparecer en la estructura final no sólo distribuidas aleatoriamente sino también asociadas con el espaciado interdendrítico. En general se acepta que las inclusiones pueden ser empujadas durante la solidificación, de manera de ser transportadas por los canales de líquido interdendrítico, quedando finalmente con una distribución alineada en la dirección de avance del frente (54).

Cuando los elementos segregados al líquido interdendrítico alcanzan una concentración mayor que la de equilibrio se puede producir la formación de nuevas fases. En este sentido los óxidos y los sulfuros son productos típicos de estas reacciones dado que el oxígeno y el azufre en solución son dos elementos que pueden reaccionar con otros de los elementos disueltos en el metal líquido. Es importante hacer notar que el oxígeno en los aceros puede estar disuelto hasta alrededor de 0,002% en peso, mientras que suele medirse más de 0,03%. Este exceso está presente como inclusiones no metálicas del tipo óxidos (54).

Algunos de los parámetros más utilizados para caracterizar las inclusiones se refieren a la cantidad y al tamaño de las mismas. La cantidad suele medirse a través de la fracción en volumen ( $Fv$ ) o de la densidad de inclusiones, que se define como el número de partículas por unidad de área ( $Na$ ) o por unidad de volumen ( $Nv$ ). A su vez, en cuanto al tamaño los índices utilizados son el diámetro promedio ( $dp$ ) y el diámetro modal ( $dm$ ), siendo un parámetro más representativo la distribución de tamaños (59).

La fracción en volumen así como el número total de inclusiones en los depósitos de soldadura de aceros son considerablemente mayores que los valores obtenidos en los productos fundidos de acero debido al tiempo limitado que tienen las partículas para crecer y separarse del líquido. Por la misma razón las inclusiones en el metal de soldadura son de dimensiones significativamente menores, normalmente menos de 1 micrón y más finamente dispersas. La distribución de tamaños dependerá de la basicidad del fundente (60). A modo de ejemplo las soldaduras realizadas con fundentes ácidos, que tienen un bajo índice de basicidad BI, tienden a tener mayor contenido de grandes inclusiones de sulfuro de manganeso que las producidas con fundentes básicos. Esta observación no es sorprendente teniendo en cuenta el alto potencial de oxidación y la baja capacidad de desulfuración de las escorias ácidas. Sin embargo, el número total de inclusiones es del mismo orden en ambos casos, indicando que el excesivo contenido de azufre y oxígeno de los depósitos ácidos influirán en el diámetro promedio de las inclusiones, siendo en este caso mayor que para los depósitos básicos (36).

Asimismo se ha reportado en la literatura que las inclusiones ricas en óxidos de aluminio están típicamente relacionadas con las soldaduras realizadas con fundentes básicos, mientras que para fundentes ácidos las inclusiones halladas son de óxido de aluminio asociado con sulfuro de manganeso. Se sugiere que este comportamiento estaría relacionado con la desoxidación de la piletta líquida (61).

Sobre la superficie de algunas inclusiones se detectó la presencia de MnS y se observó una disminución del contenido de Ti en las partículas recubiertas con sulfuro (62).

Es interesante destacar que en general el tamaño promedio de las inclusiones será mayor para el proceso SAW que para el GMAW. Esta observación puede ser asociada parcialmente al hecho de que en SAW el calor aportado es significativamente mayor que para GMAW, lo que promueve el crecimiento de las partículas debido a que hay un mayor tiempo de retención de la pileta líquida (63,60). En este sentido el calor aportado influirá fuertemente en la distribución de tamaños de las inclusiones, aún cuando la composición química del metal de soldadura no sea cambiada significativamente.

Muchos autores coinciden en que cuando aumenta el contenido de oxígeno en el metal de soldadura aumenta la  $Fv$ , aunque no siempre se encuentre experimentalmente. En cambio lo que sí es comprobado unívocamente es que al aumentar el oxígeno aumenta el  $Nv$  (64,65). Respecto del diámetro medio de las inclusiones, cuando aumenta el nivel de oxígeno no siempre aumenta el diámetro medio, debido a que el aumento de oxígeno trae asociado un aumento en la cantidad de inclusiones por lo que el tamaño de las mismas no puede crecer y el resultado es una gran cantidad de pequeño tamaño (65). Cuando el oxígeno es muy alto no se observa una relación con el diámetro promedio y sí con el diámetro modal  $dm$  que aumenta con el nivel de oxígeno (59).

#### 4.3.- Solidificación

En soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material la severidad del ciclo térmico que experimenta el material varía de zona en zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura. Estas son la zona fundida (ZF) o columnar (ZC), la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor. La zona fundida (ZF) es la que experimenta la fusión y posterior solidificación.

Dicha solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico, que está relacionado depende con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (33).

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico (23). Sin embargo, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación de la pileta de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento (30,33,65,68). Además las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento (23,66). Durante los últimos 15 años se han producido avances significativos en la comprensión del proceso de solidificación en soldadura. La aplicación de herramientas computacionales termodinámicas y cinéticas han mejorado el entendimiento del proceso de solidificación en aleaciones multicomponentes. A su vez, el avance de las técnicas de caracterización in-situ ha permitido la caracterización de la formación de la fase y de los efectos del no-equilibrio en la solidificación. El uso del modelo de aleación monocristalina resultó en un nuevo enfoque del rol de la geometría de la pileta líquida y del proceso de selección de crecimiento de dendritas en el desarrollo de la microestructura de la soldadura (67).

##### 4.3.1.- Parámetros básicos

Los parámetros básicos que controlan el proceso de solidificación son la velocidad de crecimiento  $R$ , el gradiente de temperaturas  $G$  el sobreenfriamiento  $\Delta T$  y la composición de la aleación.

La velocidad de crecimiento o velocidad de solidificación es la velocidad con la que avanza la interfase sólido/líquido o frente de solidificación en la pileta líquida. Este parámetro varía considerablemente con la ubicación en la pileta de soldadura.

Los gradientes de temperaturas en el sólido  $G_S$  y en el líquido  $G_L$ , en la interfase sólido/líquido, juegan un rol importante en la determinación de la subestructura de solidificación en la zona de fusión. De los dos gradientes mencionados  $G_L$  es el más crítico en la determinación de la morfología de la interfase sólido/líquido en una escala microscópica y es directamente proporcional al flujo de calor en la interfase mencionada. El gradiente térmico en el líquido  $G_L$  es fuertemente influenciado por la convección en la pileta. El signo de  $G_L$  también es significativo. Bajo condiciones de solidificación de la pileta normales  $G_L > 0$ , pero para líquidos térmicamente sobreenfriados  $G_L < 0$  (65).

La medición precisa de gradientes térmicos en la soldadura es muy difícil. Este gradiente es función de las propiedades del material, del proceso de soldadura, de la posición de soldadura y del calor aportado. En general el gradiente térmico aumenta a medida que la conductividad térmica del material disminuye. Para procesos de soldadura de baja densidad de energía, como el arco eléctrico, al aumentar el calor aportado aumenta el tamaño de la pileta líquida. Como se mencionó anteriormente el gradiente térmico es mínimo en la línea central de la soldadura. Al alejarse de la línea central por el frente de fusión hacia la línea de fusión el gradiente térmico aumenta y es máximo en la línea de fusión, como se esquematiza en la figura 2.44. A partir de datos disponibles en la literatura respecto de los gradientes térmicos en soldadura se puede sugerir que estos varían ampliamente dependiendo de las condiciones de proceso, el material y la posición dentro de la soldadura. Se midieron valores entre 400 y 2750 °K/cm dependiendo de las condiciones mencionadas anteriormente (65).

La velocidad de crecimiento y el gradiente de temperaturas son importantes también en forma combinada como  $G/R$  y  $G.R$ , dado que influyen en la morfología de la solidificación y en la escala de la subestructura, respectivamente (23).

Esta última combinación es la velocidad de enfriamiento  $Ve$  ( $Ve = G.R$ ), que es importante en la determinación de las características microestructurales de la pileta de soldadura (65).

El término sobreenfriamiento ( $\Delta T$ ) en solidificación refiere a la diferencia entre la temperatura de líquidos de equilibrio de la aleación de composición nominal y la temperatura real. Este es un parámetro crítico que controla la estructura de solidificación y la segregación. El sobreenfriamiento puede estar asociado con el proceso de nucleación de un sólido desde el líquido o con el crecimiento del sólido durante la solidificación (23).

El sobreenfriamiento total ( $\Delta T$ ) se puede dividir dentro de cuatro términos, según la Ec. 2.33 (65).

$$\Delta T = \Delta T_T + \Delta T_C + \Delta T_\sigma + \Delta T_K \quad Ec.2.33$$

Donde:

$\Delta T$ : Sobreenfriamiento total.

$\Delta T_T$ : Sobreenfriamiento térmico.

$\Delta T_C$ : Sobreenfriamiento constitucional.

$\Delta T_\sigma$ : Sobreenfriamiento debido a la curvatura de la interfase.

$\Delta T_K$ : Sobreenfriamiento cinético.

El sobreenfriamiento cinético está asociado con la fuerza impulsora necesaria para que la solidificación tenga lugar. Está relacionado con la velocidad a la cual los átomos se incorporan al sólido. Esta cantidad es bastante pequeña, especialmente para el caso de solidificación de metales. El sobreenfriamiento cinético en metales es típicamente menor que 1°K, por lo que esta

contribución al sobreenfriamiento total es generalmente ignorada. Sólo es importante cuando las velocidades de crecimiento son del orden de los metros por segundo (65).

El sobreenfriamiento debido a la curvatura a menudo se refiere como un efecto de capilaridad y de energía superficial. La temperatura de transformación sólido-líquido disminuye como resultado de la energía superficial adicional asociada a la creación de una superficie para una interfase curva. El sobreenfriamiento por curvatura en soldadura puede ser significativo debido a que las velocidades de crecimiento son altas y las estructuras de solidificación son finas (65).

El sobreenfriamiento térmico representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio. Este sobreenfriamiento está presente en los casos en los cuales existe una barrera energética significativa para la nucleación o cuando se produce solidificación direccional a una baja velocidad con formación de estructuras celulares. El sobreenfriamiento térmico no es usual en soldadura, ya que la nucleación del sólido no es difícil por lo que no es posible enfriar el líquido demasiado lejos de la temperatura de equilibrio. Sin embargo si el sobreenfriamiento térmico está presente tiene un profundo efecto sobre la morfología de la solidificación, promoviendo una estructura de solidificación equiaxial dendrítica (65).

En aleaciones, ya que la temperatura de líquidus del metal fundido es dependiente de la composición, la temperatura del líquido puede diferir de la temperatura de líquidus de la aleación si la composición del líquido se desvía de la composición promedio del volumen. Este cambio en la temperatura de transformación debido a efectos composicionales se conoce como sobreenfriamiento constitucional. Este sobreenfriamiento es, en muchos casos, el más grande e importante de los cuatro términos de la Ec. 2.36 y tiene la mayor potencial influencia en el desarrollo de la estructura de solidificación (65). Comúnmente se considera que en la interfase se alcanza el equilibrio y que por lo tanto el sobreenfriamiento constitucional en la interfase puede ser directamente relacionado con la composición en dicha zona a través del diagrama de equilibrio.

El proceso de solidificación no puede ocurrir en equilibrio, sin embargo, se pueden obtener diferentes grados de alejamiento del equilibrio total, que estarán relacionados con la velocidad de solidificación a la que se produzca el proceso. Así se establece una “jerarquía” del equilibrio que puede expresarse a partir de cuatro casos límite: (i) equilibrio global; (ii) equilibrio local en la interfase; (iii) equilibrio metaestable local en la interfase; y (iv) no-equilibrio en la interfase (86).

Las condiciones requeridas para el equilibrio global (i) se obtienen usualmente después de un recocido de larga duración. Los potenciales químicos y la temperatura son uniformes en todo el sistema. Bajo estas condiciones no tienen lugar cambios a lo largo del tiempo. Esta situación sólo se produce cuando la solidificación se efectúa en tiempos geológicos (86).

Durante la mayoría de los procesos de solidificación existen gradientes de temperatura y composición dentro de las fases. Sin embargo, se puede describir adecuadamente la cinética de la solidificación empleando ecuaciones de difusión para obtener los cambios en temperatura y composición de cada fase. Además se puede utilizar el diagrama de equilibrio para estimar la temperatura y composición en los bordes entre las fases, por ejemplo en la interfase de solidificación. También se incluye el efecto Gibbs-Thompson para determinar los cambios en el equilibrio de la interfase debido a la curvatura de la misma. Estas condiciones descritas constituyen lo que se denomina equilibrio local en la interfase (ii). Este equilibrio local no es estrictamente válido, pero se basa en la noción de que la interfase se equilibra mucho más rápidamente que el volumen de la fase. Estas condiciones son ampliamente utilizadas para modelar la mayor parte de los procesos de solidificación de colada (86).

El equilibrio metaestable en la interfase también es importante en la práctica metalúrgica. Además es particularmente empleado en la solidificación rápida debido a que algunas fases de

equilibrio, especialmente aquellas con estructuras cristalinas complejas, tienen cinéticas de nucleación y crecimiento lentas y están ausentes en la solidificación rápida (86).

Para el equilibrio local, ya sea estable o metaestable, los potenciales químicos de los componentes en el líquido y en el sólido son iguales a través de la interfase.

Por último existe una situación (iv) donde no se pueden estimar como iguales los potenciales químicos a través de la interfase que crece a una alta velocidad y con un gran sobreenfriamiento. Estas altas velocidades de crecimiento pueden atrapar soluto dentro del sólido enfriado a niveles que exceden los valores de equilibrio para la composición de líquido correspondiente en la interfase (86).

#### 4.3.2.- Nucleación y Crecimiento

El fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable.

Tradicionalmente el proceso de la nucleación de una fase sólida desde el líquido se clasifica en homogénea o heterogénea, dependiendo de cómo es que tiene lugar el evento de la nucleación, si ocurre sin o con influencia de impurezas, inoculantes o superficies externas, respectivamente. En la práctica la nucleación homogénea en líquidos solo ocurre bajo las más cuidadosas y controladas condiciones de laboratorio. La nucleación heterogénea es lo normal en fundiciones, donde la fuerza impulsora para la nucleación se obtiene con sobreenfriamientos que oscilan entre 5 y 20°C.

En muchos casos los depósitos de soldadura de aceros de baja aleación comienzan la solidificación con el crecimiento *epitaxial* de ferrita  $\alpha$  desde el grano parcialmente fundido del metal base en la línea de fusión (65).

La solidificación epitaxial es un proceso de nucleación heterogéneo. Un embrión sólido de metal de soldadura se forma sobre la superficie del grano del metal base fundido parcialmente. La forma del embrión depende de las energías superficiales del sistema,  $\gamma_{ML}$  (energía superficial metal base-líquido),  $\gamma_{SM}$  (energía superficial metal de soldadura sólido-metal base) y  $\gamma_{SL}$  (energía superficial metal de soldadura sólido-líquido). Asumiendo que  $\gamma_{SL}$  es isotrópico, se puede ver que para un volumen dado de embrión la energía interfacial de todo el sistema puede ser minimizada si tiene la forma de un casquete esférico. El ángulo que esta copa toma respecto de la interfase original se denomina *ángulo de mojado*  $\psi$ . El ángulo de mojado está controlado por el balance de fuerzas generado por las respectivas energías superficiales. En la figura 44 se puede ver un esquema de las fuerzas mencionadas y del ángulo de mojado.

Ya que el metal de soldadura usualmente es muy similar al metal base y que la solidificación es epitaxial el ángulo de mojado es cero y las aproximaciones de las Ec. 2.34 son válidas.

$$\gamma_{SM} \cong 0 \quad \gamma_{ML} \cong \gamma_{SL} \quad Ec.2.34$$

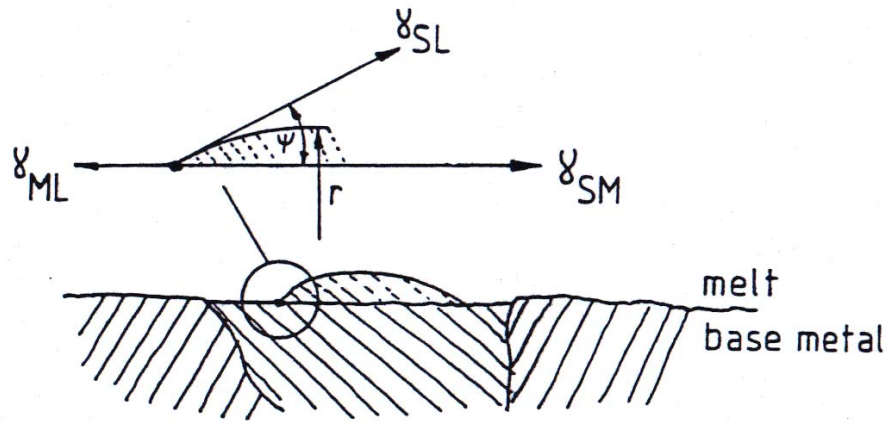


Figura 44.- Esquema del crecimiento epitaxial, fuerzas interfaciales y del ángulo de mojado (33).

Por lo tanto la barrera energética para la nucleación del metal de soldadura es despreciable, por lo que no se necesita sobreenfriamiento del líquido, y la solidificación ocurre uniformemente sobre todo el grano del metal base (33,68). En la figura 45 se puede ver un esquema del cambio de la energía libre ( $\Delta G$ ) en la nucleación homogénea, heterogénea y para el crecimiento epitaxial.

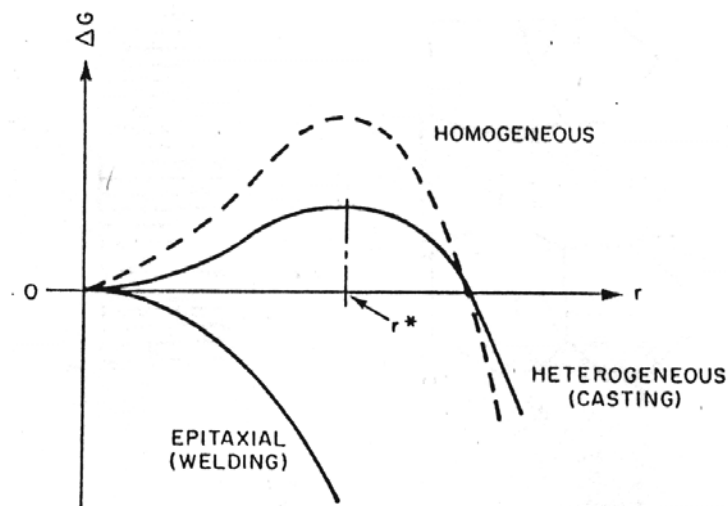


Figura 45.- Energía libre en la nucleación homogénea, heterogénea y epitaxial (33).

Los grandes gradientes de temperatura en la interfase sólido-líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. En el enfriamiento posterior los granos alotrópicos de austenita nuclearán en los bordes de grano de la ferrita delta, formando granos columnares de austenita que reemplazarán a los de la estructura de solidificación original. En la figura 46 se puede ver un esquema de la secuencia de crecimiento mencionada.

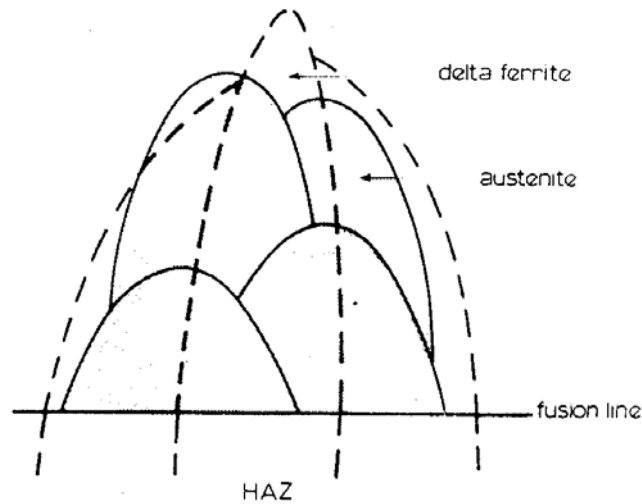


Figura 46.- Esquema de la secuencia de solidificación desde ferrita delta en aceros (69).

Debido a que la soldadura implica una fuente de calor en movimiento, la orientación de las isotermas cambia con el tiempo, por lo que la dirección de crecimiento de los granos de austenita es algo distinta de la de los granos de ferrita delta (69). Usualmente los granos de austenita son mas finos que los granos columnares de ferrita delta, indicando que más de un evento de nucleación tiene lugar en el borde de granos de la ferrita delta.

Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta el líquido puede ser inducido a solidificar como austenita metaestable. En la figura 47 se puede ver un esquema de la influencia de la velocidad de enfriamiento en la fase en la que solidifica el metal de soldadura.

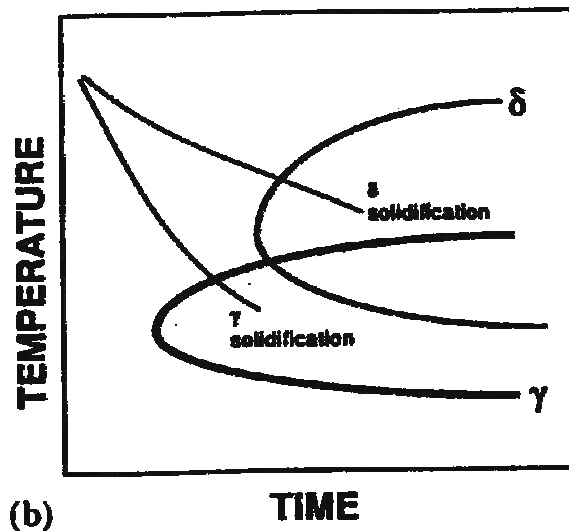


Figura 47.- Influencia de la velocidad de enfriamiento en el modo de solidificación para aceros de baja aleación (69).

Esto puede suceder aunque la ferrita delta sea la fase favorecida termodinámicamente en aceros de baja aleación. Se ha sugerido que esto es particularmente probable cuando el coeficiente de partición  $k=C_s/C_l$  está más cerca de la unidad para la austenita que para la ferrita delta (70). En esas circunstancias la velocidad de crecimiento de la austenita puede superar la de la ferrita delta cuando el líquido está suficientemente sobreenfriado. Este tipo de solidificación es más probable cuando el acero tiene elementos de aleación estabilizadores de la austenita, hasta que la fase  $\gamma$  (austenita) se vuelva la fase termodinámicamente estable (70). Los aceros al C-Mn



solidifican directamente desde la austenita contrariamente a lo que sucede con los aceros microaleados (33,71).

La solidificación a austenita puede ser indeseable por dos razones. Por un lado las inclusiones tienden a quedar atrapadas en la interfase del frente de solidificación quedando finalmente en los bordes de grano columnares (72), en una zona de la soldadura que corresponderá a la ubicación de ferrita en borde de grano relativamente frágil. Cuando la solidificación tiene lugar desde la ferrita delta esto no sucede, ya que durante la subsecuente transformación los granos de austenita cruzan los bordes de grano delta, dejando las inclusiones dentro del grano donde causan menos daño e inclusive podrán favorecer la nucleación de fases más tenaces como la ferrita acicular. En la figura 48 se puede ver un esquema del mencionado efecto.

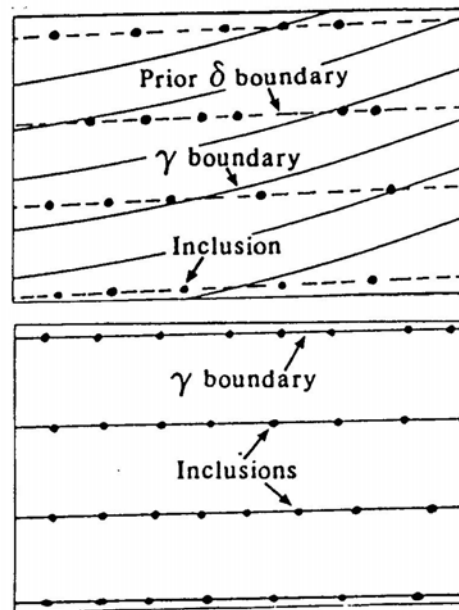


Figura 48.- Ubicación de las inclusiones en la solidificación desde ferrita delta (arriba) y desde austenita (abajo) (69).

La segunda razón por la que es deseable evitar la solidificación desde la austenita es que la velocidad de difusión de los elementos sustitucionales es órdenes de magnitud mayor en la ferrita que en la austenita, por lo que es esperable una mayor segregación si solidifica desde la austenita que desde la ferrita delta (69).



Figura 49.- Crecimiento epitaxial de granos columnares desde el metal base. Soldadura MIG de acero inoxidable (33).

En la figura 49 se puede ver una fotomicrografía mostrando el crecimiento epitaxial de granos columnares desde el metal base.

Como consecuencia del crecimiento epitaxial de los granos de austenita desde los granos parcialmente fundidos del metal base, se tiene que el ancho de los granos columnares en la línea de fusión estará definido por la morfología del grano de la ZAC.

Después de la nucleación o en presencia de una interfase sólido/líquido tiene lugar el crecimiento de los cristales por adición de átomos al sólido. En la solidificación en soldadura el mecanismo de crecimiento que tiene lugar es el de crecimiento normal (81). En este, la interfase avanza por la adición continua de átomos al azar, pudiendo sostenerse velocidades de crecimiento relativamente altas. Durante el crecimiento normal la forma macroscópica de la interfase está determinada por las condiciones adyacentes a la misma y esta puede pasar de ser planar a celular o dendrítica a medida que cambian las condiciones de crecimiento. Este hecho del cambio en la morfología de la interfase se denomina inestabilización del frente de solidificación.

En la solidificación de aleaciones, las condiciones que lleven a la presencia de sobreenfriamiento constitucional promoverán la inestabilización de la interfase (82). Estas condiciones son (65):

- Bajos gradientes térmicos en el líquido.
- Altas velocidades de crecimiento.
- Para aleaciones, líneas de líquidus empinadas.
- Altos contenidos de aleación (en soldadura el sobreenfriamiento constitucional puede existir para contenidos de aleación mayores a 0,2%).
- Valores extremos para el coeficiente de partición de equilibrio  $k_0$  (es la relación entre la concentración de soluto en el sólido  $c_s$  y la concentración de soluto en el líquido  $c_l$  a una dada temperatura).

El grado de sobreenfriamiento real es una cantidad muy difícil de medir. Se han realizado estudios intentando medir la temperatura del frente de solidificación, que podría indicar el sobreenfriamiento total, pero la contribución de cada componente no podría obtenerse de esta determinación, dado que expresa el sobreenfriamiento total. La dinámica de los procesos de soldadura hace que las mediciones directas de la temperatura del frente de solidificación sean muy dificultosas. En algunos trabajos se han detectado sobreenfriamientos de hasta 50°K para distintos materiales (69,70). Sin embargo, parecería que la diferencia de temperaturas no debería ser tan grande, encontrándose en otros trabajos temperaturas del frente de solidificación del orden de solo 10°K por debajo de la temperatura de equilibrio (75,85), siendo estos valores más consistentes con los cálculos teóricos.

#### *Distribución de soluto*

Está bien establecido que durante la solidificación de aleaciones se produce una importante redistribución de soluto. En particular en soldadura es un fenómeno importante ya que resulta en la segregación de elementos que puede afectar significativamente la fisuración de la soldadura, la microestructura y las propiedades (23).

En la teoría de solidificación el efecto composicional de la solidificación de aleaciones se puede dividir en tres casos límites (33,86):

- Solidificación bajo condiciones de equilibrio completo.
- Solidificación de no equilibrio. Sin difusión en el sólido y mezcla perfecta en el líquido (convección y difusión).
- Solidificación de no equilibrio. Sin difusión en el sólido y mezcla imperfecta en el líquido, sólo asistida por difusión.

Las altas velocidades de enfriamiento en la soldadura por fusión implican que la solidificación no puede ocurrir bajo condiciones de equilibrio. Para comenzar el análisis asumir que no hay difusión en el sólido es una buena aproximación. En los primeros estadios de la solidificación parecería posible que ocurra buena mezcla en el líquido debido a la turbulencia del metal fundido. Sin embargo, a medida que la fuente de calor se mueve y la solidificación continúa parecería probable que la mezcla por convección y difusión cambie a mezcla sólo por difusión. Sobre esta base se podría inferir que la solidificación en soldadura avanza por un camino entre el segundo y el tercer modelo mencionado (23,33).

A continuación se describirá brevemente el tercer modelo mencionado por ser este el más representativo del estado estacionario en la solidificación.

Las condiciones consideradas en este caso límite son: a- mezcla completa en el líquido; b- sin difusión en el sólido; c- densidades del sólido y líquido iguales y constantes; d- equilibrio local en la interfase (86).

Considerando un elemento de volumen cilíndrico de un cristal que está creciendo, según lo observado en la figura 50, una aleación de composición nominal  $x_0$  tiene una temperatura de líquidus  $T_l$ .

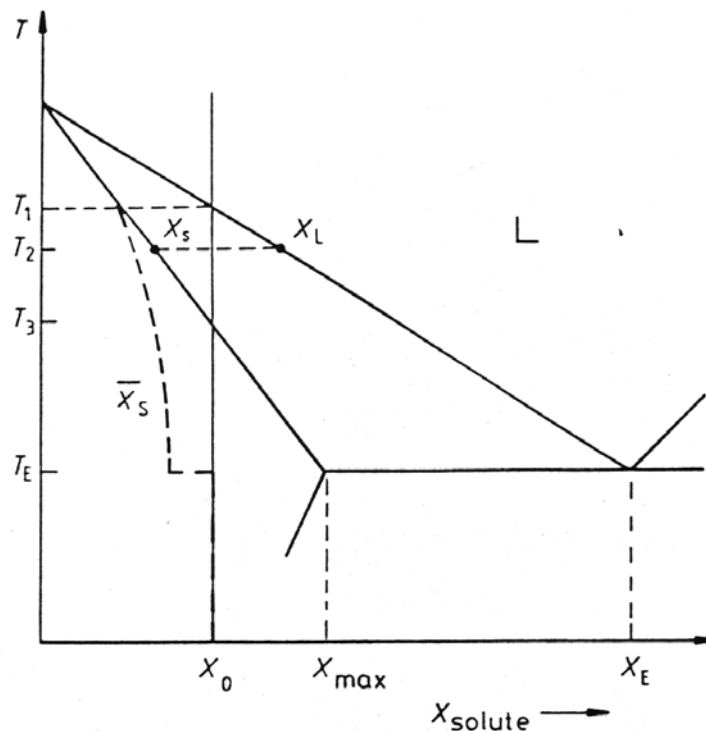


Figura 50.- Solidificación de una aleación  $X_0$  en un sistema binario (33).

Sin embargo, dado que la solidificación ocurre sobre un intervalo de temperaturas  $T_1$  a  $T_3$  tiene lugar una partición de soluto. Es útil definir el *coeficiente de partición*  $k$  en equilibrio en la Ec. 2.35.

$$k = \frac{X_s}{X_l} \quad \text{Ec.2.35}$$

Donde:

$X_s$ : fracción molar de sólido.

$X_l$ : fracción molar de líquido.

Este coeficiente  $k$ , que corresponde a la hipótesis de equilibrio local, puede ser modificado para solidificación rápida (86).

Dichas fracciones de sólido y líquido coexisten a una temperatura dada. Así, a la temperatura  $T_1$ , el primer sólido en formarse contiene  $kX_0$  de soluto. Ya que  $kX_0 < X_0$ , este primer sólido en formarse es más puro que el líquido desde el cual se forma. Esto implica que se ha reyectado soluto desde el sólido hacia el líquido, aumentando su concentración por encima de  $X_0$ . Debido a este aumento del contenido de soluto en el líquido, considerando la hipótesis de equilibrio local sólo en la interfase, la temperatura de la misma debe descender debajo de  $T_1$  antes de que prosiga la solidificación y la próxima capa de sólido será más rica en soluto que la primera. A medida que esta secuencia de eventos continua el líquido se enriquece progresivamente en soluto y la solidificación ocurre a temperaturas progresivamente menores (33).

Ahora, si no hay mezcla o convección en el metal fundido la reyección de soluto hacia el líquido durante la solidificación solo puede ser transportada desde la interfase sólido-líquido por difusión. Habrá entonces un apilamiento de soluto adelante del cristal que crece, con el correspondiente rápido aumento del contenido de aleación del sólido que se forma (33). En la figura 51 se puede ver la secuencia de solidificación de  $a$  a  $c$  cuando la mezcla en el líquido está controlada por difusión. La composición en la barra alcanza un estado estacionario hasta el estado final ( $c$ ) donde el último líquido en solidificar se vuelve más rico en soluto.

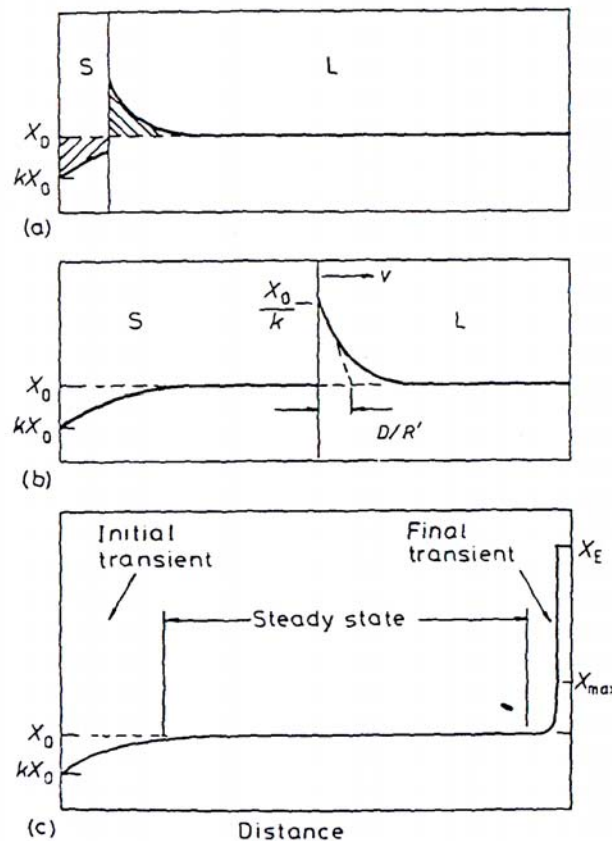


Figura 51.- secuencia de solidificación de una barra unidireccional de  $a$  a  $c$  cuando la mezcla en el líquido está controlada por difusión (87).

Durante el crecimiento en estado estacionario el perfil de concentración en el líquido es tal que la velocidad a la que el soluto difunde disminuyendo el gradiente de concentración delante de la interfase es balanceada por la velocidad a la que el soluto es reyectado desde el sólido formado. Este balance se puede expresar según la Ec. 2.36 (33).

$$-\frac{dX_l}{dx}D=R'(X_l - X_s) \quad Ec.2.36$$

Donde:

D: coeficiente de difusión del líquido.

$X_l$ : concentración de soluto del líquido en la interfase.

$X_s$ : concentración de soluto del sólido en la interfase.

$dX_l/dx$ : gradiente de concentración de soluto en el líquido.

$R'$ : velocidad de crecimiento del cristal.

Nótese que la disipación del calor latente de solidificación no necesita ser considerado en esta ecuación debido a que la velocidad de conducción del calor es varios órdenes de magnitud más rápida que la difusión de soluto, por lo que no es importante en la solidificación de aleaciones (33).

Si la ecuación de difusión es resuelta para solidificación en estado estacionario puede verse que el perfil de concentración en el líquido delante de la interfase está dado por la Ec. 2.37.

$$X_l=X_0\left[1-\frac{1-k}{k}\exp\left(-\frac{x}{D/R'}\right)\right] \quad Ec.2.37$$

Esta ecuación indica que la concentración de soluto en el líquido decae exponencialmente desde  $X_0/k$  en la interfase hasta  $X_0$  a alguna distancia de la desde la interfase (33).

Como se puede ver en la figura 51 la distancia  $x$  corresponde aproximadamente al cociente entre el coeficiente de difusión  $D$  y la velocidad de crecimiento  $R'$ . Este valor  $x$  está asociado con el ancho de la zona enriquecida en soluto delante del frente en solidificación bajo estado estacionario. Este valor ha sido estimado para distintos procesos de soldadura, siendo en particular para soldadura por electrodo revestido manual del orden de  $10^{-2}$  mm, lo que algunos órdenes de magnitud mayor que el ancho del borde de grano (75).

En el estadio final de la solidificación el apilamiento de soluto en el frente es comprimido dentro de un volumen relativamente pequeño de líquido y es esperable que la composición de soluto aumente rápidamente, como se ve en la figura 51. En términos de solidificación en soldadura, esto implica que la última zona en solidificar tendrá asociada el mayor nivel de segregación. Como una regla general, los elementos de aleación o impurezas tienden a ampliar el intervalo de solidificación y aquellos que tienen un bajo coeficiente de partición  $k$  aumentarán el grado de segregación (33).

Al comienzo de esta sección se asumió que no ocurre difusión en el sólido. Esta hipótesis no es válida, en particular para el caso de los aleantes intersticiales como el carbono en el acero. En este sentido, se pueden observar cambios en el contenido de carbono en el metal base, cerca de la línea de fusión (88).

#### *Modos de solidificación*

En presencia de una interfase sólido-líquido preexistente, como en el caso de la soldadura, el crecimiento del sólido tiene lugar por la adición de átomos desde el líquido hacia el sólido. La estabilidad de la interfase es crítica en la determinación de las características microestructurales

del metal de soldadura. Durante el crecimiento del sólido la forma macroscópica de la interfase sólido-líquido estará determinada por las condiciones en el entorno inmediato de la interfase. En este sentido, si el crecimiento se produce en forma planar, celular o dendrítica influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y en las variaciones composicionales dentro de la soldadura, así como en las propiedades de la misma (68). En este sentido, es posible generar un amplio rango de subestructuras de solidificación, en un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura (65).

Debido al efecto de la reyección de soluto antes mencionado, gobernado por difusión en el líquido se tiene un gradiente de concentraciones delante de la interfase sólido-líquido en el cual el valor de  $D/R'$  decrece progresivamente. Otra variable que debe ser considerada cuando se trata de predecir los tipos de microestructuras desarrolladas en la solidificación en soldadura es el cambio en el gradiente térmico a través del líquido.

Considerando la solidificación en estado estacionario en una interfase plana se puede ver en la figura 52 el perfil de concentraciones y el gradiente térmico como una función de la distancia desde la interfase,  $x$ .

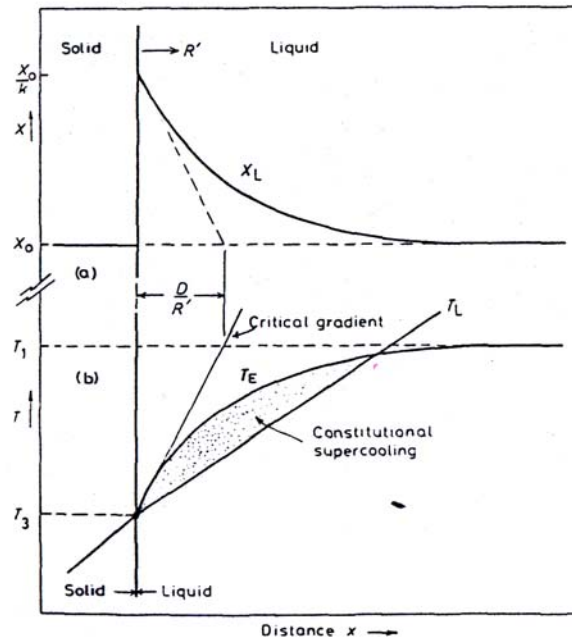


Figura 52.- Sobreenfriamiento constitucional. Concentración y temperatura en función de la distancia (87).

Si nos referimos al diagrama de equilibrio, si la concentración de soluto de la aleación aumenta, entonces su temperatura de sólidos  $T_E$  disminuye, al menos hasta la composición eutéctica. Por lo tanto la curva  $T_E$  de la figura corresponde a la temperatura de líquidus del líquido enriquecido delante de la interfase,  $X_L$ . Sin embargo, el gradiente de temperaturas real en el líquido está determinado por la posición relativa de la fuente de calor respecto de la interfase, la que varía a medida que la solidificación avanza hacia la línea central. Asumiendo un cierto gradiente térmico  $T_L = dT/dx$  en el líquido, si la temperatura del líquido está por debajo de la temperatura de líquidus del líquido enriquecido esta parte del metal fundido estará sobreenfriada constitucionalmente (33).

Considerando inicialmente una interfase plana, creciendo bajo condiciones de sobreenfriamiento constitucional, en la cual una pequeña protuberancia crece hacia delante de la interfase. A pesar del hecho de que la punta de la protuberancia esté más caliente que la interfase

plana, ésta puede ser estable, ya que la temperatura permanece debajo de la temperatura de líquidus. Por lo tanto, sólo si la temperatura real en el líquido es mayor que la temperatura de líquidus la protuberancia se fundirá y el frente permanecerá plano. Esta descripción es útil para definir el gradiente térmico crítico  $G_C$  para la existencia de sobreenfriamiento constitucional en términos de la velocidad de crecimiento de la interfase y de las condiciones de soldadura.

Para crecimiento en régimen estacionario, el gradiente crítico está dado por la relación entre el rango de temperaturas de solidificación ( $T_1-T_3$ ) y  $D/R'$ , de forma que la condición para la existencia de sobreenfriamiento constitucional está dada por la Ec. 2.38 (33).

$$\frac{G}{R'} < \frac{(T_1 - T_3)}{D} \quad Ec.2.38$$

Poniendo la Ec. 2.40 en términos de la velocidad de soldadura y de la posición de la interfase respecto de la fuente de calor, se tiene la Ec. 2.39.

$$\frac{G}{v \cos \theta} < \frac{T_1 - T_3}{D} \quad Ec.2.39$$

Sobre la base de esta relación se puede ver que un frente de solidificación planar es difícil de mantener en aleaciones con un amplio rango de solidificación, cuando las velocidades de soldadura son altas o cuando el frente de solidificación tiende a seguir la fuente de calor ( $\theta=0^\circ$ ) (33).

En este sentido cuanto mayor sea el sobreenfriamiento constitucional mayor será la inestabilidad del frente pasando de planar a celular, celular-dendrítico, dendrítico y equiaxial dendrítico.

A partir de extensiones de la teoría de sobreenfriamiento constitucional aplicadas al estudio del crecimiento de subestructuras de solidificación en soldadura se pueden explicar las transiciones estructurales en el metal de soldadura, empleando el parámetro de solidificación  $G/R^{1/2}$ . Este parámetro fue introducido originalmente por Tiller y Rutter en un intento de cuantificar las condiciones de borde en la solidificación para modos de crecimiento particulares (89).

Las variaciones tanto del gradiente térmico como de la velocidad de solidificación local al desplazarse sobre la línea de fusión desde el lateral hacia la línea central del cordón causan un cambio progresivo en la subestructura de solidificación al cruzar un cordón de soldadura. A las velocidades de soldadura normalmente utilizadas se ha observado un gradual aumento de la naturaleza dendrítica al acercarse hacia la línea central del cordón (33,68).

En la figura 53 se puede ver el efecto del gradiente térmico y de la velocidad de solidificación local en el modo de solidificación, en función de la concentración de soluto.

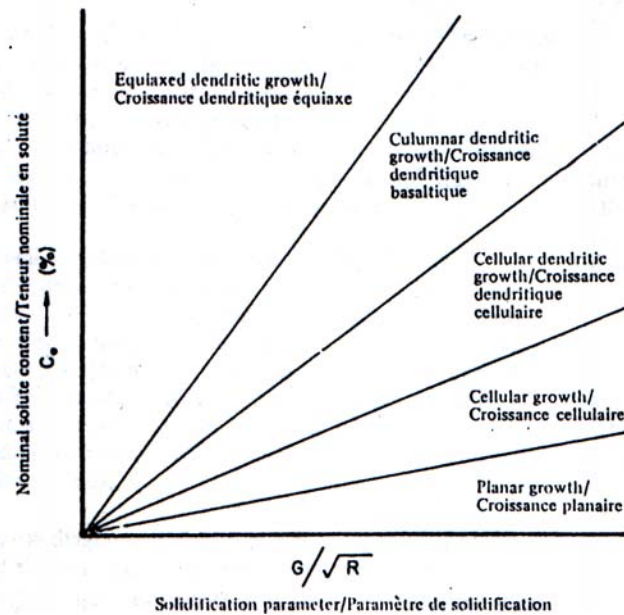


Figura 53.- Factores controlantes en el modo de crecimiento durante la solidificación (75).

El eje de ordenadas corresponde a la concentración de soluto que se redistribuye durante la solidificación y puede pensarse como el *eje del productor*. Es decir, la concentración de soluto en la aleación a ser soldada está controlada por el productor del material para que se encuentre dentro de un cierto rango preestablecido. La abscisa corresponde al valor  $G/R^{1/2}$ , que la contribución relativa de esos parámetros al fenómeno del sobreenfriamiento constitucional. El grado de sobreenfriamiento constitucional es inversamente proporcional al valor  $G/R^{1/2}$ . Como se mencionó anteriormente el tipo de proceso, las variables de proceso utilizadas y las características térmicas del metal base controlan el valor de  $G$ , mientras que  $R$  es controlada por la velocidad de soldadura y la dirección de crecimiento relativa a la dirección de soldadura. Ya que todas estas variables están controladas por el fabricante, es razonable considerar este eje como el *eje del fabricante*. En general el valor del parámetro  $G/R^{1/2}$  aumenta con la intensidad de la fuente de calor (75).

En las figuras 54 a 59 se esquematizan las condiciones que deben cumplirse para que tengan lugar los mencionados modos de solidificación (75).

Como se puede ver en la figura 54 para que una interfase crezca con un modo de solidificación del tipo planar no debe existir sobreenfriamiento constitucional, por lo que cualquier inestabilidad que quiera crecer desde la interfase al encontrarse que delante de la misma la temperatura del líquido es mayor que la de equilibrio se fundirá y retrocederá, de forma que el frente permanecerá plano.



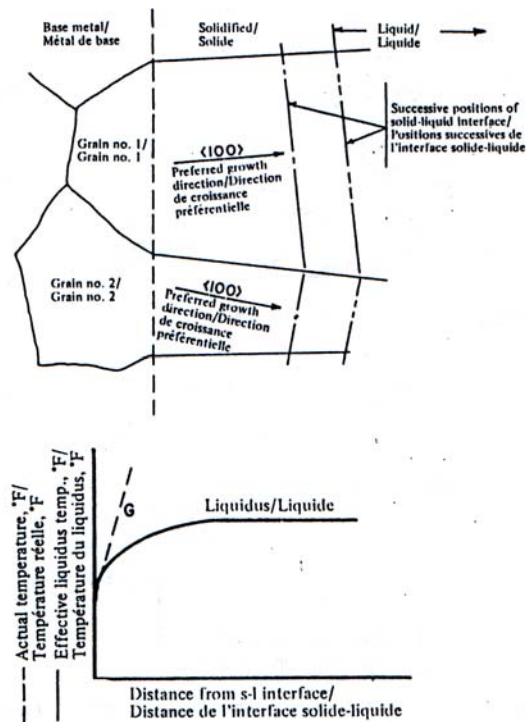


Figura 54.- Interfase sólido-líquido durante crecimiento planar (75).

En estas condiciones el gradiente térmico en el líquido es mayor que el gradiente crítico  $G_C$ . Este tipo de gradientes de gran magnitud sólo se observan para una corta distancia desde la línea de fusión, donde se encuentra el máximo gradiente térmico y las menores velocidades de crecimiento, a su vez, también se pueden ver en materiales de extremadamente alta pureza (75).

Este modo de crecimiento es controlado por las condiciones de flujo térmico y la dirección de crecimiento es perpendicular al frente de solidificación, a lo largo de la dirección del máximo gradiente térmico (68). El rol de la cristalografía se limita a la selección de los granos óptimamente orientados.

En la figura 55 se puede observar un esquema del modo de crecimiento celular. Este caso conforma el tipo de frente inestable con menor grado de sobreenfriamiento constitucional y la estructura de solidificación está constituida por células, como se puede ver en la parte superior de la figura, cuya sección transversal es del tipo hexagonal.

Estas células crecerán dentro del grano orientadas según la dirección de crecimiento fácil del cristal. Este modo de solidificación se da cuando la extensión de la zona sobreenfriada  $x$ , es considerablemente menor que el diámetro de grano (75).

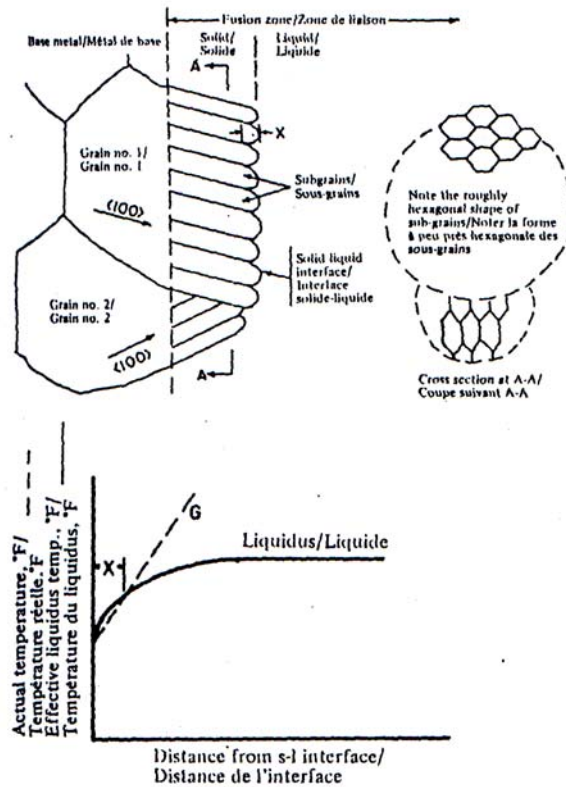


Figura 55.- Interfase sólido-líquido durante crecimiento celular (75).

Por otro lado, se reporta también en la literatura (68) que este modo es muy similar al modo de crecimiento planar, y que el crecimiento de las células está controlado por las condiciones del flujo de calor. La cristalografía influye en el proceso de selección de los granos como en el modo planar pero no juega un rol importante en la determinación de la orientación de las células para muchos de los sistemas metálicos (65,68).

En la figura 56 se puede ver un esquema del modo de crecimiento celular-dendrítico. Este modo resulta cuando la extensión de la zona sobreenfriada  $x$  es lo suficientemente grande como para soportar el crecimiento ramificado según otras direcciones de crecimiento fácil. En la parte inferior de la figura se puede ver un esquema del grado de sobreenfriamiento y por otro lado la sección transversal de las células dendríticas. El metal de soldadura tiene en general granos columnares cuyas subestructuras de solidificación son del tipo celular o celular-dendrítico, o una mezcla de ambas (75).

En este caso, se plantea que el crecimiento está controlado fuertemente por consideraciones cristalográficas, a diferencia de lo que estos mismos autores planteaban para el crecimiento planar o celular.

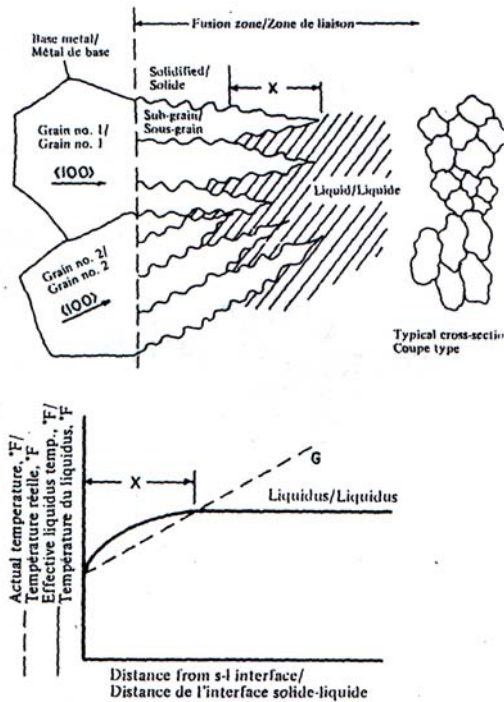


Figura 56.- Interfase sólido-líquido durante crecimiento celular-dendrítico (75).

La diferencia entre el crecimiento celular y el dendrítico es que el celular es antiparalelo a la dirección del flujo de calor, pero no es necesariamente paralelo a una dirección de crecimiento fácil. El flujo de calor determina cual de las diversas direcciones cristalográficas equivalentes es realmente activada, basado en el principio de óptimo alineamiento entre el máximo gradiente térmico y la dirección de crecimiento (68). En la figura 57 se esquematiza el mencionado comportamiento respecto de la orientación de los frentes celular, celular-dendrítico y dendrítico.

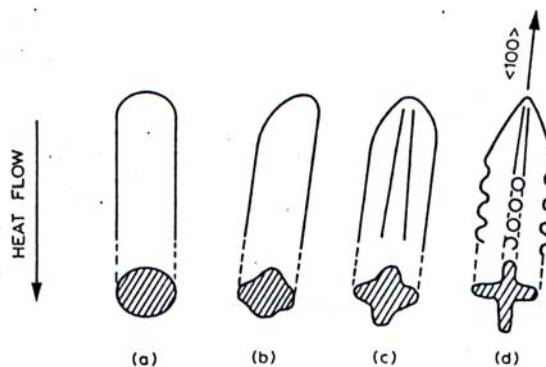


Figura 2.57.- Esquema de la orientación de crecimiento de los distintos modos de crecimiento: a-celular, b-celular-dendrítico, c y d- dendrítico (90).

En la figura 58 se puede ver un esquema del modo de solidificación dendrítico o columnar dendrítico. Para que este modo de solidificación tenga lugar se requiere que la extensión de la zona sobreenfriada sea significativamente mayor que el diámetro de grano. Se puede ver en la figura mencionada que el grano entero solidifica con crecimiento ramificado desde una rama central (75).

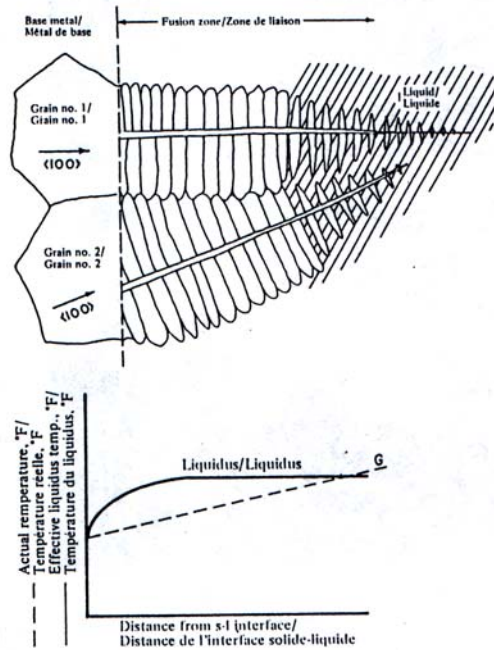


Figura 58.- Interfase sólido-líquido durante crecimiento dendrítico (75).

En la figura 59 se puede ver un esquema de un grano con crecimiento equiaxial dendrítico.

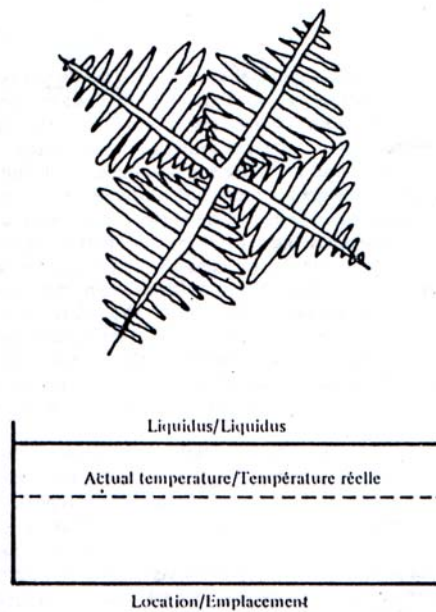


Figura 59.- Interfase sólido-líquido durante crecimiento equiaxial dendrítico (75).

Para que tenga lugar este modo de solidificación se requieren sobreenfriamientos tan grandes que solo se pueden encontrar en los cráteres terminales o en soldaduras por fusión realizadas en aleaciones con altos niveles de solutos que disminuyen la temperatura de líquidus, por lo que la nucleación espontánea es posible (68,75).

En solidificación en soldadura suele observarse la transición de estructuras celulares a dendríticas, particularmente en las realizadas con altas velocidades de soldadura, donde las dendritas se forman en la línea central de la soldadura donde  $\theta$  y  $G$  son ambos mínimos. Experimentalmente se ha observado que se desarrollan regiones con estructuras equiaxiales

dendríticas en soldaduras realizadas con altas velocidades de soldadura y en la etapa final de la solidificación o en depósitos con altos contenidos de aleación (33).

Si la fuente de calor es removida al final de una pasada de soldadura, la solidificación final toma la forma de una pileta elíptica, que produce un efecto de “cráter”. Dado que la solidificación de este cráter tiene asociado un rápido crecimiento de cristales, alto nivel de segregación y un gradiente térmico bajo, el sobreenfriamiento constitucional desarrollado es probable que sea alto y que la estructura final sea dendrítica (33).

### *Segregación*

A medida que una aleación solidifica existen efectos marcados debido a la continua redistribución del soluto. Esto no sólo es responsable de la morfología que adopte el frente de solidificación, sino que también llevan a una segregación de soluto tanto en una escala micro como macro.

La segregación se clasifica en *microsegregación*, aquella que se extiende sobre distancias del tamaño de grano o menos, o *macrosegregación*, que se extiende sobre mas de varios diámetros de grano (65).

La microsegregación está relacionada con la redistribución del soluto durante la solidificación. En este sentido, considerando la redistribución de soluto en las regiones interdendríticas se puede calcular la microsegregación extendiendo el modelo de solidificación analizado previamente. Así, Scheil (79) aproximó el crecimiento lateral de dendritas considerando solidificación planar en un pequeño elemento de volumen, sin difusión dentro y fuera de dicho elemento. Este modelo fue modificado posteriormente por varios autores (86), donde la última versión considera difusión en el sólido (80). Estos modelos se han adaptado para analizar la microsegregación en soldadura (85).

A su vez, Miller (92) utilizando análisis por microsonda sobre fisuras re-llenadas en el metal de soldadura, determinó los coeficientes de partición de equilibrio para distintos elementos y mostró que los valores de estos en soldadura son similares a los obtenidos en fundición en lingote.

La microsegregación se subdivide en intercelular, interdendrítica o del borde de grano. Los efectos de corto alcance que tienen lugar cuando una interfase crece en forma celular producen variaciones composicionales en los bordes de célula, que aunque sean grandes pueden ser eliminados por tratamiento térmico (91).

En la determinación del grado de segregación los factores más importantes son:

- Densidad y espaciado de los bordes de célula.
- El coeficiente de partición del soluto  $k$ .
- La cantidad total de soluto presente.

El espaciado celular es también un parámetro importante debido a que afecta el grado de segregación en los bordes celulares o dendríticos, y está determinado por el *tiempo de solidificación local*,  $t_s$ . Este se define como el tiempo en una dada posición del metal solidificando entre el comienzo y el fin de la solidificación. A medida que disminuye el tiempo de solidificación local, asimismo disminuye el espaciado celular o dendrítico (65). Los espaciados mas finos producen menor nivel de segregación (33).

La segregación dendrítica, ya sea como *coring* o por acumulación de soluto en los espaciados interdendríticos es más difícil de eliminar (93). La segregación en los bordes de grano se produce tanto por acumulación de soluto en la junta de dos bordes de grano o por atrapado de soluto entre dos interfases que crecen con una componente de crecimiento normal a la otra (65). En las figuras 60 y 61 se pueden ver esquemas de la segregación en borde de grano.

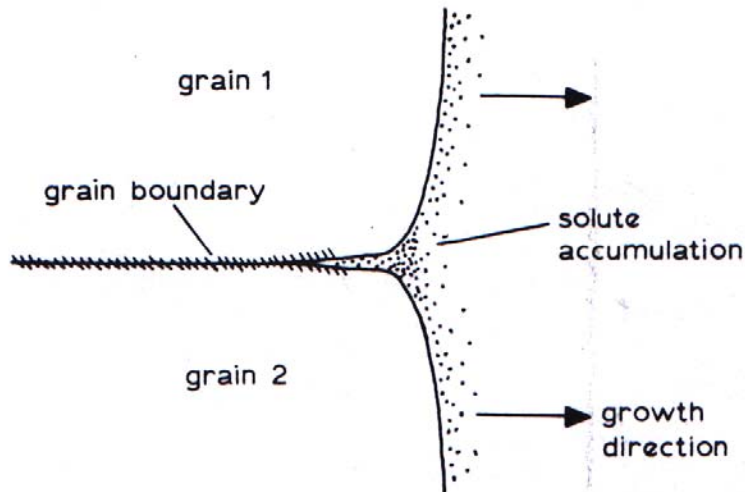


Figura 60.- Esquema de segregación en borde de grano por acumulación de soluto en las juntas (65).

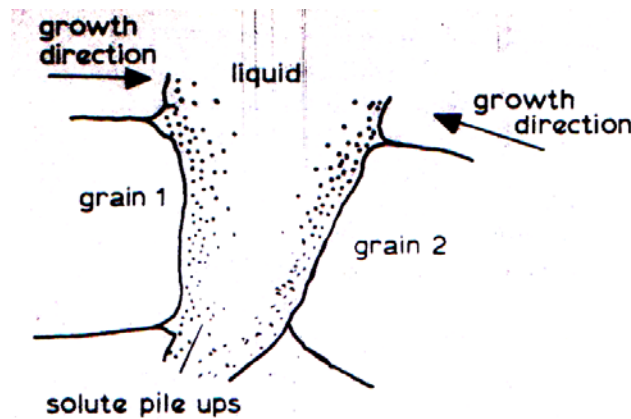


Figura 61.- Esquema de segregación en borde grano por atrapado de soluto entre dos interfases (65).

Este último tipo de segregación es considerado comúnmente como macrosegregación y la acumulación de soluto en la línea central de la soldadura puede ser muy marcada cuando predomina el crecimiento columnar (94).

Otras formas principales de macrosegregación como segregación por gravedad o segregación inversa no son esperables en soldadura dado que están asociadas a sistemas relativamente grandes (65).

Por otro lado, si ocurre un cambio en la velocidad de crecimiento durante la solidificación tendrán lugar fluctuaciones macroscópicas de la composición. Estas fluctuaciones están asociadas con el bandeado que suele observarse en soldadura debido a la periodicidad del calor aportado, que aparece tanto como bandas subestructurales o ondulado superficial (65). En la figura 62 se puede ver un esquema del efecto de la variación de la velocidad de crecimiento en la redistribución local de soluto.

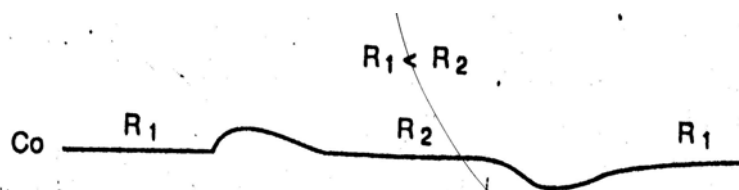


Figura 62.- Esquema del efecto de la variación de la velocidad de avance del frente  $R$  en la redistribución local de soluto (65,68).

Como se ve en la figura al variar la velocidad de crecimiento se puede producir una acumulación o una caída del contenido de soluto delante del frente.

Este efecto de bandeado puede afectar el comportamiento físico y mecánico del metal de soldadura de manera adversa. Las ondulaciones superficiales representan una perturbación de la pileta líquida la que es probablemente reflejada en la solidificación del cordón. Alguna correlación es esperable entre estas ondulaciones y el cambio en el comportamiento de la solidificación debido al acumulamiento de soluto en bandas (65).

En este sentido, se ha encontrado una relación de las ondulaciones superficiales no sólo con el bandeado de soluto, sino también con una periodicidad asociada en la subestructura de solidificación (95).

Varias explicaciones se han propuesto para explicar las ondulaciones superficiales y el bandeado de soluto. Estas explicaciones asumen la existencia de una correlación entre los dos efectos en la solidificación de la pileta de soldadura. A continuación se consideran los conceptos fundamentales de los mecanismos propuestos de formación:

- a- Debido a la remoción del sobreenfriamiento en la interfase por evolución rápida del calor latente causada por las altas velocidades de solidificación se pueden producir saltos en la solidificación de la soldadura (96). Durante cada salto, se propone que la difusión del soluto tiene lugar desde el sólido hacia el líquido adyacente, cuando solidifica en el reinicio del crecimiento genera el bandeado de soluto observado (65).
- b- Las variaciones de la fuente de poder producen cambios en la fuerza del arco. Esto genera cambios periódicos en la velocidad de solidificación de la pileta líquida debido a variaciones del calor aportado (97).
- c- Las ondulaciones superficiales y el bandeado de soluto se producen por fluctuaciones en la turbulencia de la pileta líquida debido tanto a la resonancia de arco como a las fuerzas de Lorentz que actúan en la pileta líquida, perturbando la superficie de la pileta y dando lugar a la formación de los mencionados efectos (65).

Todas las hipótesis estaban faltas de evidencia experimental concluyente, hasta que se encontró que las ondulaciones superficiales estaban asociadas únicamente con el bandeado de soluto y con periodicidad estructural en el cordón de soldadura, donde la corriente de soldadura tiene características cíclicas (95).

La frecuencia de estas ondulaciones superficiales es la misma que la de la fuente de poder, donde cambios específicos regulares en las características del arco, una vez completo el ciclo de corriente, pueden producir un aumento en la temperatura de la interfase sólido-líquido, y con esto un retardo periódico en su velocidad de avance dentro de la pileta líquida. Estos cambios en la velocidad de solidificación pueden generar ambos patrones característicos mencionados (78).

De lo mencionado en esta sección se puede ver que la segregación de soluto en el cordón de soldadura puede tomar diversas formas, que pueden llevar a variaciones en las propiedades mecánicas de la unión soldada, así como a la ocurrencia de un número de defectos de en el metal de soldadura incluyendo porosidad y fisuración por solidificación (65).

#### *4.3.3.- Mecánica de solidificación*

Como se discutió anteriormente a partir de la Ec. 2.9 se puede estimar la forma de la pileta a través de las isoterma aunque no necesariamente su tamaño físico, para distintos materiales, velocidades de soldadura, etc. Como se discutirá más adelante el mecanismo de solidificación es afectado por la geometría de la pileta y los cambios que en ella ocurran.

En este sentido si la forma de la pileta se mantiene constante entonces aparecerán ciertas relaciones entre la velocidad de crecimiento de los cristales y la velocidad de soldadura. Esto se puede analizar considerando la isoterma de líquidus. Se asume que el crecimiento de los cristales ocurre siempre en dirección perpendicular a las isotermas. Si la velocidad de soldadura se representa por el vector  $v$  y la velocidad de crecimiento del cristal por el vector  $R$ , entonces se debe cumplir la relación mostrada en la Ec. 2.40, donde  $\theta$  es el ángulo entre  $R$  y  $v$ , que define efectivamente la posición sobre la isoterma de líquidus, y  $n$  es la normal a la superficie de la interfase sólido/líquido (33,68,73).

$$|\overline{R}| = \overline{v} \cdot \overline{n} = |\overline{v}| \cos\theta \quad \text{Ec.2.40}$$

En la figura 63 se puede ver el efecto de la velocidad de soldadura en la forma de las isotermas en un acero al carbono.

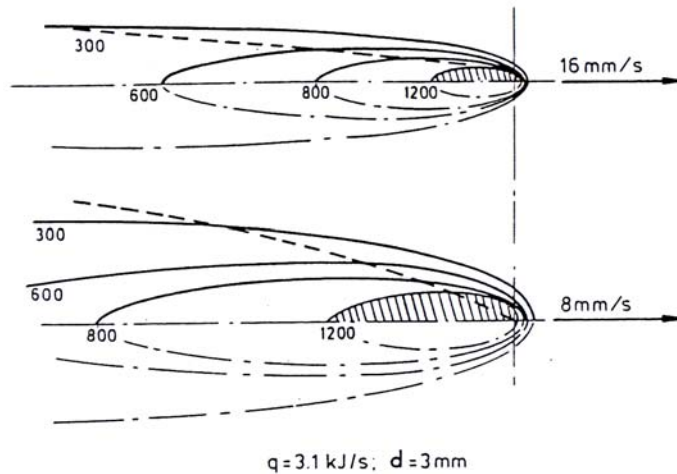


Figura 63.- Efecto de la velocidad de soldadura en la forma de las isotermas en un acero al carbono (74).

En la figura 64 se puede ver un esquema de la relación entre la velocidad de soldadura  $v$  y la velocidad de crecimiento del cristal  $R$ .



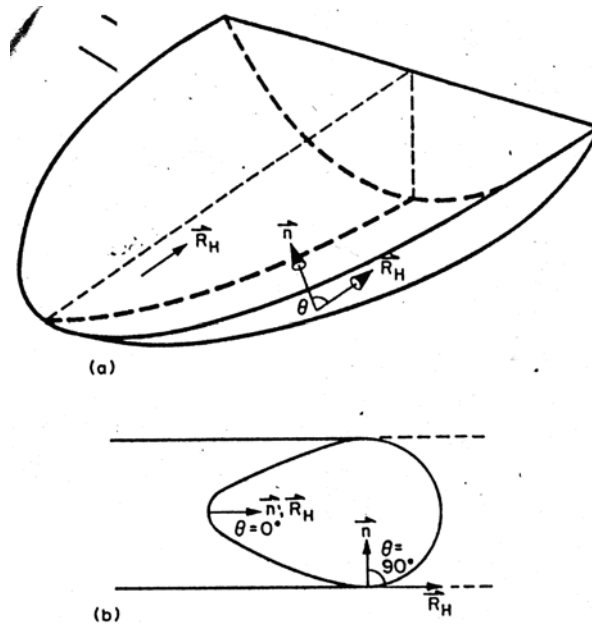


Figura 64.- Relación entre la velocidad de soldadura  $v$  ( $R_H$  en el gráfico) y la velocidad de crecimiento del cristal  $R$  (33).

Dado que la velocidad de soldadura  $v$  es constante,  $R$  tendrá que variar considerablemente dependiendo de la posición en la isoterma de líquidus que se considere. De lo hasta aquí expuesto se puede ver que sobre la línea central detrás de la fuente de calor en movimiento ( $\theta \sim 0^\circ$ ) el crecimiento del cristal será más veloz, mientras que en el borde del cordón ( $\theta \sim 90^\circ$ ) el crecimiento será más lento. Este efecto tiene consecuencias importantes en el desarrollo microestructural y en la tenacidad de la soldadura (33). En la figura 65 se puede ver el efecto de la velocidad de soldadura en la forma de la pileta y consecuentemente en el crecimiento de los cristales definiendo la macroestructura del cordón de soldadura.

A velocidades de soldadura bajas y moderadas la pileta líquida toma una forma elíptica, como se ve en la figura 65a. Correspondientemente las isotermas tienen la misma forma. El máximo calor aportado y la temperatura pico durante la soldadura tienen lugar sobre la línea central.

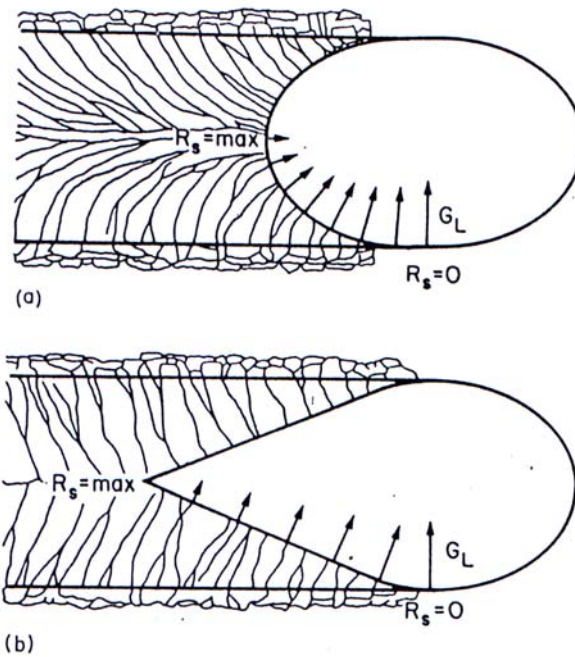


Figura 65.- Efecto de la forma de la pileta en la macroestructura final del cordón. a: pileta elíptica – b: pileta en forma de gota (68).

Las mayores temperaturas en el sólido se ubican sobre la línea central inmediatamente detrás de la pileta líquida, produciendo una transferencia de calor menos eficiente y resultando en un gradiente térmico mínimo a lo largo de esa dirección. Al mismo tiempo, como se indica en la figura 65a, la velocidad de crecimiento del sólido es máxima a lo largo de la línea central (65). Correspondientemente, la velocidad de liberación del calor latente es también máxima en esa dirección, ya que es directamente proporcional a la velocidad de crecimiento. Consecuentemente en una pileta elíptica existe una velocidad de crecimiento crítica, debajo de la cual el gradiente térmico mínimo en la línea central no puede disipar el calor de fusión generado suficientemente rápido. Para velocidades de crecimiento mayores a la crítica la forma de la pileta líquida cambia, volviéndose más alargada, tomando una forma de gota como se muestra en la figura 65b (65). Para esta forma de la pileta líquida hay un ángulo  $\theta$  mínimo ( $>0^\circ$ ). Por lo tanto, de acuerdo a la Ec. 2.40, la máxima velocidad de crecimiento es menor que la velocidad de soldadura, ya que  $\theta$  nunca se iguala a 0 y el  $\cos \theta$  nunca se hace 1. Además, debido al pequeño ángulo formado en la parte posterior de la pileta, definido por las condiciones de flujo térmico, se puede producir un apilamiento de soluto en el líquido en la mencionada zona, lo que localmente disminuirá la temperatura de solidificación, produciendo un mayor alargamiento de la pileta (65).

A bajas velocidades de soldadura el crecimiento de los cristales se produce en una forma ordenada y simétrica. Al aumentar la velocidad debido a la forma que toma la isoterma de líquidus los cristales que crecen deben producir cambios severos en la dirección de crecimiento sobre la línea central para mantener la continuidad de la soldadura. Estos cambios de dirección drásticos pueden afectar seriamente la tenacidad del material debido a que se aumenta el riesgo de segregación en la línea central (33).

En la Ec. 2.40 se asumió que el crecimiento del cristal es isotrópico y que siempre puede ocurrir en la dirección del mayor gradiente de temperaturas de la soldadura. En la práctica el crecimiento del grano tiende a producirse a lo largo de ciertas direcciones cristalinas preferenciales, que para el caso de cristales cúbicos b.c.c y f.c.c. es la  $\langle 100 \rangle$ , debido a que es la dirección menos empaquetada. Esto implica que como la cristalización ocurre desde el arreglo al azar de átomos en el líquido, el menor empaquetamiento de átomos en la dirección  $\langle 100 \rangle$

permite una mayor velocidad de crecimiento que en otras direcciones mas compactas (33,68). Al tener en cuenta este aspecto cristalográfico adicional, la Ec. 2.40 debe ser modificada. Si se define el ángulo  $\theta_d$  como el ángulo entre la dirección  $\langle 100 \rangle$  de crecimiento fácil y la dirección del mayor gradiente de temperatura, entonces la velocidad de crecimiento real  $R'$  estará dada por la Ec. 2.41.

$$R' = R \cos \theta_d \quad \text{Ec.2.41}$$

En la figura 66 se puede ver un esquema de lo mencionado arriba.

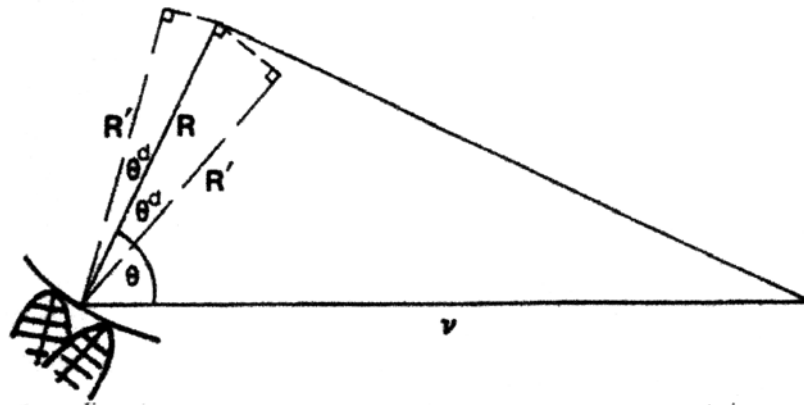


Figura 66.- Relación entre la velocidad de crecimiento en la dirección del máximo gradiente térmico R y la velocidad de crecimiento a lo largo de la dirección de crecimiento fácil R' (33).

De lo dicho hasta aquí también se desprende el concepto del crecimiento competitivo en los materiales policristalinos, donde cada cristal tiene una orientación cristalina distinta. De esta forma los cristales que tengan una dirección de crecimiento fácil  $\langle 100 \rangle$  mejor orientada respecto de la dirección del máximo gradiente térmico, crecerán selectivamente respecto de los que tengan su dirección  $\langle 100 \rangle$  peor orientada (69,75).

Como se ve en la figura 65 es a menudo necesario que los cristales cambien de orientación durante el crecimiento a fin de continuar creciendo en la dirección del máximo gradiente térmico, que va cambiando con el tiempo debido a que la fuente está en movimiento. Esto produce una curvatura de los granos, que se produce por una ramificación lateral de la subestructura de solidificación (76).

Dado que la dirección cristalina no se modifica, los granos que se van curvando se desorientan cada vez mas de su dirección de crecimiento fácil debido al continuo movimiento de la fuente y la ramificación lateral se hace cada vez más dificultosa, por lo que los cristales que estaban creciendo según una dirección  $\langle 100 \rangle$  no la puedan mantener en el tiempo. Para mantener la continuidad de crecimiento, los cristales que solidifican deben cambiar la orientación y esto requiere de una re-nucleación a lo largo de una nueva dirección  $\langle 100 \rangle$  más apropiada (33,76). En la figura 67 se puede ver un esquema del proceso de re-nucleación mencionado.

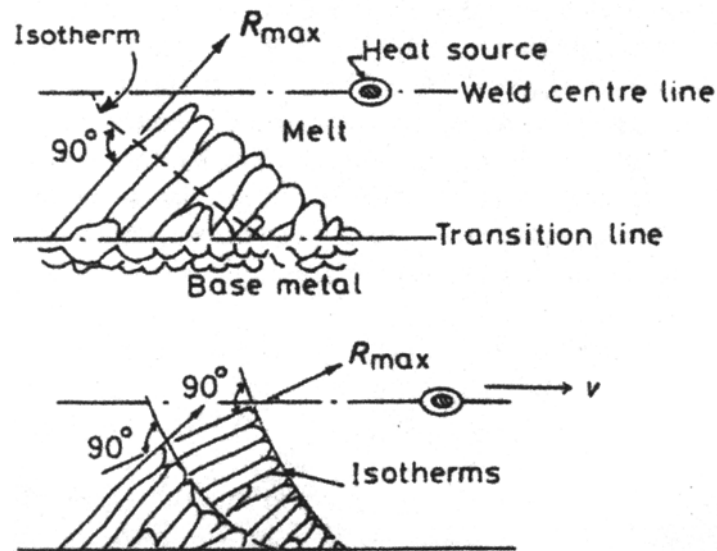


Figura 67.- Proceso de re-nucleación para cambiar a una nueva dirección  $\langle 100 \rangle$  mejor orientada respecto del máximo gradiente térmico (33).

El mecanismo por el cual ocurre el cambio de la dirección de crecimiento no está aún bien entendido. Algunos investigadores proponen que la re-nucleación puede producirse desde fragmentos sólidos que se incorporan al frente de avance desde el líquido con una dirección  $\langle 100 \rangle$  paralela a la dirección del máximo gradiente térmico en ese momento (76). Sin embargo, otros indican que parece poco probable que la re-nucleación suceda por el mecanismo de fragmentos y que podría ocurrir a nivel atómico sobre la superficie de los cristales preexistentes sin dificultad (33).

Por otro lado, es importante hacer notar que se indica en la literatura que las variaciones en el comportamiento del arco, tales como vibración del arco o periodicidad en el calor aportado a la piqueta asociado con características cíclicas de la corriente pueden promover la fragmentación mencionada como un mecanismo propuesto para la re-nucleación (78).

#### *Macroestructuras en soldadura*

A partir de lo mencionado anteriormente se puede establecer una clasificación de las diferentes macroestructuras que se observan en soldadura. En la figura 68 se pueden observar esquemáticamente nueve tipos de macroestructuras observadas en diferentes procesos de soldadura por fusión (77).

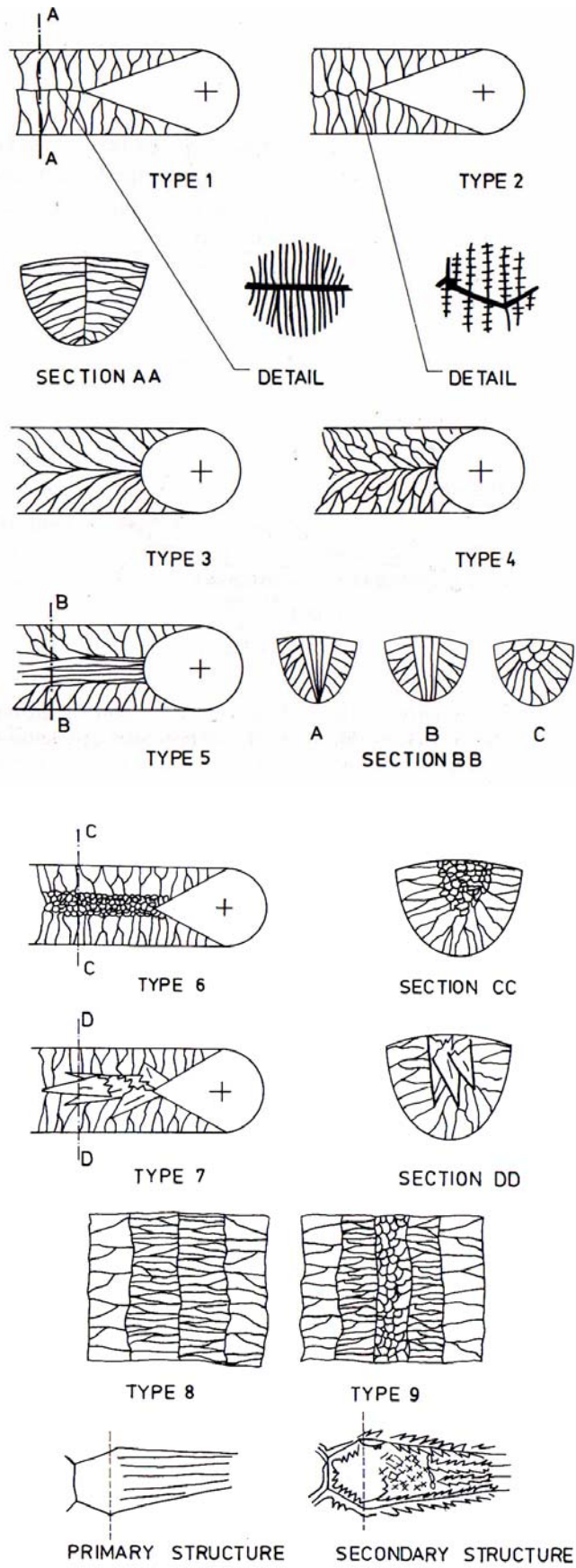


Figura 68.- Representación esquemática de los nueve tipos de macroestructuras posibles en soldadura por fusión (77).

En todos los casos se observa una zona columnar que puede ocupar toda la soldadura (tipos 1 a 4) o puede estar acompañada por: granos creciendo en la dirección de la soldadura (tipo 5), granos equiaxiales (tipo 6), cristales de forma acicular (tipo 7) o una mezcla de granos gruesos y finos (tipos 8 y 9), estos últimos son característicos de la soldadura por el proceso de electroescoria (ESW) (86).

#### 4.3.4.- Defectos de solidificación

Aunque una amplia variedad de defectos pueden encontrarse en la fundición, muchos de ellos resultan por una mala práctica. Los tres tipos de defectos de solidificación más importantes en el presente contexto son:

- Porosidad producida por atrape o generación de burbujas de gas en el líquido.
- Fisuras por contracción formadas cuando el metal es autotraccionado por tensiones térmicas durante el enfriamiento.
- Cavidades por rechupes que aparecen como resultado de la contracción volumétrica asociada con la transformación líquido-sólido.

Estos defectos pueden ser evitados mediante el desgaseo, el control de los gradientes térmicos y la promoción de la solidificación direccional, respectivamente. Las cavidades por rechupes sólo son esperables en soldadura cuando la piqueta es muy grande (65).

#### 4.3.5.- Modelado de la solidificación en soldadura

Además de los modelos empleados en soldadura para calcular el flujo de calor y fluido, otras técnicas de modelado numérico están actualmente disponibles para describir la evolución de la fase sólida en soldadura. A partir de estos modelos computacionales termodinámicos para sistemas multicomponentes se puede predecir las fases primarias de solidificación, las fases que pueden formarse durante la solidificación debido a la redistribución de soluto y la estabilidad de dichas fases durante el enfriamiento de la soldadura hasta temperatura ambiente (67).

A su vez, se pueden integrar con estos modelos termodinámicos, modelos cinéticos basados en crecimiento controlado por difusión para proveer información sobre la evolución temporal de la microestructura (67).

Como se mencionó previamente, solidificación de no-equilibrio puede tener lugar en los procesos de soldadura a altas velocidades de enfriamiento y altas velocidades de crecimiento del frente. Avances recientes en modelos de función respuesta-interfase (98) pueden ser utilizados para evaluar la selección de fases durante la solidificación en aceros multicomponentes acoplándolos con modelos termodinámicos. Estos modelos pueden estimar el radio del extremo de la dendrita, la temperatura en el extremo y los coeficientes de partición como una función de la velocidad de la interfase para distintas fases, y determinar así cual es la fase cinéticamente favorecida. El próximo paso en modelado de solidificación en soldadura es acoplar modelos computacionales termodinámicos, modelos de crecimiento controlado por difusión, modelos cristalográficos (99) y modelos autómatas-celulares (100) para definir los detalles de la morfología de la microestructura en función de la composición y los parámetros de proceso (67).

#### 4.3.7.- Observaciones In-Situ

Las actividades de modelado deben ser acompañadas por cuidadosas mediciones experimentales para validar dichos modelos. Tradicionalmente las evaluaciones de los modelos han sido realizadas por caracterización post-soldadura de las microestructuras de solidificación utilizando técnicas como microscopía óptica o electrónica analítica. En este sentido, hay una necesidad creciente de monitorear la microestructura de solidificación *in-situ* durante el enfriamiento de la soldadura, siendo varias las técnicas desarrolladas recientemente a fin de

observar las características de solidificación *in-situ* incluyendo la fotografía de alta velocidad y alta resolución sobre materiales reales (101) o sobre sistemas transparentes análogos (102) y difracción de rayos X resuelta en el tiempo (TRXRD) con radiación sincrotrónica (103).

#### 4.4.-Transformaciones de fase en estado sólido.

Durante el enfriamiento posterior a la solidificación y hasta la temperatura ambiente pueden tener lugar transformaciones de fase en estado sólido o modificaciones en la distribución de fases. En este sentido, dentro de los materiales metálicos más relevantes por su aplicación tecnológica los aceros al carbono y de baja aleación, junto con los aceros inoxidable ocupan un lugar principal.

Estas transformaciones son los medios principales a disposición para el control de las propiedades de las aleaciones, motivo por el cual es de fundamental importancia el entendimiento de los fenómenos involucrados en dichas transformaciones.

Todas las transformaciones de fase van acompañadas por un cambio o un nuevo arreglo de la estructura atómica. Además del cambio estructural una transformación de fase puede producir un cambio en la composición, una deformación o ambos aspectos simultáneamente. En este sentido el grado de complejidad involucrado en la transformación estará asociado con la simultaneidad de estos efectos. Así, la transformación más simple implica solamente un cambio de estructura (solidificación de un metal puro). La solidificación de cualquier aleación representa, en general, una transformación donde hay un cambio de la estructura y un cambio en la composición. En la mayor parte de las transformaciones de fase en estado sólido las dos fases tienen un volumen específico diferente, de modo que la nueva fase ocupa un volumen distinto al de la fase madre, lo que ocasiona una deformación (formación de martensita).

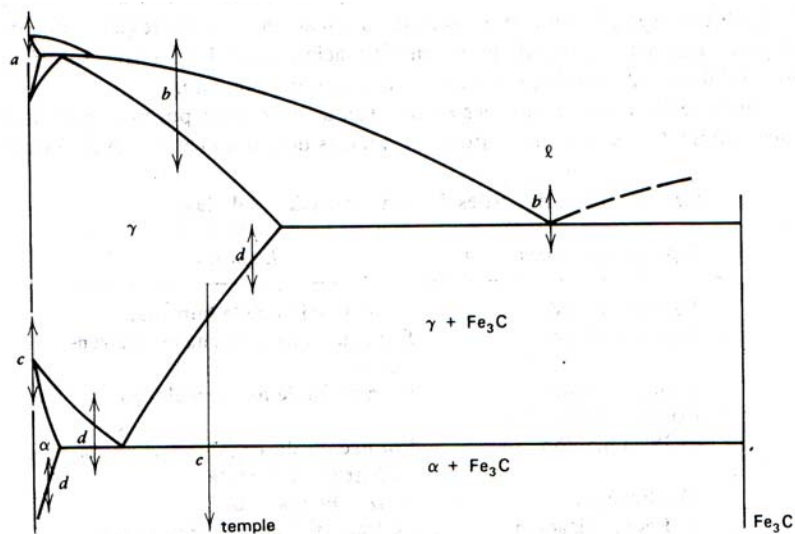


Figura 69.- Diagrama de equilibrio Fe-C con ejemplos de las mencionadas transformaciones: a- cambio de estructura, b- cambio de estructura + cambio de composición, c- cambio de estructura + deformación, d- cambio de estructura + deformación + cambio de composición (104).

Por último se tiene que la mayoría de las transformaciones sólido-sólido involucran un cambio de estructura, un cambio de composición y una deformación, este tipo es el más complejo de las transformaciones (austenita-perlita) (104). En la figura 69 se puede ver un diagrama de equilibrio Fe-C con ejemplos de las mencionadas transformaciones.

En general, todas las transformaciones de fase presentan dos etapas: la nucleación y el crecimiento.

#### 4.4.1.-Nucleación en estado sólido

##### Nucleación homogénea

Las rápidas velocidades de enfriamiento del metal de soldadura determinan que las transformaciones en estado sólido ocurran usualmente bajo condiciones de no-equilibrio. De hecho, existe un problema de nucleación, similar al existente durante el proceso de solidificación, en el que cierta energía mínima es necesaria para proveer las energías de superficie y de deformación de la nueva fase. Este último término energético que se agrega en el caso de la nucleación de una fase sólida desde otra fase sólida está asociado a que, en general, los volúmenes específicos de ambas fases no son iguales por lo que se genera una deformación en la red como consecuencia de la transformación, que tiene asociada una energía que debe aportarse para que la transformación tenga lugar. En términos del cambio de la energía libre molar necesaria para la formación de un núcleo de  $n$  átomos  $\Delta G$ , se debe considerar el balance de energía para la evolución de la transformación según se observa en la ecuación Ec. 2.42 (104).

$$\Delta G = -n \Delta G_v + \Delta G_s + n \Delta G_e \quad \text{Ec. 2.42}$$

Donde:

$\Delta G$ : Variación de la energía libre molar de la transformación.

$\Delta G_v$ : Variación de la energía libre de volumen por átomo en el núcleo de la nueva fase.

$\Delta G_s = \eta n^{2/3} \gamma$  : Variación de la energía libre por la creación de la superficie entre ambas fases.

$\eta$  : Factor de forma tal que  $\eta n^{2/3} = \text{área superficial}$ .

$\gamma$  : Tensión superficial.

$\Delta G_e$ : Variación de la energía de deformación por átomo en el núcleo.

$n$ : Número de átomos en el núcleo.

Los términos con signo negativo asisten a la transformación mientras que los que tienen signo positivo expresan una barrera energética que debe ser superada para que la transformación se produzca. Dichas barreras de energía consisten por un lado en la energía necesaria para crear la interfase que antes no existía y que es función de la tensión superficial entre ambas fases y del tamaño de la superficie,  $\Delta G_s$ . Por otro lado se tiene que aportar la energía necesaria para producir la deformación de la red que implica la transformación,  $\Delta G_e$ . A su vez, se cuenta con un término que favorecen la transformación como la variación de la energía libre de volumen que posee el núcleo,  $\Delta G_v$ .

Para superar la barrera energética impuesta por los términos positivos hace falta entregarle al sistema una energía adicional que se obtiene a través de un sobreenfriamiento  $\Delta T$  respecto de la temperatura de equilibrio  $T_0$ . Este sobreenfriamiento se constituye en la fuerza impulsora de la transformación. En la figura 70 se puede ver la variación de la energía libre molar de dos fases sólidas  $\gamma$  y  $\alpha$  en función de la temperatura, y la energía necesaria para superar la barrera de nucleación a través de un sobreenfriamiento (33).



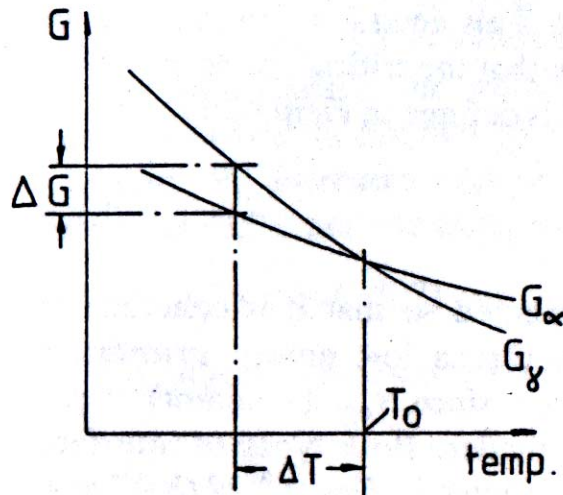


Figura 70.- Variación de la energía libre molar de dos fases sólidas  $\gamma$  y  $\alpha$  en función de la temperatura, y la energía necesaria para superar la barrera de nucleación a través de un sobreenfriamiento (33).

Debido a que se necesita algo de difusión y de redistribución de soluto antes de que el núcleo tenga el tamaño y la composición adecuada a la nueva fase, se requerirá de cierto tiempo para que la nueva fase nucleee, por lo que el  $\Delta T$  es aparentemente dependiente de la velocidad de enfriamiento, para transformaciones producidas por enfriamiento continuo, como lo son las que tienen lugar durante el enfriamiento en la soldadura. Es importante ver como el  $\Delta T$  está relacionado con el tamaño del núcleo y con el  $\Delta G_v$  (33).

La Ec. 2.42 se puede reagrupar y escribir nuevamente según la Ec. 2.43.

$$\Delta G = n(-\Delta G_v + \Delta G_e) + \eta n^{2/3} \gamma \quad \text{Ec.2.43}$$

De donde una primer condición para que la nucleación tenga lugar es que  $\Delta G_v > \Delta G_e$ , para que el primer término sea negativo.

Si se grafica la variación de energía libre  $\Delta G$  en función del número de átomos que tiene el núcleo  $n$  (tamaño del núcleo), como se observa en la figura 71, se ve que existe un número de átomos del núcleo  $n^*$ , para el cual el núcleo se vuelve estable, ya que el agregado de un átomo mas implica la disminución de la energía libre, por lo que el crecimiento de ese núcleo se verá favorecido termodinámicamente. Ese número de átomos  $n^*$  se define como el *tamaño crítico* del núcleo.

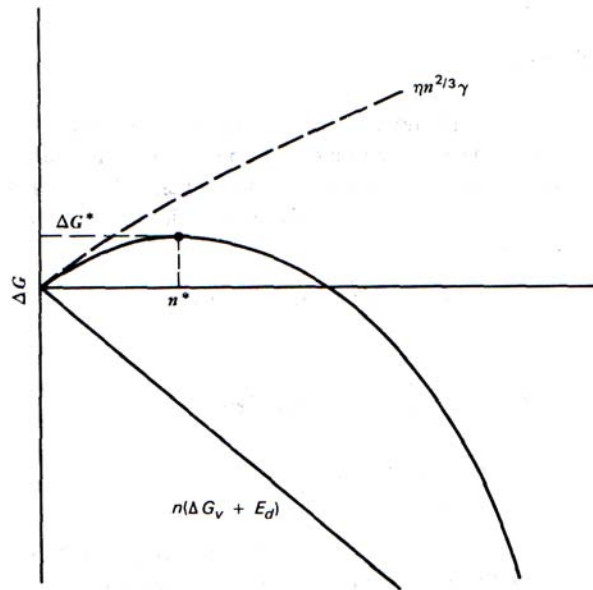


Figura 71.- Variación de la energía libre vs. número de átomos en el núcleo (104).

La variación de energía libre para alcanzar el tamaño crítico del núcleo  $\Delta G^*$  se obtiene derivando la Ec. 2.43, siendo la expresión la mostrada en la Ec. 2.44.

$$\Delta G^* = \frac{4}{27} \eta^3 \gamma^3 (\Delta G_v + \Delta G_e)^2 \quad \text{Ec.2.44}$$

Una energía de deformación grande  $\Delta G_e$  reduce el denominador y aumenta  $\Delta G^*$ , lo que implica mayor dificultad para la nucleación debido a un aumento de la barrera energética a superar, y un mayor tamaño crítico de núcleo asociado.

Para el caso de la nucleación heterogénea se debe considerar el efecto de la intercara de nucleación sobre la energía superficial y la energía de deformación.

#### *Nucleación heterogénea*

Los sistemas físicos que sufren transformaciones de fase tienden a disminuir la barrera energética necesaria para la formación de una nueva fase a través de la nucleación sobre una intercara preexistente. Este concepto es el que se define como *nucleación heterogénea*.

Si se considera una nueva fase  $\alpha$  nucleando en el borde de grano de  $\gamma$ , como se observa en la figura 72, ignorando el término de la energía de la deformación, que es bastante pequeño en una transformación difusional, el núcleo tratará de ajustar su forma de modo de minimizar la energía superficial.

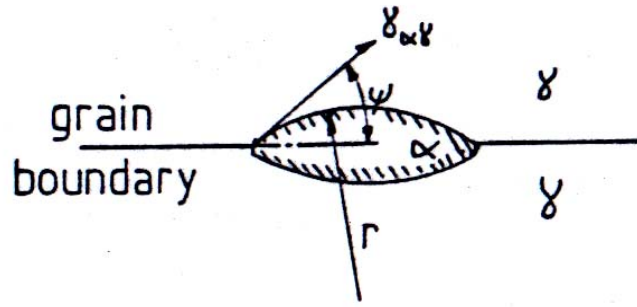


Figura 72.- Partícula de una nueva fase  $\alpha$  nucleando en el borde de grano de  $\gamma$  (33).

La forma óptima de un núcleo cuya interfase  $\gamma/\alpha$  sea incoherente (ej: borde de gran ángulo) se describe por la Ec. 2.45 (104).

$$\cos \psi = \frac{\gamma_{\gamma/\gamma}}{2\gamma_{\alpha/\gamma}} \quad \text{Ec.2.45}$$

Donde  $\gamma$  refiere a la energía superficial entre las fases. El radio crítico  $r^*$  del embrión para que sea estable estará dado por la Ec. 2.46 (104).

$$r^* = \frac{2\gamma_{\alpha/\gamma}}{\Delta G_v} \quad \text{Ec.2.46}$$

La variación de energía libre crítica  $\Delta G^*$  para nucleación heterogénea será similar a la expresión obtenida para nucleación homogénea, corregido por un término que es función del ángulo de mojado  $\psi$ . En la Ec. 2.47 se puede ver la mencionada expresión.

$$\Delta G^*(het) = \Delta G^*(hom) \frac{(2 - 3 \cos \psi + \cos^3 \psi)}{4} \quad \text{Ec.2.47}$$

El término de corrección varía entre 0 y 1, conforme el ángulo diedro  $\psi$  de la figura 71 vería entre  $0^\circ$  y  $180^\circ$ . Como se ve  $\Delta G^*(het)$  menor que  $\Delta G^*(hom)$ , mostrando que para la nucleación heterogénea se requiere menos energía que para la homogénea, por lo que se presenta con mayor facilidad la primera. Cuando disminuye el ángulo  $\psi$  disminuye el  $\Delta G^*$ . El volumen del núcleo heterogéneo será más pequeño por lo que requerirá menos átomos siendo el tamaño crítico menor. Para  $\psi=0$ , el volumen se hace cero por lo que se espera que la nucleación se produzca sin ningún tipo de sobreenfriamiento.

La capacidad del borde de grano, o cualquier otro defecto, de reducir el  $\Delta G$  depende de su potencia como sitio de nucleación, evaluada por la relación  $\gamma_{\gamma/\gamma} / \gamma_{\alpha/\gamma}$ . Los sitios de nucleación más eficaces son (33):

- Superficies libres.
- Esquinas de granos

- Borde de grano.
- Inclusiones.
- Dislocaciones, incluyendo faltas de apilamiento.
- Conjunto de vacancias.

Algunos de estos sitios de nucleación se muestran en la figura 73.

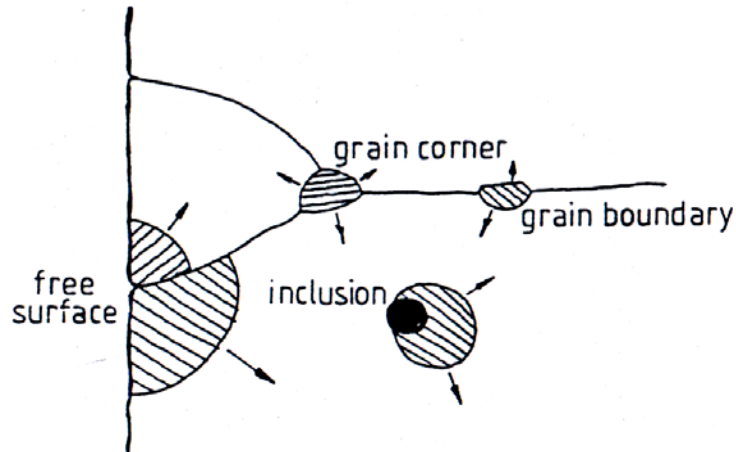


Figura 73.- Algunos sitios preferenciales para la nucleación de una nueva fase sólida (33).

En este sentido, la presencia de la segunda fase puede darse en alguna de las cuatro localizaciones que se mencionarán a continuación. Si se analiza un arreglo de ocho granos cúbicos adyacentes la segunda fase que nuclea podría situarse en (104):

- Una *esquina* que involucra a los ocho granos.
- Una *arista o borde* entre cuatro granos.
- Una *cara* entre dos granos o *límite* de grano.
- Dentro del *volumen* de un grano.

En la figura 74 se puede ver un esquema de los ocho granos adyacentes y de las localizaciones mencionadas.

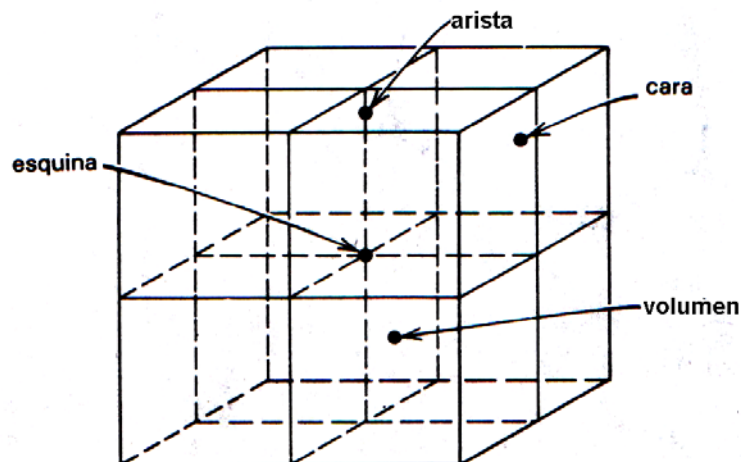


Figura 74.- Posibles localizaciones para la segunda fase nucleada (104).

Para minimizar la energía superficial, se debe minimizar el área. Ya que la esfera tiene la mínima área superficial por unidad de volumen se espera que tome esa forma. Sin embargo, al considerar la variación de la tensión superficial con la dirección cristalina, entonces se tiene que la forma esperable es un poliedro cuyas caras están compuestas por los planos que tienen los menores valores de  $\gamma$ , esto es planos de bajo índice (104).

Si la interfase está orientada de forma que sea coherente o semicoherente, de forma que exista una *relación de orientación* de baja energía entre ambas fases, entonces ya que  $\gamma_{\alpha/\gamma}$  (coherente)  $<$   $\gamma_{\alpha/\gamma}$  (incoherente), el radio crítico  $r^*$  sería correspondientemente menor. La forma que toma la partícula en la figura 72 corresponde a una interfase incoherente, mientras que en la figura 75 se observa la forma que toma una partícula cuando la interfase es semicoherente (33).

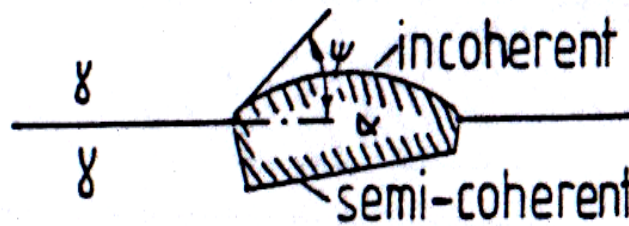


Figura 75.- Forma de una partícula nucleada con una interfase semi-coherente (33).

Se tiene que para un grado de sobreenfriamiento dado, los principales términos que controlan la nucleación son función de ciertas variables:

- $\Delta G_v = f$  (composición, temperatura).
- $\Delta G_e = f$  (forma, coherencia).
- $\eta = f$  (forma).
- $\gamma = f$  (composición, coherencia).

El término de la energía de deformación depende de la coherencia de la intercara entre el precipitado y la matriz. Se demostró que si se forma un precipitado con una intercara incoherente, comúnmente estará libre de deformaciones (106).

A su vez, Nabarro (107) mostró que para precipitados coherentes, la forma del mismo influye en el término de la energía de deformación. Así, el valor máximo para la energía de deformación corresponde a un precipitado con forma de esfera y el mínimo a una placa plana. La energía superficial será mayor para la placa que para la esfera, dado que la primera tiene mayor relación superficie-volumen, por lo que en este caso, la forma del núcleo dependerá de cual de estos dos términos sea el controlante.

Se han calculado algunas expresiones para el término de la energía de deformación a partir de la teoría de la elasticidad, asumiendo isotropía elástica (106,107). Para considerar los efectos de la forma del precipitado, los tratamientos teóricos analizan un elipsoide de revolución que tiene semiejes  $R$ ,  $R$ , y  $y$ . Para  $y=R$  la forma del precipitado es una esfera, para  $y/R$  alto la forma es una aguja y para  $y/R$  cercano a cero la forma se aproxima a una placa o a un disco. En la figura 76 se puede observar un gráfico que muestra la variación de la energía de deformación en función de la relación  $y/R$  de un núcleo incoherente.

La energía superficial para la intercara matriz-precipitado es aproximadamente igual a la tensión superficial de la intercara  $\gamma$ . Si la intercara es incoherente su tensión superficial será similar a la de los límites de gran ángulo y puede aproximarse como 500 erg./cm<sup>2</sup>.

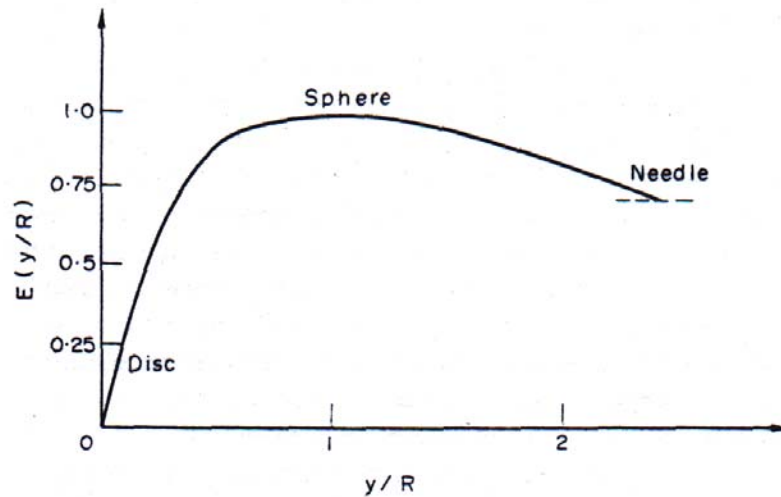


Figura 76.- Variación de la energía de deformación en función de la relación  $y/R$  de un núcleo incoherente (107).

Si la intercara es coherente su tensión superficial será mucho más baja encontrándose dentro del intervalo 10-30 erg./cm<sup>2</sup> (104).

El que un precipitado con forma de placa se forme con una interfase coherente o incoherente puede tratarse de la siguiente forma aproximada. Los dos términos que inhiben la nucleación son la energía superficial y la energía de deformación. Si la intercara se forma con un límite incoherente la energía de deformación será insignificante. Por lo tanto, la energía que inhibe la nucleación para el caso incoherente es simplemente la dada por la Ec. 2.48.

$$\gamma \left[ 2\pi (At)^2 + 2\pi (At)t \right] \quad Ec.2.48$$

Donde  $A$  es la relación de aspecto del radio al espesor,  $A=r/t$ . Si la placa se forma con un límite coherente, en una primera aproximación, puede despreciarse la energía superficial debido a sus bajos valores para este tipo de límites. Por lo tanto, la energía que inhibe la nucleación es la energía de deformación, que es proporcional a  $A$  y a  $t^3$ . Si la relación de aspecto de un precipitado dado es independiente de su tamaño, la energía que inhibe la nucleación será proporcional a  $t^3$  para un núcleo coherente y a  $t^2$  para un núcleo incoherente, definiéndose un espesor crítico de la placa que indica si el precipitado será coherente o incoherente. En la figura 77 se puede ver un gráfico de la energía en función del espesor de la placa.

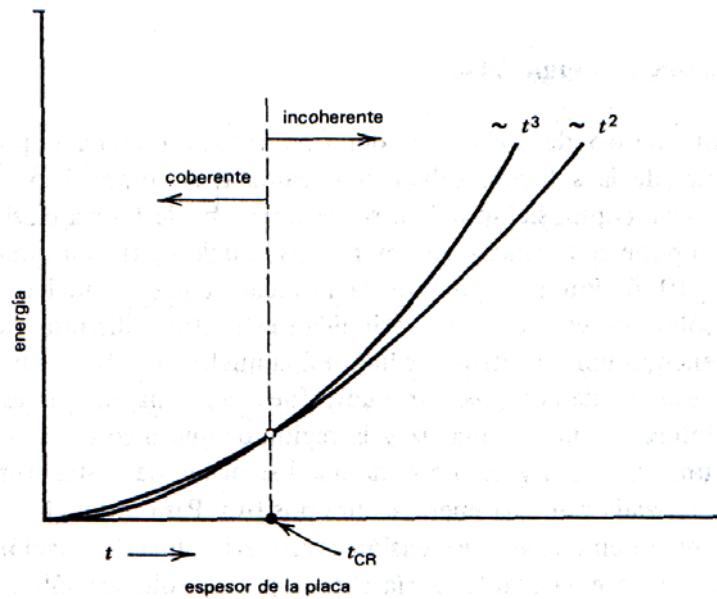


Figura 77.- Energía de nucleación vs. Espesor del precipitado con forma de placa (104).

Como se puede ver en la figura, cuando los precipitados son pequeños tenderán a formar una intercara coherente, mientras que durante el crecimiento puede volverse gradualmente incoherente.

Todos estos aspectos son relevantes desde el punto de vista de la soldadura, dado que las transformaciones de fase en estado sólido que tiene lugar durante el enfriamiento en el metal de soldadura se producen fundamentalmente en forma heterogénea y que las características (forma, coherencia, tamaño, distorsión de la red, etc.) que tengan los productos de la transformación será un factor controlante de las propiedades con que finalmente cuente el material.

#### *Velocidad de nucleación*

En la práctica, el porcentaje de transformación es también una función del número total de sitios disponibles para la nucleación de la nueva fase. Si la concentración de sitios de nucleación por unidad de volumen es  $C_1$ , entonces la velocidad de nucleación  $N$  estará dada por la Ec. 2.49.

$$N = w C_1 \exp(\Delta G_m / kT) \exp(\Delta G^* / kT) \left[ \text{núc.} / \text{m}^3 \text{s} \right] \quad \text{Ec.2.49}$$

Donde  $w \exp(\Delta G_m / kT)$  corresponde a la energía de activación de la migración atómica para la formación del núcleo,  $w$  es la frecuencia vibracional de los átomos y  $k$  la constante de Boltzman. En la figura 78 se puede ver graficada la Ec. 2.49 en función de la temperatura. La velocidad de nucleación es fuertemente dependiente de la temperatura, observándose un comportamiento en forma de curva C para la nucleación de la nueva fase.

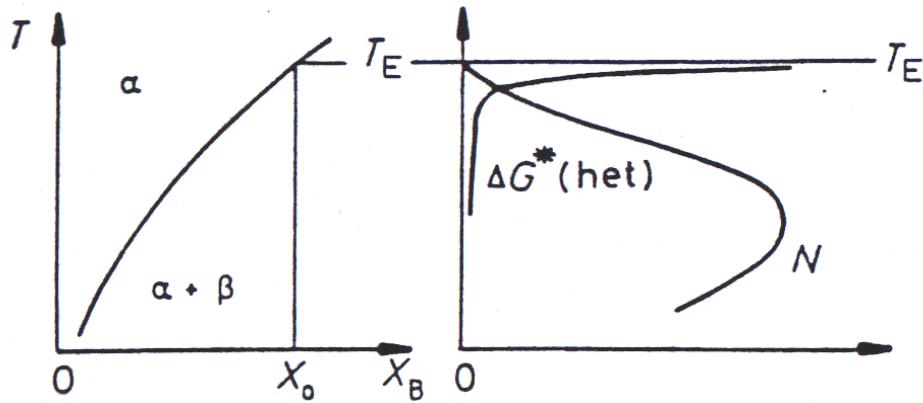


Figura 78.- Velocidad de nucleación heterogénea  $N$  vs. Temperatura durante la precipitación de una nueva fase  $\alpha$  en una aleación de composición  $X_0$  (33).

Ahora, si  $C^*$  es la concentración de núcleos con el tamaño crítico, entonces se tiene la Ec. 2.50.

$$C^* = C_0 \exp(\Delta G^* / kT) \quad \text{Ec.2.50}$$

Donde  $C_0$  es la cantidad de átomos de la nueva fase por unidad de volumen. Si cada núcleo se puede formar a una velocidad de  $f = w \exp(\Delta G_m/kT)$  por segundo, la Ec. 2.49 se puede reescribir como la Ec. 2.51.

$$N = f C^* \quad \text{Ec.2.51}$$

De la figura 78 se puede ver que la velocidad de nucleación  $N$  aumenta monótonamente hasta que alcanza un máximo y luego disminuye nuevamente. Asociado a la velocidad de nucleación se puede definir un tiempo de nucleación, necesario para que los núcleos alcancen el tamaño crítico y puedan crecer establemente. En función de la temperatura a la que se produzca la transformación se tendrá un dado grado de sobreenfriamiento  $\Delta T$ , que será la fuerza impulsora para la reacción. A su vez, al disminuir la temperatura menor será la difusión que asiste a la transformación. De esta forma, se tiene que del balance de ambos efectos (sobreenfriamiento y difusión) se tendrán los distintos tiempos de nucleación, encontrándose un mínimo a cierta temperatura, que optimiza ambos efectos, obteniéndose una curva  $C$  característica al graficar la Ec. 2.49 en función de la temperatura y del tiempo.

Por debajo de dicha temperatura crítica, la misma será insuficiente para asistir los procesos difusionales de transferencia de masa asociados a la transformación, por lo que controlará el tiempo de la nucleación. Para temperaturas mayores, el sobreenfriamiento no será suficiente para proveer la fuerza impulsora necesaria para producir la nucleación en tiempos menores, por lo que este efecto controlará la nucleación.

#### 4.4.2.- Crecimiento

Como se mencionó anteriormente las transformaciones de fase se llevan a cabo en dos etapas: la nucleación y el crecimiento. Una vez producida la formación de un núcleo estable de la segunda fase se produce la evolución de la transformación, teniendo lugar el crecimiento de las partículas de la segunda fase a expensas de la fase madre que se consume. En la mayoría de las transformaciones en estado sólido la velocidad de la transformación está controlada por difusión.



En función del grado de sobreenfriamiento se pueden desarrollar distintos productos de la transformación basados en diferentes morfologías, modos de crecimiento, composición y estructura cristalina (33).

A continuación se considerará la velocidad de formación de precipitados monofásicos de equilibrio.

Una nomenclatura utilizada para referirse a los precipitados de equilibrio es la siguiente (108):

1- *Alotriomorfos de límites de grano*: Los precipitados se forman como bloques alargados en los límites de grano (figura 78a).

2- *Idiomorfos*: Los precipitados se forman como bloques equiaxiales tanto en el límite grano como en el interior del mismo (figura 78b).

3- *Placas laterales (Widmanstatten)*: Los precipitados se forman como delgadas placas con punta acicular que crecen directamente desde el límite de grano o desde un alotriomorfo (figura 78c).

4- *Placas intragranulares*: El precipitado en placa se forma dentro de los granos.

En la figura 79 se puede observar un esquema de los distintos tipos de precipitados mencionados.

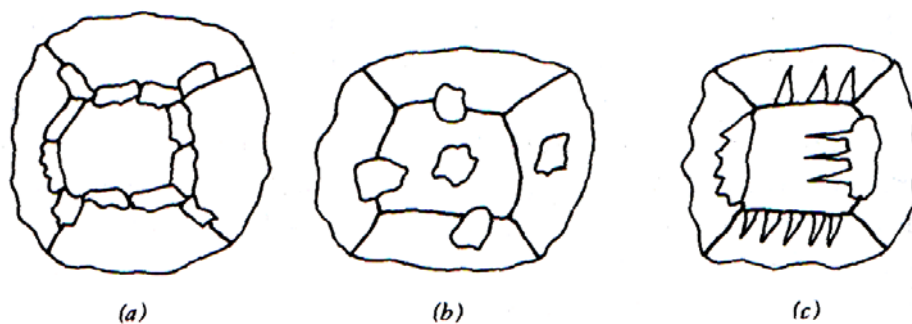


Figura 79.- Esquema de las diferentes formas de los precipitados: a- alotriomorfos de límite de grano, b- idiomorfos y c- placas laterales Widmanstatten (104).

Es evidente que hay una diferencia marcada entre la morfología en placas y la de tipo equiaxial. Esta diferencia está asociada con el tipo de frente de crecimiento de ambas morfologías.

El crecimiento de una partícula no puede ser estimado sin el conocimiento de las composiciones de la fase madre y de la fase producto de la transformación en la interfase. La hipótesis simplificada más simple que podría asumirse sería la de crecimiento controlado por difusión. Para este caso las composiciones de ambas fases en la interfase estarán dadas por el diagrama de equilibrio. A su vez, la formación de partículas puede estar asociada con el desarrollo de deformaciones elásticas, las que pueden modificar el diagrama de equilibrio y alterar la forma de la partícula en un esfuerzo por minimizar la energía de deformación (69).

A fin de estudiar las cinéticas de las transformaciones de fase se pueden diferenciar dos tipos fundamentales de transformaciones. Por un lado se tienen las transformaciones que se producen isotérmicamente, a una dada temperatura, dando lugar a la obtención de curvas Transformación-Tiempo-Temperatura (*TTT*). A su vez, otra forma de producir las transformaciones es mediante un enfriamiento continuo, obteniéndose diagramas de enfriamiento continuo (*CCT*). Esta segunda situación es la más representativa de las condiciones reales de la soldadura (33).

#### 4.4.3.- Descomposición de la austenita

Después de la solidificación, el acero muestra la característica estructura de solidificación celular-dendrítica consistente en granos columnares y anchos de austenita y una fina red celular dentro de los granos, como se mencionó anteriormente. Ya que los bordes de célula tienen pequeño ángulo consistente en un arreglo de dislocaciones, no es probable que sean centros de nucleación muy potentes para la ferrita, cuando la temperatura disminuya debajo de  $A_3$ , siendo esperable que dicha fase nucleee inicialmente en los bordes de grano de gran ángulo entre los granos columnares de austenita. Sin embargo los productos de transformación que se formen como resultado de la descomposición de la austenita dependerán de la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura (33).

En el caso de soldadura de aceros al C-Mn o de baja aleación hay algunas dificultades con la nomenclatura para los productos de la descomposición de la austenita, que se deriva principalmente de observaciones morfológicas más que de detalles de los mecanismos de transformación (69).

La microestructura obtenida al enfriar el metal de soldadura desde el líquido hasta la temperatura ambiente se denomina estructura primaria o “como soldada”. Esta consiste de *ferrita alotriomórfica  $\alpha$* , *ferrita con placas laterales o Widmanstätten  $\alpha_w$* , *ferrita acicular  $\alpha_a$*  y las llamadas *microfases*, que pueden incluir pequeñas cantidades de *martensita*, *austenita retenida* o *perlita*. La *bainita* también se puede encontrar en ciertos depósitos de soldadura (69).

En el enfriamiento debajo de la temperatura  $Ac_3$ , la ferrita nucleará inicialmente en las esquinas y bordes de grano austeníticos, ya que estos sitios generalmente proveen la menor barrera energética para la nucleación. La ferrita crecerá con una cinética parabólica dentro de la austenita detrás de un frente planar incoherente (109) llevando a la formación de alotriomorfos en los bordes de grano. La ferrita alotriomórfica también suele llamarse *ferrita poligonal*.

Si se aumenta el sobreenfriamiento la distribución del carbono se vuelve insuficiente para mantener el frente plano de crecimiento, por lo que un crecimiento adicional de la ferrita sólo puede tener lugar por movimiento lateral de las inestabilidades (*salientes* o “*ledges*”) a lo largo de una interfase de baja energía. Esto implica una relación de orientación de Kurdjumov-Sachs (KS) entre la austenita y la ferrita, que es una característica de la estructura de la ferrita Widmanstätten. Las placas laterales de ferrita una vez nucleadas crecen rápidamente bajo las condiciones reinantes como resultado de una eficiente redistribución del carbono hacia los costados de la interfase que avanza (33). Como resultado se obtienen arreglos paralelos de placas de ferrita con una relación de aspecto alta (alrededor de 10 a 1) en áreas adyacentes a los bordes de grano austenítico primario.

Simultáneamente o inmediatamente después de la formación de las placas laterales de ferrita en los bordes de grano austeníticos, la ferrita acicular puede comenzar a nuclearse intragranularmente sobre las inclusiones. Además de este tipo de nucleación de la ferrita acicular, ésta también puede desarrollarse desde la ferrita Widmanstätten preexistente, en un proceso de nucleación referido como *nucleación simpatética*. Como las placas de ferrita acicular pueden normalmente crecer hasta chocar con otras placas, el tamaño final de las placas estará fuertemente influenciado por el espaciado promedio entre las inclusiones. Cada placa individual tiene típicamente de 1-3  $\mu\text{m}$  de ancho, con una relación de aspecto que varía entre 2:1 y 4:1. A su vez muestran una característica fina subestructura de dislocaciones (36).

Debido a la formación de ferrita durante el enfriamiento, la austenita remanente es continuamente enriquecida en carbono. Dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la composición química del metal de soldadura la austenita enriquecida en carbono puede transformarse en una gran variedad de constituyentes tales como bainita superior e inferior, martensita o perlita. Ocasionalmente se pueden observar islas intragranulares de austenita retenida (36). En la figura 80 se puede observar un esquema de dichos productos de la descomposición de la austenita.

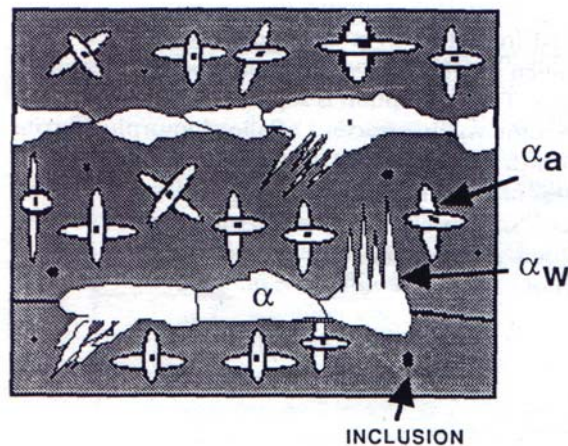


Figura 80.- Esquema de los constituyentes de la estructura primaria de un depósito de soldadura de un acero (69).

La descripción anterior es incompleta para soldadura multipasadas, en las cuales parte de la estructura primaria original es recalentada hasta temperaturas lo suficientemente altas como para producir la transformación inversa hacia austenita, que durante el enfriamiento posterior retransformará dentro de una variedad de productos. La microestructura de la zona recalentada se denomina microestructura secundaria o recristalizada (69).

#### *Ferrita alotriomórfica $\alpha$*

Esta ferrita es la primera fase en formarse al enfriar debajo de la temperatura  $Ae_3$  nucleando heterogéneamente en los bordes de los granos columnares austeníticos. En el metal de soldadura de aceros de baja aleación los bordes mencionados rápidamente se decoran con capas virtualmente continuas de ferrita, por lo que la transformación subsecuente simplemente implica el engrosamiento difusional de esas capas, un proceso que puede ser modelado en términos de migración normal de una interfase planar  $\alpha/\gamma$ . Asumir este comportamiento implica que la formación de la delgada capa inicial, continua de ferrita lleva mucho menos tiempo que el subsecuente crecimiento hasta su tamaño final. Este modelo propuesto está soportado, al menos para aceros de baja aleación, por el hecho de que la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica ajusta fuertemente con su cinética de crecimiento.

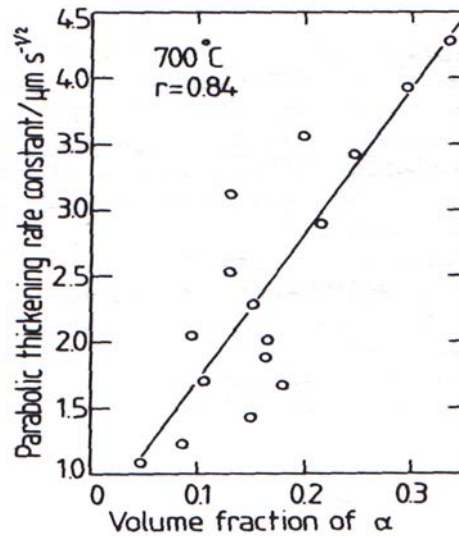


Figura 81.- Correlación entre la constante de velocidad de engrosamiento parabólica y la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica, para una serie de depósitos realizados con electrodo revestido manual (110).

En la figura 81 se muestra la correlación entre la constante de velocidad de engrosamiento parabólica, que es una variable asociada a la velocidad de crecimiento, y la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica para una serie de depósitos realizados con electrodo revestido manual.

A su vez, se demostró que el espesor de la capa de ferrita es insensible al tamaño de grano austenítico inicial, al menos para aceros de baja aleación (111). Un resultado como este solo puede ser explicado si se asume que la nucleación no tiene una gran influencia en la cinética de la transformación (69).

Dados estos hechos y asumiendo que el crecimiento de la ferrita alotriomórfica tiene lugar bajo condiciones de paraequilibrio, entonces el semi-espesor  $q$  de la capa de ferrita durante el crecimiento isotérmico está dado por la Ec. 2.52.

$$q = \alpha_1 t^{1/2} \quad Ec.2.52$$

Donde  $\alpha_1$  es la constante de velocidad de engrosamiento parabólica unidimensional y  $t$  es el tiempo definido desde el inicio del crecimiento. La relación parabólica implica que la velocidad de crecimiento disminuye a medida que la ferrita crece. Esta relación se origina en el hecho de que la cantidad total de soluto particionado durante el crecimiento aumenta con el tiempo. Consecuentemente, la distancia de difusión aumenta con el tiempo por lo que se reduce la velocidad de crecimiento (69). En la figura 82 se puede ver un esquema de cómo crece la distancia de difusión a medida que crece la ferrita.

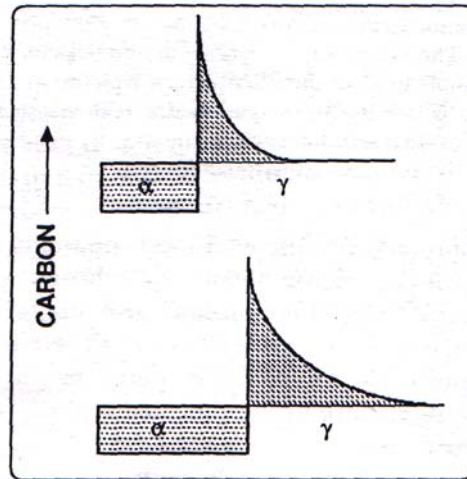


Figura 82.- Esquema del crecimiento de la distancia de difusión a medida que crece la ferrita (69).

Algunos datos cinéticos típicos para la ferrita alotriomórfica se muestran en la figura 83, donde se observa como crece la capa calculada de ferrita durante una transformación isotérmica, para una aleación Fe-1%Mn-C, con contenido de carbono variable entre 0,03 y 0,11%.

Es importante notar que en estas consideraciones no tienen en cuenta efectos de anclaje como el retardo del crecimiento debido a la superposición de campos de concentraciones de partículas creciendo desde distintas posiciones. Es conocido que estos efectos tienen una fuerte influencia en la cinética de crecimiento, sobre todo cuando el tamaño de grano austenítico disminuye o la fracción en volumen de ferrita aumenta (69).

Para lograr un mayor entendimiento del rol de los elementos de aleación se requiere un método que estime la fracción en volumen de ferrita.

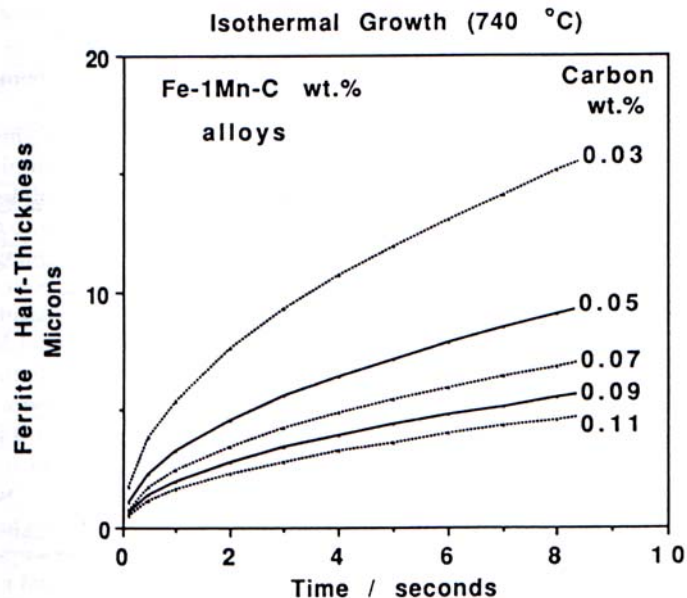


Figura 83.- Semi-espesor de ferrita alotriomórfica  $q$  en función del tiempo, para distintos contenidos de carbono. Transformación isotérmica a 740°C (69).

Esto puede realizarse integrando el engrosamiento de las capas de ferrita en el intervalo de temperaturas  $T_h - T_l$ . El crecimiento de la ferrita alotriomórfica comienza a la temperatura  $T_h$ , temperatura que puede ser estimada a partir de la curva TTT calculada y la regla de Scheil (106) debido a que el proceso involucra transformaciones de enfriamiento continuo. A su vez, el crecimiento de la ferrita termina a  $T_l$ , temperatura a la cual las curvas *C reestructiva o difusional y cooperativa* del diagrama TTT se intersectan (69). Así el semi-espesor  $q$  estará dado por la Ec. 2.53.

$$q = \int_{t=0}^{t_1} 0.5\alpha_1 t^{-0.5} dt \quad Ec.2.53$$

Es importante hacer notar que esta expresión se apoya sobre la hipótesis no verificada de que la composición de las fases en la interfase se ajustan instantáneamente al diagrama de equilibrio a medida que la temperatura disminuye.

La fracción en volumen de ferrita estará dada entonces por la Ec. 2.54.

$$v_\alpha = (2q \tan(30^\circ)(2a - 2q \tan(30^\circ))) / a^2 \quad Ec.2.54$$

Donde  $a$  está asociado con el ancho del grano austenítico, como se vio anteriormente. Se observó que, después de una corrección experimental de un factor de alrededor de 2, esta ecuación corregida estima satisfactoriamente la fracción de ferrita alotriomórfica en volumen. Esta forma de estimar la fracción de ferrita presenta una serie de problemas, donde parte de ellos podría estar asociado a asumir que la capa de ferrita es continua y se forma instantáneamente a  $T_h$ .

#### *Ferrita Widmanstätten $\alpha_w$*

La formación de paraequilibrio de  $\alpha_w$  puede tener lugar a fuerzas impulsoras relativamente bajas (69) y la energía de deformación debida a este mecanismo de transformación cooperativa puede ser disminuida por el crecimiento cooperativo de variantes cristalográficas autoacomodadas, que llevan a un término bajo de energía de deformación de alrededor de 50 J/mol.

La  $\alpha_w$  observada al microscopio óptico puede ser visualizada como dos placas mutuamente acomodadas con una pequeña diferencia en el plano de hábito, dando la característica morfología de cuña de la ferrita Widmanstätten. La forma de la placa puede ser aproximada con por una delgada cuña de longitud  $z$  en la dirección de mayor crecimiento, mientras que el crecimiento en las otras dimensiones rápidamente se ve limitado por los campos de difusión de las placas cercanas en el arreglo. Los detalles de este modelo necesitan verificaciones adicionales, en particular el hecho de que la fracción en volumen de ferrita Widmanstätten sería proporcional a la longitud de la placa. Como una primera aproximación, esta dependencia puede solo alcanzarse si la forma de la  $\alpha_w$  fuese un *listón* (“*lath*”) más que una *placa* (“*plate*”) (69).

La velocidad de alargamiento  $G$  de la ferrita Widmanstätten puede ser estimada utilizando la teoría de Trivedi para el crecimiento controlado por difusión de cilindros parabólicos (112). Debido a su forma la ferrita Widmanstätten crece a una velocidad constante, en la medida en que la superposición de campos difusivos (“*soft impingement*”) no tenga lugar. Las velocidades de crecimiento calculadas para soldadura han sido extremadamente altas por lo que la formación de la ferrita  $\alpha_w$  se completa dentro de una fracción de segundo. Por esto, para todas las aplicaciones

prácticas se considera a esta transformación como atérmica. En la figura 84 se puede ver como varía la velocidad de crecimiento de la ferrita Widmanstätten con el contenido de carbono, para una aleación Fe-1%Mn-C.

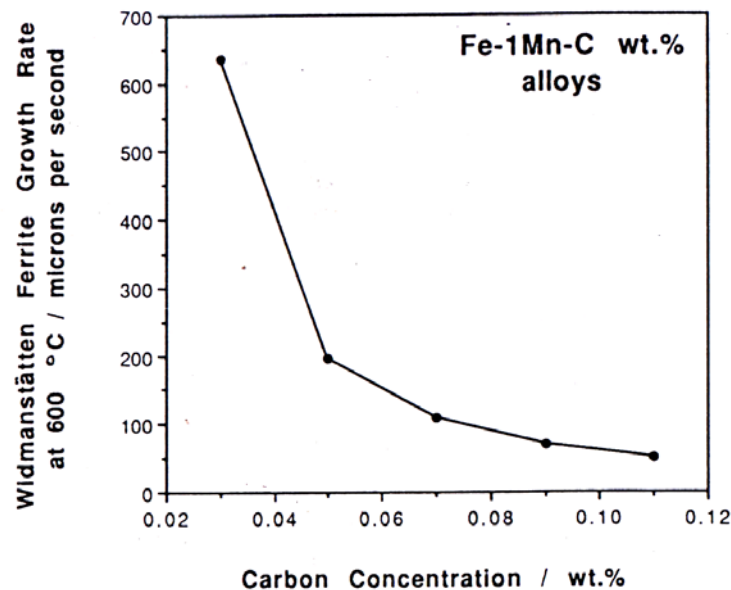


Figura 84.- Variación de la velocidad de crecimiento de la ferrita Widmanstätten con el contenido de carbono, para una aleación Fe-1%Mn-C, a 600°C (69).

La transformación de la austenita a  $\alpha_w$  se considera que comienza cuando cesa la ferrita alotriomórfica a  $T_l$ . La fracción en volumen está dada por la Ec. 2.55.

$$v_w = CG(2a - 4qtan(30^\circ))t_2^2 / (2a)^2 \quad Ec.2.55$$

Donde  $C$  es una constante independiente de la composición de la aleación y  $t_2$  es el tiempo disponible para la formación de ferrita Widmanstätten. Nótese que  $v_w$  no depende solamente del tamaño de grano austenítico sino también del espesor de la capa de ferrita alotriomórfica formada anteriormente (69). Sin embargo la situación pareciera ser mas complicad que lo que plantea la expresión para  $v_w$ , dado que esta no correlaciona bien con  $G$ . En la figura 85 se puede ver un ejemplo de esta pobre correlación entre  $G$  y  $v_w$ , para una serie de soldaduras de aceros de baja aleación.

El efecto de anclaje con las placas de ferrita acicular nucleadas intragranularmente (“*hard impingement*”) debe tenerse en cuenta. Este efecto depende del tiempo  $t_c$ , que es el tiempo entre que termina la formación de ferrita alotriomórfica y comienza y el comienzo de la ferrita acicular. Si este intervalo de tiempo  $t_3 = (2^a sen(60^\circ) - 2q)/G$  requerido para el crecimiento de una placa de  $\alpha_w$  a través del grano austenítico sin anclarse es menor que el  $t_c$ , entonces estas pueden crecer libremente a través del grano. De no ser así, entonces se encontrarán con una placa de ferrita acicular que impedirá su ulterior crecimiento.

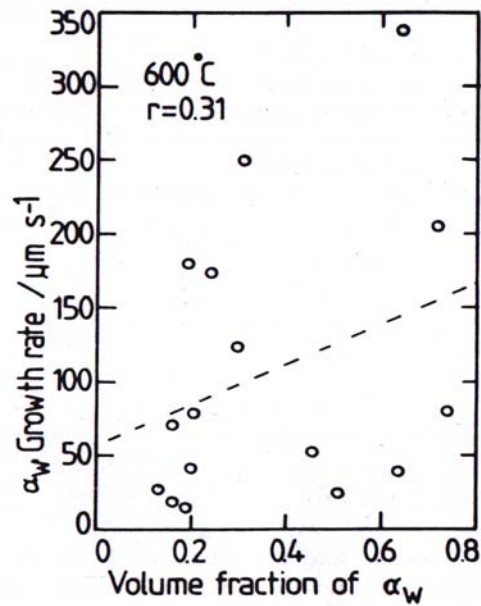


Figura 85.- Pobre correlación entre la velocidad de crecimiento de  $\alpha_w$  y la fracción en volumen  $v_w$  calculada con la Ec. 2.55 (69).

En la figura 86 se puede ver un esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstatten.

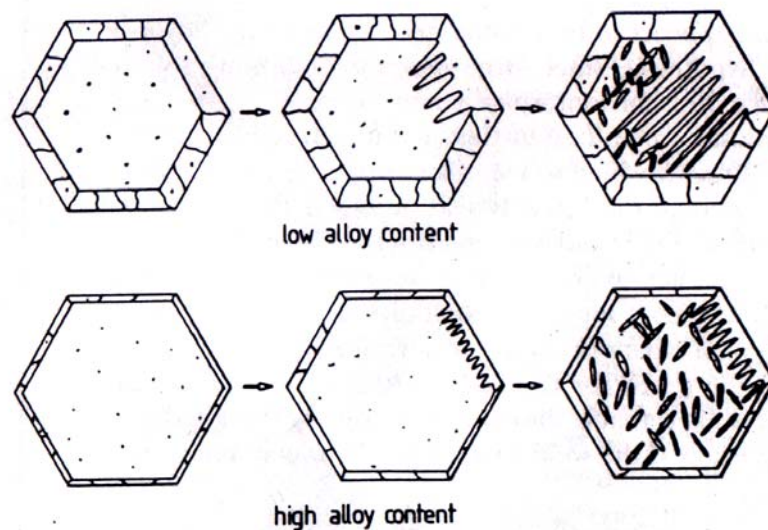


Figura 86.- Esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstatten a través del grano austenítico para bajo y alto contenido de aleación (76).

Los hexágonos representan la sección transversal de los granos columnares de austenita cuyos bordes se encuentran decorados con capas policristalinas de ferrita alotriomórfica, seguidos por la formación de ferrita Widmanstatten. Dependiendo de las velocidades de transformación relativas de la esta ferrita y de la ferrita acicular la ferrita Widmanstatten podrá crecer cruzando enteramente el grano austenítico sin anclarse con las agujas de ferrita acicular.

Cuando estos conceptos se incorporan a la Ec. 2.55 para el cálculo de  $v_w$  se observa un buen ajuste con los resultados experimentales (113).

*Ferrita acicular  $\alpha_a$*



La ferrita acicular  $\alpha_a$  es la fase mas comúnmente encontrada como producto de la descomposición de la austenita en la soldadura de aceros al C-Mn y de baja aleación (36,114). Esta fase es de considerable importancia tecnológica ya que provee una microestructura relativamente tenaz y resistente. Se forma en un intervalo de temperaturas donde las transformaciones reconstructivas se vuelven relativamente lentas, y dan lugar a las transformaciones del tipo *cooperativas* como la ferrita Widmanstätten, la bainita o la martensita.

Esta transformación no ha sido estudiada desde un punto de vista fundamental, por lo que no existen modelos que permitan calcular la fracción en volumen de ferrita acicular  $\alpha_a$  a partir de primeros principios. A pesar de eso, para muchos casos prácticos es posible estimar dicha fracción a partir de la Ec. 2.56.

$$v_a = 1 - v_\alpha - v_w - v_m \quad \text{Ec.2.56}$$

Donde  $v_m$  es la fracción en volumen de microfases, la que puede ser estimada (113). El método ha demostrado funcionar bien para muchos casos pero falla cuando la microestructura está compuesta principalmente por ferrita acicular y martensita, como el caso de los depósitos de acero de alta resistencia (69).

El término acicular significa que la tiene la forma de una aguja, sin embargo está generalmente aceptado que la ferrita acicular tiene en tres dimensiones una morfología de delgadas placas lenticulares. La verdadera relación de aspecto no fue verificada pero en secciones planas al azar las placas tienen típicamente una longitud de 10 micrones y alrededor de 1 micrón de ancho, por lo que la relación de aspecto verdadera es probable que sea mucho menor que 0,1.

Las inclusiones no metálicas que se encuentran en el seno de la microestructura de los depósitos de soldadura pueden ser óxidos u otros compuestos, y bajo ciertas circunstancias afectan fuertemente el desarrollo microestructural durante el enfriamiento del depósito de soldadura. Las placas de ferrita acicular durante las primeras etapas de la transformación nuclean sobre las inclusiones presentes en el grano columnar grande de austenita, que son típicos de las soldaduras (115). La subsecuente nucleación se produce autocatalíticamente, asistida el estado plano de deformaciones invariante que acompaña la transformación (69). Debido a esto no se espera una relación uno a uno entre inclusiones activas y número de placas de ferrita acicular. A su vez, si el volumen de una placa típica de ferrita acicular es de alrededor de  $10^{-16} \text{ m}^3$  y el de una inclusión esférica es de  $4 \cdot 10^{-20} \text{ m}^3$ , entonces se espera que sólo el 7,4% de todos los granos examinados muestren la partícula nucleante. Además, la intersección de la partícula en la sección observada puede ser mucho menor que su diámetro. Existen otros métodos para la realización de este cálculo, dando como resultado que alrededor del 10% del total de las placas de ferrita acicular mostrarán la inclusión sobre la que nucleó (69).

El cambio de forma que acompaña la formación de ferrita acicular ha sido caracterizado cualitativamente como una deformación plana invariante. Como la transformación se produce a temperaturas relativamente altas la tensión de fluencia de las fases involucradas es relativamente baja, por lo que el cambio de forma puede ser en algún grado acomodado plásticamente. Esta deformación plástica puede ser la causante de que la densidad de dislocaciones de la ferrita acicular y de alguna austenita remanente aumente. Trabajos recientes han indicado que la densidad de dislocaciones en la ferrita acicular es del orden de  $10^{14} \text{ m}^{-2}$  en depósitos de aceros de alta resistencia, produciendo una contribución de alrededor de 145 MPa a la resistencia de la fase (116).

Otras mediciones realizadas informan que la energía acumulada de la ferrita acicular es del orden de los 400 J/mol (117). Consistentemente con las observaciones del efecto del relieve

superficial experimentos con microanálisis han indicado que no hay partición volumétrica de solutos sustitucionales durante la formación de la ferrita acicular (69).

Nunca se ha observado que las placas de ferrita acicular crucen un borde de grano austenítico y la relación de orientación entre la  $\alpha_a$  y la austenita desde la que crece es siempre tal que un plano compacto de la austenita sea paralelo o casi paralelo a un plano compacto de la  $\alpha_a$ , y las correspondientes direcciones compactas difieren unos pocos grados entre ellas (117).

Cuando una reacción termina antes de alcanzar su fracción de equilibrio, se dice que la reacción es incompleta. Este fenómeno de reacción incompleta puede ser tomado como una consecuencia de que el producto de la transformación es de no-equilibrio. La transformación de la ferrita acicular obedece al fenómeno de reacción incompleta. El grado de reacción tiende a cero a medida que la temperatura de transformación se acerca a la temperatura de comienzo de la transformación bainítica ( $B_s$ ) (118). A una temperatura dada, la transformación se detiene cuando la concentración de carbono de la austenita  $x_{\square}$  alcanza la curva  $T_0'$ . La curva  $T_0'$  observada en la figura 2.87 corresponde a la ubicación de los puntos donde las energías libres de la austenita y de la ferrita con la misma composición son iguales.

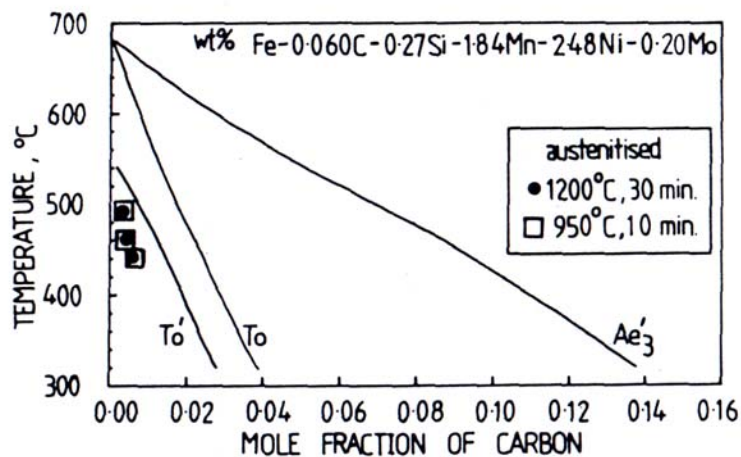


Figura 87.- Fenómeno de reacción incompleta para la ferrita acicular formada isotérmicamente de un depósito de soldadura de un acero de baja aleación recalentado (69).

En dicha figura se ilustra el fenómeno de reacción incompleta para la ferrita acicular formada isotérmicamente a las temperaturas indicadas para los diversos puntos en un depósito de soldadura de un acero de baja aleación recalentado. La reacción siempre se detiene antes de que la austenita alcance la concentración de carbono de para-equilibrio (curva  $T_0'$ ).

Toda la evidencia indica que el crecimiento de la ferrita acicular es adifusional, con partición de carbono hacia la austenita luego del evento de la transformación. Los datos experimentales disponibles indican que la ferrita acicular es esencialmente idéntica a la bainita. Su morfología difiere de la de la bainita en que la ferrita acicular nuclea intragranularmente en las inclusiones dentro de grandes granos de austenita, mientras que en los aceros laminados que están relativamente libres de inclusiones no metálicas, la bainita nuclea en las superficies de las interfases  $\gamma / \gamma$  y continúa creciendo por la formación repetida de subunidades, para generar la clásica morfología denominada “sheaf” (69).

La ferrita acicular normalmente no crece en forma de “sheaves” debido a que el desarrollo de las mismas es detenido por un efecto de anclaje severo (*hard impingement*) entre placas nucleadas independientemente en sitios adyacentes. Además, la bainita convencional y la ferrita acicular pueden ser obtenidas en condiciones de transformación isotérmicas idénticas en el mismo acero (con el mismo nivel inclusionario). Para el caso de la bainita el tamaño de grano

austenítico debe ser pequeño para que domine la nucleación desde las superficies de los granos y que el crecimiento posterior colme el interior de los granos de  $\gamma$ . Para un tamaño de grano  $\gamma$  mayor la nucleación intragranular sobre las inclusiones se vuelve dominante por lo que se obtiene ferrita acicular  $\alpha_a$ . Estos aspectos mencionados para la nucleación y crecimiento de la bainita y de la ferrita acicular se pueden observar en la figura 88.

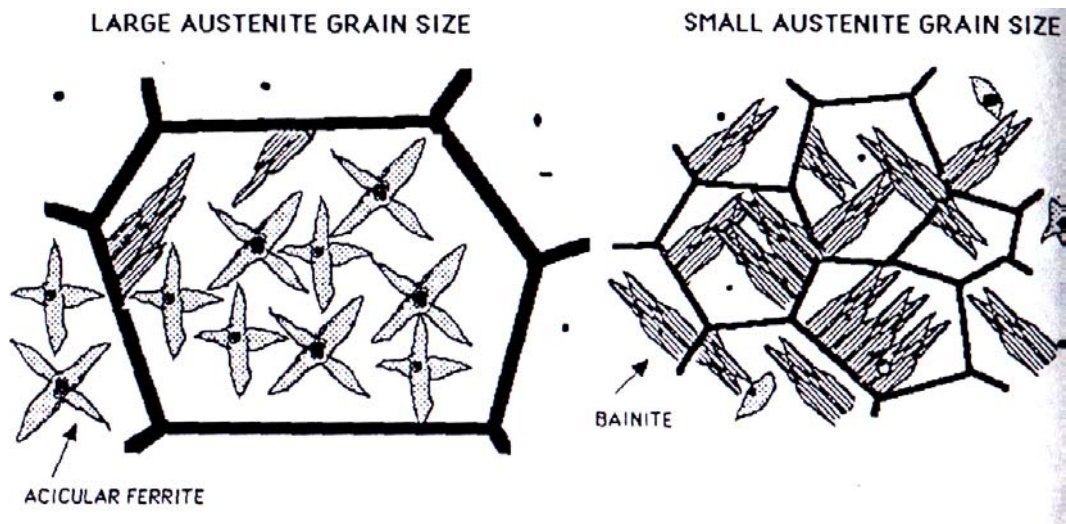


Figura 88.- Ilustración esquemática del efecto del tamaño de grano en la descomposición de la austenita (69).

Esto explica por que no se observa ferrita acicular en los aceros trabajados, debido a que estos están relativamente libres de inclusiones y porque muchos de los tratamientos térmicos comerciales buscan disminuir el tamaño de grano austenítico (69).

La ferrita acicular es también considerada como un ferrita Widmanstätten nucleada intragranularmente sobre la base de observaciones macroscópicas de la morfología de la interfase en la transformación (69).

Se ha demostrado utilizando la teoría clásica de la nucleación que las inclusiones son menos efectivas para la nucleación de la ferrita acicular cuando se las compara con las superficies de grano austenítico. La razón principal para que esto suceda es que en las inclusiones, la energía interfacial ferrita/inclusión es grande (similar a la energía austenita/inclusión), mientras que en la nucleación sobre el borde de grano austenítico, la ferrita pueden en principio adoptar una relación de orientación que minimice su energía interfacial. Las observaciones experimentales confirman esta conclusión dado que en general la ferrita en la mayoría de los depósitos de soldadura comienza en los bordes de grano austeníticos.

La ferrita acicular es uno de los últimos productos de transformación en formarse, después del crecimiento de la ferrita alotriomórfica  $PF(G)$  y la ferrita Widmanstätten  $FS$ , por lo que se ve influenciada por los productos de transformación formados anteriormente. Así, durante la descomposición de la austenita por enfriamiento continuo, la fracción en volumen de ferrita acicular a menudo es estimada simplemente a partir del cálculo del complemento respecto de las fracciones en volumen de los productos formados anteriormente (ferrita alotriomórfica y Widmanstätten), para aceros al C-Mn, como se observa en la Ec.2.56.

La dependencia del contenido de ferrita acicular con el tamaño de grano austenítico se vuelve menos pronunciada cuando disminuye la velocidad de enfriamiento, ya que a bajas velocidades de enfriamiento mucha de la austenita se consume en la formación a alta temperatura de la ferrita alotriomórfica. Esta dependencia entre la fracción en volumen de la ferrita acicular y el tamaño de grano  $\gamma$  en una estructura compuesta por ferrita acicular  $AF$  y

ferrita alotriomórfica  $PF(G)$ , puede ser expresada por la Ec. 2.57 para transformaciones isotérmicas.

$$\ln(1 - \xi) \approx S_v \quad Ec.2.57$$

Donde  $\xi$  es la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica dividido su fracción volumétrica de equilibrio a la temperatura involucrada, y  $S_v$  es la cantidad de superficie de borde de grano austenítico por unidad de volumen. Con ciertas restricciones, esta proporcionalidad puede ser aplicada a las transformaciones por enfriamiento continuo (CCT) en aceros de bajo carbono y baja aleación, para los cuales  $(1 - \xi)$  es aproximadamente igual a la fracción en volumen de ferrita acicular. De esta forma queda relacionado el contenido de  $AF$  con el tamaño de grano austenítico.

Se ha observado (110) que en las muestras cuya microestructura está compuesta por ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten y ferrita acicular, un tamaño de grano austenítico relativamente pequeño lleva a una microestructura de ferrita acicular gruesa. Este efecto es atribuido a una disminución en la velocidad de nucleación de la  $AF$ , causada por una interacción con los productos de transformación de alta temperatura ( $PF$  y  $FS$ ). Una explicación probable es que con un tamaño de grano austenítico pequeño, las fracciones volumétricas de  $\alpha$  y  $\alpha_w$  que se forman son mayores, causando un mayor grado de enriquecimiento en carbono de la austenita remanente. Esto podría llevar a una disminución de la velocidad de nucleación de la ferrita acicular  $\alpha_a$ , y por lo tanto, permitir que las pocas placas que se formaron crezcan como grandes partículas antes de que se choquen con otras y detengan su crecimiento. Efectos como estos son importantes en el desarrollo de estructuras mixtas, aunque es improbable que el engrosamiento de la ferrita acicular produzca *per se* cambios sustanciales en la resistencia de los depósitos soldados (69).

En cuanto a la influencia de la ferrita alotriomórfica  $\alpha$  en la formación de ferrita acicular  $\alpha_a$ , se observa que para los aceros al Cr-Mo se tiene un efecto especialmente marcado. Para concentraciones relativamente altas de Cr (>1,5 wt%) y Mo (>0,5 wt%), los granos columnares austeníticos se transforman en *bainita B*, en lugar de ferrita acicular. La bainita tiene la forma clásica de “*sheaves*” que crecen desde la superficie de los granos austeníticos, a menudo con capas de austenita entre las placas de ferrita bainítica. Esto tiene lugar a pesar de la presencia de inclusiones no metálicas, las que usualmente sirven como nucleantes intragranulares para la ferrita acicular. Probablemente se debe a que a medida que aumenta la concentración de soluto disminuye la cantidad de ferrita alotriomórfica, liberando borde de grano austenítico para la precipitación de la bainita. En este sentido ha sido reportado por Evans (119) que a medida que aumenta la concentración de Cr o Mo en el metal de soldadura de bajo carbono, la cantidad de ferrita alotriomórfica disminuye. La fracción de ferrita acicular alcanza un máximo en función del contenido de Cr o Mo. La fracción en volumen del componente que resta de la microestructura, denominado *ferrita con segundas fases alineadas FS(A)*, aumenta por lo tanto con la concentración. Este constituyente consiste en placas paralelas de ferrita separadas por regiones de fases residuales, tal como austenita retenida, que refiere a arreglos de placas paralelas de ferrita Widmanstätten o a “*sheaves*” de ferrita bainítica (69).

Diversos casos se reportan en la literatura en los cuales se observa una transición similar de una estructura de ferrita acicular a otra conteniendo una cantidad importante de bainita a medida que el contenido de los elementos de aleación tales como Mn o Ni aumentan, mientras que la cantidad de ferrita alotriomórfica disminuye, como puede observarse esquemáticamente en la figura 89.

Horii *et al.* (119) encontraron que para una serie de depósitos de soldadura de aceros de baja aleación, cuando el Mn o el Ni exceden 1,5% o el 2,9%, respectivamente, las microestructuras del metal de soldadura exhiben significativas cantidades de bainita. En particular, en el caso de los aceros con Ni, además la tenacidad aumenta ya que el Ni en solución sólida tiene un efecto beneficioso intrínseco en la tenacidad del hierro.

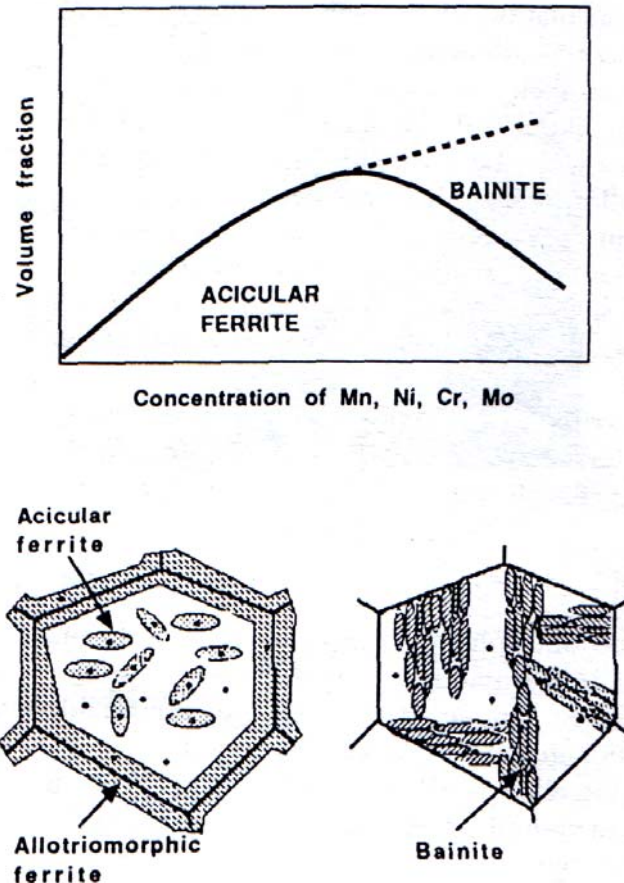


Figura 89.- Fracción volumétrica de AF y B en función del contenido de Mn, Ni, Cr y Mo. Esquema del mecanismo de transición entre ferrita acicular y bainita (69).

Este efecto aparentemente aumenta la energía de falla de apilamiento del hierro b.c.c., y ya que las dislocaciones en esa estructura del Fe se disocian tridimensionalmente. El cambio en la energía de falla de apilamiento reduce relativamente la tensión requerida para el flujo plástico a bajas temperaturas, respecto de aquella necesaria para la fractura por clivaje (120).

Datos experimentales han revelado que la causa de la transición de una microestructura predominantemente compuesta por AF a otra conteniendo cantidades sustanciales de bainita se debe a la reducción de las capas de PF(G) en el borde grano austenítico, cuando la concentración de soluto excede cierto valor. Debajo de dicha concentración de soluto, la templabilidad del acero es lo suficientemente baja como para asegurar que las superficies de los granos austeníticos estén cubiertas por capas uniformes de ferrita alotriomórfica, inhabilitándolas para la nucleación de las placas de bainita y por lo tanto promoviendo la única opción: la formación de ferrita acicular (69).

### *Bainita B*

La bainita fue reportada por primera vez por E.C.Bain y desde entonces se ha desarrollado un continuo interés en la comprensión de características principales: sus mecanismos de formación, la cinética de reacción y sus propiedades mecánicas.

Este producto de la reacción bainítica no constituye una fase, sino una mezcla de ferrita y carburo de hierro.

La reacción bainítica implica cambios composicionales y requiere la difusión del carbono en la red de hierro, característica de una reacción del tipo reconstructiva. Recíprocamente estos cambios de composición no involucran a los elementos de aleación sustitucionales que estén presentes, si bien no está bien determinado el efecto de los elementos de aleación sobre las distintas características de la bainita (123). Otra propiedad de esta reacción que la diferencia de las reacciones martensíticas es que no es atérmica, sino que evoluciona con el tiempo (122).

En 1939, Mehl fue el primero en utilizar los términos *bainita superior* y *bainita inferior* para distinguir entre los, al menos, dos tipos diferentes de bainitas que se forman a altas y bajas temperaturas, respectivamente.

En ambos casos, se ha mostrado que la formación de la bainita ocurre por un mecanismo de corte, por lo que se anticipa la existencia de una relación de orientación entre la ferrita bainítica y la austenita de la cual esta se forma (123).

La forma, el lugar donde precipitan los carburos y su distribución hace que se puedan establecer diferencias entre los distintos mecanismos de formación de estos tipos de bainitas.

Alrededor de los mecanismos de formación de este constituyente existen diversas hipótesis que intentan explicarlos de acuerdo a los diferentes puntos de vista planteados, encontrándose en la literatura gran cantidad de material y discusiones en los últimos 50 años. Este constituyente es un producto intermedio entre los constituyentes de equilibrio de los aceros (perlita) y la martensita. Por ser un producto intermedio, presenta características mixtas de ambos tipos de reacciones, es decir, tanto de una reacción de nucleación y crecimiento como de una reacción martensítica (121,122).

La bainita, a diferencia de la perlita crece como placas, una característica típicamente martensítica. La formación de estas placas es acompañada por distorsiones de la superficie, encontrándose involucrado un cizallamiento reticular (124). Sin embargo, aparece una diferencia con la martensita en cuanto a su velocidad de formación, la bainita crece lenta y continuamente, siendo la transformación de las últimas fracciones retardada debido al efecto del tiempo requerido para el proceso de difusión.

Las placas de bainita poseen planos de hábito, como la martensita. Los índices de estos planos varían con la temperatura a la cual se forma la bainita.

El mecanismo de formación de la bainita difiere del de formación de la perlita, si bien ambos son mezclas de ferrita y carburos. En el caso de la bainita, en lugar de precipitar primero los carburos en forma de cementita, y luego transformar la austenita empobrecida en carbono a ferrita, lo que sucede es que por la disminución de la difusión, primero se produce la transformación alotrópica de austenita a ferrita precipitando posteriormente los carburos al encontrarse sobresaturada en carbono la ferrita recién transformada.

La cinética de transformación isotérmica bainítica muestra para las temperaturas más altas de formación, es decir para bainita superior, que el tiempo de nucleación es alto, y de la misma forma el de crecimiento también lo es. A medida que disminuyen las temperaturas de reacción ambos tiempos disminuyen, hasta alcanzar un mínimo. Luego, a menores temperaturas, los tiempos de nucleación y de crecimiento vuelven a aumentar.

Dado que la transformación perlítica tiene su cinética propia y por lo tanto una curva tipo "C" asociada, muchas veces se encuentran ambas curvas superpuestas parcial o totalmente.

A fin de establecer el rango de temperaturas en el que tiene lugar la transformación bainítica se definen dos temperaturas características de esta transformación que se denominan  $B_s$  y  $B_f$ , que significa comienzo y fin de la transformación bainítica, respectivamente.

La temperatura  $B_s$  indica la temperatura a la cual se puede obtener isotérmicamente el primer porcentaje de bainita, por lo que por encima de ella no se transformará austenita a bainita sino que lo hará a perlita. Así, por debajo de  $B_s$  se encontrarán estructuras mixtas conformadas por bainita y perlita, aumentando la cantidad de bainita a medida que disminuye la temperatura (122).

De esta forma estas temperaturas dan una idea de la zona de superposición de ambas curvas “C” correspondientes a las transformaciones perlítica y bainítica.

Existen muchos trabajos alrededor de los mecanismos de reacción de la bainita, ya sea bainita superior o inferior, los que no siempre son coincidentes sino que se proponen distintas hipótesis sobre las cinéticas de formación de estos constituyentes. En general es aceptado que los mecanismos de formación correspondientes a la bainita superior e inferior son distintos.

La fuerza impulsora de la reacción sería la diferencia de energía libre entre la austenita y la ferrita bainítica. Esta fuerza impulsora crecería cuando el contenido de carbono de la ferrita bainítica disminuye, por lo que llegado a cierto contenido de carbono en la ferrita bainítica la reacción no podría continuar.

En los aceros al carbono transformados por encima de los 300°C, los carburos son cementita. En la bainita formada a menores temperaturas el carburo que precipita es el carburo épsilon. Este carburo épsilon tiene una estructura cristalina hexagonal en lugar de la ortorrómbica de la cementita. Además la concentración de carbono es de 8,4%, en lugar del 6,7% de la cementita (122).

#### *Bainita superior*

Hoy es generalmente aceptado que la bainita superior consiste en placas de ferrita y carburos precipitados entre estas placas, preferentemente según la dirección del eje principal de la placa, asimilándose a la estructura de la martensita revenida de bajo carbono (121,123).

En las primeras etapas de la transformación de bainita superior en los aceros de bajo carbono tiene lugar la formación de una placa de ferrita desde la austenita como producto de una transformación de corte. Frecuentemente un fenómeno de transformación cooperativa es observado, en el cual una nucleación “lado a lado” de las placas de ferrita tiene lugar para formar un “apilamiento” de placas paralelas por un efecto de nucleación simpatético. Este comportamiento se vuelve más frecuente a medida que aumenta el contenido de carbono. Al crecer las placas de ferrita el carbono se difunde hacia el frente de la interfase ferrita-austenita enriqueciendo en carbono la austenita que rodea a la ferrita. Este efecto produce una disminución de la temperatura  $M_s$  en las zonas enriquecidas, pudiendo producir la existencia de austenita retenida (123).

A medida que desciende la temperatura de transformación en el rango de la bainita superior, las placas de ferrita se vuelven más aciculares, al igual que al aumentar el contenido de carbono, probablemente porque el crecimiento de las placas hacia los lados se ve restringido por la difusión del carbono, y a su vez aumenta la densidad de dislocaciones en la ferrita bainítica, y los carburos precipitados ( $CFe_3$ ) se encuentran más cercanos (123).

La velocidad a la cual precipitan los carburos desde la ferrita supersaturada es también responsable de la diferencia entre bainita superior e inferior. Una rápida precipitación de carburos épsilon en la bainita inferior evita un significativo enriquecimiento en carbono de la austenita, mientras que la retrasada precipitación de cementita en la bainita superior permite una sustancial partición de carbono hacia la austenita atrapada entre las placas de ferrita, permitiendo que la cementita pueda precipitar desde esta austenita enriquecida (121).

Sin embargo, se ha sugerido que a estos modos distintivos de precipitación de carburos en la bainita superior e inferior hay asociadas distintas relaciones de orientación cristalográficas, las que podrían diferenciar ambas estructuras y sus morfologías. Estudios cristalográficos realizados indicarían que los carburos precipitados observados en todos los casos para bainitas superiores en aceros de baja aleación fueron cementita, y no fueron observados carburos épsilon.

A su vez, basados en las relaciones de orientación observadas para la cementita y la ferrita bainítica, se mostró que ambas fases precipitan directamente desde la austenita, para la bainita superior (123).

En cuanto a la temperatura de transformación a la cual cambia el mecanismo de formación de bainita superior a bainita inferior, hay mucha información publicada para aceros de alto carbono, siendo esta temperatura función del contenido de carbono.

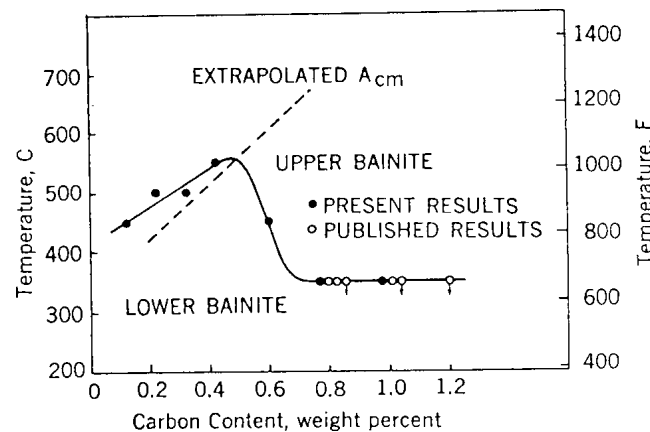


Figura 90.- Temperatura de transición de bainita superior-inferior en función del contenido de carbono (123).

A partir de 0,6% de carbono esta temperatura de transición se mantiene sensiblemente constante alrededor de 350°C, mientras que alcanza un máximo para aproximadamente 0,45% de 560°C (123). En la figura 90 se ve una curva de temperatura de transición bainita superior-bainita inferior.

El mecanismo de transición planteado por Pickering expresa que al disminuir la temperatura, la difusión del carbono es tan lenta que no puede difundir adecuadamente en la interfase ferrita-austenita. A su vez, el contenido de carbono disuelto en la ferrita es demasiado alto para que la reacción continúe. Cuando esto ocurre la bainita superior no puede seguir formándose y es reemplazada por la bainita inferior.

### *Bainita Inferior*

La bainita inferior está compuesta por placas de ferrita en las cuales los carburos están orientados en una dirección singular formando un ángulo de aproximadamente 55°-65° con respecto al eje de la aguja (123,125). Esto pone de manifiesto que las cinéticas de formación de ambas bainitas son distintas.

Uno de los puntos de vista, basado en las relaciones cristalográficas que ayudaron a caracterizar la bainita, propone el concepto de que los carburos, en la bainita superior precipitan desde zonas de austenita enriquecida en carbono atrapadas entre las placas de ferrita, mientras que en la bainita inferior precipitan desde la ferrita supersaturada. Así, este punto de vista, explica que la microestructura observada para la bainita inferior es formada, en un inicio, por una placa de ferrita monolítica simple, donde los carburos precipitan desde dentro de la, presumiblemente, altamente supersaturada ferrita de la bainita inferior, la cual es formada por



una alta velocidad de corte (126,127). En la figura 91 se ve un esquema de la placa monolítica de ferrita.

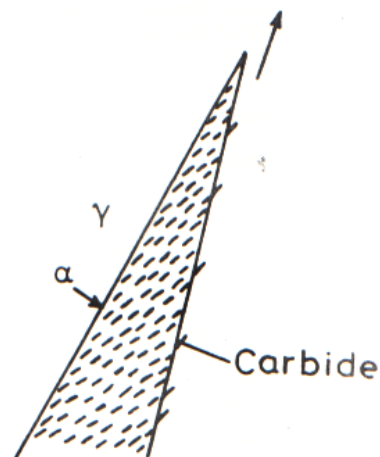


Figura 91.- Esquema de la placa monolítica de ferrita.-bainita inferior (128).

El crecimiento de dicha placa supersaturada en carbono solo podría proceder si esa supersaturación decrece por la precipitación de carburos, observándose una rápida precipitación de carburos dentro de las placas de ferrita bainítica. Dado que las temperaturas de transformación son bajas se tiene una velocidad de difusión del carbono relativamente baja, por lo que las placas de bainita inferior son muy delgadas. Este proceso de precipitación de carburos y crecimiento de la ferrita bainítica es continuo hasta que la placa que crece se choca con una placa adyacente (123).

J. Oblak y R. Hehemann, plantean que la bainita inferior crece por un mecanismo de nucleación repetida de subunidades y no por un mecanismo basado en el avance de una interfase continua (128). En la figura 92 se puede ver un esquema del mecanismo mencionado anteriormente.

Otro modelo propone que en la bainita inferior los carburos precipitarían dentro de unos "gaps" o películas de austenita, separando finos cristales de ferrita individuales comprimiendo una placa de bainita inferior (129). Sobre este modelo la secuencia de eventos que llevan a la formación de una placa de bainita inferior, sería: 1- formación inicial de una larga espina de ferrita libre de carburos. 2- formación de los finos cristales de ferrita desde la espina. 3- precipitación de carburos en los "gaps" de austenita entre los cristales de ferrita, presumiblemente en los bordes ferrita-austenita. 4- crecimiento continuo de los cristales de ferrita, los que rápidamente consumen la austenita de los "gaps", causando que rápidamente un "sheaf" reemplace a una placa monolítica simple.

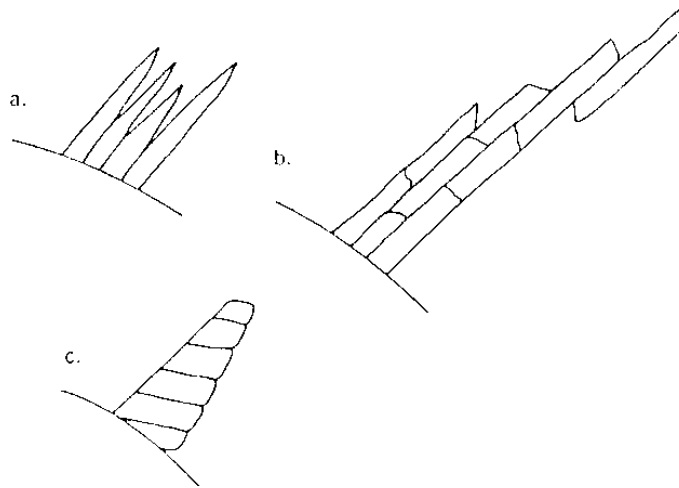


Figura 92.- Esquema del modelo de Oblak-Hehemann. Mecanismo de crecimiento de la bainita por subunidades (b,c), y no por avance de una interfase continua (a) (121).

Este término “*sheaf*” implica un apilamiento según su longitud de los distintos cristales de ferrita, conteniendo entre medio de ellos los carburos precipitados desde los “*gaps*” de austenita, en la figura 93 se observa un esquema. De aquí que se reemplace el término “*placa*” de bainita inferior por “*sheaf*” de bainita inferior, considerándolo más representativo de la cinética de formación de la bainita inferior.

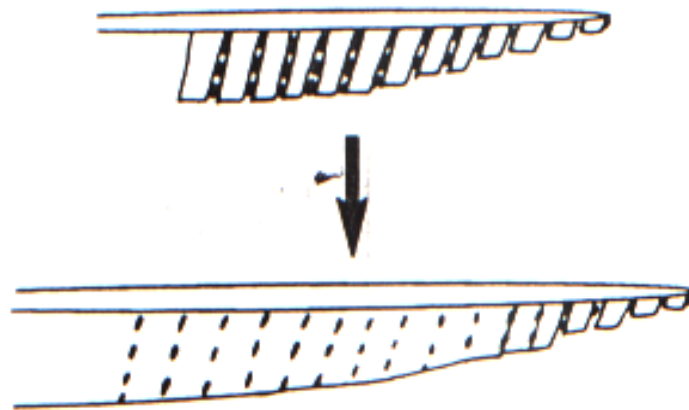


Figura 93.- Esquema del modelo de Spanos para la bainita inferior (129).

No se ha observado un efecto importante del contenido de carbono en la estructura de la bainita inferior, excepto por el aumento de la cantidad de carburos precipitados (123), siendo la bainita inferior una estructura muy similar a una martensita revenida de alto carbono (121).

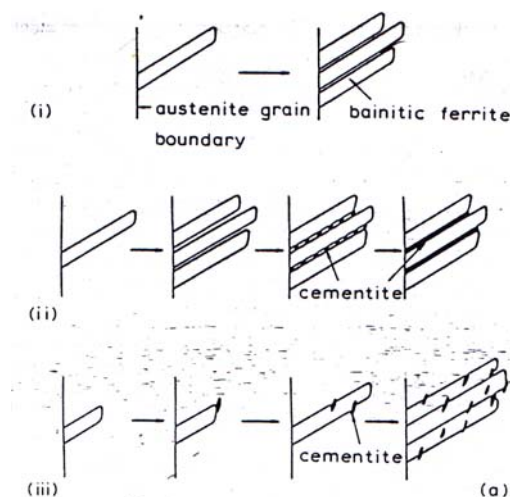
Al disminuir la temperatura de transformación las placas de bainita se vuelven cada vez más finas y aciculares, pero al aumentar el contenido de carbono, la precipitación de carburos se vuelve tan rápida que es virtualmente imposible observar placas de bainita sin que contengan internamente carburos precipitados. Estos precipitan en forma de pequeñas placas y el modo de precipitación indicaría una relación de orientación entre la ferrita bainítica y los carburos.

Ninguna de las relaciones de orientación descritas para la bainita superior fue observada para la bainita inferior, y se indica que los carburos precipitan directamente desde la ferrita bainítica (123). A su vez fue observado (120) que la precipitación de carburos en la bainita

inferior corresponde a carburos épsilon, lo que fortalecería la hipótesis de que los carburos precipitan desde la ferrita supersaturada, puesto que es conocido que nunca se ha observado precipitación de carburos épsilon desde la austenita (121).

En cuanto a lo ocurrido en la soldadura, un estudio relevante respecto del desarrollo microestructural en la *Zona Recristalizada de Grano Grueso (ZRG)* de aceros estructurales soldables, realizado sobre la transformación bainítica en aceros de bajo carbono y de baja aleación determinó la presencia de tres tipos de bainita (130). En este estudio se realizaron curvas TTT y CCT sobre aceros del sistema de aleación C-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-V poniéndose particular énfasis en las características de transformación y morfología de la bainita. Estos tres tipos de bainita se identificaron como *bainita I*, *bainita II* y *bainita III*, determinándose también la ubicación de cada una de ellas en las curvas TTT y CCT. Se concluyó que la bainita formada por debajo de 600°C se podía dividir en estos tres tipos de acuerdo a la morfología y a la temperatura de transformación. La *bainita I* se describe como una ferrita bainítica libre de carburos formada entre 600 y 500°C tanto para las curvas TTT como para las CCT. La *bainita II* se describe como una estructura de ferrita en placas (*lath*) separadas por capas de cementita, que se forma entre los 500 y 450°C durante un enfriamiento isotérmico. Durante un enfriamiento continuo la bainita II se forma después de la bainita I pero sólo a velocidades de enfriamiento intermedias. La *bainita III* se describe como una estructura de ferrita en placas (*lath-like*) donde la cementita tiene una morfología similar a la de una *bainita inferior* de alto carbono, que se forma entre los aproximadamente 500°C y la temperatura Ms durante un enfriamiento isotérmico. Durante el enfriamiento continuo sólo se forma a velocidades de enfriamiento cercanas a la velocidad crítica de temple.

En la figura 94a se pueden ver esquemáticamente los distintos tipos de bainita mencionados y en la 94b se observa la curva CCT y en la 94c la curva TTT indicando la posición de dichas transformaciones.



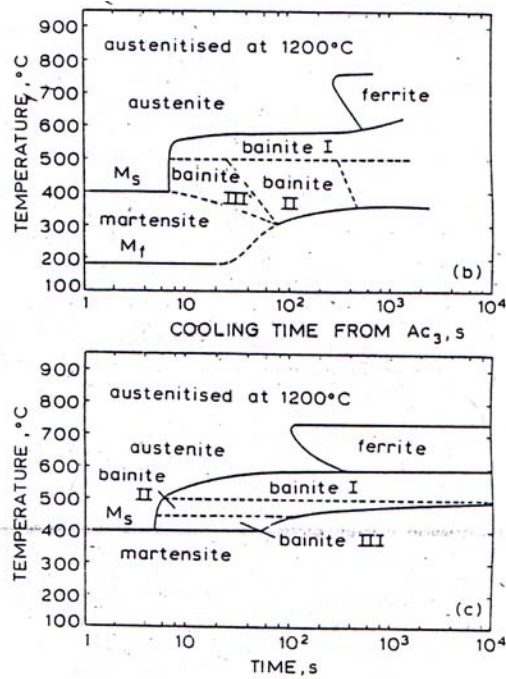


Figura 94.- a: Representación esquemática de la formación de bainita en los rangos de temperatura: i 600-500°C, ii 500-450°C, iii 500-M<sub>s</sub>. b: Curva CCT. c: Curva TTT (131).

Estos tres tipos de bainita son considerados como *bainita superior* en cuanto a su morfología ferrítica, pero difieren significativamente en la distribución y morfología del carburo y/o M-A (martensita-austenita) (132).

#### *Rol de las inclusiones no metálicas*

Un depósito de soldadura por arco típicamente contiene alrededor de  $10^{18} \text{ m}^{-3}$  inclusiones de un tamaño mayor que 0,05 micrones distribuidas a través de la microestructura, aunque existe una tendencia a que algunas de las partículas de mayor tamaño sean empujadas y consecuentemente atrapadas a lo largo de los bordes de célula de solidificación durante el avance de la interfase sólido-líquido.

Debido a la complejidad de las inclusiones y a la dificultad de conducir experimentos controlados en los depósitos de soldadura, la capacidad de las mismas como agentes nucleantes de la ferrita acicular no está aún claramente comprendida. Una idea popular es que aquellas inclusiones que muestren un mejor ajuste de la red cristalina con la ferrita serán más efectivas en la nucleación de la misma. El hecho de que las inclusiones, que se forman desde el metal líquido, estén orientadas espacialmente al azar y que la relación de orientación entre la ferrita y la austenita madre es siempre del tipo KS/NW, implica necesariamente que la relación de orientación ferrita/inclusión debe ser también al azar. En la figura 95 (esquema inferior) se puede ver un esquema del concepto mencionado anteriormente donde la ferrita con forma acicular crece desde la inclusión no metálica.

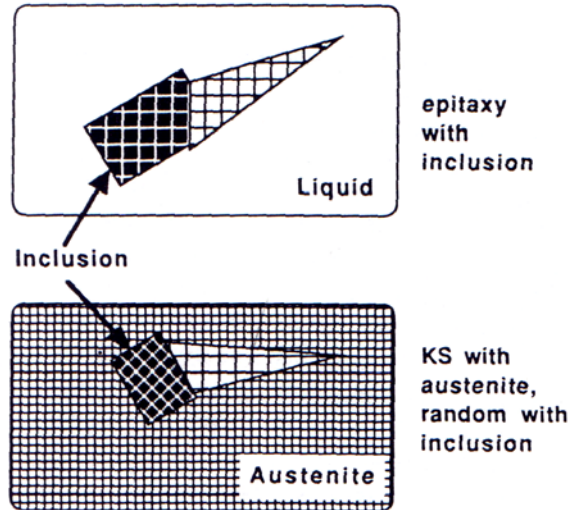


Figura 95.- Ilustración esquemática de la relación de orientación al azar desarrollada entre la ferrita y las inclusiones (69).

Una visión opuesta indica que los granos de ferrita  $\delta$  nuclean a veces epitaxialmente con las inclusiones (esquema superior de la figura 95). En estas circunstancias la ferrita acicular tendría también una relación de orientación con las inclusiones dado que la misma está relacionada con la ferrita acicular a través de la austenita. Mediciones de textura han sido citadas soportando esta hipótesis (133).

Otros formas en que las inclusiones pueden asistir la formación de ferrita acicular incluyen las deformaciones térmicas, las heterogeneidades químicas en la vecindad de la interfase inclusión/matriz y que actúen simplemente como sitios inertes para la nucleación heterogénea. Las reacciones químicas en la interfase matriz/inclusión también son posibles.

A continuación se describe como las inclusiones (asociadas al contenido de oxígeno) pueden influenciar fuertemente a las transformaciones de fase que tendrán lugar en el metal de soldadura, desde diversos aspectos:

El tamaño de grano austenítico primario puede ser alterado por las inclusiones si estas producen el anclaje del borde de grano. Con un menor tamaño de grano austenítico primario se verán favorecidas las reacciones de borde de grano, y por lo tanto la ferrita poligonal dominará sobre las reacciones intragranulares que producen ferrita acicular (134). A su vez, las inclusiones en el borde de grano pueden actuar como agentes para la nucleación de ferrita con placas laterales (135).

Cuando el tamaño de las inclusiones está por debajo de un diámetro crítico  $d_c$  éstas actúan efectivamente anclando el borde de grano, este diámetro crítico es de 0,4 micrones. En este sentido, cuando el nivel de oxígeno es alto aumenta la densidad de inclusiones pequeñas, de diámetro menor que 0,1 micrones y por lo tanto el tamaño de grano es pequeño (136). Sin embargo cuando el oxígeno es mayor que 1000 ppm aumentaría el diámetro promedio y el tamaño de grano austenítico también lo haría (137).

La distribución de tamaños de las inclusiones puede determinar la disponibilidad de los sitios de nucleación. Dependiendo de su tamaño las inclusiones pueden producir distintos efectos. Se ha sugerido que las inclusiones de pequeño tamaño pueden efectivamente anclar el borde de grano austenítico y además proveer buenos sitios para la nucleación de ferrita poligonal. Esto puede llevar a una saturación de los sitios en los bordes y por lo tanto limitar el crecimiento, permitiendo que la austenita remanente transforme intragranularmente sobre otras inclusiones disponibles (69). Estos autores proponen que los factores controlantes para la nucleación de la ferrita acicular son la presencia de granos de austenita grandes e inclusiones con diámetro medio mayor que 0,2  $\mu\text{m}$ .

Por otro lado se reporta que para la nucleación de la ferrita acicular las inclusiones deben tener un tamaño óptimo que dependiendo del autor oscila entre 0,25 y 0,7 micrones de diámetro. Este rango de tamaños corresponde a aquellas inclusiones que no son tan finas como para limitar el crecimiento del tamaño de grano austenítico, ni tan grandes como para perder el efecto de sustrato en el crecimiento epitaxial de los granos de ferrita acicular (72,143).

Las inclusiones pueden generar grandes tensiones térmicamente inducidas debido a diferencias de módulo de elasticidad con la matriz. La existencia de estos campos de tensiones/deformaciones puede proveer sitios favorables para la nucleación de ferrita acicular (62). Otro efecto similar es la presencia de zonas con alta densidad de dislocaciones alrededor de la inclusión lo que nuevamente puede proveer sitios favorables para la nucleación. La distorsión de la red en la vecindad de las dislocaciones puede asistir a la nucleación tanto por reducción de la energía de deformación del embrión que crece, como por alteración de la alta composición localizada por difusión (63).

Las inclusiones pueden proveer sitios para la nucleación heterogénea directa de la ferrita acicular, proceso en el cual energía interfacial en la interfase nucleante es uno de los mayores efectos controlantes (69). Uno de los factores que contribuyen a este proceso es el disregistro de la red. Este disregistro puede ser definido por la ecuación de Turnbull en la Ec. 2.58.

$$\delta = \frac{\Delta a_o}{a_o} \quad \text{Ec.2.58}$$

Donde  $\Delta a_o$  es la diferencia entre el parámetro de red del sustrato y del sólido nucleado para un plano de bajo índice y  $a_o$  es el parámetro de red de la fase nucleada. Bramfitt (138) modificó la ecuación 2.58 y mostró que la efectividad de un compuesto como agente nucleante está relacionada con el disregistro de la red  $\delta$  entre el agente nucleante y la fase nucleada. Cuanto mayor es el disregistro menor es la efectividad del compuesto como agente nucleante.

Si éste es pequeño entonces es fácil producir el crecimiento epitaxial de la fase sobre la partícula nucleante (62).

En la literatura se reporta que las partículas más efectivas en la nucleación de ferrita acicular son las ricas en Ti, ricas en Al, silicatos de Mn simples, silicatos de Al-Mn que no están asociados con sulfuros y sulfuros de Cu complejos sobre la superficie de la inclusión (63). La presencia de azufre en la superficie de la inclusión disminuye la efectividad de la partícula para la nucleación de ferrita acicular, dado que aumenta el disregistro de la red (119). Sin embargo otro autor reporta que las partículas que poseen una película de MnS actúan como nucleantes de la ferrita acicular (140), en contraposición a lo informado por otros autores.

En particular las inclusiones que en su superficie tengan TiO serán las que favorecerán la nucleación de la ferrita acicular (69,141). Otros autores extienden este concepto a otros óxidos como  $Ti_2O_3$  y  $TiO_2$  (57). A su vez, el nitruro de titanio también parece ser efectivo en la nucleación de la ferrita acicular, pero es menos estable a alta temperatura que el óxido de titanio. Por otro lado el óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ) no favorecería la nucleación de dicha fase.

En general los aceros soldados son trabajados por lo que contienen Al, que es un formador de óxidos más fuerte que el Ti (127). Consecuentemente, la alúmina es la primera en formarse en el metal fundido, seguida por titania, que usualmente crece como un delgado recubrimiento sobre la partícula de alúmina. Por lo tanto debe haber suficiente oxígeno disponible para, en primer lugar formar el óxido de Al y posteriormente combinarse con el Ti. Así, el contenido requerido de oxígeno depende de la cantidad de Al, el cual debería ser mínimo en los aceros diseñados para maximizar la ferrita acicular en la microestructura (69).

La efectividad de las inclusiones como agentes para la nucleación depende de su composición química y de parámetros cristalográficos (138). Sin embargo, en este sentido en la literatura existen diferencias fundamentales. Otra opinión es que en realidad lo que controla la energía de la transformación sería la composición superficial de la inclusión más que el análisis en volumen o la cristalografía del volumen (63). Por otro lado, también se propone que la nucleación de la ferrita acicular se produce inicialmente sobre una inclusión seguida por un mecanismo de nucleación simpatética, donde la composición química superficial no sería el factor controlante debido a su muy alto disregistro, sino que los campos de deformaciones localizados desarrollados alrededor de las inclusiones serían los que controlarían el fenómeno (142).

Las inclusiones son también responsables de la nucleación de huecos durante la fractura dúctil o de la nucleación de fisuras por clivaje en la fractura frágil.

En resumen se puede ver que las inclusiones no metálicas, si bien muchas veces se las presenta como una herramienta fundamental para la formación de microestructuras tenaces de ferrita acicular, también tienen la característica de nuclear fallas por clivaje y dúctiles. Estos aspectos contradictorios llevan a una solución de compromiso en el nivel inclusionario, pareciendo probable que en los depósitos de soldadura que se realizan actualmente la concentración de oxígeno suele ser excesiva, mucho más allá de los niveles necesarios para inducir la formación de ferrita acicular. Es probable que este problema se vuelva más crítico a medida que el nivel de resistencia requerido para los depósitos de soldadura sea cada vez mayor y por lo tanto la tenacidad se vuelva más sensible a la presencia de las inclusiones no metálicas (69).

#### *Martensita M*

Otra de las fases que puede obtenerse en los depósitos de soldadura es la martensita (M) como resultado de la descomposición de la austenita.

En la literatura existe gran cantidad de información acerca de la transformación martensítica, siendo sus características, su mecanismo de formación, sus propiedades, etc., objeto de una gran cantidad de trabajos en los últimos 50 años.

La transformación martensítica es una transformación sin difusión y por lo tanto, no hay cambio de composición química.

Es una transformación de volumen del tipo cooperativa que se produce por esfuerzos de cizallamiento. Los átomos se desplazan en conjunto en planos específicos, siendo el desplazamiento de un átomo respecto de su vecino menor que un espaciado atómico.

Es una transformación de volumen que se produce por esfuerzos de cizallamiento. Los átomos se desplazan en conjunto en planos específicos, siendo el desplazamiento de un átomo respecto de su vecino menor que un espaciado atómico. En la figura 96 se puede observar un esquema de la formación de la martensita. En esta figura se muestra que la martensita se forma por tensiones de corte desde la austenita desde una configuración de red a otra, manteniendo un alto grado de coherencia en la interfase austenita-martensita.

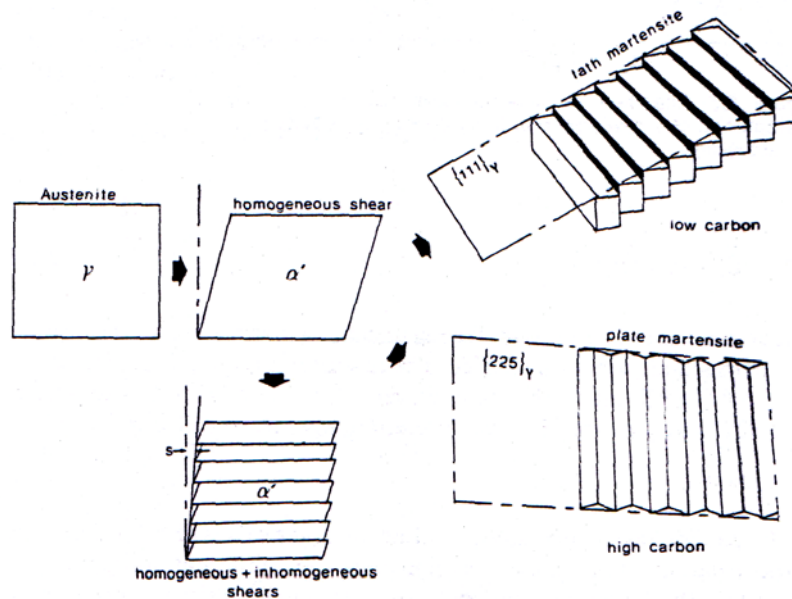


Figura 96.- Esquema de la formación de la martensita  $\alpha'$ . Secuencia de corte  $s$  homogéneo e inhomogéneo (33).

Por esto, el término de energía elástica en la ecuación de nucleación es mucho mayor que el correspondiente a la energía superficial, ya que  $\gamma_{\gamma/\alpha'}$  es pequeño. Esto significa que las superficies como los bordes de grano o las inclusiones no son sitios de nucleación particularmente buenos para la martensita. De hecho la martensita usualmente prefiere nucleación sobre dislocaciones o grupos de dislocaciones dentro del grano, donde puede utilizar la energía de deformación como una ayuda para la nucleación. La potencia de una dislocación como sitio de nucleación de la martensita depende de su contribución al corte  $s$  (33).

La transformación está caracterizada por la dirección y amplitud de la tensión de corte y por la relación de orientación entra la austenita y la martensita. La interfase entre ambas fases ocurre en planos cristalográficos específicos denominados planos de hábito, mientras que el tipo de relación de orientación depende de varios factores, incluidos la composición y la temperatura de transformación.

En esta transformación la estructura cúbica centrada en las caras de la austenita llega a ser suficientemente inestable y se transforma espontáneamente en martensita, disminuyendo la energía libre del sistema (122).

En general se suele definir ala martensita como una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, ya que todo el carbono queda en solución sólida debido a la ausencia de difusión. Este carbono en solución, dada su posición en la red es el que produce la distorsión de la misma en la forma tetragonal, siendo la estructura cristalina resultante tetragonal centrada en el cuerpo (122).

Los parámetros asociados a esta estructura cristalina se definen como  $c$  la altura de la celda y  $a$  el lado de la base. Un valor importante es la relación  $c/a$  como indicador de la tetragonalidad, la que está relacionada con el contenido de carbono a través de la Ec. 1.

$$c / a = 1 + 0.046\%C \quad Ec.1$$

De lo dicho anteriormente se desprende una consecuencia importante de la formación de la martensita y es el aumento de volumen que acompaña a la transformación, que incorpora al material importantes tensiones internas y variaciones dimensionales. Estos efectos deben tenerse



en cuenta ya que pueden transformarse en críticos desde el punto de vista de la fisuración, en particular en la soldadura de aceros.

Esta transformación se produce a una velocidad altísima, cercana a la velocidad del sonido (144). En este sentido, se denomina atérmica debido a que no depende del tiempo como las isotérmicas, sino que el avance de la transformación sólo es función de la temperatura si bien pueden transformarse pequeñas cantidades isotérmicamente (145).

La austenita al alcanzar una cierta temperatura se transformará a martensita casi instantáneamente. Esta transformación implica una distorsión de la red cristalina, por lo que aumentará la energía libre del sistema y la transformación no proseguirá. Sólo aumentando la fuerza impulsora de la reacción, es decir sobreenfriando, la transformación continuará. Por esto la transformación martensítica es llamada atérmica (144).

La transformación martensítica también puede ser inducida por tensión.

A partir de lo dicho anteriormente se puede definir una temperatura de comienzo de transformación martensítica que se denomina  $M_s$  y una de finalización llamada  $M_f$ . Los valores de estas temperaturas dependen de varios factores, fundamentalmente de la composición química y la temperatura de austenización. Las últimas trazas de austenita se vuelven más difíciles de transformar (122).

En general para los aceros de baja aleación y medio carbono, la temperatura  $M_s$  se encuentra a bajas temperaturas, por encima de la temperatura ambiente (200-400°C), mientras que  $M_f$  puede estar por debajo de la temperatura ambiente, por lo que quedaría un porcentaje de austenita sin transformar que se denomina austenita retenida (144).

Los elementos de aleación sustitucionales en los aceros también afectan a la transformación martensítica, aunque hay pocos datos sobre dichos efectos. Sin embargo se reconoce y se miden dichos efectos sobre la temperatura  $M_s$ .

A su vez, se encontró que un aumento en la densidad de dislocaciones solo aumenta levemente el número de sitios disponibles para la nucleación de la martensita a la temperatura  $M_s$ , y esta solo aumentó levemente. Esto puede explicarse debido a que el crecimiento de la martensita puede ser impedido si la densidad de dislocaciones es demasiado alta. Ya que la transformación martensítica no es térmicamente activada esta puede tener lugar a velocidades extremadamente rápidas, alcanzando valores de 1000 m/seg. Respecto del modo de crecimiento, se tiene que para alcanzar la estructura de hierro tetragonal de cuerpo centrado (b.c.t.) se necesita tanto un corte homogéneo como heterogéneo en la forma de deslizamiento o maclado (47).

El modo de corte inhomogéneo adoptado depende de la temperatura de transformación y del contenido de carbono. Para contenidos de carbono de hasta 0,4 wt% el modo dominante es por deslizamiento y la morfología de crecimiento es del tipo *lath*, consistente en placas delgadas alargadas, por lo que esta morfología es la usualmente observada en los depósitos de soldadura. Esta crece en paquetes con un plano de hábito  $\{111\}_\gamma$  con una relación de orientación de Kurdjumov-Sachs (KS), dada por la Ec. 2.

$$\begin{aligned} & (111)_\gamma // (011)_\alpha, \\ & [10\bar{1}] // [\bar{1}1\bar{1}] \end{aligned} \quad Ec. 2$$

Este tipo de martensita observada al microscopio electrónico de transmisión tiene una alta densidad de dislocaciones, parte como resultado del corte inhomogéneo, pero también por las grandes deformaciones plásticas generadas durante esta transformación. La alta dureza de la martensita es debida principalmente a esta alta densidad de dislocaciones, pero también hay alguna contribución debido al carbono en solución (33).

Para obtener martensita en aceros es necesario llegar a obtener en primer lugar una estructura austenítica, para luego descomponerla de forma de que tenga lugar dicha transformación. El tratamiento térmico por medio del cual se obtiene una estructura martensítica se denomina *temple*.

Para esto es necesario enfriar la muestra a una velocidad dada que inhiba la descomposición de la austenita en fases más estables. Esta velocidad de enfriamiento se define como *velocidad crítica de temple*, y varía de acuerdo con la ubicación de las curvas “C” ferrítica, perlítica y bainítica. A su vez, se define como *templabilidad* a la capacidad que tenga un material de obtener estructura martensítica.

La templabilidad esta íntimamente relacionada con la composición química, siendo los elementos de aleación los que modifiquen las distintas curvas “C” de forma de aumentar o disminuir la templabilidad del material. La velocidad crítica de temple está dada por la templabilidad del material, y una vez definida se puede ver con que medio de enfriamiento se alcanza dicha velocidad. Los distintos medios de enfriamiento tienen asociada una *severidad*, es decir, un parámetro de la capacidad de extracción de calor del medio.

Con este conjunto de elementos arriba mencionados es que se define el medio de enfriamiento óptimo para un material dado, de forma de obtener una estructura martensítica minimizando las tensiones internas producidas en el material.

La martensita se presenta, para aceros de medio carbono, en forma de agujas que crecen desde la austenita y que son detenidas por un borde de grano o por otra aguja que crece, tendiendo a formar ángulos de 60° entre ellas.

Sus características mecánicas principales son su alta dureza y su también alta fragilidad. La dureza de la martensita aumenta con el contenido de carbono, dado que a mayor contenido de carbono mayor es la tetragonalidad de la red, que produce el aumento de la dureza. Así, para 0,4% de carbono la dureza de la martensita es de alrededor de 690HV. Asociado a esto presenta una alta resistencia y alto límite elástico.

La elevada fragilidad que presenta la martensita se traduce en valores muy bajos de resistencia al impacto. Este es uno de los factores por el cual no se utilizan elementos mecánicos en esta condición, por lo que se le realiza un tratamiento posterior para disminuir la fragilidad y la dureza.

La martensita es una fase *metaestable*, es decir que tiene una energía libre alta en comparación con las fases de equilibrio. Un recalentamiento moderado promueve su descomposición hacia fases de mayor estabilidad. Este fenómeno de la descomposición de la martensita se denomina *revenido* (122).

#### *Efecto de los elementos de aleación*

Los elementos de aleación presentes en el metal de soldadura se han introducido tanto deliberadamente a través del material de aporte y del fundente como por dilución desde el metal base. Adiciones de elementos que aumentan la templabilidad del material pueden tener dos propósitos: (a) asegurar el nivel de resistencia requerido por endurecimiento por solución sólida o por precipitación, y (b) controlar la microestructura a través de la modificación de las velocidades de nucleación y crecimiento de la ferrita proeutectoide. Sin embargo, la determinación de la influencia de cada elemento individual sobre la microestructura y la tenacidad resultantes es a menudo difícil de estimar debido al número de factores involucrados (36).

De la gran variedad de elementos utilizados como aleantes de los aceros, se pueden diferenciar dos grandes grupos, por un lado los elementos estabilizadores de la fase  $\gamma$  o gamágenos tales como C, N, Mn, Ni, Cu y Zn mencionados en orden de efectividad decreciente. Por otro lado se tiene los elementos estabilizadores de la fase  $\alpha$  o alfégenos tales como Zr, Ti, P, V, Nb, W, Mo, Al, Si, y Cr. A su vez, se puede agregar un concepto adicional que corresponde a

los elementos formadores de carburos dado que este aspecto será de importancia en el desarrollo microestructural del metal de soldadura, donde los más significativos son el Mo y el Cr por su amplia utilización en los aceros, siendo otros el Nb, V, W, etc. (33).

De los elementos mencionados se tiene que el C, N, Mn, Si, y Mo suelen encontrarse típicamente en los aceros soldados.

Como resultado del potente efecto del C sobre la templabilidad de los aceros, el contenido de carbono de los depósitos de soldadura se mantiene usualmente bajo y dentro de un rango ajustado (típicamente 0,05-0,10 wt%) en consideración a una alta resistencia contra la fisuración en frío asistida por hidrógeno con una iniciación de fractura frágil en la región soldada (36).

Después del C, el manganeso es probablemente el más importante de los elementos de aleación comúnmente utilizado para aumentar la resistencia y la templabilidad de un acero. Ya que el Mn disminuye la temperatura de transformación de austenita a ferrita, adiciones balanceadas de Mn son normalmente utilizadas para aumentar la tenacidad. El aumento del contenido de Mn produce un aumento de la fracción volumétrica de ferrita acicular en combinación con un refinado general de la microestructura (tanto de la zona primaria como recristalizada) y una disminución del contenido de ferrita poligonal en borde de grano y de la ferrita con segundas fases alineadas (146,147). Para el caso de soldadura por el proceso SMAW multipasadas de aceros al C-Mn, las mejores propiedades al impacto se obtuvieron para un contenido de Mn de alrededor de 1,4%, asociado a una combinación de una microestructura más favorable y un mayor límite de fluencia con el aumento del contenido de Mn. Este contenido de Mn está relacionado a una estructura de ferrita acicular, mientras que para 0,8%Mn el constituyente predominante es ferrita Widmanstätten, y para 2,2%Mn la estructura está compuesta por bainita (147).

En contraste con el Mn, el Si es considerado negativo para la tenacidad aún en bajas concentraciones como resultado de la formación de microfases de martensita y/o austenita en combinación con un aumento general del nivel de resistencia de la soldadura (148). En soldaduras realizadas con SMAW se observó que el Si es menos potente en la formación de ferrita acicular que el Mn, sin embargo se reportó algún refinamiento de la estructura en soldaduras realizadas en SAW (121) y se observó que un aumento de 0,23 a 0,57% de Si disminuyó el intervalo de las temperaturas de transformación, aumentando la dureza y la fracción de microfases incluyendo austenita retenida (147).

Un aumento en la tenacidad puede obtenerse con el agregado de Ni, Cu, Mo y Cr (149). El Ni y el Cu tienen efectos sobre las transformaciones del acero similar al Mn (estabilizadores de la austenita), mientras que el Cr y el Mo suprimen cinéticamente la transformación de la austenita, y por lo tanto sólo disminuyen levemente la temperatura de transformación (36).

La adición de Ni refina la ferrita acicular y esto se logra debido a que disminuye la temperatura de transformación, sin que esto implique necesariamente un aumento en la fracción de AF. A un nivel de Mn de 1%, con un contenido de 1,5% de Ni para soldadura MIG y 3,5% para soldadura SMAW se forma ferrita con segundas fases alineadas (147).

Ha sido mostrado que el Mo promueve la formación de ferrita acicular a expensas de la ferrita proeutectoide. En la figura 97 se puede ver el cambio en la microestructura del metal de soldadura en función del contenido de Mo.

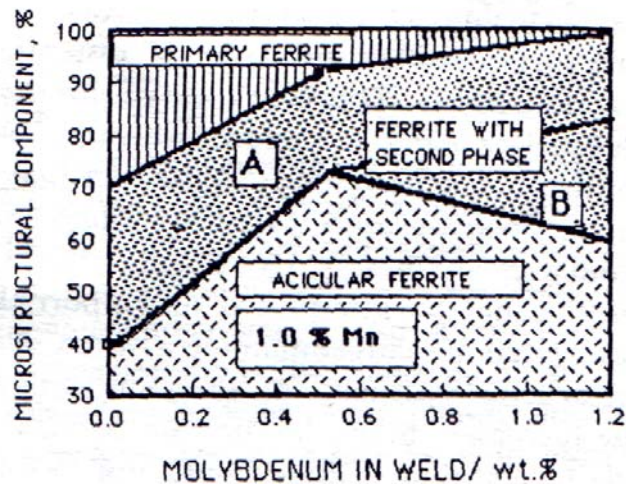


Figura 97.- Cambio en la microestructura del metal de soldadura en función del contenido de Mo. La zona A refiere a ferrita Widmanstätten y la B a ferrita bainítica (69).

La razón para que esto suceda es que debido a la formación de carburos en la austenita estos pueden inhibir el movimiento del frente planar de la fase proeutectoide por efectos de anclaje. Por otro lado, a menores temperaturas de transformación los carburos no pueden suprimir el crecimiento de la ferrita acicular debido a la alta densidad de sitios de nucleación disponibles. El Cr, que es otro elemento formador de carburos, ha mostrado un efecto similar al Mo (33).

Los elementos como el S y P son en general considerados como negativos para la tenacidad. Evans (150) encontró un aumento en la proporción de ferrita con segundas fases en soldaduras realizadas con electrodos revestidos básicos. Este hecho es atribuido por el autor a la presencia de una delgada capa de MnS sobre la superficie de las inclusiones no metálicas que limitan la nucleación de la ferrita acicular.

En cuanto al P se ha encontrado que no afecta el tamaño de las inclusiones ni el espaciado, sino que produce un endurecimiento por solución sólida (147).

Al soldar con alambres tubulares rútilicos, generalmente quedan como elementos residuales en el metal de soldadura Ti y Nb, que son fuertes formadores de carburos y nitruros. Estos precipitan en el metal de soldadura como muy finos carbo-nitruros. La cinética de su precipitación impide que se formen durante el enfriamiento desde el estado líquido, por lo que sólo se forman si tiene lugar un recalentamiento. De esta forma los alambres tubulares rútilicos utilizados en soldaduras monopasada tendrán otro comportamiento en aplicaciones multipasada. De la misma forma que los que sean sometidos a un tratamiento térmico postsoldadura de relajamiento de tensiones (8,33).

El V se combina con el carbono o nitrógeno para precipitar como V(CN) a temperaturas menores de 800°C. En soldadura sólo se observan como producto de un recalentamiento de la misma forma que para el Nb y Ti. Un efecto positivo es que el V tiende a promover la formación de AF de forma similar que el Mo. La precipitación del V(CN) tiene el efecto de aumentar el límite de fluencia, pudiendo afectar negativamente a la tenacidad del metal de soldadura (33).

#### *Carbono equivalente*

A fin de clarificar el complejo rol de los elementos de aleación en las cinéticas de transformación en los aceros, expresiones empíricas de carbono equivalente se utilizan en soldadura que contienen diferentes cantidades de elementos de aleación. Estas expresiones deben tomarse como un índice de templeabilidad, que estiman la influencia de los distintos elementos en el comportamiento del acero frente a las transformaciones relativo al carbono. Las distintas

expresiones incorporadas a lo largo de los años se basan en distintos criterios como la dureza de la ZAT, la temperatura de fin de transformación o la tenacidad de la ZAT (36). Sin embargo, los índices desarrollados sobre la base de diferentes ensayos de fisuración en frío son los que han encontrado mayor aplicación (151).

Se ha observado que pequeñas variaciones del contenido de carbono pueden tener una fuerte influencia en el desarrollo microestructural del metal de soldadura, especialmente en aquellos casos donde el contenido de carbono medio se mantiene muy bajo. Se ha reportado una sensibilidad creciente de las cinéticas de crecimiento con la disminución del contenido de carbono. Estas observaciones toman actualmente mayor interés dado que la tendencia general es de disminuir el contenido de carbono de los aceros. Los cambios en las propiedades mecánicas siguen la misma tendencia, es decir que dichas propiedades son más sensibles para los menores contenidos de carbono. Esta sensibilidad aumentada de la transformación austenita-ferrita a las bajas concentraciones del contenido de carbono lleva a una sensibilidad disminuida a los elementos de aleación sustitucionales (69).

Estas ideas explican la necesidad de obtener expresiones de carbono equivalente para los aceros con alto contenido de carbono y para los que tienen una baja concentración de dicho elemento. La expresión de carbono equivalente más ampliamente utilizada en Europa y Estados Unidos aplicable para aceros con un contenido de carbono  $C > 0,18\text{wt}\%$  es la del IIW equivalente, mostrada en la Ec. 2.61 (69).

$$CE=C + \frac{Mn}{6} + \left( \frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left( \frac{Ni + Cu}{15} \right) \quad Ec.2.61$$

En Japón la más utilizada es la de Ito y Bessyo aplicable para aceros con un contenido de carbono  $C < 0,18\text{wt}\%$  que se expresa en la Ec. 2.62 (69).

$$Pcm=C + \left( \frac{Mn + Cr + Cu}{20} \right) + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B \quad Ec.2.62$$

La fórmula del IIW muestra una mucho menor tolerancia a los elementos de aleación sustitucionales que la ecuación de Ito-Bessyo, debido a que con concentraciones de carbono bajas la cinética de transformación se vuelve tan rápida que permite un aumento en el contenido de aleación sin que este produzca un indebido aumento de la templabilidad. En la figura 98 se pueden ver las variaciones en la microestructura y las propiedades mecánicas en función del contenido de carbono.

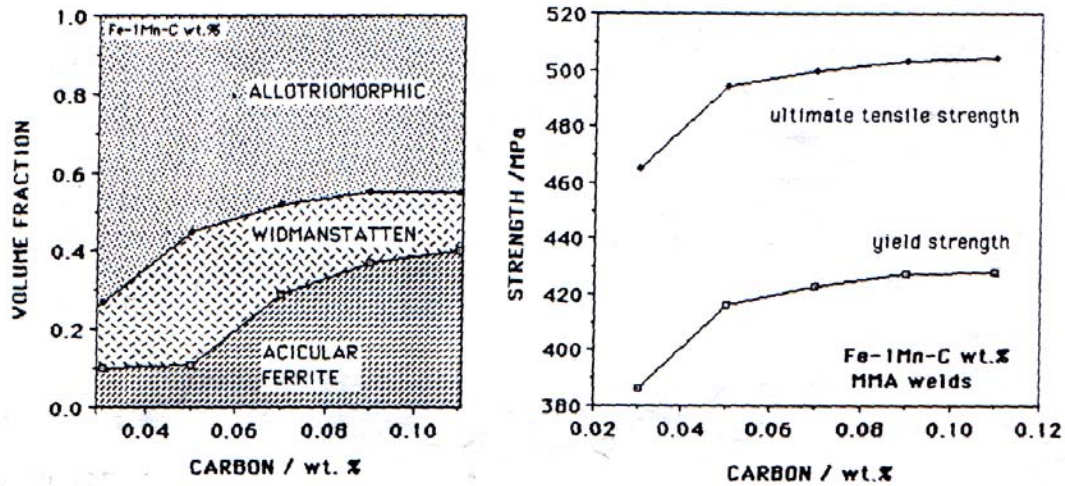


Figura 98.- Variaciones en la microestructura y las propiedades mecánicas en función del contenido de carbono para el metal de soldadura de un acero al C-1%Mn depositado por SMAW con 1kJ/mm (69).

Aunque originalmente estas expresiones fueron desarrolladas para evaluar la susceptibilidad del metal base a la fisuración en frío, estas ecuaciones empíricas pueden ser útiles para poner de manifiesto las complejas interacciones entre los elementos de aleación y el comportamiento frente a las transformaciones del depósito de soldadura.

En la figura 99 se puede ver la relación entre el contenido de ferrita acicular y el carbono equivalente  $P_{cm}$  para aceros microaleados soldados por SAW, donde se ve que la ferrita acicular aumenta con el carbono equivalente para la combinación de metal base, consumibles de soldadura y condiciones operativas dadas.

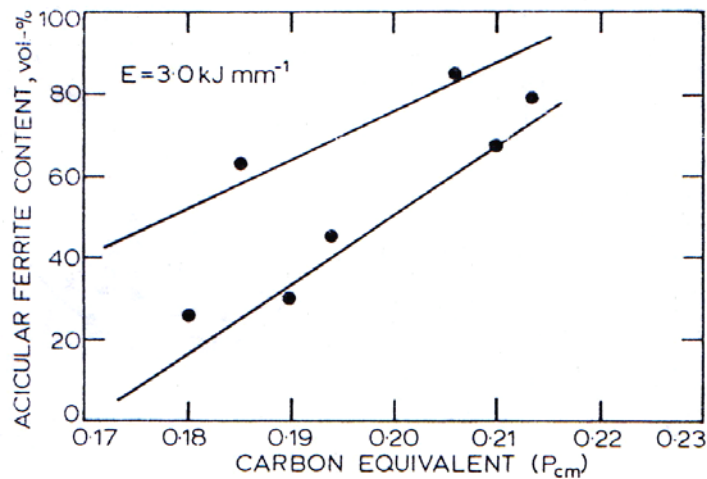


Figura 99.- Relación entre contenido de ferrita acicular y carbono equivalente  $P_{cm}$  para aceros microaleados soldados por SAW (36).

#### Grano austenítico primario

Tanto el tamaño como la forma de los granos de austenita son importantes en la evolución de la microestructura final. El efecto del tamaño de grano austenítico tiene dos aristas. Por un lado se tiene el fenómeno usual en el cual la densidad de sitios disponibles para la nucleación heterogénea en el borde de grano austenítico aumenta al aumentar el área total de borde de grano

por unidad de volumen de muestra. Esto asociado al efecto clásico y bien conocido del aumento de la templabilidad con la variación del tamaño de grano austenítico (69).

La segunda arista y más sutil está asociada a la anisotropía de la forma del grano. Aunque los granos columnares de austenita en soldadura son muy largos, la evolución de muchos aspectos de la microestructura dentro de un grano austenítico depende del ancho del grano, que puede estimarse a través de la intercepción lineal media, pudiendo excluirse al largo del grano austenítico como factor de importancia (69).

La morfología puede describirse aproximadamente como un arreglo uniforme de prismas hexagonales, aunque los granos reales no son de tamaño uniforme. Cada prisma hexagonal puede ser representado por su longitud  $c$  y por la longitud del lado del hexágono  $a$ , como se puede ver en la figura 100.

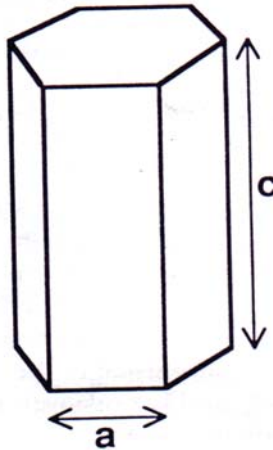


Figura 100.- Esquema del modelo del prisma hexagonal para el grano austenítico columnar en el metal de soldadura (69).

Con estas aproximaciones, la intercepción lineal media  $L$  y la intercepción de área media  $A$  medidas sobre secciones con diferentes orientaciones están dadas por las Ec. 2.63 y Ec 2.64 (132).

$$L=12^{(0.5)} ac/(3^{(0.5)} a + 2c) \cong 3^{(0.5)} a \quad Ec.2.63$$

$$A=27^{(0.5)} a^2 c/(3a + c) \cong 27^{(0.5)} a^2 \quad Ec.2.64$$

Estas aproximaciones son válidas cuando  $c \gg a$ , como ocurre generalmente en los depósitos de soldadura. Midiéndose estas cantidades  $L$  y  $A$ , los parámetros  $c$  y  $a$  pueden ser determinados. Sin embargo, el más importante de estos parámetros es  $a$ , por lo mencionado anteriormente. Si se cumple que  $c \gg a$  entonces se tiene que la intercepción lineal media  $L_t$  medida al azar sobre una sección longitudinal de la soldadura está dada por la Ec. 2.65.

$$L_t = \pi a \cos(30^\circ) / 2 \quad Ec.2.65$$

Por otro lado, es una práctica habitual medir el tamaño de grano austenítico sobre una sección transversal de la soldadura, con el tamaño medido no al azar, sino alineando las líneas de medición normales a la dimensión mayor de la sección del grano. Si se asume que el eje  $c$  del

grano austenítico se encuentra en el plano de la sección transversal, entonces la intercepción lineal media  $L_m$  medida sobre la sección transversal es idéntica a  $L_t$ , y es fácil de medir. Las aproximaciones involucradas en la estimación de  $a$  a través de  $L_m$ , son válidas para soldadura en posición bajo mano. Para soldaduras realizadas en vertical ascendente, los granos austeníticos adoptan una orientación en la cual no presentan una forma muy anisotrópica en la sección transversal, tendiendo a menudo a adquirir una forma equiaxiada (153,154). Para soldaduras realizadas en posición vertical ascendente, se puede demostrar que la intercepción lineal media medida sobre un corte transversal está dada por la Ec. 2.66.

$$L_t = 3\pi \beta a / 2 + 4(0.25 + \beta^2)^{(0.5)} \quad Ec.2.66$$

Donde beta es una constante con un valor de alrededor de 4,26 para SMAW (153).

En la actualidad se utilizan una serie de ecuaciones de regresión para realizar estimaciones del tamaño de grano austenítico. En la Ec. 2.67 se puede ver una de ellas.

$$L_t = 64.5 - 445.8(\%C) + 139(\%Si) - 7.6(\%Mn) + 16(HI) \quad Ec.2.67$$

Es bien conocido que la austenita de grano grueso transforma a una mucho menor velocidad comparada con una austenita de grano fino debido a la menor área de borde de grano disponible para la nucleación de la ferrita.

Como se mencionó anteriormente el tamaño de grano austenítico primario está muy relacionado con la estructura de grano columnar del metal de soldadura. Después de la solidificación puede tener lugar el crecimiento del grano austenítico en el rango de altas temperaturas que va desde la temperatura de fusión hasta los 1200°C, donde la movilidad de los bordes de grano es alta.

El crecimiento de grano dependerá del calor aportado y de la densidad y distribución de tamaños de partículas presentes en los bordes de grano austeníticos (155). En los depósitos de soldadura de aceros, el alto número de inclusiones no metálicas formadas durante la desoxidación del metal puede efectivamente anclar el crecimiento de grano, ya que esas partículas no entran en solución, ni crecen. Se ha observado, utilizando una técnica de simulación térmica de la soldadura, que el tamaño de grano austenítico primario depende del contenido de oxígeno (36). Para un ciclo térmico dado el tamaño de grano austenítico aumenta a medida que decrece la concentración de oxígeno, probablemente reflejando una correspondiente disminución del en el número total de óxidos que anclan el borde de grano (156).

En la figura 101 se puede ver el mencionado efecto en la relación entre el contenido de oxígeno y el ancho promedio del grano austenítico primario del metal de soldadura de un acero microaleado realizado por SAW.



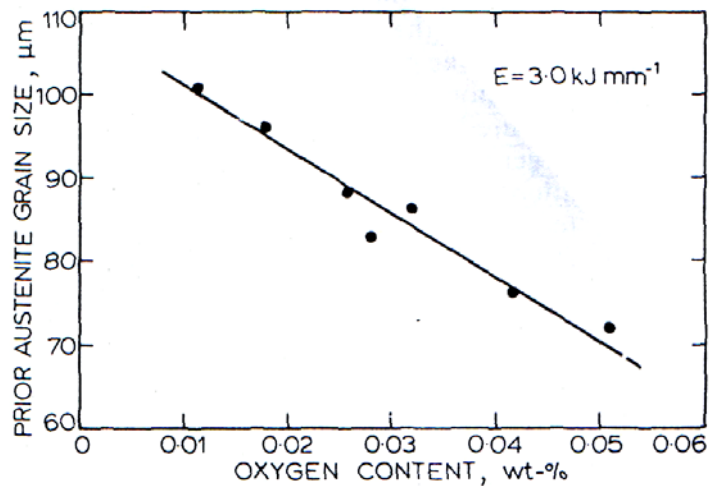


Figura 101.- Relación entre el contenido de oxígeno y el ancho promedio del grano austenítico primario del metal de soldadura de un acero microaleado realizado por SAW (36).

A pesar de esto hay autores que reportan que no hay una relación entre el tamaño de grano austenítico y el contenido de oxígeno (69).

El efecto resultante de este cambio en el tamaño de grano austenítico en el comportamiento frente a las transformaciones del metal de soldadura se traduce en un aumento de la fracción en volumen de ferrita en borde de grano a medida que disminuye el tamaño de grano austenítico, debido a que hay mayor cantidad de área de borde disponible para la nucleación de la ferrita.

En la figura 101 se puede ver el mencionado efecto observando la variación del contenido de ferrita en borde de grano en función del tamaño de grano austenítico primario para un depósito de soldadura realizado por SAW en aceros microaleados.

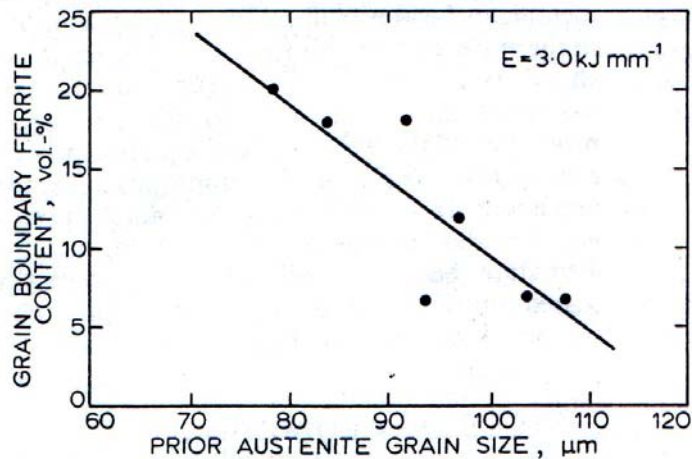


Figura 101.- Variación del contenido de ferrita en borde de grano en función del tamaño de grano austenítico primario (36).

Los valores mostrados en la figura 101 son consistentes con las predicciones realizadas con la teoría de las cinéticas de transformación. En esos trabajos (156) la aproximación teórica está basada sobre las hipótesis de saturación de los sitios de nucleación y que la ferrita alotriomórfica crece con una ley parabólica como placas desde el borde de grano.

Consecuentemente, un cambio relativamente pequeño en el tamaño de grano austenítico, producido por variaciones en la concentración de oxígeno, puede influir fuertemente en la formación de ferrita en borde de grano. Este importante efecto del oxígeno es a menudo ignorado cuando se discute el rol de las inclusiones en la cinética de transformación del metal de soldadura (36).

*Influencia del calor aportado*

Como se describió anteriormente una característica del concepto de pseudo-estado estacionario producto de la aplicación del ciclo térmico es que el campo de temperaturas alrededor de la fuente en movimiento se puede describir como una “montaña” térmica moviéndose en la dirección de la soldadura. En la figura 102 se puede ver un esquema de la temperatura pico para puntos sobre la línea central en diferentes posiciones fuera del arco.

En dicha figura se puede ver que se alcanzan temperaturas de alrededor de 2000°C debajo del arco. A su vez, se ven los rangos de temperaturas característicos para las distintas reacciones químicas y físicas que tiene lugar durante el enfriamiento del metal de soldadura.

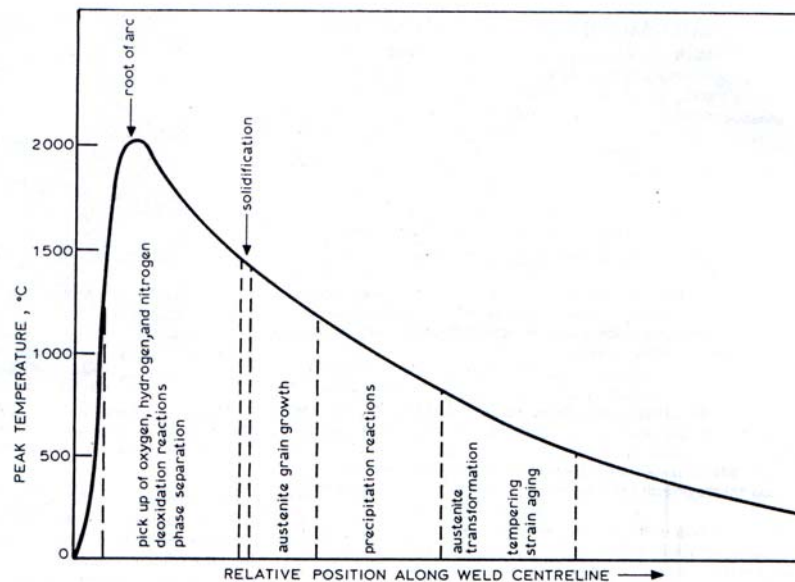


Figura 102.- Esquema de las temperaturas pico para puntos sobre la línea central en diferentes posiciones fuera del arco (36).

Ya que la velocidad de enfriamiento y el tiempo de retención a un dado intervalo de temperaturas depende de las condiciones operativas aplicadas, un cambio en el calor aportado no sólo afecta la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperaturas asociado a la transformación austenita-ferrita, sino que también afecta fuertemente la composición química, la distribución de tamaños de las inclusiones, la microestructura de solidificación y el tamaño de grano austenítico primario (36).

En la soldadura de los aceros el tiempo de enfriamiento desde 800°C a 500°C, denominado  $\Delta t_{8-5}$ , es ampliamente aceptado como un índice adecuado para las condiciones térmicas bajo las cuales la transformación austenita-ferrita tiene lugar. En el caso de flujo de calor tridimensional (chapa gruesa), el  $\Delta t_{8-5}$  será proporcional al calor aportado neto, como se observa en la Ec. 2.68 (157).

$$\Delta t_{8-5} \approx 5\eta HI \quad Ec.2.68$$

Donde  $\eta$  es la eficiencia del arco y HI es el calor aportado en kJ/mm.

La eficiencia de arco depende fuertemente del proceso de soldadura empleado, lo que provoca grandes diferencias en los tiempos de enfriamiento para los distintos métodos. Además el  $\Delta t_{8/5}$  dependerá del modo del flujo de calor, dado por el espesor de la chapa  $\delta$  y de la temperatura de precalentamiento  $T_0$ , relacionados experimentalmente de la forma que se observa en la figura 103.

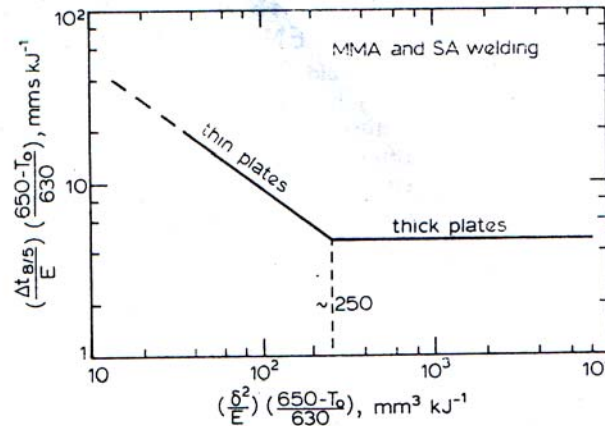


Figura 103.- Velocidad de enfriamiento  $\Delta t_{8/5}$  en función del calor aportado E, del espesor de la chapa  $\delta$  y de la temperatura de precalentamiento  $T_0$  (157).

La microestructura formada como producto de la descomposición de la austenita está directamente relacionada con el tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C. Dependiendo de la composición química del metal de soldadura, la microestructura cambia típicamente de martensita y/o bainita a bajos  $\Delta t_{8/5}$  (menos de 5 seg.) y a ferrita acicular, ferrita con placas laterales o ferrita poligonal a velocidades de enfriamiento medias, hasta llegar a predominantemente ferrita poligonal y/o perlita a altos  $\Delta t_{8/5}$  (mayores que 100 seg.) (59,158).

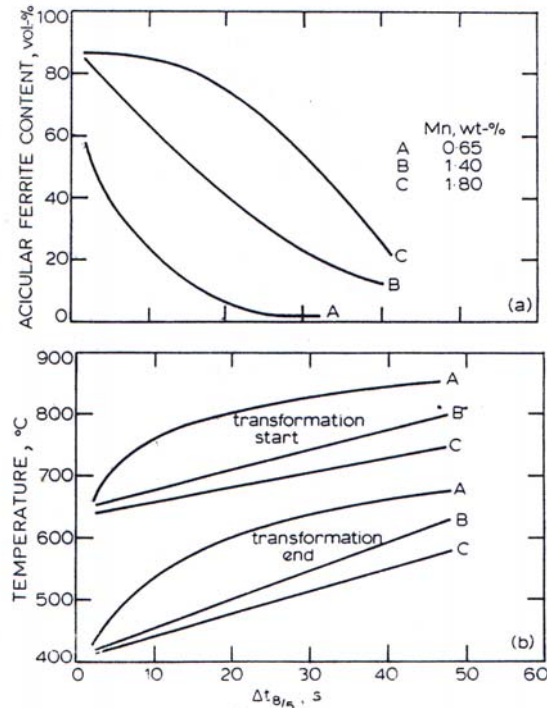


Figura 104.- a: contenido de ferrita acicular en función del  $\Delta t_{8/5}$  y b: variación de las temperaturas de comienzo y fin de la transformación en función del mismo valor, para distintos niveles de Mn (159).

El cambio de ferrita acicular a ferrita poligonal con el aumento del  $\Delta t_{8/5}$  se ha observado que tiene lugar paralelamente a una disminución en el grado de sobreenfriamiento para el comienzo y el fin de la transformación (159). Esta relación se puede observar en la figura 104 en la que es graficado el contenido de ferrita acicular en función del  $\Delta t_{8/5}$  y el aumento de las temperaturas de comienzo y fin de la transformación en función del mismo valor, para distintos niveles de Mn en soldaduras SMAW de aceros al C-Mn simuladas térmicamente.

#### *Predicción de la microestructura*

Los factores principales que influyen en el desarrollo microestructural durante el enfriamiento a temperatura ambiente del metal de soldadura son (33):

- El proceso de soldadura en sí mismo que definirá el tamaño y la geometría de la pileta líquida.
- La composición final del metal fundido que es influenciada por el metal de aporte, el metal base, los fundentes, gases, humedad ambiente, etc., y sus efectos en el sobreenfriamiento constitucional y en la segregación.
- La velocidad de soldadura y sus efectos sobre la velocidad de solidificación, la morfología de los granos y la segregación.
- El ciclo térmico de la soldadura y su influencia sobre el engrosamiento microestructural y los productos de transformación a través de la velocidad de enfriamiento.
- El efecto de la composición química del metal de soldadura sobre la templabilidad del material, especialmente durante el recalentamiento o en soldaduras multipasadas.

Puede utilizarse como herramientas las curvas *CCT* o *TTT*, de acuerdo al caso de aplicación o a la finalidad buscada, para predecir el desarrollo microestructural del metal de soldadura para una dada composición química del metal de soldadura e historia térmica. Sin embargo, es complicado poder combinar todos los aspectos mencionados anteriormente como controlantes de

dicho desarrollo en un solo diagrama, por lo que el alcance de estos diagramas es limitado pero útil a fin de mostrar la tendencia de las curvas cinéticas  $C$  a moverse en tiempos o temperaturas, o cambios de forma y tamaño de los distintos campos, que puedan explicar la evolución microestructural observada. En la figura 105 se puede ver esquematizado cómo los distintos efectos posibles modifican las curvas  $CCT$  del metal de soldadura de un acero para una velocidad de enfriamiento dada.

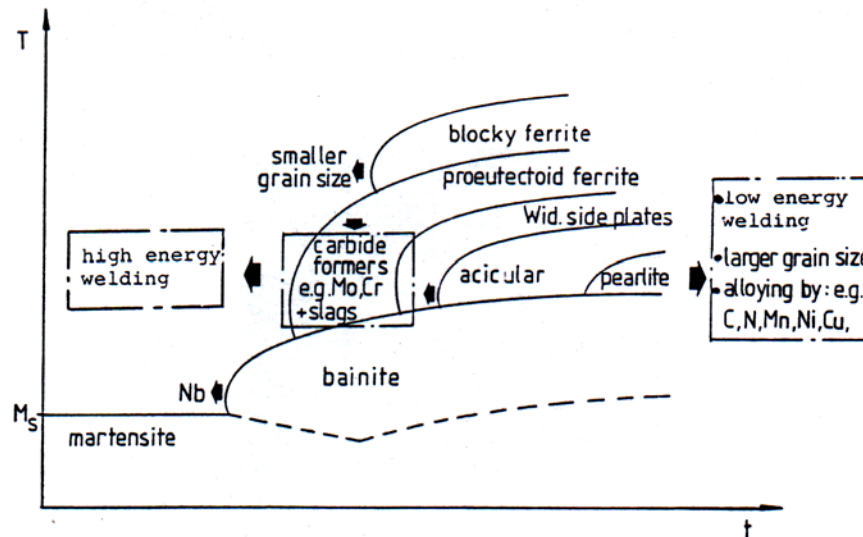


Figura 105.- Curva CCT esquemática del metal de soldadura de un acero mostrando la influencia de los posibles efectos microestructurales y de aleación sobre los productos de transformación para una velocidad de enfriamiento dada (33).

Las flechas que apuntan hacia la izquierda indican que la curva  $C$  se mueve hacia tiempos más cortos, disminuyendo el tiempo de nucleación de dicha fase o constituyente. Las flechas que apuntan hacia la derecha indican el efecto opuesto. Así los estabilizadores de la austenita (C, N, Cu, Ni, Mn) tienden a inhibir la transformación. Los elementos formadores de carburos o nitruros (Mo, Cr, Nb, V, Ti, Al) tienden a suprimir la formación de ferrita poligonal, pero no la ferrita acicular o la bainita. El Nb además tiende a promover la formación de la bainita. Las inclusiones no metálicas, particularmente si están presentes en suficiente número y tamaño también tienden a promover la formación de ferrita acicular.

La información volcada en las curvas CCT se obtiene a través de simulaciones del ciclo térmico de soldadura, y la adquisición simultánea de información respecto de las transformaciones de fase que tienen lugar. Esto se puede realizar utilizando técnicas dilatométricas, las que para un dado ciclo térmico proveen información respecto de variaciones en la longitud de una probeta asociadas a la energía liberada o absorbida durante una transformación de fase. En la figura 106 se puede ver un gráfico alargamiento vs. temperatura obtenido de un dilatómetro, indicando el comienzo y el fin de la transformación.

El gráfico observado en la figura fue obtenido a una dada velocidad de enfriamiento. De la misma forma al variar las velocidades de enfriamiento de la probeta en el dilatómetro se obtiene la información del comienzo y fin de las transformaciones de fase para las distintas velocidades de enfriamiento.

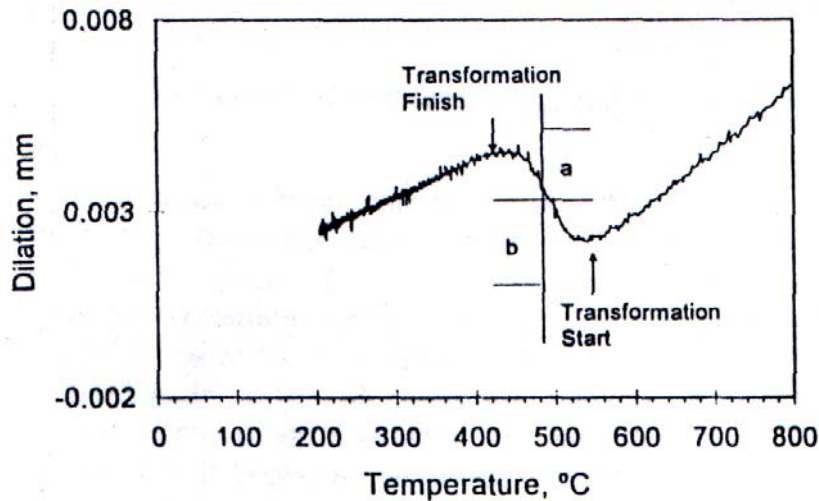


Figura 106.- Gráfico alargamiento vs. temperatura obtenido de un dilatómetro (160).

En la figura 107 se puede ver un esquema de cómo se realiza la determinación de la evolución de la transformación sobre el gráfico obtenido en dilatometría.

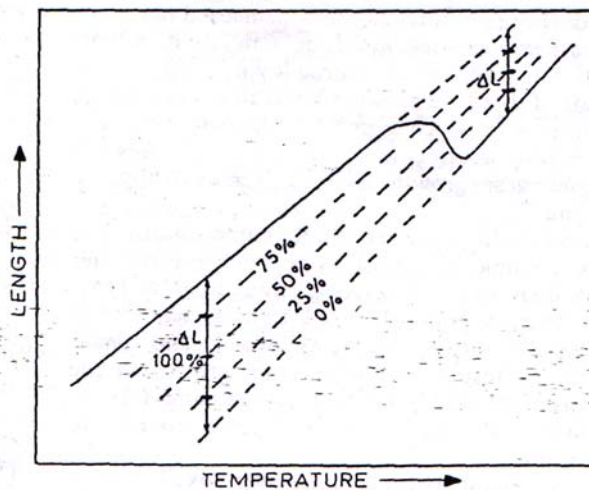


Figura 107.- Determinación de la evolución de la transformación sobre el gráfico obtenido en dilatometría (132).

Otra técnica utilizada es la metalografía cuantitativa, que es de gran utilidad a pesar de ser más laboriosa. Consiste en cuantificar las fases presentes en una cierta cantidad de campos de una muestra, utilizando una grilla con un cierto número de puntos. La cantidad de campos y puntos medidos, junto con el aumento utilizado definen la apreciación del método (132).

La naturaleza de los procesos de soldadura por fusión es tal que el metal base adyacente a la soldadura experimenta un amplio rango de temperaturas, resultando en amplias variaciones microestructurales en las distintas regiones de la ZAC. Una situación similar ocurre en el metal de soldadura de una soldadura multipasadas, pero además existen zonas del metal de soldadura que no han sido recalentadas por las pasadas subsiguientes. Por lo tanto se necesitaría una gran cantidad de diagramas CCT para describir las características de transformación que tiene lugar en una soldadura. En la práctica se puede lograr una acabada comprensión de lo que sucede examinando tres zonas: el *metal de soldadura* o *zona fundida*, la *zona recristalizada de grano*

grueso (ZRg) y la zona recristalizada de grano fino (ZRf) (132). En la figura 108 se pueden observar curvas CCT representativas de cada una de estas regiones.

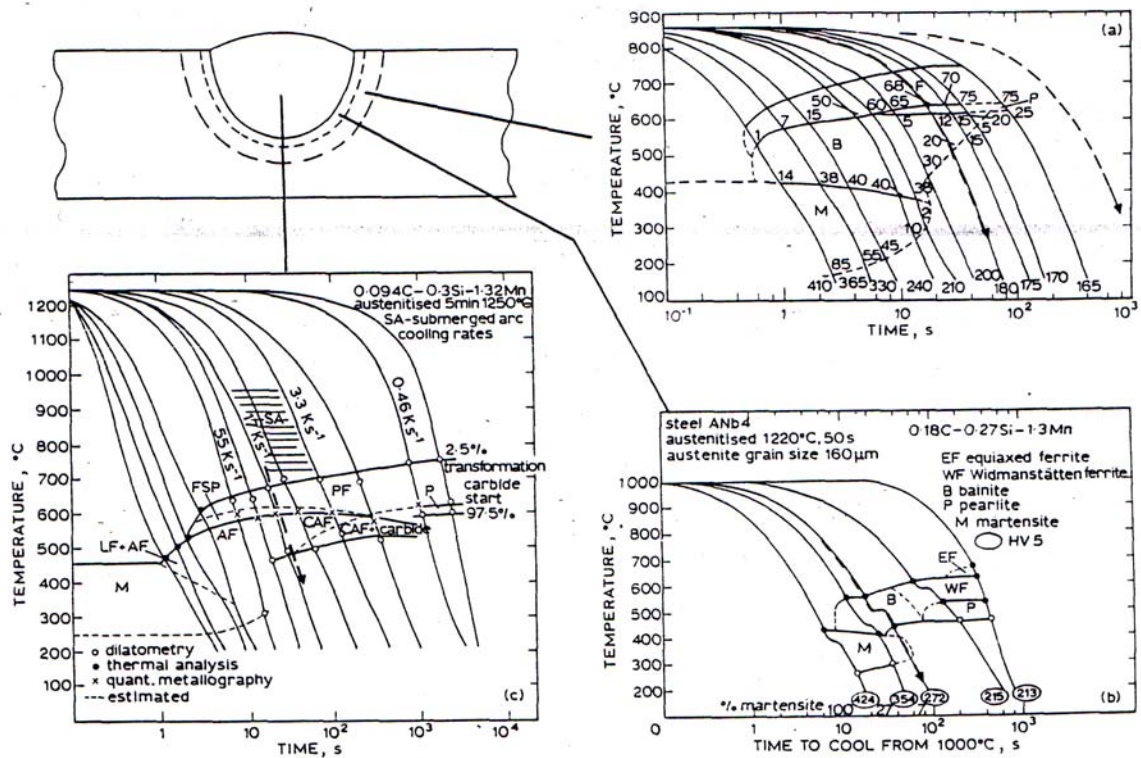


Figura 108.- Curvas CCT representativas de: a- la zona recristalizada de grano fino (161), b- la zona recristalizada de grano grueso (162) y c- el metal de soldadura (163).

En la figura 109 se puede ver una curva CCT del metal de soldadura obtenida a partir de datos dilatométricos complementados con metalografía cuantitativa del metal de soldadura de un acero al C-Mn-Ni. También se observa la dureza resultante de las distintas probetas y la constitución de la microestructura.

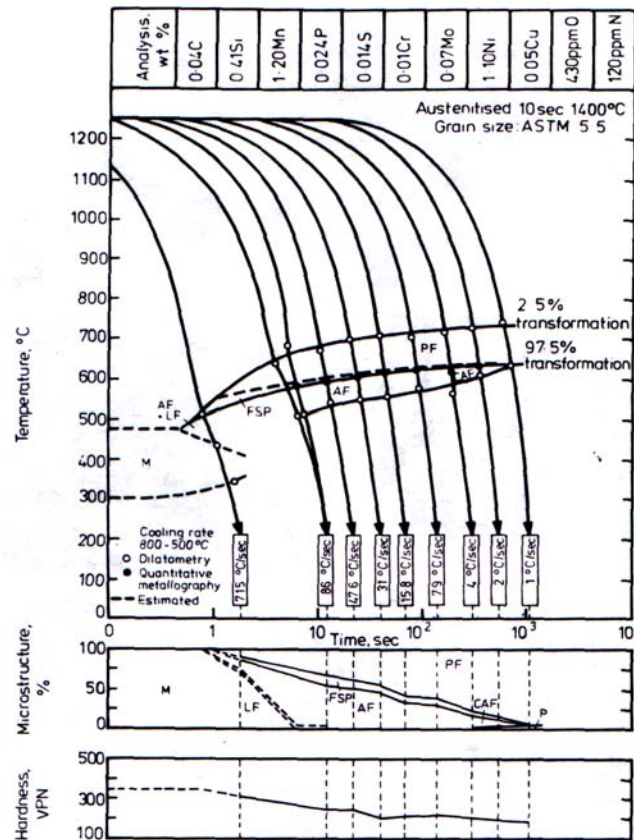


Figura 109.- Curva CCT del metal de soldadura de un acero al C-Mn-Ni obtenida a partir de datos dilatométricos y de metalografía cuantitativa (164).

Una alternativa es este tipo de curvas son las curvas *TTT* realizadas por transformación isotérmica. Si bien este tipo de transformación no es la que tiene lugar durante el proceso de soldadura, la información que provee este tipo de estudio isotérmico permite estudiar de forma sistemática los productos de la descomposición de la austenita, independientemente de la velocidad de enfriamiento, desde un punto de vista más conceptual. Por otra parte la diferencia entre un tipo de transformación y el otro muchas veces no es significativa (22), por lo que los resultados obtenidos de las curvas *TTT* pueden ser trasladados a la realidad del proceso de soldadura. En la figura 110 se pueden ver superpuestas dos curvas CCT y *TTT* de un acero.

En este sentido la teoría de las transformaciones de fase indica que las transformaciones difusionales están caracterizadas un tiempo de nucleación y un tiempo de crecimiento durante el cual la fracción volumétrica de la nueva fase varía de 0 a 1.



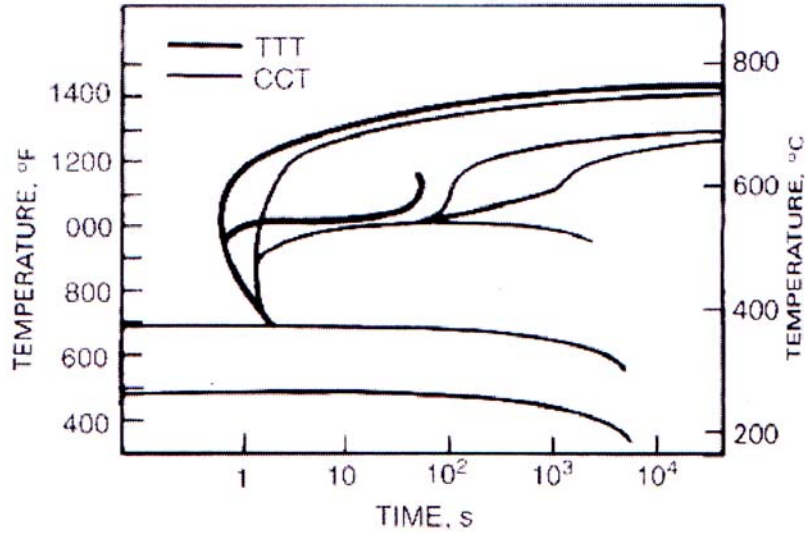


Figura 110.- Curvas CCT y TTT superpuestas de un acero SAE 8620 (22).

En la figura 111 se observa un gráfico de porcentaje de transformación vs. tiempo de transformación donde se observa el comportamiento mencionado y su relación con las curvas TTT.

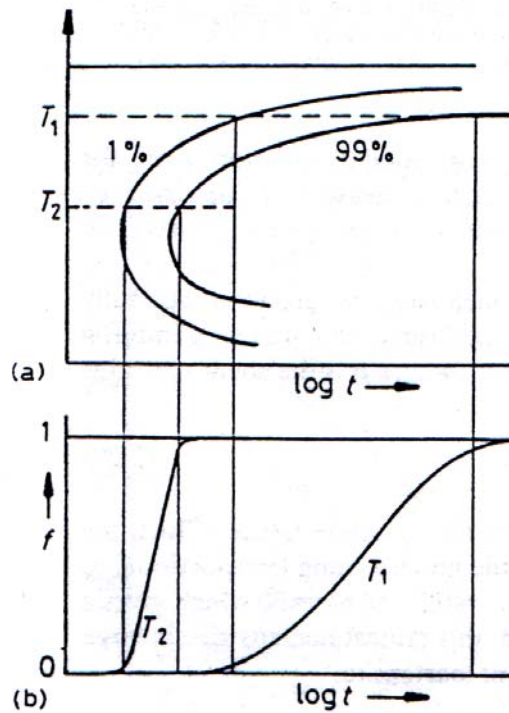


Figura 111.- Gráfico de porcentaje de transformación vs. tiempo de transformación para dos temperaturas  $T_1$  y  $T_2$  (b) y su relación con la curva TTT (a) (33).

La ecuación que modela este modo de crecimiento es la ecuación de Avrami (165), indicada en la Ec. 2.69.

$$f = 1 - e^{-kt^n} \quad \text{Ec.2.69}$$

Donde  $f$  es la fracción volumétrica de la nueva fase,  $t$  es el tiempo y  $k$  y  $n$  son dos constantes. La mayoría de las transformaciones en estado sólido se ajustan a esta ecuación. En la tabla 6 se pueden ver valores de  $k$  y  $n$  en función del sitio donde nuclea la nueva fase, ya sea un límite de grano un borde o una esquina.

Donde  $G$  es la velocidad de crecimiento,  $A$  es el área del límite de grano,  $L$  es la longitud del borde de grano y  $\eta$  es el número de esquinas de grano por unidad de volumen.

Sitio de nucleación	k	n
Límite de grano	$2AG$	1
Borde de grano	$\pi LG^2$	2
Esquina de grano	$4\pi\eta G^3/3$	3

Tabla 6.- Valores de las constantes de la ecuación de Avrami  $k$  y  $n$  en función del sitio de nucleación la nueva fase: límite, borde o esquina de grano (166).

Cuando las transformaciones son de enfriamiento continuo se integra en el intervalo de temperatura dicha ecuación, como se mencionó anteriormente (69).

#### 4.4.4.- Zona Afectada por el Calor

Cuando partes estructurales son soldadas por fusión, en la junta, el material de ambos componentes es calentado hasta su punto de fusión bajo condiciones de restricción impuestas por la geometría del sistema. Debido a este severo ciclo térmico la estructura original del material y sus propiedades son modificadas en una región cercana a la soldadura. Este volumen de material afectado térmicamente se lo denomina usualmente como *zona afectada por el calor (ZAC)*. Esta zona es convenientemente dividida en sub-zonas, las que se pueden observar en la figura 112 para el caso de un acero.

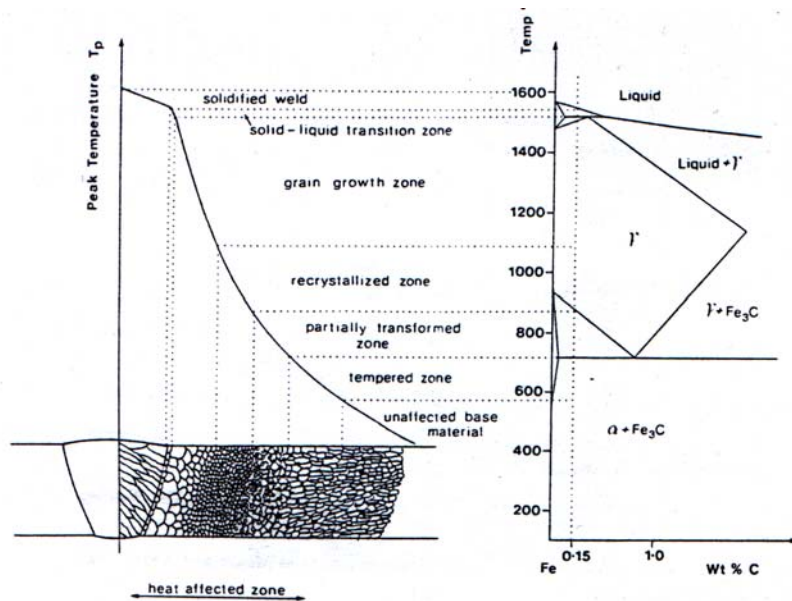


Figura 112.- Diagrama esquemático de las zona afectada por el calor y las sub-zonas derivadas indicadas sobre un diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C (33).

A fin de comprender los procesos que tienen lugar en la ZAC es necesario considerar cómo la microestructura del metal base reacciona al ciclo térmico completo aplicado, es decir el ciclo de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a temperatura y el ciclo de enfriamiento. Junto con esto deben tenerse en cuenta los efectos de dicho ciclo térmico en las transformaciones de fase y en las reacciones de precipitación (33).

Durante el calentamiento en la zona del material que alcance temperaturas que se encuentren en el rango entre la temperatura crítica superior y alrededor de 1200°C se formarán granos de austenita, que crecerán relativamente lento. Cuando se supere la temperatura de crecimiento de grano la velocidad de crecimiento aumentará fuertemente. Debajo de esta temperatura el movimiento del borde de grano está impedido por la presencia de ciertas partículas (por ej.: nitruro de aluminio). Sin embargo éstas partículas entran en solución por encima de una temperatura, perdiéndose el efecto de anclaje del borde de grano. La efectividad de las adiciones para refinamiento de grano como Al, Ti, Nb o V es mayor cuanto mayor es la temperatura de disolución de las partículas formadas (29).

Desde un punto de vista metalúrgico la zona afectada por el calor de una soldadura por fusión en aceros puede ser dividida en tres zonas: supercrítica, intercrítica y subcrítica. La zona supercrítica puede, a su vez, ser dividida en otras dos: la zona recrystalizada de grano grueso (ZRG), cercana a la línea de fusión y la zona recrystalizada de grano fino (ZRF), que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas (<1100°C) (29).

#### *Recrystalización y crecimiento de grano*

El proceso de recrystalización depende fundamentalmente de tres variables (33):

- La temperatura a la cual ocurre.
- El grado de deformación previa.
- La composición del metal.

La temperatura de recrystalización determina la velocidad de nucleación y crecimiento de los nuevos granos. En la práctica la temperatura real a la que la recrystalización tiene lugar depende fuertemente de la deformación previa del material. El requisito fundamental para que un metal recrystalice es la poligonización de los granos, esto implica un rearrreglo de las dislocaciones para formar nuevos bordes. Estos bordes se moverán bajo la acción de la fuerza

impulsora de la energía almacenada debido a la deformación. Como una primera aproximación esta energía almacenada es proporcional a la densidad de dislocaciones (33).

La temperatura de recristalización está fuertemente influenciada por las impurezas presentes, ya que estas pueden limitar efectivamente la poligonización.

Se ha demostrado que el tamaño de grano es un parámetro importante en los metales, siendo clave para la determinación de la resistencia y de la tenacidad. El ciclo térmico de la soldadura es tal que en la mayoría de los metales produce crecimiento de grano en la ZAC, en algún grado, influyendo también en el tamaño de grano del metal de soldadura. En este sentido el tamaño de la zona recristalizada o más generalmente la zona recalentada o ZAC dependerá del tamaño del cordón de soldadura que estará relacionado con los parámetros del proceso. En particular el espesor de la chapa y la velocidad de enfriamiento son parámetros que reúnen todas las variables involucradas en la caracterización de la zona recalentada, por lo que cualquier combinación de espesor de chapa y velocidad de enfriamiento definen un tamaño de cordón y por ende el tamaño de la zona recalentada (160).

#### *Cinética del crecimiento de grano*

Posteriormente a la primera recristalización o cuando se completa la transformación  $\alpha \rightarrow \gamma$  se tiene que la estabilidad de los nuevos granos está muy alejada del equilibrio. El tamaño de grano fino y el hecho de que es imposible de alcanzar el equilibrio mecánico entre las tensiones en el borde de grano en un arreglo tridimensional de granos implica que la estructura contiene una cierta energía residual almacenada. Por esto, los granos con mayor cantidad de lados comenzarán a consumir a los granos con menos cantidad de lados, disminuyendo así progresivamente la energía del sistema. En la figura 113 se puede ver esquematizado este efecto.

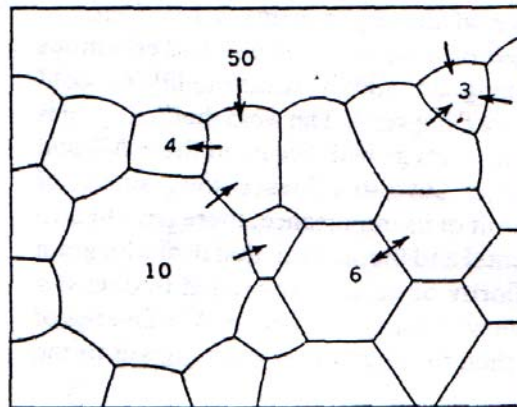


Figura 113.- Arreglo de granos mostrando las direcciones de migración del borde de grano (33).

Si se asume que el radio medio de curvatura de los bordes de grano es proporcional al diámetro de grano medio  $d_m$ , la fuerza impulsora promedio para el crecimiento de grano está dada por la Ec. 2.69 (33).

$$\Delta G = 2 \gamma_{gb} / d_m \quad \text{Ec. 2.70}$$

La velocidad de crecimiento media  $v_m$  está dada por la Ec. 2.71.

$$v_m = \frac{\partial d_m}{\partial t} = M 2 \gamma_{gb} / d_m \quad \text{Ec.2.71}$$

Donde  $M$  es la movilidad del borde de grano que es fuertemente dependiente de la temperatura. Integrando la Ec. 2.71 se tiene la relación expresada en la Ec. 2.72.

$$d_m^2 = d_0^2 + Kt \quad \text{Ec.2.72}$$

Donde  $K = 4M\gamma_{gb}$  y  $d_0$  el diámetro original del grano. Experimentalmente se obtiene la relación mostrada en la Ec. 2.73.

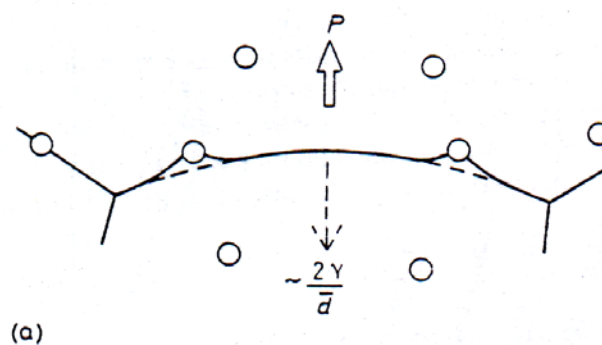
$$d_m = K' t^n \quad \text{Ec.2.73}$$

que para ciertas condiciones particulares da resultados equivalentes a la Ec. 2.72.

Como se mencionó anteriormente, en muchos de los aceros utilizados la presencia de partículas, como carburos, nitruros o carbonitruros, tienden a impedir el crecimiento de grano. En este caso la fuerza impulsora para la migración de un borde es balanceada por un aumento en el área de borde debido a la interacción con las partículas. Si hay una fracción volumétrica de partículas  $V_f$  con un radio  $r$ , para una dada dispersión de partículas el diámetro de grano máximo estará dado por la Ec. 2.74 introducida por Zener (1967).

$$d_{\max} = \frac{4r}{3V_f} \quad \text{Ec.2.74}$$

En la figura 114(a) se puede ver el efecto de las partículas y en la figura 114(c) se ve la variación del tamaño de grano con el tiempo hasta llegar a un valor máximo.



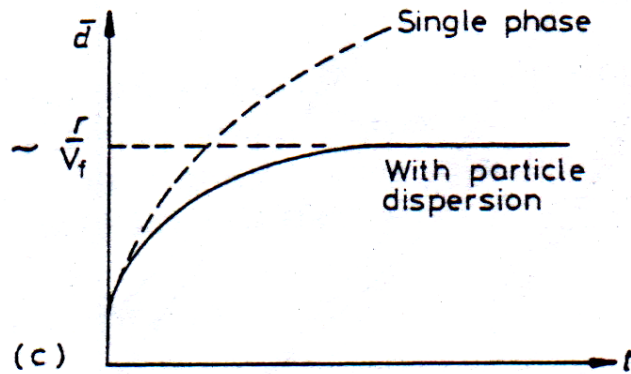


Figura 114.- (a) Esquema del efecto de las partículas en el crecimiento de grano, (c) variación del tamaño de grano con el tiempo hasta llegar a un valor máximo (33).

Algunos elementos como el Nb, P y S tienden a segregarse fuertemente al borde de grano austenítico ejerciendo fuerzas adicionales de anclaje. Es difícil de estimar el efecto de anclaje de las impurezas, particularmente en el ciclo térmico de soldadura donde la temperatura cambia continuamente y por lo tanto la cantidad de impurezas en el borde de grano (33).

A partir de las consideraciones realizadas se ve que se puede realizar algún control del crecimiento de grano, tanto limitando la duración del ciclo térmico de la soldadura como en los procesos de soldadura de baja energía aportada o por anclaje a través de precipitados.

La microestructura de la zona de grano grueso (ZRG) está dominada por dos aspectos: el tamaño de grano austenítico y los productos de la transformación de la austenita dentro del grano. A su vez, como se vio anteriormente el tamaño de grano austenítico está controlado por el ciclo térmico de la soldadura y por la temperatura de crecimiento de grano del material. El tipo de microestructura en la ZRG depende del contenido de aleación del acero, del tamaño de grano y de la velocidad de enfriamiento (29). En aceros de bajo carbono precipita ferrita en los bordes de grano, y en el interior del mismo se obtienen estructuras ferrito-perlíticas y/o ferrito-bainíticas. Para mayores velocidades de enfriamiento y/o contenido de aleación, la ferrita proeutectoide desaparece y los granos de austenita transforman a estructuras aciculares del tipo bainita superior, bainita inferior o martensita (29).

#### 4.5.- Soldaduras multipasadas

Las soldaduras multipasadas son sumamente comunes en las construcciones soldadas. Este tipo de soldadura tiene ciertas características que la diferencian respecto de la soldadura monopasada basadas fundamentalmente en el efecto del recalentamiento producido por los sucesivos cordones. En este sentido, en las soldaduras multipasadas se observan respecto de las monopasadas un refinamiento en la microestructura, aumento en la tenacidad y reducción de las tensiones residuales. Las razones fundamentales para que esto tenga lugar son (33):

- Cada ciclo térmico de soldadura subsecuente efectivamente refina el grano o “normaliza” parte del metal de soldadura previo.
- La energía total incorporada por cordón de soldadura es menor, por lo que se reduce el crecimiento de grano.
- Los cordones de soldadura previos pueden proveer un cierto precalentamiento el que tiende a extender el tiempo de enfriamiento  $\Delta t_{8-5}$ .
- Los cordones de soldadura subsecuentes tienden a distensionar las tensiones residuales producidas por los cordones previos.

En la figura 115 se puede observar un esquema que ilustra el efecto de un segundo cordón sobre el metal de soldadura y la zona recristalizada previa al ser recalentada.

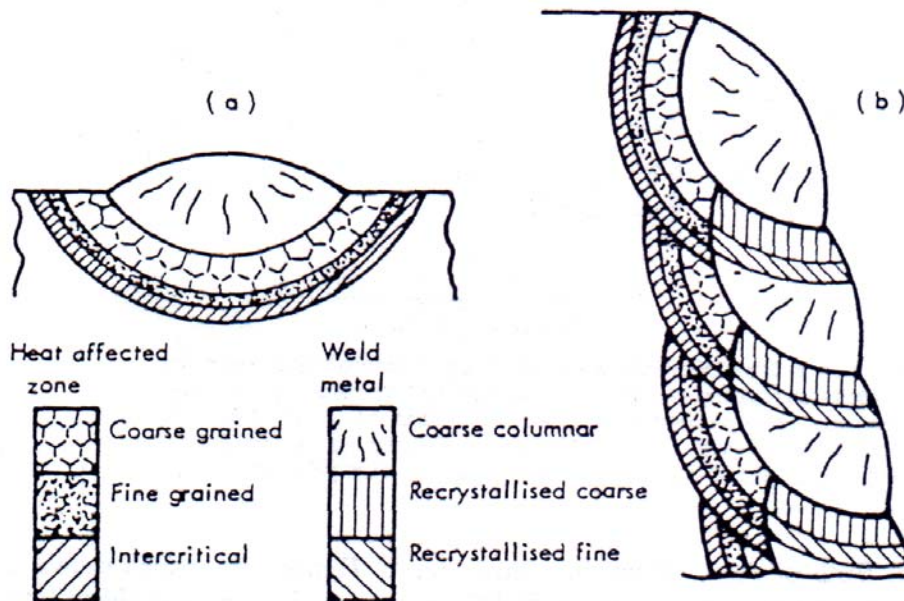


Figura 115.- Esquema ilustrativo del efecto de un segundo cordón sobre el metal de soldadura y la zona recristalizada previa. a- monopasada. b- multipasada (33).

Durante el recalentamiento es probable que tenga lugar en la zona columnar algún grado de recristalización y crecimiento de grano. Sin embargo, dado que el calor aportado por cordón disminuye, el crecimiento de grano no será importante.

A su vez, el efecto neto del recalentamiento sobre la zona recristalizada en los aceros es de refinar la microestructura más que de hacer crecer el grano, ya que sólo una pequeña parte de la zona recristalizada es recalentada hasta las más altas temperaturas. Este hecho puede estar acompañado con la ocurrencia de transformaciones de fase y la consecuente aparición de nuevas fases que estarán definidas por la velocidad de enfriamiento en dicha zona.

Otra característica interesante de las soldaduras multipasadas es que al aumentar el número de pasadas mayor es la fracción en volumen de zona recristalizada. Por otro lado el uso de pocos pero grandes cordones también tiende a aumentar la fracción de zona recristalizada. El aumento del volumen del metal de soldadura recristalizado y la posible remoción de la segregación resulta en un aumento de la tenacidad del material (33).

## 5.- Propiedades Mecánicas

El avance en el modelado de las propiedades mecánicas ha sido relativamente lento, especialmente si este no es del tipo empírico. Un primer paso ha sido la obtención de ecuaciones de regresión que relacionan la composición química y las propiedades mecánicas. El análisis de regresión tiene la limitación del conjunto de datos experimentales sobre el que es realizado, perdiendo un carácter más general del tipo fenomenológico, no estando basado en principios de la metalurgia física.

### 5.1.- Resistencia y Tenacidad

La resistencia de cualquier acero está controlada por una serie de factores. Los endurecimientos por precipitación y por solución sólida están gobernados principalmente por el

contenido de aleantes, mientras que un endurecimiento adicional puede obtenerse por refinamiento del grano y de la subestructura de dislocaciones, la que es función tanto del contenido de aleación como de la historia termomecánica (147).

En soldadura, en general, la resistencia y la dureza de los depósitos es alta. Esto se debe a la abundancia de impurezas y elementos de aleación los que en combinación con las rápidas velocidades de enfriamiento, tienden a promover menores temperaturas de transformación. Muchos de los productos de transformación a estas bajas temperaturas, particularmente la bainita, tienen una muy alta densidad de dislocaciones, que junto con el endurecimiento por solución sólida, causa la alta dureza y resistencia de los depósitos. Un factor adicional que probablemente contribuye a la dureza del metal de soldadura es la deformación plástica debida a las tensiones residuales, la que aumenta la densidad de dislocaciones en todos los componentes microestructurales (33).

Las propiedades al impacto y la tenacidad de los depósitos soldados no son generalmente altas. Esto se debe fundamentalmente a la inhomogeneidad de la microestructura que resulta de su estructura de solidificación columnar relativamente gruesa y de la segregación (33).

La resistencia a la iniciación de fractura por clivaje está controlada por el límite de fluencia, el tamaño del grano, el tamaño y naturaleza de las incipientes microfisuras y por la resistencia al clivaje inherente de la ferrita (147). Los elementos de aleación pueden afectar fuertemente este último aspecto mencionado, por ejemplo el Ni es conocido que aumenta la resistencia al clivaje de la ferrita mientras que el Si y el N la disminuyen. Por lejos el efecto más importante de los elementos de aleación es en la microestructura y en el tamaño de grano. Un tamaño de grano grande en general conduce a una baja tenacidad, y por esta razón es usual encontrar que microestructuras que contenga un alto porcentaje de ferrita acicular tengan buena resistencia al clivaje, mientras que aquellas que contengan regiones de ferrita en borde de grano gruesa o ferrita con segundas fases alineadas tiendan a tener una baja tenacidad (147).

Se ha encontrado que aumentar el límite de fluencia tiene un efecto negativo sobre la resistencia al clivaje, por lo que elementos que produzcan un endurecimiento sin un mejoramiento microestructural producirán, en general, la disminución de la tenacidad.

Además, la tenacidad en el metal de soldadura está íntimamente relacionada al contenido de inclusiones y a su "limpieza". El nivel inclusionario depende del contenido de oxígeno y azufre en el metal de soldadura. A su vez, el nivel de oxígeno está relacionado con el tipo de relleno de los alambres tubulares. A mayor basicidad menor contenido de oxígeno y azufre en el metal de soldadura (14,147).

En este sentido la basicidad de la escoria tiene un efecto importante en la tenacidad del metal de soldadura. Hay una diferencia considerable en los valores de tenacidad obtenidos para los electrodos básicos respecto de los rutilicos. Los básicos muestran un comportamiento superior en todo el rango de temperaturas, siendo más significativo a temperaturas cercanas a la ambiente. Esto se debe a la forma y distribución de las inclusiones no metálicas. Los depósitos rutilicos típicamente tienen una mayor fracción en volumen y un rango de tamaños mucho mayor que los básicos (33).

En la línea central del depósito, donde generalmente se ubica la entalla de la probeta de Charpy-V, tiene el mayor nivel de segregación debido a los efectos del sobreenfriamiento constitucional. La tenacidad del metal de soldadura es entonces probable que sea más baja, particularmente para el caso de alta velocidad de soldadura (33).

Los constituyentes que asisten a la formación de fisuras por clivaje son los carburos grandes, inclusiones, ferrita con segundas fases alineadas y ferrita en borde de grano. Es importante hacer notar que los carburos muchas veces son refinados como resultado de un refinamiento general de la microestructura, siendo difícil de separar en esos casos la influencia de estos dos factores en la tenacidad del material. Aunque la ferrita en borde de grano es un material blando y dúctil, si ésta está asociada con un material significativamente más resistente



(como ferrita acicular de grano fino) la concentración de deformación resultante en el material más blando puede llevar a la iniciación de fisuras por clivaje. Por esto la homogeneidad microestructural es beneficiosa para la tenacidad (147).

En la región de la meseta superior la tenacidad es influenciada fundamentalmente por la fracción volumétrica de las inclusiones no metálicas (147).

### 5.1.1.- Ensayos

Para la medición de las propiedades asociadas con la resistencia mecánica del metal de soldadura uno de los ensayos utilizados es el ensayo de tracción estático, realizado sobre una probeta de tracción de metal de aporte puro, denominada "Minitrac" (168) que se obtiene de una probeta de metal de aporte puro. Los resultados que se obtienen de este ensayo son la resistencia a la tracción  $\sigma_{UTS}$ , el límite 0,2%  $\sigma_{0,2}$ , la deformación ingenieril a rotura  $e_R$  y la reducción de área a la fractura  $A_R$ , los que aportan información acerca de la resistencia mecánica del material y de la ductilidad del mismo. Las dimensiones de la probeta Minitrac se pueden ver en la figura 116.

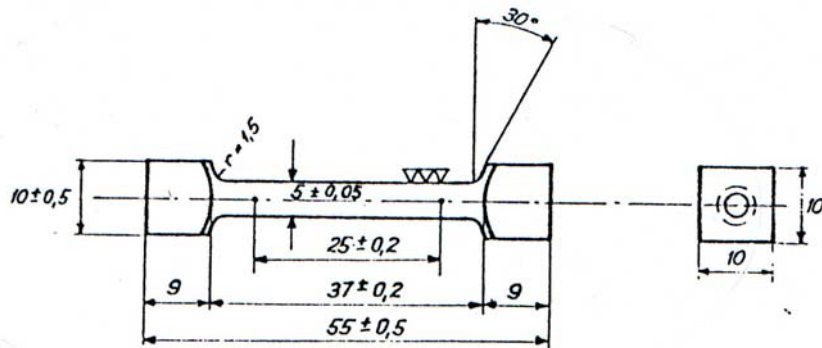


Figura 116.- Dimensiones de la probeta Minitrac de metal de aporte puro para ensayo de tracción (168).

Para la evaluación de la tenacidad del metal de soldadura la técnica más ampliamente utilizada en este campo es el ensayo de impacto tipo Charpy-V. El propósito de este ensayo obtener la energía absorbida en la deformación y fractura de una probeta entallada a través de péndulo con un martillo, y así relacionar la energía absorbida por la probeta debido al impacto con la tenacidad del material. En la figura 117 se puede ver un esquema de la probeta de impacto Charpy.

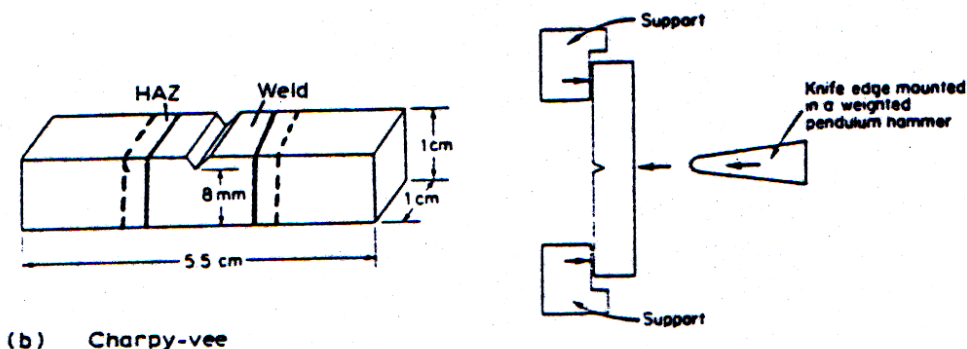


Figura 117.- Probeta de Charpy y esquema del ensayo (33).

Una forma típica de presentar los resultados del ensayo de impacto en aceros es graficando la energía absorbida en función de la temperatura de ensayo. Otra forma alternativa es graficar el porcentaje de fractura por clivaje o de zona de fractura cristalina en función de la temperatura.

Este porcentaje se mide sobre la superficie de fractura de la probeta. En la figura 118 se observan estas formas mencionadas de presentar los resultados del ensayo de impacto.

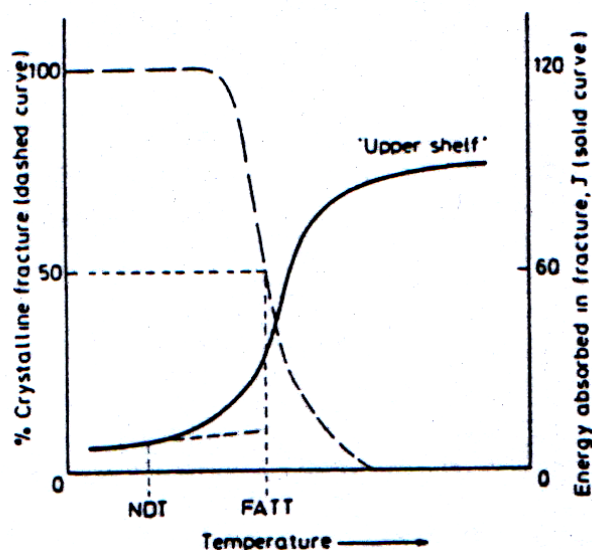


Figura 118.- Energía absorbida y porcentaje de cristalinidad en función de la temperatura de ensayo de Charpy (33).

Se puede observar en la figura que existe una transición desde baja a alta energía absorbida en un intervalo relativamente pequeño de temperaturas, denominada *transición dúctil-frágil*. De esta forma, la calidad del material se puede expresar en términos de esta *temperatura de transición*, la que en soldadura se especifica usualmente como un cierto mínimo de energía (por ej. 27J) absorbida a una dada temperatura.

Alternativamente la temperatura de transición se define en términos del 50% de zona cristalina en la fractura. En las aplicaciones en soldadura la entalla es ubicada sobre la línea central del depósito, a la mitad de la altura del espesor de la chapa y en la dirección del espesor de la chapa, de forma que tome varios cordones con sus zonas primaria y recrystalizada.

En cuanto a la forma de medir la tenacidad, no es lo mismo referirla al ensayo fractomecánico de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) que al ensayo de impacto por flexión en tres puntos tipo Charpy. El ensayo CTOD está asociado únicamente a la iniciación de la fractura, mientras que la tenacidad medida en el ensayo de Charpy es también una función de la energía de propagación. En este sentido, la energía absorbida en el ensayo de Charpy puede verse aumentada al aumentar la resistencia y la velocidad de endurecimiento por trabajado de los materiales ensayados, debido a que el valor obtenido de este ensayo incorpora la energía para la iniciación y propagación de la fractura. La facilidad de la iniciación de la fractura por clivaje está particularmente asociada con la meseta inferior (*lower shelf*) y con la zona de transición en la tenacidad CTOD (147).

#### 5.1.2.- Influencia de los elementos de aleación

En los aceros el Mn tiene un efecto moderado como endurecedor por solución sólida de la ferrita en el metal base correspondiente a alrededor de 30 MPa / % sobre el límite de fluencia. En el metal de soldadura el efecto es mayor, habiéndose reportado valores que van desde 50 a 100 MPa/% para SMAW. Se observó que esta dispersión se debe a otras variables como el nivel de Mn, Si y C y la temperatura entre pasadas. El Mn aumenta la fracción de ferrita acicular a expensas de la ferrita poligonal en borde de grano en las regiones primarias, refinando el grano en las zonas recrystalizadas. Datos adicionales de otros procesos de soldadura caen en el rango de

90 a 150 MPa/% en el límite de fluencia para GMAW y SAW, observándose un efecto más marcado en el último de ellos (147).

El efecto de endurecimiento por solución sólida del Si en el metal base es de aproximadamente 75 MPa/%. Como para el Mn los valores de endurecimiento obtenidos en el metal de soldadura son mayores, encontrándose entre 90 y 200 MPa/% para SMAW. A su vez, se ha observado que el efecto endurecedor del Si disminuye para contenidos mayores que 0,5% tanto para soldadura con electrodo revestido como para GMAW (147).

El efecto de endurecimiento por solución sólida del carbono es muy alto, sin embargo dado que la solubilidad del carbono en la ferrita es sólo del orden de 0,01% el efecto neto es pequeño. Se han reportado valores de 800 MPa/% en un rango que va desde 0,08 a 0,16% para soldadura GTAW multipasadas en presencia de Mn, siendo este efecto dependiente en segundo orden del contenido de Mn. Evidencia microestructural indica que el efecto de endurecimiento del carbono se debe fundamentalmente a la formación de carburos y a un pequeño efecto de afinamiento de grano (147).

En la figura 119 se puede observar el efecto endurecedor de distintos elementos expresado en dureza HRB en función del contenido de aleación, para soldaduras multipasadas utilizando el proceso GMAW.

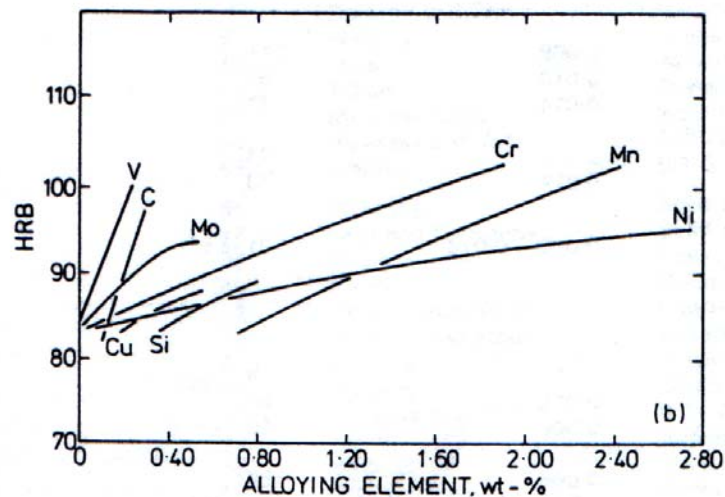


Figura 119.- Efecto endurecedor de distintos elementos expresado en dureza HRB en función del contenido de aleación, para soldaduras multipasadas utilizando el proceso GMAW (169).

De todas formas puede decirse que en todos los casos el efecto de endurecimiento por solución sólida es un efecto menor dentro efecto general (147).

Cuando se suelda con alambres tubulares rútilicos se produce la precipitación de carbonitruros de Ti y Nb durante el ciclo de recalentamiento, produciendo un aumento en la dureza del depósito. Este tipo de endurecimiento por precipitación también aumenta el límite de fluencia y la resistencia a la tracción a expensas de tenacidad. El nivel de oxígeno es alto (14).

Por el contrario cuando se suelda con alambres tubulares básicos la dureza de las áreas afectadas térmicamente en las soldaduras multipasadas disminuye, así como las propiedades en tracción, mientras que la tenacidad aumenta o se mantiene, debido a la ausencia de impurezas. Similar efecto se obtiene para la condición con relajamiento de tensiones. El nivel de oxígeno es bajo y las propiedades al impacto son muy buenas (14).

Como con el Ti, es difícil variar el contenido de Al sin modificar sustancialmente el contenido de otros elementos de aleación, por lo que el estudio del efecto endurecedor del Al se vuelve complicado (147).

Los efectos del O, P y S como endurecedores por solución sólida no parecen ser significativos en relación con otros mencionados (147).

En cuanto al efecto de C sobre la tenacidad se ha reportado que en general se observa una disminución de la tenacidad al aumentar el contenido de C de 0,1 a 0,2% en depósitos realizados con GMAW (169). Por otro lado también se ha informado que al disminuir su contenido desde 0.07 a 0.03 % aumenta la tenacidad en el ensayo Charpy donde el mecanismo de fractura fue el de coalescencia de microhuecos, pero disminuyó en la parte inferior de la curva de Charpy, donde el mecanismo es por clivaje. A su vez, se encontró que para depósitos realizados con ciertos electrodos revestidos y alambres tubulares el contenido óptimo de carbono fue de 0,07 a 0,08 %C. La disminución de la tenacidad para los menores contenidos de carbono se asocia a un engrosamiento de la microestructura. Sin embargo para la meseta superior de la curva de Charpy un aumento del contenido de C de 0,045 a 0,145% produce una disminución en la tenacidad progresivamente. A partir de los datos disponibles, pareciera que es beneficioso para la tenacidad mantener el contenido de C tan bajo como 0,1% y posiblemente menos (147). A su vez, la tenacidad para un dado nivel de C se ve afectada por la presencia de otros elementos de aleación.

Para el caso del Mn se ha demostrado la existencia de un nivel óptimo para la tenacidad en Charpy y CTOD para el metal de aporte puro de depósitos realizados con SMAW con un calor aportado de alrededor de 1kJ/mm (170). El valor de Mn de este óptimo es de alrededor de 1,4% para las condiciones mencionadas, no siendo muy sensible a variaciones en el calor aportado en el rango entre 0,6 y 4,3 kJ/mm. En la figura 120 se puede ver el efecto del contenido de Mn sobre la energía absorbida en el ensayo de Charpy, para distintas temperaturas.

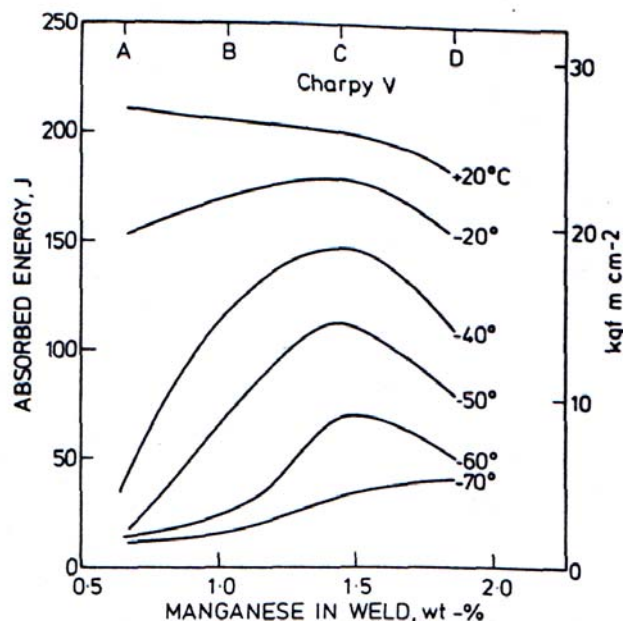


Figura 120.- Efecto del contenido de Mn sobre la energía absorbida en el ensayo de Charpy-V para distintas temperaturas (146).

Se puede ver como a medida que disminuye la temperatura de ensayo el nivel de Mn que maximiza la tenacidad aumenta levemente.

Para el caso de soldadura en vertical ascendente el pico de Mn se determinó en alrededor de 1,7%, levemente mayor que para bajo mano (171).

Se han reportado interacciones del C, Ni, Si y O con el Mn, observándose que los óptimos de Mn se modifican al variar los contenidos de dichos elementos en el metal de soldadura (171,172). A medida que aumenta el contenido de Ni el pico de tenacidad se obtiene para

menores niveles de Mn. A su vez, Taylor y Evans reportaron que para un nivel de tenacidad de Charpy de 100J los valores óptimos de Ni y Mn fueron 1,1% y 1,4%, respectivamente. Sin embargo a 28J un menor nivel de Mn y mayor nivel de Ni mejoraron la tenacidad (173). En la figura 121 se puede ver la influencia del Ni y Mn en la energía absorbida en el ensayo de Charpy a  $-40^{\circ}\text{C}$ .

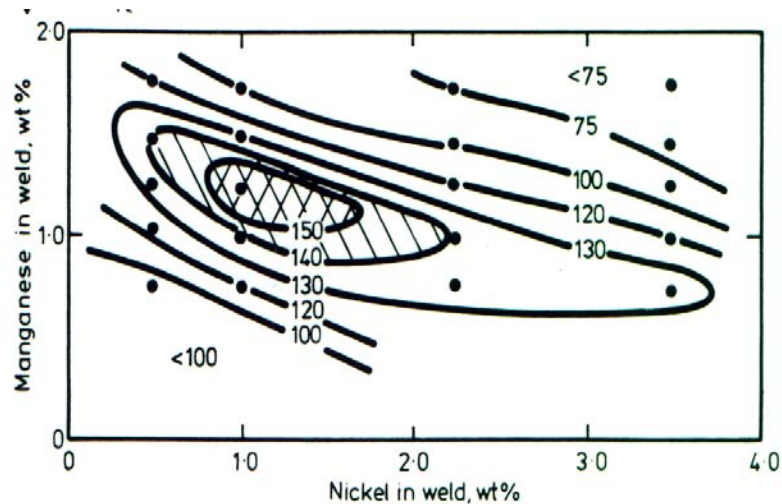


Figura 121.- Influencia del Ni y Mn en la energía absorbida en el ensayo de Charpy (J) a  $-40^{\circ}\text{C}$  (173).

Si bien estas consideraciones fueron realizadas utilizando el proceso de SMAW efectos similares se han observado al utilizar SAW y GMAW.

Está bien establecido que niveles altos de Si ( $>0,5\%$ ) son generalmente negativos para la tenacidad del metal de soldadura. Sin embargo, una continua disminución no necesariamente provee un continuo aumento de la tenacidad. Se ha determinado la existencia de un nivel óptimo de Si en el metal de soldadura, desde el punto de vista de la tenacidad, que se encuentra entre 0,3 a 0,5%, siendo que menores contenidos de Si disminuyen no sólo la tenacidad sino las condiciones operativas del electrodo. Por otro lado, el contenido de oxígeno disminuye con el aumento del Si, de la misma forma que con el Mn, por lo que de esta forma se explica la existencia de un óptimo ya que una disminución en el contenido de oxígeno mejora la tenacidad. A su vez, también se observa una interdependencia con el contenido de Al.

El efecto negativo del Si en la tenacidad fue reportado también para depósitos de aceros ferríticos con 2% de Ni (174), observándose que la mayor tenacidad se obtiene con el menor nivel de Si, como se puede ver en la figura 122.

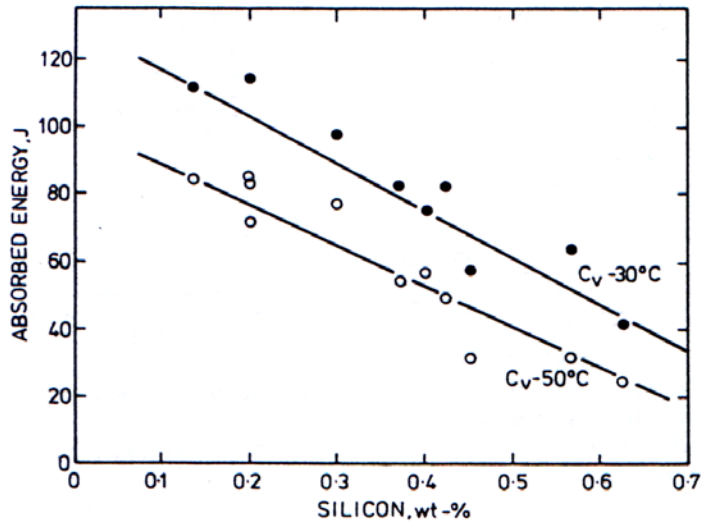


Figura 122.- Efecto del Si en la energía absorbida en el ensayo de Charpy-V del metal de soldadura de un acero con 2%Ni a -30 y -50°C (174).

El Ni generalmente tiene una influencia positiva en la tenacidad del metal de soldadura realizado por SMAW, especialmente a temperaturas sub-cero debido a un mayor contenido de ferrita acicular (147). En la figura 123 se puede observar el efecto del Ni en la energía absorbida en el ensayo de Charpy en depósitos realizados con SMAW con una energía de arco de 2kJ/mm.

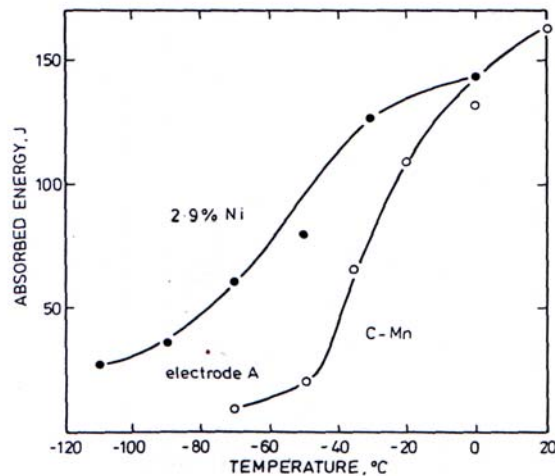


Figura 123.- Efecto del Ni en la energía absorbida en el ensayo de Charpy (J) en depósitos realizados con SMAW con una energía de arco de 2kJ/mm (147).

Para soldaduras realizadas en posición vertical ascendente sobre un acero del sistema C-Mn- Si-Al se observó un óptimo en el nivel de Ni, el cual decrece con el aumento del contenido de Mn desde 0,9 a 1,6% (172). A su vez, se tiene que el Ni reduce la dispersión de los resultados obtenidos en el ensayo de Charpy. No es sorprendente lograr depósitos con una energía absorbida en el ensayo de Charpy mayor que 100 J a -60°C cuando se realizan con una energía de arco de alrededor de 1kJ/mm, donde el contenido de Mn es de aproximadamente 0,6 y el de Ni 2,5%, o 1% y 2% respectivamente (147).

Por otro lado se reportó también que la tenacidad al impacto de depósitos que contienen alrededor de 1% Mn y 2% Ni hasta temperaturas de -60°C se puede obtener con depósitos con

1,24% Mn, 0,95 Ni y 0,47% Mo, especialmente con alta energía de arco de alrededor de 2kJ/mm (147).

En otros procesos de soldadura se ha encontrado que siempre el Ni tiene un efecto favorable sobre la tenacidad. Para depósitos realizados por arco sumergido se ha encontrado una fuerte interacción entre el Ni y el Mn, obteniéndose valores de energía absorbida en el ensayo de impacto de mayores a 109 J a  $-62^{\circ}\text{C}$  en depósitos con 0,06% C, 0,17% Mo, Ni entre 0,9 y 1,6% y Mn entre 1,35 y 1,7%, como puede observarse en la figura 124.

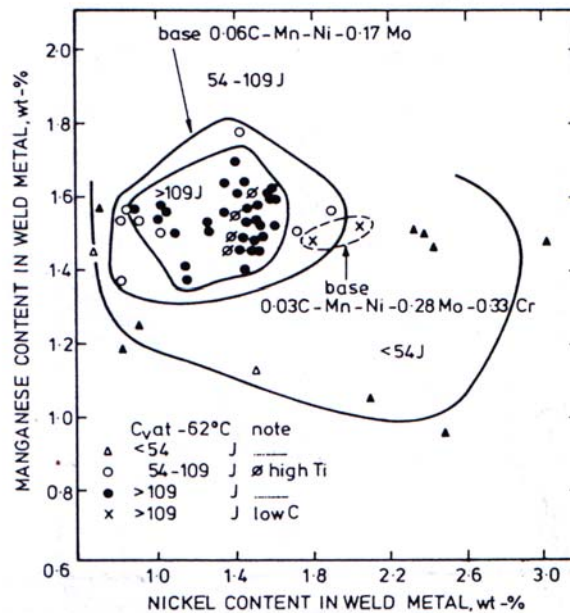


Figura 124.-Efecto del Ni y Mn sobre la tenacidad al impacto a  $-62^{\circ}\text{C}$ , en depósitos “as welded” realizados por arco sumergido (175).

La interacción observada es mayor que la determinada para soldaduras realizadas con SMAW.

La razón para el aumento de la tenacidad a través del agregado de Ni no ha sido discutida completamente, pero parecería estar asociada a un refinamiento de la estructura, en particular de la ferrita acicular. Esto es logrado por una disminución de la temperatura de transformación, sin embargo no necesariamente aumenta la cantidad de AF. Además, el Ni produce un aumento de la resistencia al clivaje de la ferrita (147).

El agregado de Mo en las soldaduras por SMAW se realiza principalmente para aumentar la resistencia, sin embargo es reconocido que el Mo aumenta la tenacidad en Charpy del metal de soldadura en condición “como soldado” aumentando la proporción de ferrita acicular y produciendo un refinado de la estructura, en base fundamentalmente a estudios realizados sobre depósitos por SAW. Aparentemente grandes adiciones (alrededor de 0,5% en el depósito) al metal de soldadura al C-Mn tiene un efecto negativo sobre la tenacidad, pero cantidades más pequeñas pueden ser beneficiosas.

A su vez, de acuerdo al criterio adoptado para evaluar la tenacidad los resultados de la adición de Mo pueden ser variables. Los valores de Mo que optimizan la tenacidad pueden variar entre 0,1 a 0,25% para aceros al C-Mn soldados por SMAW y entre 0,2 a 0,5 para aceros microaleados soldados por SAW (154). En la figura 125 se puede ver el efecto del contenido de Mo en la energía absorbida en el ensayo de Charpy a  $-40$  y  $-63^{\circ}\text{C}$ .

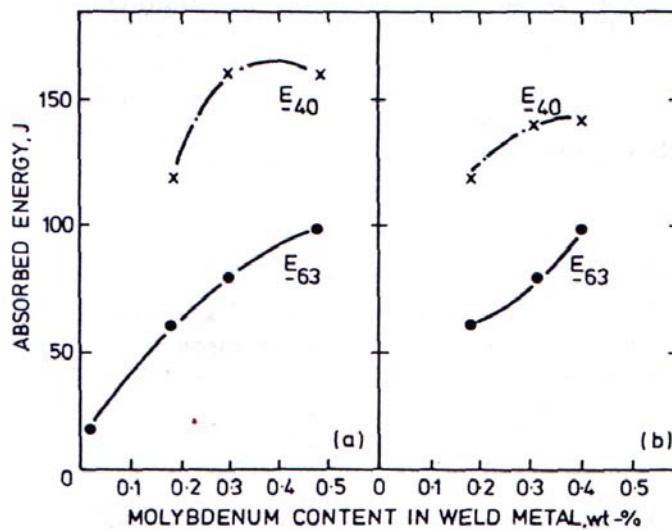


Figura 125.- Efecto del contenido de Mo en la energía absorbida en el ensayo de Charpy a  $-40$  y  $-63^{\circ}\text{C}$  sobre depósitos producidos con alambres del sistema: a- C-Mn-Si-0,3Cr y b- C-Mn-Si-0,3Cr-3Ni (147).

El nivel óptimo de Mo está influido por el tipo de protección (revestimiento o fundente) y por la energía de arco, así como por otros elementos de aleación presentes, en particular Ti. Sin embargo en las soldaduras con tratamiento térmico posterior el Mo puede producir efectos negativos en la tenacidad del depósito debido a la precipitación de carburos de molibdeno (147).

En cuanto a la influencia del oxígeno en la tenacidad del metal de soldadura, se tiene que este está fuertemente relacionado con la formación de inclusiones no metálicas, las que influyen principalmente en la meseta superior del ensayo de Charpy de los metales de soldadura, a través de la fracción volumétrica de dichas inclusiones. Dicha fracción se puede estimar a través del contenido de oxígeno y azufre en el metal de soldadura. La alta energía absorbida en la meseta superior está asociada con una alta resistencia a la fractura por el mecanismo de coalescencia de microhuecos, que para ciertas aplicaciones es requerida, si bien lo que se busca en general para los depósitos soldados es alta resistencia al clivaje. Para soldaduras con SMAW se tiene que al aumentar el contenido de oxígeno disminuye la tenacidad de la meseta superior disminuye, como se puede observar en la figura 126.



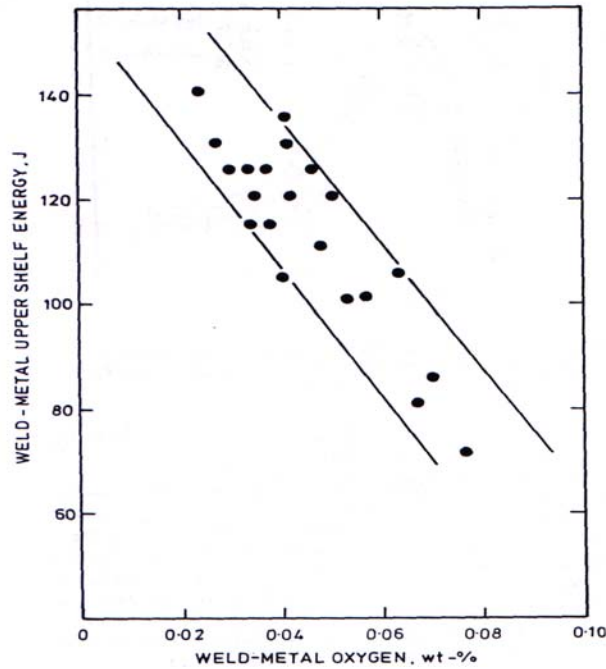


Figura 126.- Relación entre la energía absorbida para la meseta superior en el ensayo de Charpy-V y el contenido de oxígeno en el metal de soldadura para depósitos por SMAW (147).

Sin embargo se observó que los modelos basados simplemente en la fracción volumétrica de inclusiones no ajustaban bien con las observaciones. Así, se desarrolló un modelo de fisuración discontinua entre microhuecos relajados plásticamente, donde la fractura dúctil en el ensayo CTOD depende de una función compleja del tamaño y el espaciado de las inclusiones, que aumenta linealmente con la deformación a fractura. Para la tenacidad de la meseta superior de Charpy se incorporó además una dependencia lineal con la tensión de fluencia, sin embargo la banda de dispersión de los resultados es del orden de 70 J (147). La clave para obtener un modelo mejorado fue que las inclusiones están en el plano de fractura a una distancia que depende del diámetro individual de cada inclusión. Incorporando este resultado al modelo previo se obtuvieron buenas correlaciones.

En cuanto al efecto del oxígeno sobre la meseta inferior de la curva de Charpy se observó que las fracturas por clivaje se inician en las grandes inclusiones del metal de soldadura ( $>1\mu\text{m}$  de diámetro). En este sentido, se desarrolló un modelo para fractura por clivaje involucrando deformación plástica en la ferrita en borde de grano que induce la fractura de las inclusiones, seguida por el crecimiento de la fisura (176).

A su vez, el cambio en la resistencia al clivaje a medida que disminuye el contenido de oxígeno debe depender también de la microestructura, debido a que la tenacidad no continúa aumentando aunque se siga reduciendo el oxígeno. La obtención de un contenido de oxígeno óptimo que maximiza en la tenacidad en Charpy se ha observado para distintos procesos de soldadura (SAW, GMAW) encontrándose entre 250 y 450 ppm, si bien los valores para cada proceso y condiciones operativas cambian (147).

La caída de la tenacidad en Charpy a medida que el oxígeno disminuye de ese óptimo puede explicarse como un cambio en la microestructura de ferrita acicular a ferrita con segundas fases alineadas (115,177). La ferrita acicular es un constituyente deseable dado que tiene una mayor tenacidad que otros constituyentes más gruesos (177). La baja tenacidad de la ferrita con segundas fases alineadas está asociada con un camino unitario de fisura mayor que la ferrita acicular (177). Dado que este último constituyente se forma sobre inclusiones, la formación de

ferrita con segundas fases en los depósitos con bajo oxígeno, que tiene una menor temperatura de transformación se produce cuando no hay suficientes agentes nucleantes para la ferrita acicular. El nivel de oxígeno crítico para la formación de AF es de 200 ppm, sin embargo este valor depende del proceso y del procedimiento de soldadura y del contenido de aleantes (177).

A la luz de las observaciones se tiene que las inclusiones que contienen oxígeno influyen sobre la tenacidad en toda la curva tenacidad-temperatura. A su vez, el aumento en el contenido de oxígeno disminuye la pendiente de la curva de transición de Charpy para soldaduras por SAW, resultando en un aumento de la temperatura de transición.

Los elementos como el S, P y N son en general considerados como negativos para la tenacidad (147).

Muchos autores que han estudiado la influencia del azufre en la tenacidad han encontrado que las inclusiones de sulfuros tienen un efecto marcado sobre la meseta superior de la curva de Charpy, pero un pequeño efecto sobre la temperatura de transición (178). En soldaduras con SAW se observó que un aumento del S de 0,02 a 0,05% reduce la tenacidad al impacto a 0°C.

El P como el S tiene un efecto negativo en la tenacidad pero usualmente se observa un fuerte efecto en la temperatura de transición y un pequeño efecto sobre la meseta superior (*upper shelf*) (147). A su vez no afecta el tamaño ni el espaciado inclusionario, atribuyendo su efecto a un endurecimiento por solución sólida. Se observó que hasta 0,04% de P hay sólo un leve efecto negativo sobre la temperatura de transición y sobre la meseta superior para soldaduras con electrodos revestidos básicos (150,179). Pasado este nivel se observa un efecto negativo creciente (179).

El nitrógeno no es un elemento de aleación agregado deliberadamente en la mayoría de los metales de soldadura. Este es tomado desde el ambiente y desde las impurezas de los consumibles utilizados en la soldadura. Aunque la concentración de nitrógeno se mantiene generalmente bastante baja (aprox. 40-120 ppm) es conocido que tiene una fuerte influencia negativa sobre la tenacidad del metal de soldadura. Se cree que el mecanismo de fragilización involucrado está asociado con el endurecimiento por envejecido (2). Esto combinado con endurecimiento por solución sólida causa un aumento en la tensión de fluencia del material sin modificar la microestructura causando consecuentemente una disminución en la tenacidad (40).

A su vez, las soldaduras libres de nitrógeno (>0,0001%) también son negativas para la tenacidad, aunque no están claros los mecanismos actuantes. Se puede hacer notar que el TiN se ha sugerido que actúa como nucleante de la ferrita acicular. El contenido de nitrógeno en el metal de soldadura está fuertemente influenciado por el nitrógeno del alambre y del revestimiento.

Se ha observado que pequeñas adiciones de Ti tienen un efecto favorable sobre la tenacidad. El rango óptimo para este elemento es entre 0,01 y 0,05% (147). Debido a diferencias en el arrastre de N en los distintos procesos y procedimientos puede haber variaciones en el óptimo para este elemento. En un estudio sobre soldaduras por SMAW del sistema C-Mn-Si-Ni-Mo se encontró que el óptimo de Ti fue 0,016% (180). En aceros al C-Mn al variar el Ti de 0,002 a 0,07 se observó un progresivo aumento de la resistencia y en la cantidad de AF, obteniéndose el máximo de tenacidad para 0,02% Ti. (181). Para otros procesos de soldadura también se ha observado el mismo efecto en la tenacidad. Para depósitos realizados con alambres tubulares el óptimo se determinó en 0,1%. Para soldaduras protegidas con CO<sub>2</sub> se reportó un óptimo en 0,04-0,045%Ti. Este pico en la tenacidad se atribuye a un refinamiento de la microestructura junto con un aumento de la dureza (148). A su vez se ha encontrado interacción del Ti con el Al y el Mo en el proceso de SAW. También se observó que el Ti aumenta la transferencia de Mn, Si y Al y reduce el oxígeno. El aumento inicial de la tenacidad se atribuye a la reducción del contenido de O y a un refinamiento general de la microestructura. La caída a altos niveles de Ti está asociada a un endurecimiento por solución sólida por aumento del Si, la formación de martensita y la posible precipitación de finas partículas de TiC coherentes (147).

Los alambres tubulares del tipo *metal-cored* metalúrgicamente pueden dar propiedades más similares a las de los alambres tubulares básicos. El contenido de oxígeno en el metal de soldadura es medio a alto, resultando en propiedades de impacto buenas a muy buenas. Estas propiedades aumentan o se mantienen luego de un tratamiento térmico post-soldadura (14).

### 5.1.3.- Influencia del tamaño de grano

La influencia del tamaño de grano  $d$  sobre la resistencia del metal de aporte puro de los depósitos realizados con SMAW o las soldaduras multipasadas ha sido muy investigada, hallándose una relación con la inversa de la raíz del tamaño de grano  $d^{-1/2}$ . A menudo se ha utilizado para ajustar los resultados experimentales la Ec. 2.71 de Hall-Petch.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad Ec.2.71$$

Donde  $\sigma_y$  usualmente es el límite de fluencia y  $\sigma_0$  y  $k$  son constantes, donde la primera se denomina tensión de fricción. En muchos casos se obtuvieron tensiones de fricción negativas, que se explica como resultado de la mayor influencia de las dislocaciones sobre la resistencia a medida que disminuye el tamaño de grano (182).

Alternativamente, aunque tradicionalmente sea el tamaño de grano ferrítico lo que se asocia a la resistencia, el ancho del grano austenítico primario también puede ser un valor útil para correlacionarlo con la resistencia del metal de soldadura, ya que éste es más fácil de medir y que se ha establecido que el tamaño de grano ferrítico es función del ancho de grano austenítico y de la velocidad de enfriamiento (173).

Generalmente una estructura de grano fino se requiere para mejorar la tenacidad más que la resistencia, dado que como se mencionó anteriormente el efecto fundamental de la disminución del tamaño de grano es sobre la tenacidad. Se ha reportado una relación similar a la encontrada para la resistencia, donde la temperatura de transición de Charpy  $T$  guarda una relación lineal con el logaritmo de la inversa de la raíz del tamaño de grano  $\log(d^{-1/2})$ , como se indica en la Ec. 2.72 (183).

$$T = A - B \log(d^{-1/2}) \quad Ec.2.72$$

Donde  $A$  y  $B$  son constantes.

### 5.1.4.- Influencia de la microestructura.

Históricamente fue aceptado que la ferrita alotriomórfica es mala para la tenacidad del metal de soldadura, debido a que ofrece baja resistencia a la propagación de fisuras por clivaje. Sin embargo, ésta es una transformación *reconstructiva* que involucra la difusión de todos los átomos, por lo que los granos de ferrita pueden crecer libremente a través de los bordes de grano de la austenita, dentro de ambos granos adyacentes. Las transformaciones *cooperativas* (ferrita Widmanstätten, ferrita acicular, bainita y martensita) involucran el movimiento coordinado de átomos, los que no pueden ser sostenidos a través de un borde de grano. Por lo tanto, cuando los productos de la transformación son todos desplacivos siempre queda un vestigio del borde de grano austenítico, y en la presencia de impurezas, puede llevar a una fractura intergranular, respecto de los bordes de grano austeníticos primarios. Con ferrita alotriomórfica, los bordes de granos austeníticos originales están enteramente interrumpidos, eliminando los sitios para la segregación de impurezas. Además, el contenido de impurezas debe ser lo suficientemente alto en relación a la cantidad de superficie de grano austenítico primario para causar fragilización. La

teoría clásica de fragilización por revenido sugiere que adiciones de elementos como el Mo puede mitigar los efectos de las impurezas, controlando la fragilización (69).

El efecto del engrosamiento de la ferrita acicular al tener un tamaño de grano austenítico pequeño no afectaría significativamente la resistencia de los depósitos soldados. Esto es debido a que la distancia de deslizamiento media en un placa de ferrita acicular no cambia demasiado a medida que la placa aumenta su tamaño. Sin embargo, queda pendiente demostrar cómo es afectada la tenacidad por pequeñas variaciones en el tamaño y distribución de la ferrita acicular (69).

En cuanto a la resistencia de la bainita, tenemos que ésta depende de una suma de factores.

Uno de los factores que controla la resistencia de la bainita es el tamaño de grano de la ferrita bainítica. A medida que disminuye la temperatura de transformación la estructura se vuelve más fina, esto se debe a la disminución del tamaño de grano de la ferrita bainítica. Se pudo observar que a medida que disminuye el tamaño de grano aumenta la resistencia mostrada por la bainita (123).

Otro de los efectos que controlan la resistencia de la bainita es la dispersión de los carburos. Al disminuir la temperatura de transformación los carburos en la estructura bainítica, para un acero con un contenido dado de carbono, se vuelven más pequeños y aumentan en número. Este cambio causa un endurecimiento por dispersión debido a la nueva disposición de los carburos, aumentando la resistencia (123).

Otro efecto endurecedor, aunque probablemente de menor importancia, es el producido por las tensiones internas. A medida que se disminuye la temperatura de transformación hay una mayor expansión durante la transformación bainítica, esto llevaría a un mayor nivel de tensiones internas, especialmente cuando las temperaturas son bajas y la posibilidad de relevar dichas tensiones térmicamente disminuye.

Al aumentar la densidad de dislocaciones en un metal, mayor es la resistencia debido a que mayores son las tensiones necesarias para desplazar a las dislocaciones a través de la estructura. Se ha mostrado (123) que todas las bainitas contienen una mayor densidad de dislocaciones que la ferrita poligonal, debido a las tensiones generadas por las tensiones de corte generados durante la transformación, lo que muestra otro efecto endurecedor en las bainitas. A su vez, mayor es la densidad cuanto menor es la temperatura de transformación, probablemente debido a las mayores tensiones que acompañan a la transformación y a la imposibilidad de eliminarlas térmicamente. La bainita inferior, donde los carburos precipitan directamente de la austenita, parece tener una mucho mayor densidad de dislocaciones que la bainita superior. Una posible explicación es que la precipitación de carburos produce suficiente tensión para generar dislocaciones y la interfase entre los carburos y la ferrita bainítica actúa como una fuente de dislocaciones.

Ha sido mostrado (184) que al disminuir la temperatura de transformación aumenta la cantidad de carbono en solución en la ferrita bainítica. Esto tiende a producir un endurecimiento por solución sólida, que podría deberse a una parcial asociación entre los átomos intersticiales disueltos de carbono y las dislocaciones en la estructura.

En cuanto a los valores de ductilidad, en general la elongación porcentual y la reducción de área de la bainita presentan el mismo orden de magnitud que la martensita revenida, en aceros de baja aleación referidos a la misma resistencia. Sin embargo, las estructuras bainíticas tienden a presentar valores de ductilidad superiores, particularmente en los aceros de alta resistencia (123).

Un parámetro que puede resultar de utilidad para evaluar el efecto microestructural en la resistencia es la *temperatura de transformación*, en particular  $T_{50}$ , es decir la temperatura para la cual ha tenido lugar el 50% de la transformación. Se ha reportado una variación lineal entre la  $T_{50}$  y el límite de fluencia del metal de soldadura, con buenos niveles de correlación, para diversos niveles de resistencia. En la figura 127 se puede ver dicha relación.

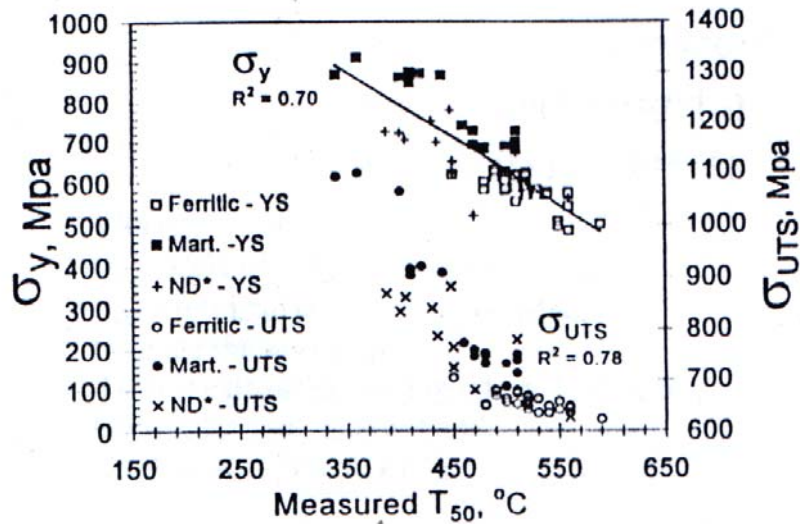


Figura 127.- Relación entre la temperatura  $T_{50}$  y el límite de fluencia del metal de soldadura  $\sigma_y$  para diversas microestructuras (ferrítica, martensítica y no determinada) (160).

En cuanto a las propiedades al impacto, como se mencionó mas arriba, la bainita superior presenta una pérdida de propiedades, fundamentalmente del límite de fluencia, mostrando una apreciable fragilización. Esto se podría atribuir a la posible precipitación de carburos en el borde de grano austenítico. De hecho, la fragilización, es encontrada en la bainita superior formada alrededor de 25°C por debajo de la temperatura de transformación correspondiente al mayor tiempo de transformación observado en el diagrama *TTT*. El prolongado tiempo a esa temperatura causaría la precipitación mencionada anteriormente (123,185).

Muchos trabajos se han volcado principalmente a la comparación entre las propiedades mecánicas de la bainita inferior y de la martensita revenida. Los resultados observados en algunos de estos trabajos muestran que en aceros estructurales de medio carbono, la bainita inferior formada por encima de  $M_s$  revela propiedades de resistencia equivalentes a las de la martensita revenida. Esta similitud es también observada en la microestructura donde la estructura acicular de la bainita inferior es muy parecida a la de la martensita.

A su vez, la bainita inferior muestra ciertas ventajas con respecto a la martensita revenida. Para una misma resistencia a la rotura, la bainita inferior presenta mayores valores de resistencia al impacto. Esto podría explicarse debido a la fina dispersión de los carburos precipitados en el interior de la placa acicular de ferrita (123,185). En la figura 128 se observa la resistencia al impacto de la bainita.

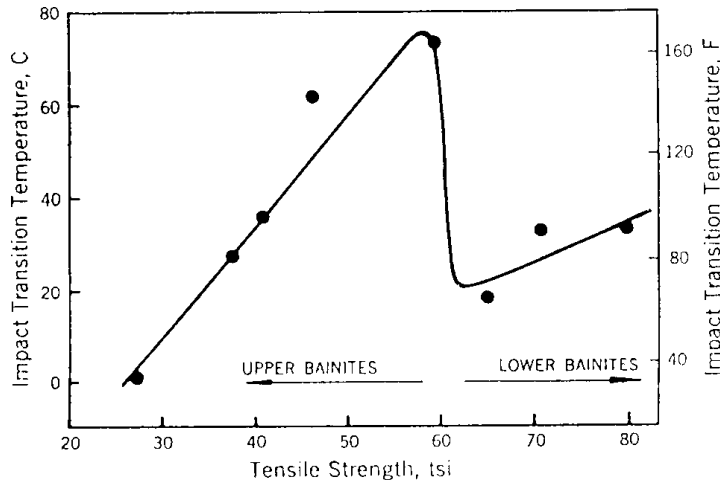


Figura 128.- Resistencia al impacto de la bainita en función de la resistencia (123).

Así, para ciertas solicitaciones mecánicas la bainita inferior ofrecería ciertas ventajas comparativas en su utilización.

A modo de resumen se puede decir, respecto a la resistencia de los depósitos de soldadura, que el efecto de cada elemento de aleación o impureza es mayor que el reportado por efecto de endurecimiento por solución sólida, y esto es atribuible a un efecto adicional de refinado de la microestructura con una posible contribución en ciertos casos de endurecimiento por precipitación (186). Para la tenacidad se ha encontrado que la microestructura es un parámetro de fundamental importancia. El tamaño de grano tiene el mayor efecto, un tamaño de grano fino es beneficioso para la resistencia al clivaje, mientras que las inclusiones no metálicas y las microfases son negativas. La mayoría de los elementos en solución sólida disminuye la resistencia al clivaje de la ferrita, con excepción del Ni (186).

Por esto un factor que afecta en el mismo sentido tanto a la resistencia como a la tenacidad es el tamaño de grano, y en orden a producir una metal de soldadura resistente y tenaz es necesario un tamaño de grano fino. Esto requiere una microestructura que contenga en condición "como soldada" una alta proporción de ferrita acicular. Para producir dicha microestructura se deben cumplir los siguientes requisitos.

1- Se debe lograr un correcto estado de desoxidación, por lo que se debe reconocer que si bien las inclusiones son negativas *per se* para la resistencia al clivaje, una fracción en volumen de inclusiones óptima no es cero. Un nivel de oxígeno entre 0,025 y 0,045% en combinación con cierto contenido de Ti > 0,005% darán las condiciones apropiadas para la formación de ferrita acicular (186).

2- A fin de maximizar la ferrita acicular y refinar su tamaño de grano tanto como sea posible se requiere un nivel apropiado de aleantes. A pesar de que existe un óptimo para cada elemento más allá del cual la mejora microestructural es pequeña y con más adición se disminuye la tenacidad por aumento de la resistencia, algunos elementos interactúan entre sí, modificando el valor de ese óptimo mencionado. Elementos que se ha reportado que interactúan entre sí son Mn+C, Ni+Mn y Al+Ti+Si. Además, hay elementos que son negativos para la tenacidad en cualquier nivel medible como el P, el S y el N. A fin de disminuir los productos de transformación en el borde de grano, y por lo tanto favorecer la formación de AF, el B es un elemento que puede ser adicionado, aunque puede traer algunos inconvenientes con el aumento del N.

3- El nivel de aleación y la fracción en volumen de inclusiones debe ser ajustado con la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura.

### *5.1.5.- Influencia de las variables de proceso*

#### *Calor Aportado*

Está generalmente acordado que un calor aportado bajo es beneficioso para la tenacidad del metal de soldadura en depósitos de aceroal C-Mn multipasdas realizados con SMAW, mientras que los aceros de baja aleación son significativamente menos sensibles a la degradación de la tenacidad a alto calor aportado (149,172). El calor aportado se puede variar a través del diámetro del electrodo para SMAW o con la cantidad de pasadas por capa.

Se ha reportado para depósitos realizados por SMAW que al aumentar el diámetro del electrodo se tiene tanto una caída en la meseta superior de la curva de Charpy como un aumento en la temperatura de transición. Al variar el calor aportado desde 0,6 kJ/mm hasta 4,3 kJ/mm, se encontró un óptimo en 2 kJ/mm, con un contenido de Mn óptimo de 1,4% en bajo mano. En vertical ascendente se encontró un óptimo en 3kJ/mm con un contenido de Mn óptimo de 1,7% (147).

La caída en la tenacidad a altos valores de calor aportado se debe a un aumento de la proporción de zona no refinada. A su vez, se espera que dicha zona sea más gruesa a mayor calor aportado (115,187).

El efecto del calor aportado sobre las propiedades mecánicas se materializa a través de la modificación microestructural al variar dicho parámetro. Estrictamente es más útil considerar a la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura como un factor controlante de la microestructura para una química dada, que finalmente afectará las propiedades. La velocidad de enfriamiento está dada por el calor aportado sobre una dada chapa, por lo que es función también del espesor de dicha chapa. De este modo se ve que la variable velocidad de enfriamiento es representativa de lo que controlará la microestructura incorporando en un valor tensión de arco, corriente de soldadura, velocidad de soldadura y espesor de la chapa (160).

#### *Posición de soldadura*

Al soldar en vertical ascendente el flujo de calor durante la soldadura difiere respecto de lo ocurrido en la soldadura bajo mano, así como también cambia el patrón de solidificación y la morfología de la escoria (188). Como consecuencia de esto se observan diferencias en la forma y tamaño de la pileta líquida y de los cordones obtenidos. También existe una tendencia mayor a atrapar grandes inclusiones globulares. A su vez, se espera una menor eficiencia en la protección atmosférica respecto de lo obtenido en la soldadura bajo mano (188).

En este sentido, la posición de soldadura tiene un efecto marcado sobre la tenacidad del metal de soldadura. En general se observa que la tenacidad decrece al cambiar la posición de soldadura en el siguiente orden: bajo mano, horizontal, sobre cabeza y vertical ascendente (196). Sin embargo otros autores encontraron el orden inverso para la tenacidad en Charpy a  $-10$  y  $-20^{\circ}\text{C}$  utilizando electrodos revestidos básicos (189). Los efectos de la posición de soldadura son difíciles de discernir de los ensayos de Charpy, los que dan diferentes ordenamientos para los resultados de raíz o subsuperficiales (147).

Los cambios en la tenacidad en función de la posición de soldadura son comunmente atribuibles a variaciones en el calor aportado o cambios composicionales. Evans reporta para electrodos revestidos mayores contenidos de C, Mn, Si y O. En general se observa una disminución del contenido de O al aumentar el Mn. Se observó un máximo en la tenacidad para un contenido de Mn de 1,4%. En cuanto al N, se observa una disminución en las soldaduras realizadas en vertical ascendente (188).

El tamaño de cordón y la fracción de zona columnar en vertical ascendente es mayor para el mismo calor aportado, comparado con la posición bajo mano (190). En cuanto a las propiedades mecánicas no se observan variaciones significativas de la dureza y de la resistencia a la tracción al soldar en vertical ascendente (188) respecto de bajo mano.

Los granos columnares son más cortos en vertical que al soldar bajo mano, encontrándose una menor inclinación de los mismos durante el crecimiento. La AF formada al soldar en vertical es más gruesa y no se detectan variaciones significativas en las fracciones de los microconstituyentes formados en cada caso (188).

### 5.2.-Fractura

La fractura consiste en la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes bajo la acción de tensión. Se puede considerar que el proceso de fractura consiste en dos etapas: la iniciación de una fisura y la propagación de la misma.

Los materiales metálicos pueden exhibir distintos tipos de fractura dependiendo del material, la temperatura, el estado de tensiones y la velocidad de aplicación de la carga. Las dos más amplias categorías son la *fractura dúctil* y la *fractura frágil*.

La fractura frágil se caracteriza por una alta velocidad de propagación de la fisura y tiene lugar por separación de los planos cristalinos en dirección normal a la tensión de tracción actuante, como se observa esquemáticamente en la figura 129a. No hay evidencia de deformación plástica, aunque con difracción de rayos X se puede detectar una delgada capa de material deformado en la superficie de fractura. Este tipo de fractura se observa en materiales b.c.c. y h.c.p., pero no en f.c.c. a menos que existan factores que contribuyan a la fragilización del borde de grano. Este modo de fractura debe evitarse a cualquier costo dado que se produce sin previo aviso y usualmente produce consecuencias desastrosas (186).

La fractura dúctil puede tomar diversas formas. Monocristales de metales h.c.p. pueden deslizarse sobre sucesivos planos basales hasta que finalmente el cristal se separa por corte, como se puede ver en la figura 129b. Muestras policristalinas de materiales muy dúctiles como plomo u oro pueden realmente ser deformadas prácticamente hasta que la sección sea un punto antes de que rompan, como puede verse esquemáticamente en la figura 129c. En la fractura por tracción de metales policristalinos moderadamente dúctiles, la deformación plástica puede producir una zona de *estricción*, como se indica en la figura 129d. La fractura comienza en el centro y se extiende por corte, resultando en la conocida superficie de fractura denominada de “copa y cono” (186).

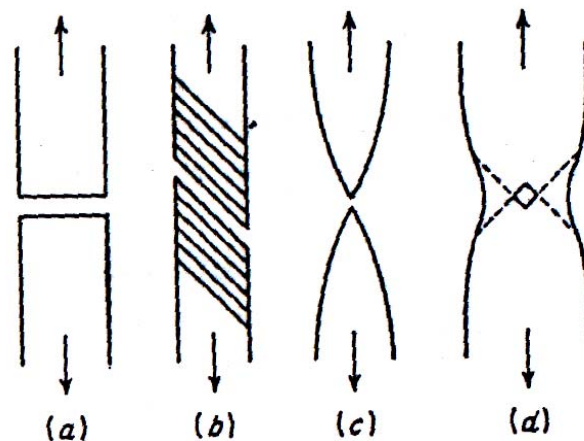


Figura 129.- Tipos de fractura observados en metales sometidos a tracción uniaxial. a- fractura frágil de monocristales y policristales. b- fractura por corte en los monocristales dúctiles. c- fractura completamente dúctil en policristales. d- fractura dúctil en policristales (186).



Los tipos de fractura se han clasificado respecto de diversas características como la deformación a la fractura, el modo cristalográfico de fractura y la apariencia de la fractura. En la tabla 7 se pueden observar los términos utilizados comúnmente para describir una fractura.

Característica	Términos utilizados	
Modo cristalográfico	Corte	Clivaje
Apariencia	Fibrosa	Granular
Deformación	Dúctil	Frágil

Tabla 7.- Términos utilizados comúnmente para describir una fractura (191).

La fractura por *corte* se produce como resultado de un excesivo deslizamiento sobre el plano de deslizamiento activo. Este tipo de fractura es promovido por tensiones de corte. El modo de fractura por *clivaje* está controlado por las tensiones de tracción actuando normalmente al plano cristalográfico de clivaje. Una superficie de fractura causada por corte a baja magnificación tiene una apariencia gris y fibrosa, mientras que una superficie de fractura por clivaje aparece brillante o granular, debido a la reflexión de la luz desde las superficies planas de clivaje. Frecuentemente las superficies de fractura consisten en una mezcla de fractura fibrosa y granular, siendo útil reportar la fracción de área representada por una de las dos categorías.

Basada en un examen metalográfico las fracturas en materiales policristalinos se clasifican según sean *transgranulares* o *intergranulares*. En el primer caso la fisura se propaga a través de los granos, mientras que en el segundo lo hace a través de los bordes de grano. Una fractura dúctil exhibe un considerable grado de deformación plástica (186).

El modo de fractura para cristales de hierro b.c.c. es fuertemente dependiente de la temperatura, la pureza, el tratamiento térmico y la orientación cristalina. El plano de clivaje del hierro  $\alpha$  es el (100) (186).

En la fractura frágil de acero de bajo carbono, las grandes microfisuras observadas en los granos de ferrita están invariablemente asociadas con partículas de carburos fracturadas ubicadas en el grano o en el borde de grano. La fractura de la partícula de carburo por el campo de tensiones de un apilamiento es el paso intermedio entre la formación de un apilamiento de dislocaciones y la fractura por clivaje de la ferrita. La formación de una fisura sobre un carburo puede iniciar la fractura por clivaje en la ferrita adyacente si el campo de tensiones es lo suficientemente alto (186).

La fractura dúctil comienza con la iniciación de *huecos* mayormente sobre partículas de segundas fases. La geometría de la partícula, el tamaño y la cohesión con la matriz son parámetros importantes. En la figura 130 se puede ver la influencia de segundas fases presentes en el acero sobre la ductilidad en tracción.

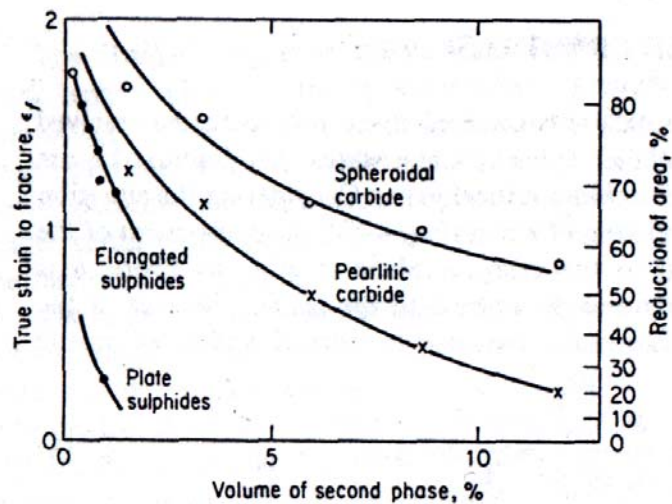


Figura 130.- Influencia de segundas fases presentes en el acero sobre la ductilidad en tracción (186).

A través del examen microscópico de las superficies de fractura puede obtenerse información importante sobre la naturaleza de la fractura. Este estudio es denominado *fractografía* y se realiza comúnmente utilizando microscopía electrónica de barrido (SEM).

La fractura por clivaje que representa la fractura frágil que ocurre a través de planos cristalográficos, se caracteriza por presentar facetas planas generalmente de un tamaño similar al del grano de ferrita.

A su vez, las facetas planas presentan *marcas de río*, como puede verse en la figura 131a. Estas marcas de río son causadas por el movimiento de la fisura a través del cristal a lo largo de un número de planos paralelos que forman una serie de *plateaus* y bordes que los conectan. Esta son indicaciones de la absorción de energía por deformación local. La dirección del *patrón de río* representa la dirección de propagación de la fisura (186).

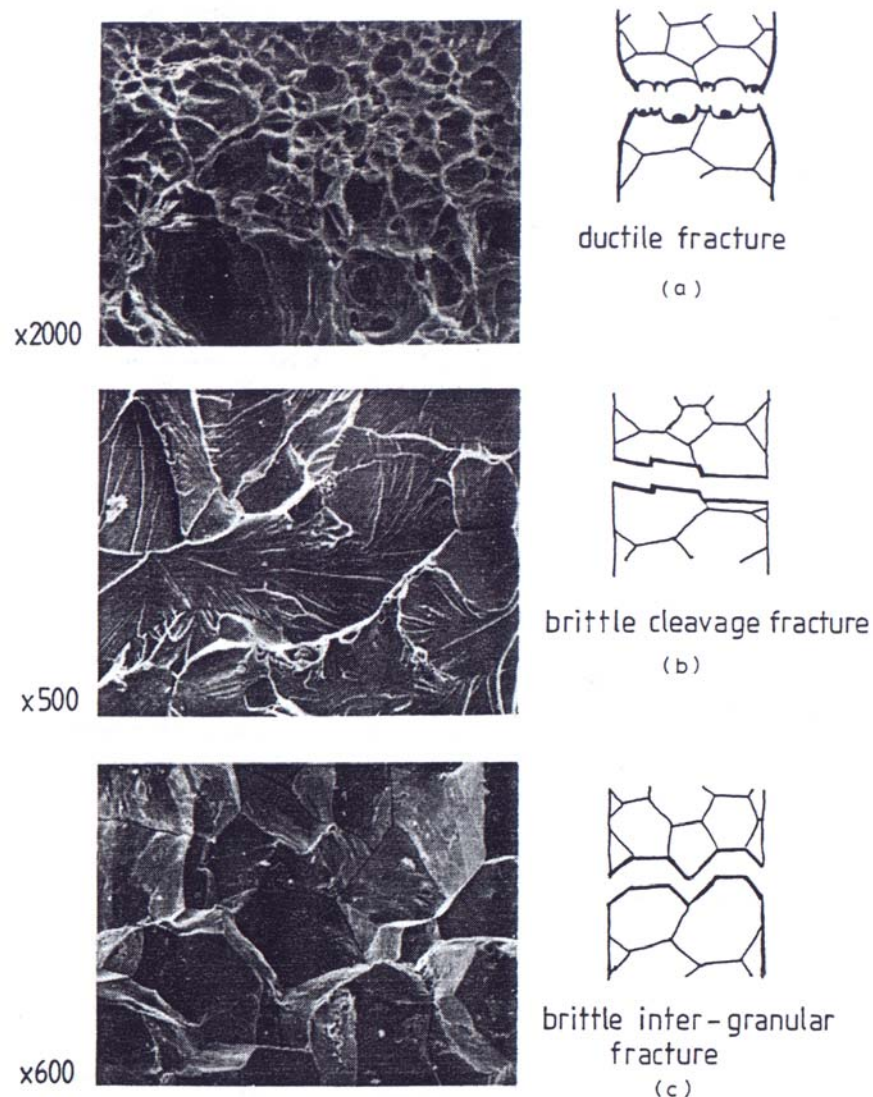


Figura 131.- Fractografías SEM. a- fractura dúctil, b- fractura frágil, c- fractura intergranular (33).

La fractura por cuasi-clivaje está relacionada con la fractura por clivaje pero es distinta. El término cuasi-clivaje se debe a que en realizada las facetas no corresponden a planos de clivaje y se corresponden en tamaño con el tamaño de grano austenítico primario. Estas fracturas a menudo muestran huecos y bordes de corte en la periferia de las facetas (186).

La fractura dúctil (*"dimpled"*) está caracterizada por depresiones en forma de copas que pueden ser equiaxiales, parabólicas o elípticas de acuerdo al estado de tensiones. Los microhuecos se inician en las partículas de segundas fases, luego estos crecen y eventualmente los ligamentos remanentes entre los microhuecos se fracturan (186). En la figura 131b se puede observar una fractografía de una fractura dúctil.

En la figura 131c se puede ver una fractura intergranular.

Como una regla general la tenacidad a la fractura está asociada a la energía que requiere una fisura para propagarse a través del material, lo que es aproximadamente proporcional a la longitud del camino recorrido por la fisura y a la energía de deformación plástica del material (33).

- 1.- J. E. Gordon, "The New Science of Strong Materials", 2° Ed, Penguin Books, Londres, 1976.
- 2.- J. F. Lancaster, "Welding Metallurgy", 4° Ed., Allen & Unwin, Londres, 1987, Cap. 1.
- 3.- D. R. Milner, R. L. Apps, "Introduction to Welding and Brazing", 1° Ed, Pergamon Press, Oxford, 1968, Cap. 1.
- 4.- Welding Handbook, Chapter 5: Flux Cored Arc Welding, AWS, Miami, pp.158-190.
- 5.- R. A. Schofield, K. E. Moak, "Potencial Applications of High Strength Low Alloy Steel to Naval Surface Combatants", ORI Report 1944-6, April 1983.
- 6.- D. Myers, "Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages", *Welding Journal*, Sept. 2002, pp. 39-42.
- 7.- M. D. Huisman, "Flux- and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires", *Svetsaren*, 1-2, 1996, pp. 6-14.
- 8.- V. V. Vaidya, "Flux Cored Arc Welding Wires", *Canadian Welder And Fabricator*, Nov. 1989, pp. 33-38.
- 9.- T. A. Siewert, S. E. Ferree, "Status Report: Flux Cord Arc Welding", *Metal Progress*, April 1981, pp. 42-48.
- 10.- "Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding", ANSI/AWS A5.28-96, American Welding Society, Miami, 1996.
- 11.- "Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding", ANSI/AWS A5.29-98, American Welding Society, Miami, 1998.
- 12.- K. A. Lyttle, "Metal Cored Wires: Where Do They Fit in Your Future?", *Welding Journal*, October 1996, pp. 35-38.
- 13.- MIL-E-24403/1D, MIL-E-24403/2A, AWS A5.20-79 and AWS A5.29-80 Specifications for Flux Cored Arc Welding Electrodes.
- 14.- V. V. Vaidya, "Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds", *Welding Journal*, Sept. 2002, pp. 43-48.
- 15.- "Gas Metal Arc Welding Guide", Lincoln Electric Ltd., March 1995.
- 16.- S. E. Ferree, "Flux Cored Arc Welding of High Strength Low Alloy Steels", *Australian Welding Journal*, Autumn 1987, pp 5-13.
- 17.- N. Stenbacka, K. A. Persson, "Shielding gases for gas metal arc welding", *Welding Journal*, 68, 11, p. 41.
- 18.- Y. S. Kim, Ph D Thesis, Department of Materials Science and Engineering, MIT, Cambridge, Mass., 1989.
- 19.- M. Ushio, K. Ikeuchi, M. Tanaka and T. Seto, "Effect of shielding gas composition on metal transfer phenomena in high current GMAW welding", *Journal of Welding Research Institute*, 22, 1.
- 20.- P. G. Jonsson, A. B. Murphy, J. Szekely, "The influence of oxygen additions on argon shielded gas metal arc welding processes", *Welding Journal*, 74 (2), 1995, p. 46.
- 21.- N. G. Nuhn, M. G. Goldschmitz and J. B. Altemuhl "Dry rutile wires really exist!", FILARC Welding Industries B. V., The Netherlands, *Welding Review*, February 1994.
- 22.- "Welding Handbook", Vol 1, 9<sup>th</sup>. Ed., AWS, 2001.
- 23.- T. DebRoy, S. A. David, "Physical processes of fusion welding", *Reviews of Modern Physics*, 1995, 67(1), pp. 85-112.
- 24.- R. T. Choo, J. Szekely, *Welding Journal*, 1994, 73(2), p. 25s.
- 25.- A. Matsunawa, in *International Trends in Welding Science and Technology*, editado por S. A. David, J. Vitek (ASM International, Materials Park, Ohio), 1993, p. 3.
- 26.- T. DebRoy, paper presentado en 2<sup>nd</sup> International Seminar on Numerical Analysis on Weldability, 10-11 Mayo 1993, Graz-Seggau, Austria.
- 27.- K. Mundra, T. DebRoy, Trabajo no publicado realizado en el Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la Universidad del Estado de Pennsylvania, University Park, PA.

- 28.- T. Zacharia, S. A. David, J. M. Vitek, T. DebRoy, *Welding Journal*, 1989, 68, p. 510s.
- 29.- J. F. Lancaster, "The Physics of Welding", 2<sup>o</sup>Ed., Pergamon Press, Oxford, 1986, p. 163.
- 30.- S. Kou, "Welding Metallurgy", John Wiley and Sons, New York, 1987.
- 31.- S. Kou, "Transport Phenomena in Materials Processing", John Wiley and Sons, New York, 1996.
- 32.- D. Rosenthal, "Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting", *Welding Journal*, 20, pp. 220s-234s.
- 33.- K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", 1983, London, Butterworths.
- 34.- C. M. Adams, "Cooling rates and Peak Temperaturas in Fusion Welding", *Welding Journal*, 37, 5, pp. 210s-215s.
- 35.- P. Jhaveri, W. G. Moffatt, C. M. Adams, "Effect of plate thickness and radiation on heat flow in welding and cutting", *Welding Journal*, 1962, 41(1), pp. 12s-16s.
- 36.- O. Grong, D. K. Matlock, "Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals", *International Metals Reviews*, 1986, 31, pp. 175-196.
- 37.- E. T. Turkdogan, "Chemical metallurgy of iron and steel", 1973, London, *The Iron and Steel Institute*, pp. 153-170.
- 38.- M. C. Flemings, *International Metallurgical Reviews*, 1977, 22, pp. 201-207.
- 39.- M. Uda, S. Ohno, *Transactions of the National Research Institute of Metals*, 15, 1975, pp. 71-78.
- 40.- Y. Kasamatsu, *Journal of Japan Welding Society*, 1962, 31, p. 775.
- 41.- A. Bandopadhyay, A. Banerjee, T. DebRoy, *Metallurgical Transactions B*, 1992, 23B, p. 207.
- 42.- A. Banerjee, T. DebRoy, C. Onneby, M. Small, in *International Trends in Welding Science and Technology*, editado por S. A., David, J.M. Vitek, (ASM International, Materials Park, OH), 1993, p. 39.
- 43.- G. Evans, N. Bailey, "Metallurgy of Basic Weld Metal", Abington Publishing, 1997, Cambridge, England.
- 44.- D. Widgery, "Tubular Wire Welding", Abington Publishing, 1994, Cambridge, England, p.67.
- 45.- E. Baune, C. Bonnet, S. Liu, "Reconsidering de basicity of a FCAW consumable - Part 2: Verification of the flux/slag analysis methodology for weld metal oxygen control", *Welding Journal*, March 2000, pp. 66s-71s.
- 46.- T. Kobayashi, *Journal of Japan Welding Society*, 1971, 40, pp.221-231.
- 47.- N. Mori, H. Homma, S. Okita, K. Asano, 1980, "The behavior of B y N in notch toughness improvement of Ti-B bearing weld metals", IIW Doc IX-1158-80.
- 48.- T. Kuwana, Y. Sato, *Journal of Japan Welding Society*, 1983a, 52, pp. 292-298.
- 49.- S. S. Tuliani, T. Boniszewski, N. F. Eaton, *Welding and Metal Fabrication*, 1969, vol. 37, p. 327.
- 50.- T. W. Eagar, *Welding Journal*, 1978, 57, pp. 76s-80s.
- 51.- F. R. Coe, "Fluxes and Slags in Arc Welding", The Welding Institute, 75, Nov. 1978.
- 52.- E. Baune, C. Bonnet, S. Liu, "Reconsidering de basicity of a FCAW consumable - Part 1: Solidified slag composition of a FCAW consumable as a basicity indicator", *Welding Journal*, 79(3), March 2000, pp. 59s-65s.
- 53.- O. Grong, N. Christensen, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1983, 12, pp. 155-165.
- 54.- J. A. Palma, R. Timerman, "Ciencia y Técnica de la Soldadura", Tomo I, Ed. Conarco, 1983, Buenos Aires.
- 55.- B. R. Keville, *Welding Journal*, 1983, 62, pp. 253s-260s.
- 56.- A. O. Kluken, O. Grong, *Metallurgical Transactions A*, 20A, 1989, pp. 1335-1349.
- 57.- F. C. Liao, S. Liu, *Welding Journal*, 71, 1992, pp. 94s-103s.

- 58.- K. C. Hsieh, S. S. Babu, J. M. Vitek, S. A. David, "Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds", *Materials Science and Engineering*, A215, 1996, pp. 84-91.
- 59.- A. Sanchez-Osio, S. Liu, *WRC Bulletin*, p. 399s.
- 60.- B. Ahlblom, U. Bergstrom, N. E. Hannerz, I. Werlefors, " , Proc. Int. Conf. "Effect of residual, impurity and microalloying elements on weldability and weld properties", London, Nov. 1983, The Welding Institute, Paper 27.
- 61.- B. R. Keville, R. C. Cochrane, "Factors controlling the microstructure and toughness of submerged arc weldments", Proc. 30<sup>th</sup> Annual Convention on welding Technology '82, Hobart, The Australian Welding Institute, 1982, pp. 263-269.
- 62.- R. A. Ricks, P. R. Howell, G. S. Barrite, "The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals", *Journal of Materials Science*, 1982, 17, pp. 732-740.
- 63.- P. L. Harrison, R. A. Farrar, "Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview", *Journal of Materials Science*, 1987, 22, pp. 3812-3820.
- 64.- S. Liu, D. L. Olson, "The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures", *Welding Journal*, Jun 1986, 65, pp. 139s-149s.
- 65.- G. J. Davies, J. G. Garland, "Solidification structures and properties of fusion welds", *International Metallurgical Review*, 1975, 20, pp. 83-106.
- 66.- R. Mehrabian, "Rapid Solidification", *International Metals Reviews*, 1982, 27(4), pp. 185-208.
- 67.- S. A. David, S. S. Babu, J. M. Vitek, "Welding: Solidification and Microstructure", *JOM*, June 2003, pp.
- 68.- S. A. David, J. M. Vitek, "Correlation between solidification parameters and weld microstructures", *International Materials Reviews*, 1989, 34(5), pp. 213-245.
- 69.- H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, "Mathematical Modelling of Weld Phenomena", 1993, Institute of Materials, London.
- 70.- H. Fredriksson, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1976, 5, pp. 27-32.
- 71.- E. Rasanen, J. Tenkula, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1972, 1, pp. 75-80.
- 72.- A. A. B. Sugden, H. K. D. H. Bhadeshia, "The Non-Uniform Distribution of Inclusions in Low-Alloy Steel Welds, *Metallurgical Transactions A*, 1988, 19A, pp. 669-674.
- 73.- M. Rappaz, S. A. David, J. M. Vitek, , L. A. Boatner, *Metallurgical Transactions*, 1989, 20A, p. 1125.
- 74.- T. G. Gray et al., "Rational Welding Design", Newnes-Butterworths, 1975.
- 75.- W. F. Savage, "Solidification, segregation and weld imperfections", *Welding in the World*, 1980, 18, 5/6, pp. 89-112.
- 76.- H. Nakagawa et al., *Transactions of the Japan Welding Society*, 1971, 2, p. 10.
- 77.- M. Kato et al, *TJWS*, 1972, 3, p. 59.
- 78.- J. G. Garland, *Metal Construction*, 1974, 6, p. 121.
- 79.- E. Scheil, *Z. Metall.*, 1942, 34, pp.70.
- 80.- W. Kurz, W. Clyne, *Metallurgical Transactions A*, 1981, 12, p. 965.
- 81.- K. A. Jackson, B. Chalmers, *Canadian Journal of Physics*, 1956, 34, p. 473.
- 82.- W. A. Tiller et al., *Acta Metallurgica*, 1953, 1, p. 428.
- 83.- S. Kou, University of Wisconsin, WI, personal communication, 1987.
- 84.- H. G. Kraus, *Welding Journal*, 1987, 66, p. 353s.
- 85.- J. A. Brooks, M. J. Baskes, in "Advances in Welding Science and Technology", (Ed. S. David), Metals Park, OH, ASM International, 1987, p. 93.
- 86.- H. Biloni, W. J. Boettinger, in *Physical Metallurgy*, Part I, 1996, edited by R. W. Cahn and P. Haasen (Elsevier, New York).
- 87.- D. A. Porter, K. E. Easterling, "Phase transformations in metals and alloys", Ed. Van Norstrand Reinhold, 1981, p. 181.
- 88.- D. Seferian, "Metallurgy of Welding", Chapman and Hall, 1962.

- 89.- W. A. Tiller, J. W. Rutter, *Canadian Journal of Physics*, 1956, 34, p.473.
- 90.- L. R. Morris, W. C. Winegard, *Journal of Crystal Growth*, 1969, 6, p. 61.
- 91.- H. Biloni et al, *Transactions of AIME*, 1965, 233, p. 1296.
- 92.- T. W. Miller, M. S. Thesis, 1967, Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, N. Y.
- 93.- H. Thresh et al, *Transactions of AIME*, 1968, 242, p. 853.
- 94.- F. Weinberg, *Transactions of AIME*, 1961, 221, p. 844.
- 95.- J. G. Garland, G. J. Davies, *Metal Construction*, 1970, 2, p. 171.
- 96.- D. L. Cheever, D. G. Howden, *Welding Journal*, 1969, 48, p. 179.
- 97.- A. T. D'annessa, *Welding Journal*, 1970, 49, p. 41.
- 98.- S. Fukumoto, W. Kurz, *ISIJ International*, 38, 1998, p.71.
- 99.- M. Rappaz et al, *Metallurgical Transactions*, 20A 1989, p. 1125.
- 100.- U. Dilthey, V. Pavlik, T. Reichel, *Mathematical modeling of weld phenomena 3*, Ed. H. Cerjak (London: Institute of Materials, 1997), p. 85.
- 101.- A. C. Hall et al, Proceedings of the 11th International Conference and Exhibition on Computer Technology in Welding (Columbus, Ohio), 2001.
- 102.- R. Trivedi et al, *Journal of Applied Physics*, 93, April 2003, p. 4885.
- 103.- S. S. Babu, J. W. Elmer, J. M. Vitek, S. A. David, "Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds", *Acta Materialia*, 50, 2002, pp. 4763-4781.
- 104.- J. D. Verhoeven, "Fundamentos de la Metalurgia Física", Ed. Limusa, México, 1987.
- 105.- D. McLean, "Grain Boundaries in Metals", Oxford University Press, Oxford, 1957.
- 106.- K. C. Russell, "Phase Transformations", ASM, Metals Park, Ohio, 1970, pp. 219-268.
- 107.- J. W. Christian, "The Theory of Transformations in Metals", 2º Ed, Pergamon, New York, 1975.
- 108.- H. I. Aaronson, "Decomposition of austenite by diffusional processes", V. F. Zackay, H. I. Aaronson Eds., Interscience, New York, 1962, pp.387-546.
- 109.- K. R. Kinsman, H. I. Aaronson, *Metallurgical Transactions*, 1973, 4, pp. 959-967.
- 110.- H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, B. Gretoft, *Journal of Materials Science Letters*, 1985, 4, pp. 305-308.
- 111.- C. B. Dallum, D. Olson, "Stress and grain size effects on weld metal ferrite formation", *Welding Journal*, 1989, pp. 198s-205s.
- 112.- R. Trivedi, *Metallurgical Transactions*, 1970, 1, pp. 921-927.
- 113.- H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, B. Gretoft, "A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits", *Acta Metallurgica*, 1985a, 33, pp. 1271-1283.
- 114.- H. K. D. H. Bhadeshia, "Phase Transformations '87", Ed. G. W. Lorimer, Institute of Metals, London, 1988, pp. 309-314.
- 115.- Y. Ito, M. Nakanishi, "Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding", *The Sumimoto Search*, 1976, 15, pp.42-62.
- 116.- J. R. Yang, H. K. D. H. Bhadeshia, "The dislocation density of acicular ferrite in steel welds", *Welding Journal*, 1990, 69, pp. 305s-307s.
- 117.- M. Strangwood, H. D. K. H. Bhadeshia, "Advances in welding sciences and technology", Ed. S. A. David, ASM International, Ohio U.S.A., pp. 209-213.
- 118.- A. O. Kluken, O. Grong, J. Hjelen, *Metallurgical Transactions A*, 1991, 20A, pp. 657-663.
- 98.- G. Evans, *International Institute of Welding*, Doc. II-A-739-88, 1988.
- 119.- Y. Horii, S. Okita, M. Wakabayashi, M. Namura, "Study on the toughness of large heat input weld metal for low temperature service TMCP steel", *Nippon Steel Report*, 1988.
- 120.- W. C. Leslie, "Physical Metallurgy of Steels", Mc.Graw-Hill Kogakusha, Tokio, Japón, 1982.

- 121.- J. M. Oblak, R. F. Hehemann. "Transformations and Hardenability in Steels", Climax Molybdenum Co., Ann Harbor, MI, 1967, pp.15-38.
- 122.- R. E. Reed-Hill, "Principios de Metalurgia Física", CECSA, 1972, p. 566.
- 123.- F. B. Pickering, "Transformations and Hardenability in Steels", Climax Molybdenum Co., Ann Harbor, MI, 1967, pp.109-129.
- 124.- T. Ko, J. A. Cottrell, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 172, 1972, p. 307.
- 125.- R. Honeycombe, "Steels: Microstructure and Properties", ASM, Metals Park, OH, 1981, p. 102.
- 126.- H. K. D. H. Bhadeshia, J. W. Christian, *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21A, pp. 767-797.
- 127.- G. Y. Lai, *Metallurgical Transactions A*, 1975, 6A, p. 1469.
- 128.- L. Porter, K. Easterling, "Phase Transformation in Metals Alloys", Van Nostrand-Reinhold Co., New York, 1981, p. 339.
- 129.- G. Spanos, H. Fang, H. Aaronson, *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21A, p. 1381.
- 130.- Y. Ohmori, H. Ohatani, T. Kunitake, *Transactions of Iron and Steel Institute of Japan*, 1971, 11, p. 250.
- 131.- D. V. Dorling, P. E. Rodrigues, J. H. Rogerson, "Trends in steels and consumables for welding", The Welding Institute, Abington, 1979, p. 351.
- 132.- P. L. Harrison, R. A. Farrar, "Applications of continuous cooling transformation diagrams for welding steels", *International Materials Review*, 1989, 34, 1, pp. 35-51.
- 133.- A. O. Kluken, O. Grong, G. Rorvik, *Metallurgical Transactions A*, 1991, 20A, pp. 2047-2058.
- 134.- S. Lathabai, R. D. Stout, "Shielding gas and heat input effects on flux cored weld metal properties", *Welding Journal*, Nov. 1985, pp. 303s-313s.
- 135.- J. C. Garland, P. R. Kirkwood, *Metal Construction*, 1975, 7, p. 320.
- 136.- R. H. Frost, D. S. Olson, S. Liu, Proc. 3<sup>rd</sup> International Conference on Trends in Welding Research Gattinburg, Tennessee, Jun 1-5, 1992, pp. 205-209.
- 137.- M. Ferrante, R. A. Farrar, *Journal of Materials Science*, 1981, 16, p. 2281.
- 138.- B. L. Bramfitt, *Metallurgical Transactions*, 1970, 1, pp. 1987-1995.
- 139.- D. J. Abson, *IIW Doc. IX-J-122-87*.
- 140.- J. I. Lee, Y. T. Pan, *ISIJ International*, 1995, 35, 8, p. 1027s.
- 141.- G. Thewlis, *Materials Science and Technology*, Feb. 1994, 10, pp. 110-125.
- 142.- S. A. Court, PhD Thesis, University of Leeds, 1985.
- 143.- S. Ohkita, H. Homma, H. Tsushima, N. Mori, *Australian Welding Journal*, 1984, 29, 5, p. 29.
- 144.- M. Cohen, *Transactions of ASM*, 1949, 41, pp. 35-94.
- 145.- M. Oka, H. Okamoto, *Metallurgical Transactions A*, 1988, 19A, pp. 447-452.
- 146.- G. M. Evans, *Welding Journal*, 1980, 59, pp.67s-75s.
- 147.- D. J. Abson, R. J. Pargeter, "Factors influencing as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications", *International Metals Reviews*, 1986, 31, 4, pp. 141-196.
- 148.- G. M. Evans, *IIW Doc. II-A-630-84*, 1984.
- 149.- R. E. Dolby, "Procedures of 1<sup>st</sup> National Conference of Fracture", Pergamon Press, 1979, pp. 117-134.
- 150.- G. M. Evans, "The effects of sulphur and phosphorus on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metals deposits", *IIW Doc. II-A-640-85*, 1985.
- 151.- Y. Ito, K. Bessyo, *IIW Doc. IX-576-68*.
- 152.- E. E. Underwood, "Quantitative Stereology", Adison-Wesley, Reading, MA, 1970.
- 153.- G. M. Evans, *IIW Doc. IIA-529-81*, 1981.



- 154.- L. E. Svensson, "The effect of alloy chemistry on vertical –up arc welds", Internal Report, ESAB AB, 1986.
- 155.- M. F. Ashby, K. E. Easterling, *Acta Metallurgica*, 1982, 30, pp. 1969-1978.
- 156.- S. Liu, PhD Thesis, Colorado School of Mines, 1984.
- 157.- N. Christensen, "Welding Compendium", 1981, Trondheim, The Norwegian Institute of Technology.
- 158.- R. E. Dolby, *Metals Technology*, 1983, 10, pp. 349-362.
- 159.- N. Christensen, T. Simonsen, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1981, 10, pp. 156.
- 160.- J. Blackburn, J. DeLoach, A. Brandemarte, "An empirical strength model for low carbon alloy steel weld metal", Trends in Welding Research, Georgia, 1998, pp. 203-208.
- 161.- H. Peetz, PhD Thesis, University of Braunschweig, 1979.
- 162.- A. Brownrigg, R. Boelen, "The effect of Nb on hardenability of C-Mn-Si-Al steels", *IIW Doc. IIW-1976-MTC*, 1976.
- 163.- P. Harrison, M. Watson, R. Farrar, *Welding and Metal Fabrication*, 1981, 49, p. 161.
- 164.- P. Harrison, R. Farrar, "Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 1- Microstructural development", *Metal Construction*, Julio 1987, pp. 392r-399r.
- 165.- M. Avrami, *Journal of Chemistry and Physics*, 1939, 7, p. 1103.
- 166.- J. W. Cahn, W. C. Hagel, "Decomposition of austenite by diffusional processes", Eds. V. Zackay, H. Aaronson, Interscience, N. Y., 1962, pp. 131-191.
- 167.- C. Zener, Personal Communication to Smith C. S., see American Institute for Mining and Metallurgical Engineers, 1949, 175, p. 15.
- 168.- H.M. Schnadt, E.W. Leinhard, "Experimental investigation of the Sharp-Notch Behavior of 60 Steels at Different Temperature and Strain Rates", *IIW-IIS Doc. 196-343-63*, 1963.
- 169.- K. E. Dorsch, R. D. Stout, *Welding Journal*, 1961, 40, 3, pp. 97s-105s.
- 170.- G. M. Evans, "Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits", *IIW Doc. IIA-432-77*, 1977.
- 171.- D. S. Taylor, *Welding and Metal Fabrication*, 1982, 50, 9, pp. 452-460.
- 172.- O. Morigaki, T. Tanigaki, M. Kuwabara, K. Fujibayashi, M. Ottawa, "Development of a covered electrode for steel structures in low temperature service", *IIW Doc. II-746-75*, 1975.
- 173.- D. S. Taylor, G. M. Evans, *Metal Construction*, 1983, 15, 8, pp. 438-443.
- 174.- R. John, P. R. Kemp, W. G. Welland, *Metal Construction*, 1976, 8, 11, pp. 488-492.
- 175.- K. Hirabayashi, T. Taira, T. Yamaguchi, K. Takeshiga, "Symposium of Physical Metallurgy of Weldments", Niagara Falls, N.Y., 1976, Metallurgical Society of AIME.
- 176.- J. H. Tweed, J. F. Knoot, "Fracture", Ed. Maurer and Matzer, 1982, Warley, Engineering Materials Advisory Services, pp. 127-133.
- 177.- Y. Ito, M. Nakanishi, Y. Komizo, *Metal Construction*, 1982, 14, 9, pp. 472-478.
- 178.- T. Ohwa, "Statistical investigation on the effect of alloying elements for the notch toughness of weld metals", *IIW Doc. II-221-62*, 1962.
- 179.- H. Sakaki, *Journal of Japan Welding Society*, 1960, 29, 2, pp. 102-105.
- 180.- N. M. Ramini de Rissone, H. A. Rissone, J. L. Zuliani, R. Timerman, "Effect of titanium on properties of manual multipass weld", *IIW Doc. II-A-665-85*, 1985.
- 181.- S. Nakano, A. Shiga, J. Tsuboi, "Optimising the titanium effect of weld metal toughness", *IIW Doc. XII-B-182-75*, 1975.
- 182.- H. F. Tremlett, R. G. Baker, J. M. Wheatley, *British Welding Journal*, 1961, 8, pp. 437-454.
- 183.- J. Garstone, F. A. Johnson, *British Welding Journal*, 1963, 10, 5, pp. 224-230.
- 184.- P. Vasudevan, L. Graham, H. Axon, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1958, 190, p. 386.

- 185.- L. J. Habraken, M. Economopoulos, "Transformations and Hardenability in Steels", Climax Molybdenum Co., Ann Harbor, MI, 1967, pp. 69-108.
- 186.- G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", 3<sup>o</sup> Ed., 1986, McGraw-Hill, N.Y.
- 187.- G. M. Evans, "Effect of electrode diameter on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metals deposits", *IIW Doc. II-A-469-79*, 1979.
- 188.- G. M. Evans, "Effect of welding position on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits", *IIW Doc. II-A-499-80*, 1980.
- 189.- J. F. Mercer, H. C. Buckingham, *Welding and Metal Fabrication*, 1973, 41, 7, pp. 259-260.
- 190.- G. M. Evans, *Welding Review*, 1982, 1, 3, pp. 6-10.
- 191.- M. Gensamer, "Fatigue and Fracture of Metals", 1952, John Wiley & Sons, N. Y.
- 192.- Technical Report 1515 8742 SAFDUAL 128, Enero 1998, Air Liquide Welding.
- 193.- Norma DIN b524.
- 194.- ASTM E340- "Standard Methods for Macroetching Metals and Alloys", ASTM, 1990 Annual Book of ASTM Standards, 1990.
- 195.- ASTM E407-70: "Standard Methods for Microetching Metals and Alloys", ASTM, 1990 Annual Book of ASTM Standards, 1990.
- 196.- "Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals", Document IIW N<sup>o</sup> IX-1533-88, 1988.
- 197.- J. L. Trotti, "Microestructuras del metal de soldadura", Boletín Técnico de Conarco, N<sup>o</sup> 90, Agosto 1988, pp. 2-30.
- 198.- J. Hollomon, Transactions of AIME, 1947, 171, p. 355.
- 199.- ASTM E23-98: "Notched bar impact testing of metallic materials", ASTM, Annual Book of ASTM Standards, 1990.
- 200.- G. M. Evans, "The Influence of Molybdenum on the Microstructure and Properties of All-weld-metal Deposits", *Joining of Materials*, 1988, 1, 5, pp. 239s-246s.
- 201.- G. M. Evans, "The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits", *Joining Sciences*, 1991, 1, 1, pp. 2s-13s; *Welding Research Abroad*, 1991, 37, (2/3), pp. 70-83; *IIW Doc. IIA-791-89*.
- 202.- "Hojas de Características de aceros para construcciones mecánicas", IRAM-IAS, 1981.
- 203.- D. J. Abson, R. E. Dolby, P. H. Hart, in "Trends in steels and consumables for welding", 1979, Abington, The Welding Institute, pp. 75-101.
- 204.- M. Ferrante, R. A. Farrar, "The role of oxygen rich inclusions in determining the microstructure of weld metal deposits", *Journal of Materials Science*, 1982, 17, pp. 3293-3298.
- 205.- J. B. Cahoon, W. H. Broughton, A. R. Kutzak, *Metallurgical Transactions A*, 2, 1971, pp. 1979-1983.
- 206.- N. Stenbacka, "Shielding Gas and Core Wire Welding Characteristics – Weld Metal Mechanical Properties", *Svetsen*, Special Issue 1E, 1990, pp. 49-53.
- 207.- G. M. Evans, "Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits" *WJ* 1982 61(4)125s-132s. *Welding Research Abroad*. 1983 29(1) 35; *IIW Doc IIA-490-79*.
- 208.- N. M. Ramini de Rissone, I. de Souza Bott, L. A. de Vedia, E. Surian, "The effect of welding procedure ANSI/AWS A5.20-95 E71T1 flux cored wire deposits" AWS Show, April 2001, Detroit, USA. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2003, 8, 2, pp. 113-122.
- 209.- G.O. Schumann, I.E. French, 1995. "The influence of welding variables on weld metal mechanical and microstructural properties from conventional and microalloyed rutile flux-cored wires" *Australian Welding Research*. CRC N<sup>o</sup>8. June 1995. Pages 1-12.
- 210.- M. Ferrante, R. A. Farrar, *Journal of Materials Science*, 1982, 17, pp. 3293-3298.
- 211.- S. H. Avner, "Introducción a Metalurgia Física", 2<sup>o</sup> Ed., McGraw-Hill, 1988, México.
- 212.- H. G. Svoboda, Tesis de Ingeniería, FIUBA, 1998.
- 213.- R. A. Grange, H. M. Stewart, *Metals Technology*, Jun. 1946.

- 214.- W. Steven, A. G. Haynes, "Temperature of formation of martensite and bainite in some low alloy steels", *Journal of Iron and Steel Institute*, 1956, 183, p. 349.
- 215.- N. A. Fleck, O. Grong, G. R. Edwards, D. K. Matlock, "The role of filler metal wire and flux composition in submerged arc weld metal transformations kinetics", *Welding Journal*, Mayo 1986, pp. 113s-121s.
- 216.- J. A. Gianetto, N. J. Smith, J. T. McGrath, J. T. Bowker, "Effect of Composition and Energy Input on Structure and Properties of High-Strength Weld Metals", *Welding Journal*, 1992, 71, 11, pp. 407s-419s.
- 217.- J. Vercesi, E. Surian, "The Effect of Welding Parameters on High-Strength SMAW All-weld-metal - Part 1: AWS E11018M", *IIS-IIW Doc II-A-915-94*, *Welding Journal*, 1996, 75, 6, pp. 191s-196s.
- 218.- J. Vercesi, E. Surian, "The effect of Welding Parameters on High-Strength SMAW All-Weld-Metal. Part 2: AWS E10018M and E12018M" *IIW-IIS Doc II-A-934-94*, *Welding Journal*, 1997, 77, 4, pp. 164s-171s.
- 219.- H. E. Exner, in *Physical Metallurgy*, Part II, 1996, edited by R. W. Cahn and P. Haasen (Elsevier, New York).