

UNIVERSIDAD NACIONAL MAYOR DE SAN MARCOS Fundada en 1551

FACULTAD DE INGENIERÍA GEOLÓGICA, MINERA, METALÚRGICA Y GEOGRÁFICA

UNIDAD DE POST GRADO

MODELO “ULIRAM” PARA DETERMINAR NUEVAS COMPOSICIONES QUÍMICAS PARA MATERIALES DE APORTE

TESIS Para optar el Grado Académico de: **MAGÍSTER EN INGENIERÍA METALÚRGICA** Con
mención en: METALURGIA DE TRANSFORMACIÓN Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

AUTORA

JULIA MARILÚ CALDERÓN CELIS

ASESOR: DR. JUSTO ROJAS TAPIA

LIMA - PERÚ 2004

..	1
Agradecimientos .	3
Nomenclatura y Abreviaturas .	5
Prólogo .	7
RESUMEN .	9
ABSTRACT .	11
Introducción .	13
OBJETIVOS . .	17
CAPÍTULO 1. INFLUENCIA, COMPORTAMIENTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA SOLDABILIDAD Y MODELOS DE DUREZA. . .	19
1.1. Carbono .	19
1.2 Azufre . .	21
1.3 Fósforo . .	21
1.4 Silicio .	22
1.5 Manganeseo .	22
1.7 Molibdeno .	25
1.8 Vanadio .	26
1.9 Comportamiento físico-químico de los elementos de aleación en la zona fundida. . .	27
1.9.1. Pérdida de elementos por oxidación. .	27
1.9.2 Reacciones químicas en el metal fundido. .	27
1.10. Absorción de gases por el metal fundido. . .	28
1.10.1. Absorción de oxígeno. .	28
1.10.2 Absorción del nitrógeno. .	29
1.10.3. Absorción de hidrógeno. .	31
1.11. MODELOS DE DUREZA. .	35
1.11.1. Modelo de Düren [17,30] . .	35
1.11.2 Modelo de Suzuki [16] .	35

1.11.3 Modelo de Ph. Maynier, B. Jungmann and J. Dollet .	36
CAPÍTULO 2. PROCESO DE DIFUSIÓN. .	39
2.1 Mecanismos de la difusión. .	40
2.1.1 Mecanismo cíclico (de intercambio). .	40
2.1.2 Mecanismo de aglomeración (crowd). .	40
2.1.3 Mecanismo de Vacancia (difusión por huecos). .	41
2.1.4 Mecanismo internodal. . .	41
2.2 Probabilidad de saltos debidos a la fluctuación de energía. .	43
2.3 Ecuación de Difusión [37,38]. .	45
CAPÍTULO 3. BAÑO FUNDIDO Y CONTINUIDAD EN LA SOLDADURA Y EL METAL BASE. ..	49
3.1 Baño fundido. .	50
3.2 Transformaciones en la fase sólida durante el calentamiento. .	50
3.2.1 Fenómeno de recristalización . .	51
3.2.2 Crecimiento de grano. .	53
3.2.3 Transformaciones alotrópicas. .	55
3.3 Transformaciones en la fase sólida durante el enfriamiento. .	57
3.3.1 Transformación perlítica. . .	57
3.3.2 Transformación martensítica. .	58
3.4 Continuidad de la soldadura con el metal base. .	58
3.5 Diagramas $t_{8/5}$ para soldadura .	60
3.5.1 Representación de los diagramas TTT . .	60
3.5.2 Efecto de los elementos de aleación sobre los diagramas TTT . .	61
3.5.3 Diagramas TEC (enfriamiento continuo) .	63
3.5.4 Diagramas $t_{8/5}$ de enfriamiento entre 800 y 500°C .	65
CAPÍTULO 4. MÉTODO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS . .	69
4.1 Introducción .	69
4.2 Obtención y preparación de probetas. .	70
4.3 ANÁLISIS Y ENSAYOS .	71

4.3.1 Análisis Químico . .	72
4.3.2 Ensayo de Dureza Vickers. .	72
4.3.3 Microscopía Electrónica de Barrido. .	74
4.3.4 Análisis químico con EDAX (Microscopía Electrónica de Barrido). .	78
CAPÍTULO 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS .	81
5.1 Variación de la composición química de la varilla de aporte ASM 1A : .	81
5.2 Comparación de la variación de la Composición Química en las muestras ULIRAM-1 y ULIRAM-2, durante el proceso de soldadura. . .	82
5.3 Modelamiento matemático . .	84
5.3.1 Modelo Matemático para calcular la dureza de la capa protectora del ULIRAM-1 en función de la composición química y la profundidad. .	85
5.3.2 Modelo Matemático para calcular la dureza de la capa protectora ULIRAM-2 en función de la composición química y la profundidad. .	86
5.4 Simulación numérica computacional. . .	86
5.5 Nuevas Composiciones Químicas para soldaduras. . .	90
CONCLUSIONES . .	93
TRABAJOS FUTUROS .	95
BIBLIOGRAFÍA .	97

DEDICATORIA Con mucho cariño: Con amor y gratitud: A la memoria de mi padre César y a mi madre Iris por sus valiosos consejos y apoyo permanente. Con mucho amor: A mi esposo José Antonio por su paciencia, comprensión y apoyo incondicional. Con mucho amor: A mis hijos Manuel Alejandro y Marco Antonio que son la razón de mi vida y motivación constante.

Agradecimientos

Al Dr. Justo Alcides Rojas Tapia por su asesoría, paciencia y consejos oportunos. Al Ing. Jorge Merzthal Toranzo por su apoyo invaluable. A EXSA.SA por el suministro de muestras preparadas y análisis metalográfico. A todas aquellas personas que, de alguna forma contribuyeron en la revisión y corrección de este Trabajo de Investigación.

Nomenclatura y Abreviaturas

ULIRAM : Nombre de Modelo.

ASM : American Standard Metals.

ULIRAM-1 : Material de Aporte obtenido, soldando la varilla de ASM 1^a con 1.80% de aleación sobre el revestimiento ASM 1B con 10.60% de aleación.

ULIRAM-2 : Material de Aporte obtenido, soldando la varilla de ASM 1^a con 1.80% de aleación sobre el revestimiento ASM 1B con 11.30% de aleación.

HV : Dureza Vickers.

sn : Desviación estándar

X : Profundidad.

ZAC : Zona Afectada por el Calor.

s : Segundos.

t8/5 : Tiempo de enfriamiento desde los 800°C hasta los 500°C.

CE : Carbono equivalente.

C : Carbono.

B : Boro.

A : Amperios.

25 : Material de Aporte obtenido, soldando la varilla de ASM 1^a con 1.80% de aleación aplicado sobre el acero SAE 1020.

ULIRAM-1.1 : Probeta N° 1 del Material de Aporte ULIRAM-1.

ULIRAM-1.2 : Probeta N° 1 del Material de Aporte ULIRAM-2.

Prólogo

Esta tesis la presento para el grado de Magíster en Ingeniería Metalúrgica con mención en: Metalurgia de Transformación y Ciencia de los Materiales en la Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica de la Universidad Nacional Mayor de San Marcos. La investigación aquí descrita fue realizada a dedicación exclusiva y con recursos propios desde el año 2002 hasta el 2003 inclusive.

Un reconocimiento especial a Marco Antonio Alvarado Calderón y Manuel Alejandro Alvarado Calderón por la elaboración de los gráficos.

Marilú Calderón

RESUMEN

La determinación de la dureza en los aceros tratados térmicamente es complicada, porque depende de la composición química, velocidad de enfriamiento, etc. La dureza en revestimientos duros obtenidos por soldadura eléctrica sobre una base de aceros de alta aleación es aún más complicada, porque depende de las variables como: composición química, profundidad del revestimiento, microestructura, temperatura alcanzada durante el proceso de soldadura, profundidad del depósito, calor aportado, velocidad de enfriamiento, tiempo de enfriamiento, etc.

A pesar de que diversos autores han realizado muchos estudios, no es posible todavía predecir la dureza para las diferentes capas que, se forman desde el núcleo hacia la superficie en un cordón de soldadura formado sobre un acero de alta aleación considerando la influencia de todos los parámetros.

En el presente trabajo de investigación se demuestra que en base al modelo "ULIRAM" es posible predecir nuevas composiciones químicas para materiales de aporte, para ello se han preparado probetas con el material de aporte ASM 1^a con 1.8% de aleación aplicado independientemente sobre los materiales base de ASM 1B con 10.60% y 11.30% de aleación, el efecto del carbono, cromo, profundidad de soldadura se ve reflejado en los modelos matemáticos "ULIRAM-1 y ULIRAM-2 desarrollados con datos experimentales. Estos modelos permiten calcular la dureza del cordón de soldadura en función de la cantidad de carbono, cromo y la profundidad del depósito y hacer predicciones para valores que no se han podido medir. La validez de los modelos serán evaluados teniendo como base el ASM 1B, 10.60% de aleación y ASM, 11.30% de aleación con 3 profundidades y sus correspondientes composiciones químicas.

Con la ayuda del modelo "ULIRAM" será posible iniciar estudios en la fabricación de nuevos materiales de aporte.

Los modelos matemáticos de los Nuevos Materiales de Aporte ULIRAM-1 y ULIRAM-2, obtenidos con el software statgraphics plus y simulados con el software Matlab son:

Material de Aporte ULIRAM-1:

$HV = 129.662 + 920.672\%C - 53.5243\%Cr + 52.9418X$ con un coeficiente de correlación de 99.93%.

Material de Aporte ULIRAM-2

$HV = 128.815 + 1110.99\%C - 76.951\%Cr + 43.5185X$ con un coeficiente de correlación de 96.76%.

ABSTRACT

The determination of the hardness in the steels tried thermally is complicated, because it depends on the chemical composition, cooling speed, etc. The hardness in hardfacing alloys obtained by electric welding on a base of steels of high alloy is even more complicated, because it depends of the variables as: the chemical composition, depth of the hardfacing, the structure, the temperature reached during the welding process, depth of the hardfacing, contributed heat, cooling speed, time of cooling, etc.

Although diverse authors have been carried out many studies, it is not possible to predict the hardness for the different layers that, they are formed from the nucleus toward the surface in a welding formed on a steel of high alloy considering the influence of all the parameters.

In the present investigation work is demonstrated that based on the pattern "ULIRAM" it is possible to predict new chemical compositions for welding, for that which was necessary to prepare test with the alloy ASM 1A with 1.8 alloy% applied independently on the materials base of ASM 1B with 10.60% and 11.30 alloy%, the effect of the carbon, chromium, welding depth to obtain the mathematical models for "ULIRAM-1 and ULIRAM-2 developed with experimental data. These models allow to calculate the hardness in function of the quantity of carbon, chromium and the depth of the hardfacing and to make predictions for values that have not been possible to measure them. The validity of the models will be evaluated having like base the ASM 1B, 10.60 alloy% and ASM, 11.30 alloy% with 3 depths and its corresponding chemical compositions.

With the help of the pattern "ULIRAM" it will be possible to begin the production of new materials for hardfacing.

The mathematical models for New Materials for hardfacing ULIRAM-1 and ULIRAM-2 obtained with the software statgraphics plus and feigned with the software Matlab are:

Welding ULIRAM-1:

$HV = 129.662 + 920.672\%C - 53.5243\%Cr + 52.9418X$ coefficient of correlation = 99.93%.

Welding ULIRAM-2

$HV = 128.815 + 1110.99\%C - 76.951\%Cr + 43.5185X$ coefficient of correlation = 96.76%.

Introducción

La soldadura por arco eléctrico es el proceso de obtención de una unión indivisible, que se consigue por el calentamiento local de los bordes de las piezas que han de ser unidas. La ventaja de la soldadura es que reduce el costo de producción, en este método de soldadura, los bordes se calientan y se funden por el calor del arco eléctrico.

Evolución de la soldadura

De 1908 a 1912 el sueco O. Kjellberg [1], dio el primer impulso para el desarrollo de la soldadura por arco, al obtener un electrodo revestido con recubrimiento delgado y grueso. De 1930 a 1933 A. Portevin estudió sobre las estructuras de la soldadura y estableció las bases científicas de la soldadura. En 1934 R. Sarazin y M. Moneyron comienzan los ensayos del procedimiento de soldadura por arco y es así que los americanos descubren el “Electrodo de bajo hidrógeno”. Paralelamente el Profesor P. Chevenard creó su micromáquina de ensayos mecánicos. En 1936 aparece en Estados Unidos la soldadura automática. En 1974 se inventaron las primeras estaciones de robots para la soldadura por arco [3], desde entonces, se han ido desarrollando con acierto su inteligencia, repetitividad y posibilidades de comunicación. En los años 80 y 90 presentaron un rápido desarrollo mundial de las técnicas de soldadura y corte y se incremento el interés [4] de mejorar el ambiente de trabajo de soldadura.

En la actualidad la mayoría de los procesos de soldadura, se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir, y los resultados de las investigaciones científicas en esta especialidad tienen aplicación industrial, facilitando cada vez más el trabajo y aumentando la productividad, la calidad de los productos fabricados y sobre todo la

protección del medio ambiente.

Exposición de Motivos

Las empresas dedicadas a la fabricación y recuperación con soldadura de piezas sometidas a desgaste, se ven en la necesidad de emplear materiales de aporte de alta aleación, los cuales les dejan poco margen de ganancia, motivo por el cual se llevó a cabo esta investigación con la finalidad de, proporcionarles nuevos materiales de aporte como alternativa.

Hipótesis

Cuando se realiza un proceso de soldadura de un material de baja aleación sobre un material de alta aleación, la composición química del material de baja aleación se modifica, generando de esta forma un aumento en la dureza del cordón de soldadura resultante.

Exposición del problema y cómo se resolvió

Existen varios estudios aplicados a la determinación de la dureza máxima de la ZAC en función de la composición química y de las condiciones de enfriamiento. Düren [17] obtuvo modelos para predecir la dureza en la ZAC en aceros con valores de Carbono menores al 0.3%, el tiempo de enfriamiento desde 800 a 500°C ($t_{8/5}$) y velocidades de enfriamiento que corresponden a entre 1.5s y 50s. Suzuki [16] planteó una expresión que se aplica a aceros con C<0.22% y Cr<0.6%, sin Titanio ni Boro. H.K.D.H Bahdeshia [18] diseñó un programa con el modelo de Ph. Maynier, B. Jungmann and J. Dollet, para calcular la dureza de aceros en los cuales la suma de Mn, Ni, Cr y Mo sea <5% y la velocidad de enfriamiento sea < 900°K/s.

Hay una necesidad de saber como es el comportamiento de la dureza, cuando se suelda una varilla de ASM con 1.80% de aleación en un ASM con 10.60% de aleación y ASM con 11.30% de aleación independientemente. Para lo cual fue necesario trabajar con probetas y determinar nuevas composiciones químicas y modelos matemáticos finalmente se obtiene en forma independiente la influencia del Carbono, Cromo y Profundidad del depósito.

Los resultados se comparan contra los datos experimentales, los modelos matemáticos proporcionan información que puede ayudar al entendimiento del porque se mejora la dureza en este tipo de aplicaciones.

Organización de la tesis

Esta tesis está organizada en 5 Capítulos:

El Capítulo 1 presenta la influencia y el comportamiento físico-químico en la zona fundida de los elementos de aleación en la soldadura, también se incluyen modelos para calcular la dureza en función de la composición química, velocidades de enfriamiento y tiempo de enfriamiento ($t_{8/5}$).

El Capítulo 2 trata sobre la Teoría de la Difusión.

El Capítulo 3 es una introducción al estudio del Baño Fundido y a la continuidad de la soldadura con el metal base, debido al fenómeno de la epitaxia, según el cual la fase líquida solidifica y su estructura cristalina coincide con la del metal base, que actúa como

soporte, también se creyó conveniente incluir las transformaciones en la fase sólida durante el calentamiento - enfriamiento y una representación de los diagramas $t_{8/5}$.

El Capítulo 4 describe el Método Experimental y Resultados.

El capítulo 5 contiene la Discusión de los Resultados.

Finalmente se propone un rango de aplicación de los modelos matemáticos y composiciones químicas para iniciar estudios de investigación para la fabricación de nuevos materiales de aporte.

OBJETIVOS

Objetivo General

- Estudiar un modelo que permita obtener nuevas composiciones químicas de materiales de aporte para recubrimientos duros.

Objetivos Específicos

- Obtener experimentalmente nuevas composiciones químicas de materiales de aporte para recubrimientos duros.
- Desarrollar los modelos matemáticos que darán una estimación cuantitativa de la dureza obtenida luego de soldar una varilla de baja aleación sobre dos materiales de aporte de alta aleación, en función de la composición química y de la profundidad del depósito, para lo cual se empleará los softwares Statgraphics Plus y Matlab.

CAPÍTULO 1. INFLUENCIA, COMPORTAMIENTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA SOLDABILIDAD Y MODELOS DE DUREZA.

Con la finalidad de analizar el efecto producido por los diferentes elementos de aleación de los aceros en su soldabilidad, se presenta un resumen de esta influencia publicada por diferentes autores [1,2,5].

1.1. Carbono

Es el elemento base para fijar la soldabilidad y generalmente es considerado como el elemento aleante más importante en los aceros [27]. A medida que aumenta la cantidad de carbono, incrementa la dureza, la resistencia a la tracción, así como la respuesta a los tratamientos térmicos de endurecimiento. Por otro lado, si se eleva el porcentaje de carbono, se reduce la soldabilidad, también interviene para aumentar la capacidad de

templabilidad proporcionando una unión frágil o para formar precipitados de carburos complejos con los elementos aleantes del metal base.

El carbono puede existir disuelto en el hierro o en formas combinadas como la cementita (Fe_3C).

En la fig 1.1, se comparan las transformaciones experimentadas por los aceros al carbono en el momento de la soldadura por arco, caracterizadas por la dureza.

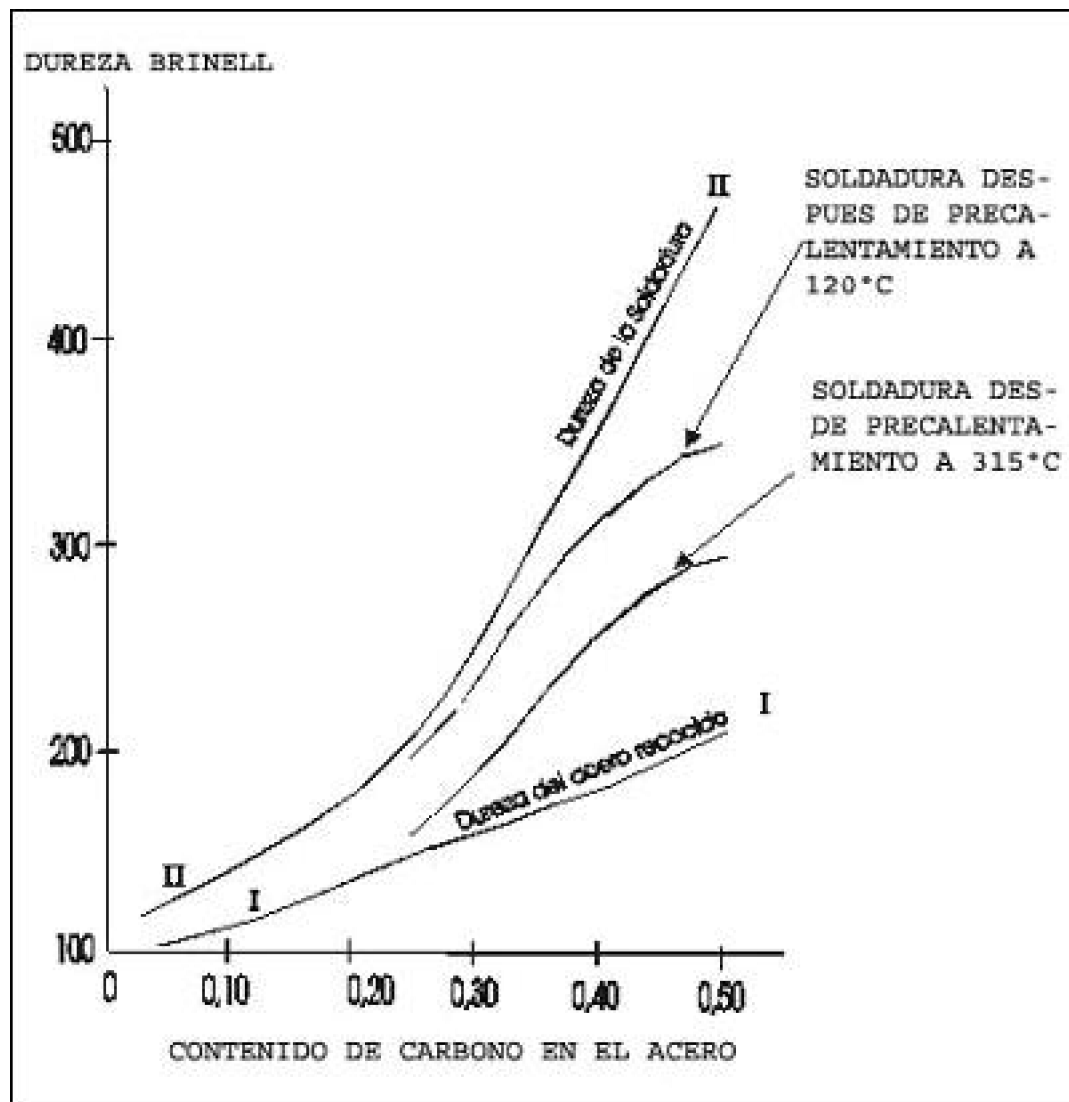


Fig. 1.1. Variación de las características mecánicas de la soldadura por arco en función del contenido de carbono [1]

En este gráfico vemos que, el aumento a la concentración de carbono incrementa la diferencia de dureza entre el acero recocido (curva I) y el acero soldado (curva II). Esta es de:

- 30 a 40 Brinell, para el acero extradulce.
- 50 Brinell para el acero con 0.25%C. Esta concentración es un punto de inflexión.

- 80 a 100 Brinell para el acero con 0.30%C.
- Más de 250 Brinell para el de 0.50% C.

La curva de soldabilidad decrece en sentido inverso de la concentración de carbono del acero base, parece pues que la soldabilidad es menor a medida que la diferencia de dureza entre el acero recocido y el acero soldado es mayor.

El precalentamiento se aplica a los aceros carburados y a los aceros especiales porque reduce notablemente la diferencia de durezas, aumentando notablemente su soldabilidad.

Esta mejora es más sensible a medida que la temperatura de precalentamiento sea mayor. La fig 1.1 muestra claramente el desplazamiento de las curvas de dureza en función del desplazamiento del acero base, para 120 y 315°C.

1.2 Azufre

Generalmente es una impureza indeseable en los aceros. Se realizan esfuerzos especiales para eliminarlo durante la fabricación. En cantidades superiores a 0.05% puede causar fragilidad y reducir la soldabilidad [31].

Como elemento de aleación entre 0.1 a 0.3% tiende a mejorar la maquinabilidad de los aceros, los cuales son conocidos como “resulfurados” o “corte libre”. Los aceros resulfurados no son recomendables para soldarlos.

En la soldadura por arco, a veces, se puede adicionar manganeso para eliminarlo parcialmente bajo la forma de sulfuro de manganeso (MnS).

1.3 Fósforo

Durante el proceso de soldadura, el fósforo actúa en el momento de la solidificación formando el fosfuro de hierro FeP_3 [1], que proporciona fragilidad al metal y además aumenta el tamaño de grano del metal fundido, reduce la soldabilidad cuando está presente en cantidades superiores a 0.04% especialmente en presencia del azufre.

Los vagones de transporte de carbón se fabrican con aceros aleados con fósforo que son más resistentes que los ordinarios, tanto química como mecánicamente. Estos aceros son soldados con electrodos básicos que tengan en su composición química cromo y cobre.

En ciertos aceros (tipo Cor-Ten) en concentraciones de 0.15 a 0.20%P frecuentemente unido al cromo y al cobre, el fósforo proporciona a esta variedad, cualidades de resistencia química contra ciertos gases oxidantes, así como mayor resistencia a la abrasión [2], pero su soldabilidad se hace dificultosa.

Es recomendable adicionar en el revestimiento carbonato de calcio porque tiene alguna influencia a alta temperatura, en la fijación del fósforo para eliminarlo en la escoria bajo la forma de fosfato de calcio.

1.4 Silicio

Es un elemento alfégeno, reductor energético del acero, en los aceros Laminados se usa como desoxidante en cantidades de 0.2%.

El núcleo de la soldadura generalmente contiene 0.5% de silicio como desoxidante. Algunos metales de aporte pueden contener hasta 1% para efectuar la limpieza y la desoxidación. La soldadura con contenido de silicio tiende a incrementar sustancialmente su resistencia mecánica pero su ductilidad disminuye, pudiendo ocasionar problemas de fisuras [20].

1.5 Manganeso

Considerado como un elemento gammógeno que favorece el temple, en general raramente su contenido sobrepasa del 2% en los aceros soldables, es un desoxidante energético y constituye un elemento importante en los electrodos y de las varillas de aporte por sus reacciones favorables con el metal líquido.

En los aceros que contienen por lo menos de 0.3 a 1.5%Mn, favorece en la desoxidación del acero, previene las inclusiones de sulfuro de hierro y aumenta la capacidad de endurecimiento, la presencia del manganeso incrementa la solubilidad del carbono en la austenita facilitando a formación de carburos.

En casos especiales en que se busque incrementar la dureza o resistencia al desgaste, el porcentaje de manganeso puede llegar hasta el 14% de manganeso generalmente para recubrimientos de piezas que van a sufrir esfuerzos de fricción.

El manganeso disminuye la velocidad crítica de enfriamiento del acero y aumenta la sensibilidad al sobrecalentamiento y contribuye a la fragilidad en el revenido.

En los aceros tratados térmicamente el manganeso incrementa: la resistencia a la tracción, el límite elástico, la resistencia a la fatiga, la fluencia lenta, la forjabilidad, la resistencia al revenido, la fragilidad en el revenido, la tendencia al crecimiento del grano, la formación de carburos y la dilatación térmica. El manganeso disminuye: la embutibilidad, la maquinabilidad, la conductividad térmica y eléctrica y la sensibilidad a la fractura frágil.

La curva de la fig 1.2 [2], representa la influencia del manganeso en la dureza de la zona de sobrecalentamiento de una soldadura por arco, y en consecuencia en la soldabilidad metalúrgica. Este diagrama muestra como la templabilidad del acero crece

muy rápidamente, incluso con pequeñas cantidades de manganeso (de 1.25 a 1.5%Mn), al aumentar el contenido de carbono.

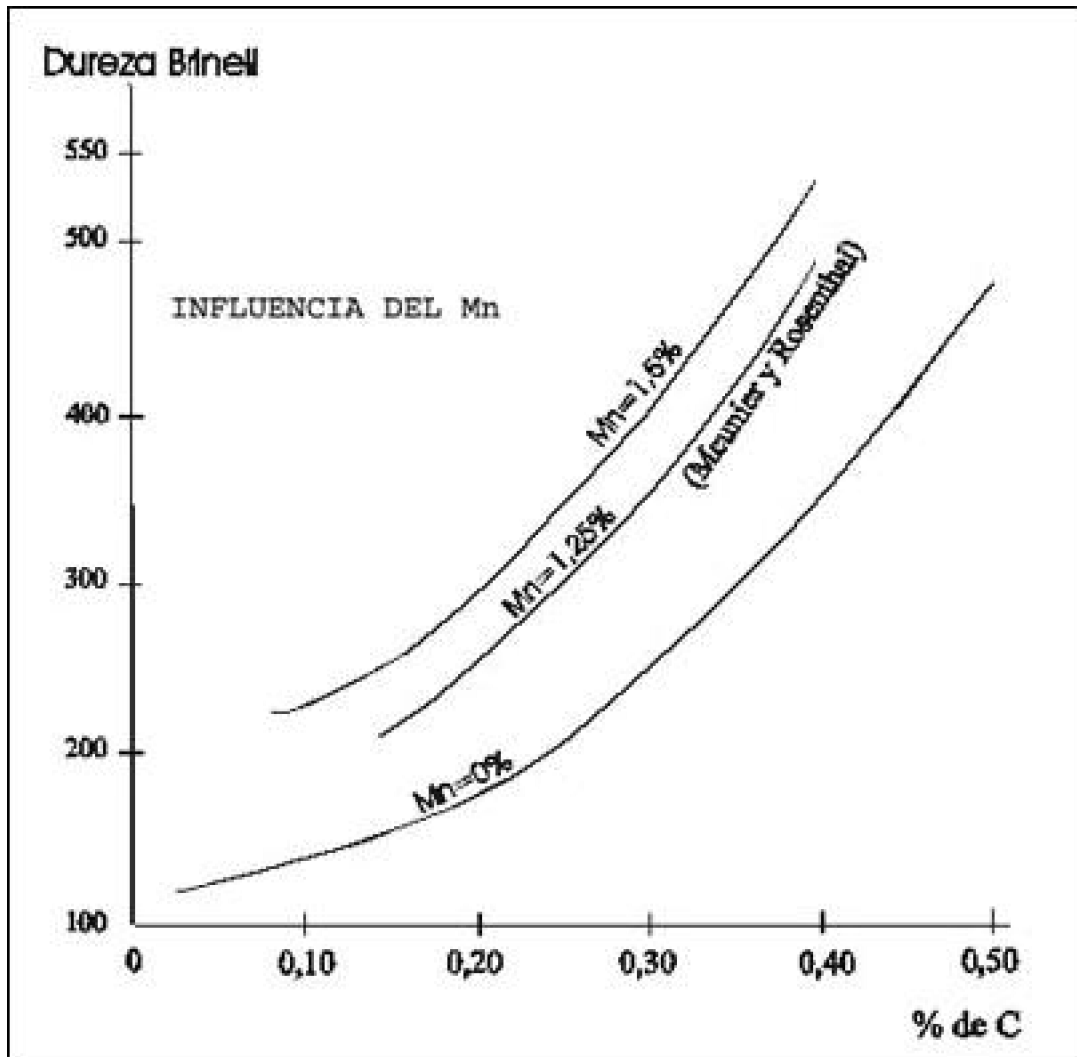


Fig 1.2. Influencia del contenido de manganeso del material base en las transformaciones durante el proceso de soldadura por arco, en función al contenido de carbono [2].

No obstante, es necesario señalar [1], que las curvas corresponden a los aceros con contenidos elevados de manganeso y permanecen sensiblemente paralelas a la curva del acero con carbono solamente. De ello se deduce que la influencia del manganeso es más acentuada que la del carbono; existiendo un aumento de la dureza sin bajar notablemente la soldabilidad del acero.

Algunos autores [2] atribuyen al manganeso un poder de temple que está relacionado con el carbono:

1.1

$$C_{(s)} = \frac{Mn_{(s)}}{4}$$

1.6 Cromo

El cromo es un elemento alfégeno que suele estar con otros elementos como el níquel y el molibdeno, su influencia sobre la templabilidad es mucho mayor que la del manganeso. En algunos aceros puede causar una dureza excesiva y fisuras adyacentes a la soldadura.

El cromo presenta también el inconveniente de formar óxido de cromo, material refractario que dificulta la soldabilidad [2] que es necesario eliminar con una escoria básica, los electrodos con alma de acero al cromo deben poseer preferentemente revestimiento básico.

Este elemento actúa claramente sobre la templabilidad de la zona de transformación durante el proceso de soldadura (fig. 1.3). En un acero con 0.5%Cr y 0.15%C, la dureza en la capa subyacente sobrepasa los 200 Brinell.

El cromo interviene como elemento de aleación (formando carburo de cromo) en numerosos aceros especiales soldables, tales como los aceros refractarios, los aceros resistentes a la fluencia como Cr-Mo, los aceros Cr-Ni y en los aceros refractarios con 20 a 30%Cr [32].

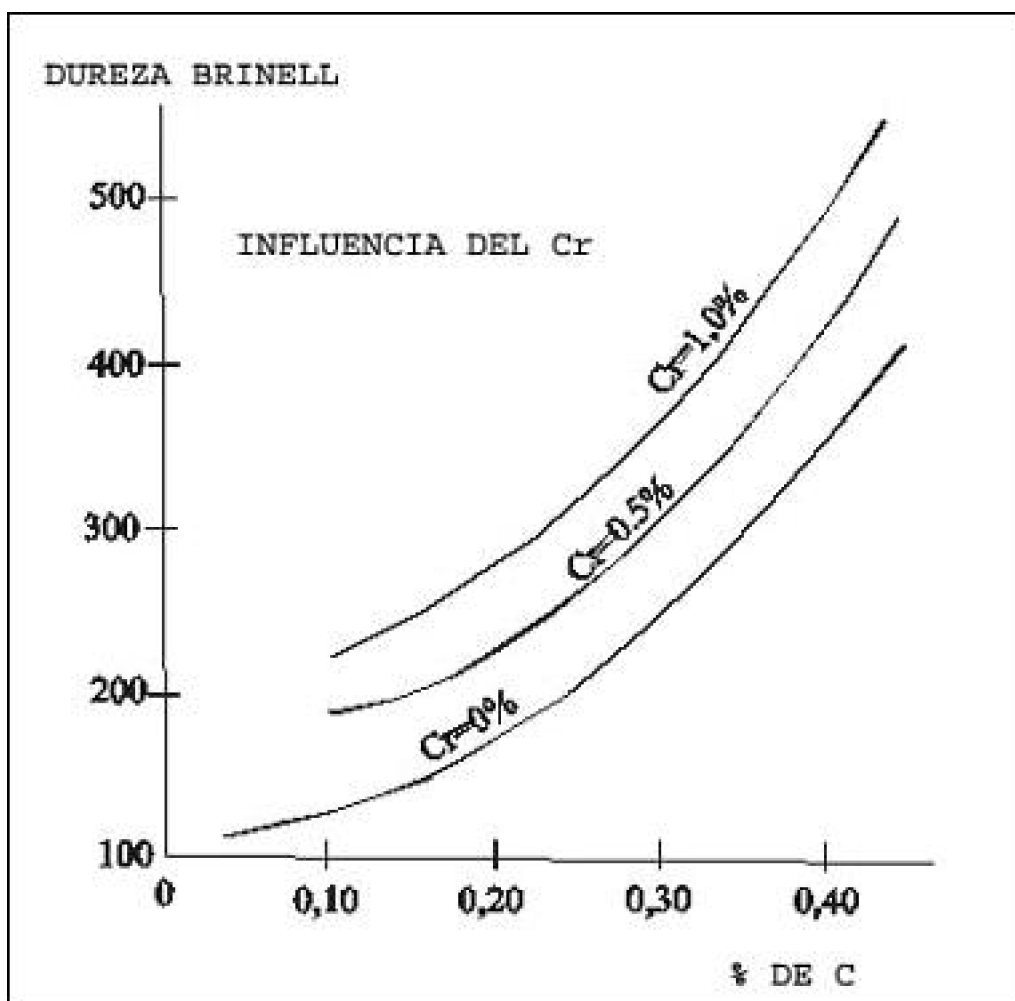


Fig. 1.3 Influencia del contenido de Cromo sobre las características mecánicas después de

la soldadura, en función al contenido de Carbono [2].

1.7 Molibdeno

Los aceros soldables generalmente contienen por lo menos 0.3%Mo, que tiene la función de desoxidante y sobre todo de prevenir la formación de inclusiones de sulfuro de hierro [19].

La influencia del molibdeno es todavía más notoria que el cromo. En los aceros aleados, su concentración no debe sobrepasar el 0.35%.

En la fig 1.4 [1], se observa la influencia del molibdeno más sensible que la del carbono y cromo, se puede apreciar que a partir del 0.35%Mo el poder del temple del acero aumenta notablemente y su soldabilidad metalúrgica disminuye; por consiguiente, se han de prever ciertas precauciones para la soldadura de los aceros que contengan este elemento.

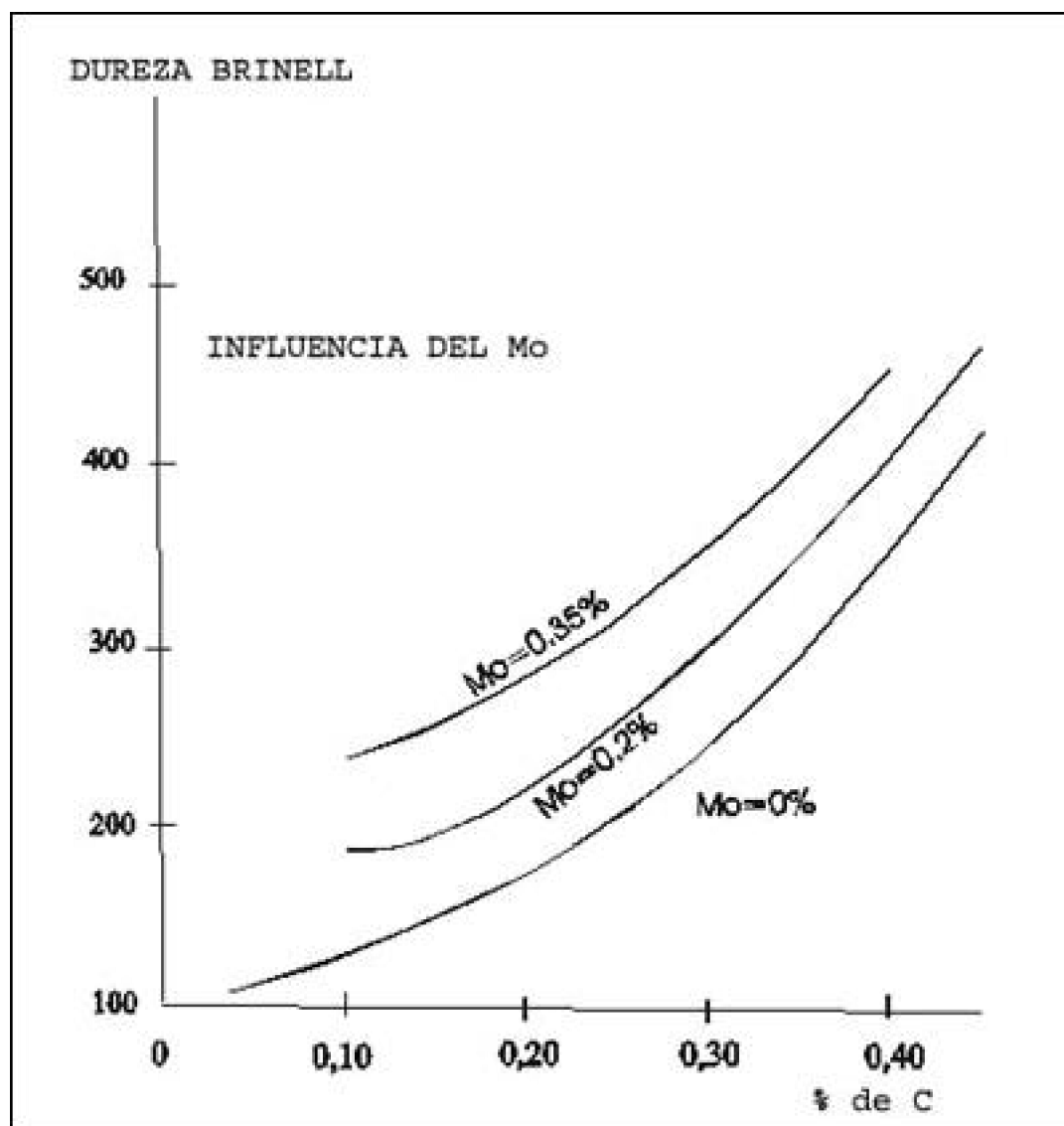


Fig. 1.4 Influencia del contenido de Molibdeno en la dureza en soldadura, en función al contenido de Carbono [1] .

1.8 Vanadio

Es un potente formador de carburos, estos sirven para afinar el grano de los aceros, la velocidad crítica de enfriamiento disminuye notablemente por la presencia del vanadio.

La adición del vanadio generará un aumento en la resistencia a la tracción, límite de fluencia y en la dureza en el acero. Con valores por encima de 0.05% puede haber tendencia a que el acero se fragilice durante el tratamiento de alivio de tensiones [5].

1.9 Comportamiento físico-químico de los elementos de aleación en la zona fundida.

En el estudio de la evolución de la composición química de la zona fundida es importante analizar el comportamiento Físico-Químico de los elementos de aleación de la zona fundida, la absorción de gases por el metal fundido y la escoria en la soldadura.

1.9.1. Pérdida de elementos por oxidación.

Los elementos químicos que forman parte de la zona fundida en cualquier proceso de soldadura, pueden perderse por volatilización. Los fenómenos de volatilización son importantes a medida que la temperatura del baño y el tiempo de permanencia sea mayor.

El Fe_3O_4 , constituye el componente más importante de los gases emitidos en el proceso de soldadura por arco eléctrico [6], dado que el vapor del hierro se oxida inmediatamente en contacto con el oxígeno del aire; del mismo modo tienen lugar pérdidas de manganeso.

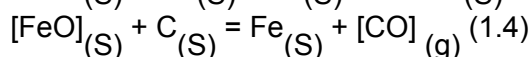
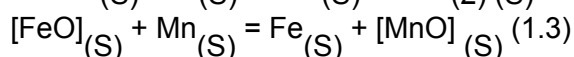
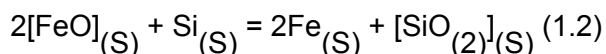
El cromo es uno de los elementos de aleación de los aceros más sensibles a la volatilización, de tal modo que la pérdida de cromo resultante debe compensarse en los revestimientos o en la composición química de los electrodos.

1.9.2 Reacciones químicas en el metal fundido.

Exactamente igual a lo que ocurre en la elaboración del acero, en el baño líquido de un proceso de soldadura tienen lugar reacciones químicas. La composición química es mayormente de hierro y carbono, con una cierta proporción de óxido de hierro (FeO), disuelta en la fase líquida en equilibrio con el carbono.

La presencia de una atmósfera que rodea al metal fundido ocasiona reacciones a consecuencia de la reducción del óxido de hierro por los elementos que componen el acero.

Los elementos oxidantes como el silicio, manganeso y carbono, actúan sobre el óxido de hierro (FeO), generando reacciones clásicas como:



Las reacciones (1.2) y (1.3) producen silicatos complejos de manganeso y de hierro que se eliminan fácilmente por decantación a través del metal líquido, mientras que la reacción (1.4) que da óxido de carbono puede, según las circunstancias favorecer la

formación de sopladuras o provocar el defecto de poros superficiales.

1.10. Absorción de gases por el metal fundido.

Desde que se descubrió la soldadura por arco eléctrico, no ha cesado la búsqueda de métodos eficientes para la protección, en forma de desprendimientos gaseosos y de una escoria líquida.

Sin embargo, por más que se esmere en la protección muchas veces resulta inevitable la absorción de gases desde la atmósfera (Nitrógeno y Oxígeno) y de Hidrógeno debido a la presencia de humedad, ejerciendo una influencia desfavorable sobre las propiedades mecánicas.

1.10.1. Absorción de oxígeno.

En el estudio sistema Fe-O, el hierro puro disuelve poco oxígeno incluso a elevadas temperatura: 0.05% a 700°C y 0.10% a 1400°C [1]. Pero en estado líquido, la cantidad de oxígeno absorbida es mucho mayor y está regulada por las fórmulas de equilibrio (1.2) y (1.4).

En una unión soldada, el metal base no absorbe oxígeno y en las proximidades de la zona fundida el porcentaje de absorción teóricamente es 0.10% a 1400°C [6]. Sin embargo esta concentración no se alcanza nunca debido a la rapidez del calentamiento y enfriamiento que están lejos de las condiciones de equilibrio.

En la zona fundida, las concentraciones de oxígeno pueden ser mayores. La cantidad de oxígeno absorbido dependerá de los siguientes factores:

- Procedimiento de soldadura oxiacetilénico o eléctrico por arco.
- Naturaleza del metal de aportación o del alma del electrodo.
- Naturaleza del revestimiento y su espesor.
- Los gases que rodean a la zona fundida.

En lo que respecta a las propiedades mecánicas disminuyen casi todas a excepción de la elongación y la resistencia que caen sensiblemente a cero, cuando el electrodo no tiene revestimiento.

La influencia del oxígeno sobre las propiedades mecánicas del acero dulce la podemos apreciar en la fig. 1.5.

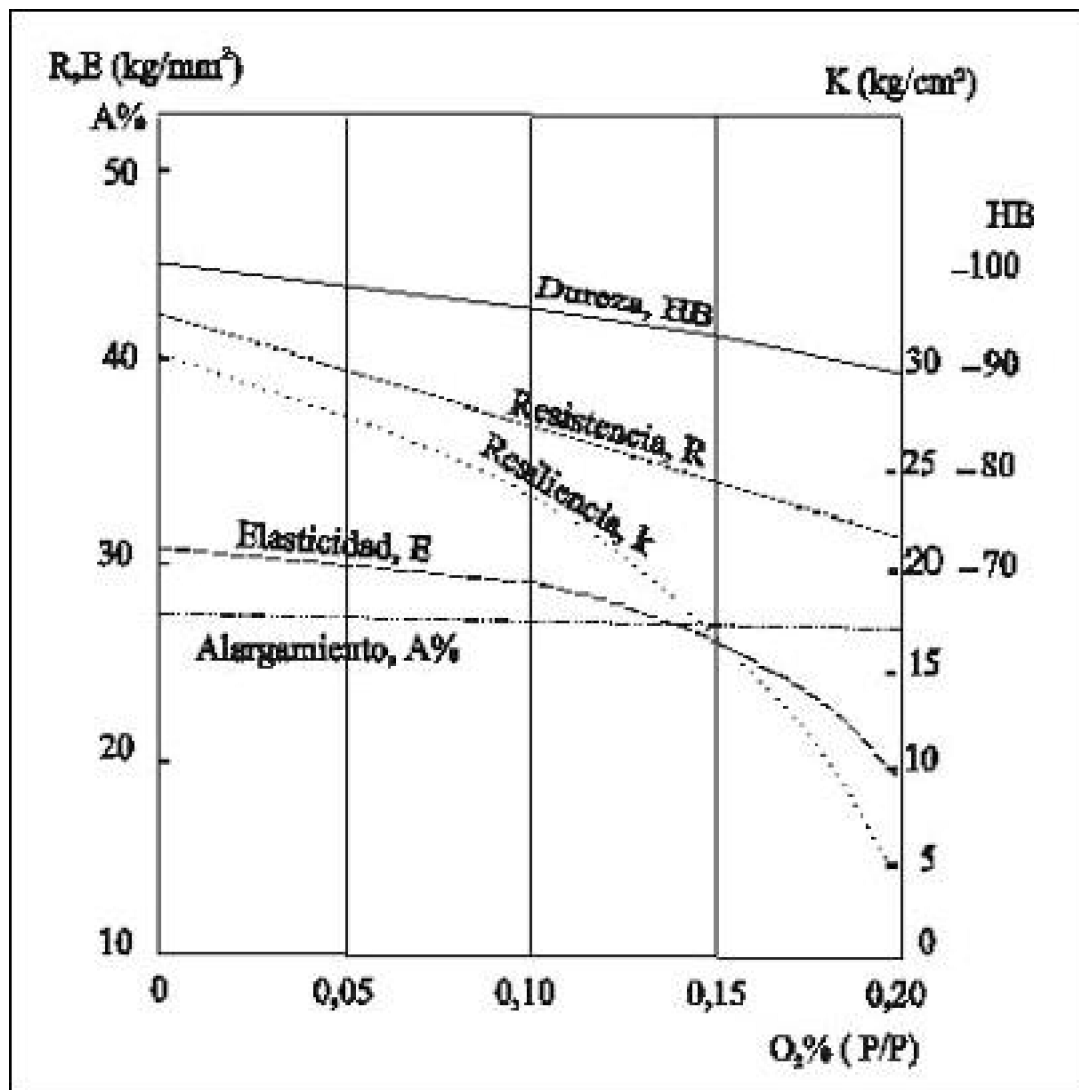


Fig 1.5 Influencia del Oxígeno en las propiedades mecánicas del Acero Dulce [2]

1.10.2 Absorción del nitrógeno.

En este caso, el nitrógeno forma con el hierro el compuesto Fe_4N , que se presenta bajo la forma de cristales aplastados dando la apariencia de agujas.

La cantidad de nitrógeno absorbido dependerá esencialmente de las condiciones de ejecución de la soldadura. Los factores más importantes que influyen en la absorción de nitrógeno son los siguientes:

Procedimiento de soldadura: En la fusión por arco eléctrico, la absorción de nitrógeno puede alcanzar de 0.15 a 0.20% para los electrodos sin revestimiento ni protección de gas.

Naturaleza del metal base: Una soldadura por arco aplicada en hierro Armco con electrodo sin revestimiento absorbe:

- 0.15% de nitrógeno con un arco de 2mm.
- 0.20% de nitrógeno con un arco de 6 a 8 mm.

Los elementos adicionales del acero influyen en la absorción del nitrógeno de distinta forma según su naturaleza:

- El C, Mn y Si: Tienden a disminuir la absorción.
- El Al, V y U aumentan ligeramente la absorción de nitrógeno.
- El Cr, Mo y Zr: Influyen más energicamente.
- El Ti tiende a disminuir la fijación del nitrógeno.

Naturaleza de la atmósfera que rodea al metal fundido: Muchos investigadores ha realizado numerosos ensayos fundiendo el hierro en distintos medios [2]: Aire, nitrógeno, amoníaco e hidrógeno. Los resultados del análisis químico y los exámenes metalográficos muestran que la concentración de nitrógeno influye de la siguiente manera:

- Aumenta en las atmósferas de nitrógeno puro o de amoníaco.
- Disminuye en las atmósferas reductoras de hidrógeno o de óxido de carbono.

Ésta es la razón del porque se emplean electrodos con elementos que desprendan gases reductores durante la fusión.

Naturaleza y diámetro del revestimiento del electrodo.

Naturaleza y longitud del arco: Asumiendo que todos los factores anteriores sean constantes, el aumento de la longitud del arco que corresponde a una elevada tensión, conduce a un aumento en el contenido de nitrógeno.

La absorción del nitrógeno durante el proceso de la soldadura por arco con electrodo sin revestir y arco largo de 5 a 8 mm es de 0.20% [2]; en estas condiciones:

- Aumentan la resistencia , la elasticidad y la dureza;
- Disminuye la elongación y la resiliencia.

Al igual que el oxígeno, el nitrógeno se concentra en los límites de grano como impurezas que afectan notablemente a las propiedades mecánicas del acero dulce como lo podemos apreciar en la fig 1.7.

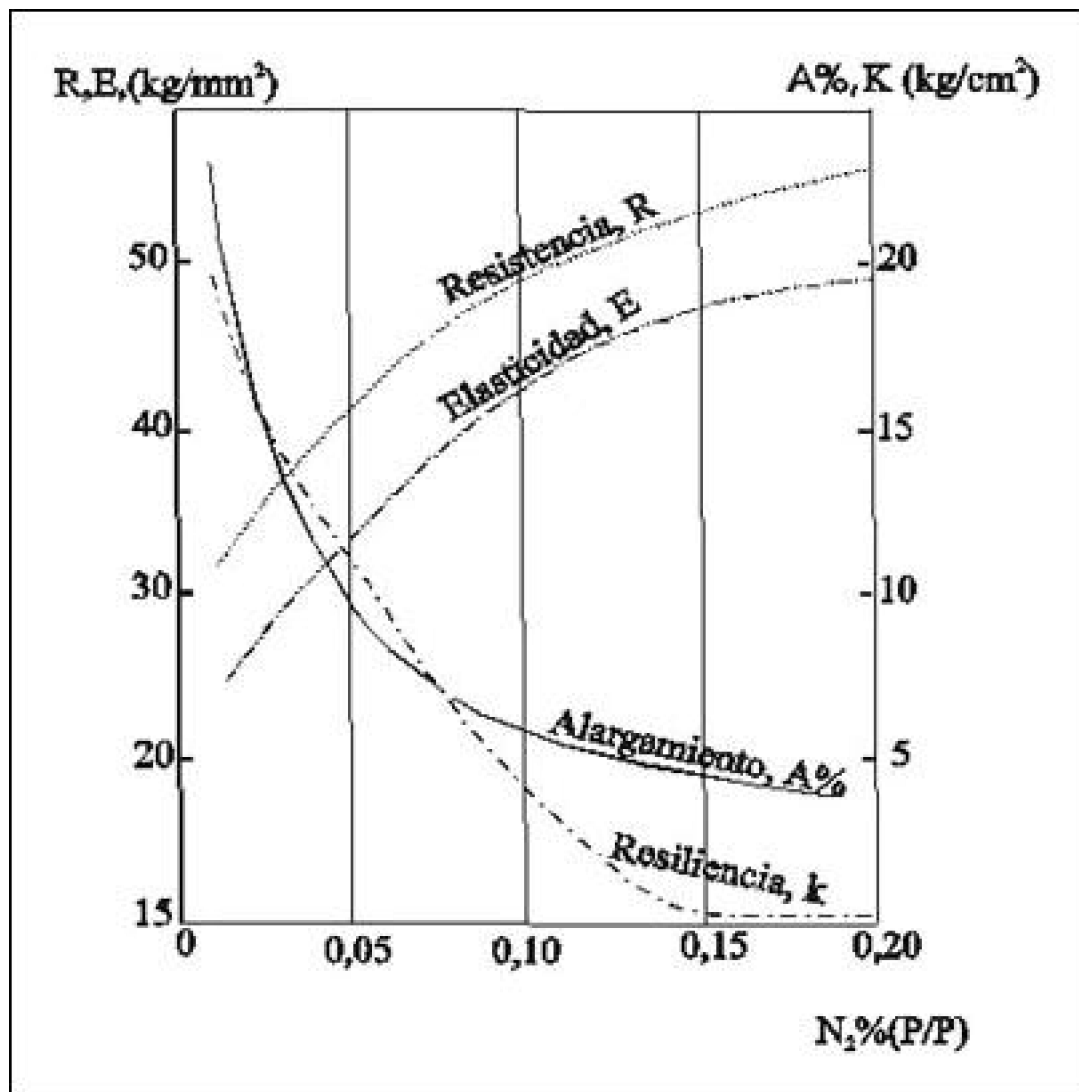


Fig. 1.6. Influencia del Nitrógeno en las Propiedades Mecánicas del Acero dulce [1]

En el procedimiento por arco, la absorción de nitrógeno es una de las más importantes y varía según la naturaleza, espesor del revestimiento y las condiciones del arco:

- En las peores condiciones como puede ser un electrodo sin revestimiento y un arco muy largo se obtiene 0.30% de nitrógeno.
- En las mejores condiciones:
- Con un electrodo a base de hidrógeno la absorción es de 0.03% de nitrógeno.
- Soldando con electrodo que tiene revestimiento básico la absorción es de 0.015% de nitrógeno.

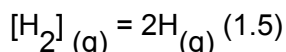
1.10.3. Absorción de hidrógeno.

Además del oxígeno y nitrógeno, el metal fundido por arco puede absorber una cantidad

importante de hidrógeno; las posibles fuentes que abastecen de hidrógeno pueden ser:

- El material base que contiene herrumbre hidratado en su superficie.
- La atmósfera húmeda.
- El revestimiento del electrodo.

Para llegar a liberarse el hidrógeno presente en los medios anteriores, son necesarias las reacciones (1.5) y (1.6):



El hidrógeno y el hierro no forman hidruros, pero si se disuelve en el hierro.

En la tabla 1.1 se muestra la absorción del hidrógeno en la fusión por arco de los electrodos con diferente composición, las concentraciones de hidrógeno se dan en centímetros cúbicos por cada 100g. de metal.

El electrodo sin revestimiento contiene 1.35 cm³ de H₂/100g de metal. En los electrodos con revestimiento tipo A y B fija una gran cantidad de hidrógeno, 6 a 10 cm³ de hidrógeno por cada 100 g de metal fundido, proviniendo principalmente de las sustancias orgánicas que sirven de aglutinante y del agua químicamente combinada con el silicato.

Para los electrodos de tipo volátil C y D, es decir que desprenden gas protector, los contenidos de hidrógeno son todavía más elevados. Según W. Spraragen y H. Claussen [1], que han estudiado la atmósfera que rodea la zona fundida de una soldadura por arco, han encontrado, para un electrodo celulósico, 85.4 cm³ de hidrógeno.

La presencia del hidrógeno en el acero se manifiesta, bajo ciertas condiciones, por manchas claras en las roturas, presentando una estructura de granos, mientras que la rotura en la parte del metal es fibrosa y de color gris oscuro. Estas manchas pueden existir en toda la región de la rotura o en forma aislada.

La concentración de hidrógeno tiende a disminuir las propiedades mecánicas de resistencia a la deformación.

La velocidad durante el proceso de la soldadura tiene una enorme influencia en el contenido de hidrógeno de la soldadura [2].

La determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco se hace difícil por el cambio de concentración de este gas en función al tiempo. En efecto, el hidrógeno se desprende durante todo el proceso de solidificación a la temperatura ordinaria y alcanza el equilibrio al cabo de un tiempo bastante largo. Dado que la difusión del hidrógeno es más lenta en la medida de que la temperatura sea más baja.

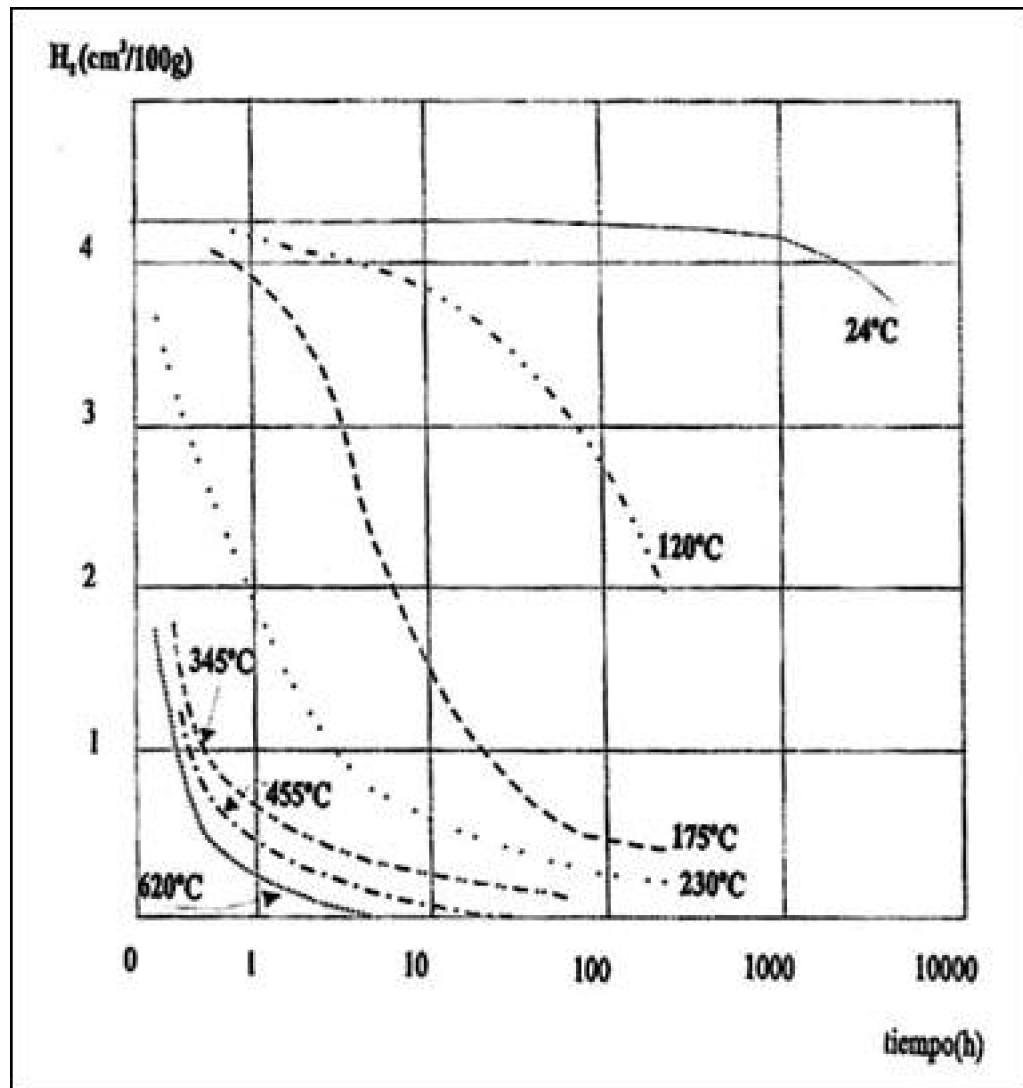


Fig. 1.7.Efecto del tratamiento posterior sobre el contenido de H_2 del metal aportado en la soldadura por arco [2]

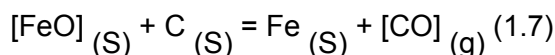
Según Séférian [2] fig 1.7 la cantidad de hidrógeno desprendida por un depósito obtenido a partir de electrodos básicos una vez alcanzado el equilibrio a la temperatura ordinaria, es función de la temperatura del tratamiento térmico.

Puede verse que el desprendimiento a 20°C es relativamente lento y necesita 4000 horas para desprender el 20% de hidrógeno residual. Por el contrario, a 620°C el desprendimiento se produce en menos de 2 horas.

El hidrógeno presente en el depósito de soldadura puede ocasionar los siguiente defectos macroscópicos:

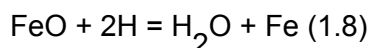
- Proyecciones de metal:** La diferencia entre las capacidades de absorción del hidrógeno por el metal en estado líquido y en estado sólido provoca un desprendimiento efervescente de gas, que genera pérdidas importantes de metal por proyección. Esta pérdida no sólo se debe al hidrógeno, sino también a la presencia del oxígeno.

- **Formación de poros por el hidrógeno:** Está demostrado que la sobresaturación de gases en el metal en estado líquido, o una solidificación demasiado rápida, generan sopladuras importantes que retienen gases a presión. Sin embargo en la mayoría de los casos tales gases son compuestos oxigenados de carbono, compuestos de hidrógeno y de nitrógeno[1]: H_2O , H_2S , CH_4 . La presencia del CO se explica por la reducción del oxígeno de hierro por el carbono de acuerdo a la ecuación de equilibrio (1.7):

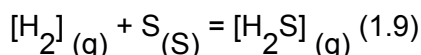


Un acero con alto porcentaje de carbono tenderá a generar mayor cantidad de sopladuras. Por otro lado, se sabe que un electrodo húmedo origina con mayor facilidad sopladuras que uno seco; esta tendencia es más pronunciada en los electrodos básicos, que contienen poco hidrógeno; en efecto, basta una cantidad de humedad de 0.35% en peso del revestimiento básico para que aparezcan poros en la soldadura.

Herres [2], propuso la ecuación (1.8) para explicar otra causa de la formación de poros es la reducción del óxido de hierro por el hidrógeno:

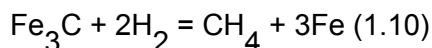


Herres y Voldrich [2] plantearon la hipótesis de que la acción del hidrógeno sobre el azufre generaba sopladuras según la reacción (1.9):



Los aceros que contienen cromo tiene una tendencia marcada a la formación de poros cuando el revestimiento está húmedo.

La presencia del metano en los poros se explica por la reacción del hidrógeno con los carburos, en particular sobre los de hierro, manganeso y cromo, reacción (1.10):



Los compuestos carburados de ferromanganeso y el ferrocromo carburados presentes en los revestimientos pueden ser fuentes indirectas de formación de poros por reacción con el hidrógeno.

La influencia del hidrógeno en la formación de poros se manifiesta sobre todo con los revestimientos de elevado "Potencial de hidrógeno", tales como los celulósicos y los que están húmedos. La atmósfera exterior puede también ser causa de formación de sopladuras en el metal fundido.

- **Formación de "Fish-Eyes":** En general, aparecen en las fracturas de las soldaduras en forma de manchas blancas de forma circular de dimensiones muy variables, desde 1 mm de diámetro hasta 1 cm; tienden a formarse alrededor de las inclusiones y con frecuencia van acompañados de microgrietas, indicando una concentración de tensiones en esa región.

Se ha llegado a la conclusión de que la causa inicial de la formación de fish-eyes en la soldadura por arco es el revestimiento del electrodo y que las soldaduras ejecutadas con varilla sin revestimiento no presentan este defecto [2].

1.11. MODELOS DE DUREZA.

Las transformaciones que se efectúan en la ZAC, están determinadas por el contenido de elementos de aleación del acero y, por el ciclo térmico de la soldadura. Para poder estimar la dureza de la ZAC a partir de CE, es necesario conocer las condiciones de la soldadura que determinan la velocidad de enfriamiento después de cada pasada. Las relaciones entre la dureza de martensita y de la bainita en la ZAC, en función a su contenido de CE, son lineales y crecientes.

1.11.1. Modelo de Dören [17,30]

Dören obtuvo 3 modelos fundamentales para la evaluación de la dureza max en la ZAC. Cuando la microestructura es mixta debida a tiempos de enfriamientos más largos, la dureza puede calcularse a partir del siguiente modelo:

$$HV_X = 2019[C(1 - 0.5 \log t_{8/5}) + 0.3(CE_B - C)] + 66(1 - 0.8 \log t_{8/5}) \quad (1.11)$$

donde:

$$CE_B = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3}$$

$t_{8/5}$ = tiempo de enfriamiento desde 800-500°C

CE_B = Carbono equivalente para la bainita.

Si la ZAC contiene 100% de martensita en aceros de baja aleación está afectada sólo por el %C y la dureza se expresa de la siguiente manera:

$$HV_M = 802 C + 305 \quad (1.12)$$

donde:

HV_M = Dureza en la ZAC con 100% de martensita.

Si la dureza del modelo (1.11) resulta ser mayor que la del modelo (1.12), se toma como valor la dureza HV_M .

Si la ZAC contiene 100% bainita la dureza máxima se expresa así:

$$HV_B = 305 CE + 101 \quad (1.13)$$

De la misma forma, si la dureza del modelo (1.11) resulta ser mayor que la del modelo (1.13), se toma como valor la dureza HV_B .

1.11.2 Modelo de Suzuki [16]

Suzuki planteó otro modelo para calcular la dureza en la ZAC, simplificándolo, con el

carbono equivalente de Ho y Bessyo se tiene la el modelo (1.14):

$$HV = H + K / [1 + \exp(a(\log t_{8/5} - Y_5))](1.14)$$

donde:

a	=	a_k/K
H	=	884 C + 287 - K
K	=	237 + 1633 C - 1157 P _{CM}
a _k	=	566 - 5532 C - 2880 P _{CM}
Y ₅	=	- 0.03 - 6.0 C + 7.77 P _{CM}

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Cabe destacar que los aceros deben tener %C < 0.30, %Cr < 0.5, %Al < 0.06 y t_{8/5} = 1.5s - 50s.

1.11.3 Modelo de Ph. Maynier, B. Jungmann and J. Dollet

Ph. Maynier, B. Jungmann and J. Dollet propusieron tres modelos para calcular la dureza HV, descritos por H. K. D. H. Bhadeshia [18], cuando la estructura del acero sea martensita, bainita o ferrita-perlita, como una función de la velocidad de enfriamiento y las concentraciones de carbono, silicio, manganeso, níquel, molibdeno, cromo y vanadio.

Ferrita - perlita		
HV_{F-P}	=	42 + 223°C + 30*Mn + 12.6*Ni + 7*Cr + 19*Mo (1.15)
		+ (10 - 19*Si + 4*Ni + 8*Cr + 130*V)*log(COOL)
Martensita		
HV_M	=	127 + 949°C + 27*Si + 11*Mn + 8*Ni + 16*Cr (1.16)
		+ 16*Mo + 21*log(COOL)
Bainita		
HV_B	=	185°C - 323 + 330*Si + 153*Mn + 65*Ni + 144*Cr (1.17)
		+ 191*Mo + (89 + 53°C - 55*Si - 22*Mn - 10*Ni - 20*Cr
		- 33*Mo)*log(COOL)

Donde: COOL es la velocidad de enfriamiento en °K/s.

Condiciones de aplicación:

- En el caso de la martensita, el efecto del molibdeno se asume que es el mismo que del cromo.

- Cuando la suma de $Mn + Ni + Cr + Mo < 5$, y la velocidad de enfriamiento sea < 900 K/s.

CAPÍTULO 2. PROCESO DE DIFUSIÓN.

La difusión en los metales es el desplazamiento de los átomos en un cuerpo cristalino a distancias que superan las medidas interatómicas de la sustancia dada[40]. Si estos desplazamientos no están vinculados con el cambio en la concentración en volúmenes aislados, entonces dicho proceso se denomina autodifusión. La autodifusión es el desplazamiento de los átomos en un metal puro. La difusión que va acompañada de un cambio de concentración que se da en las aleaciones y en los tratamientos termoquímicos, recibe el nombre de heterodifusión. La difusión que provoca una recristalización fásica (formando nuevas fases), con frecuencia se denomina reactiva o de reacción. Este tipo de difusión ocurre al saturar el acero con nitrógeno [34], cromo, silicio, carbono, etc

Como base de la difusión en los metales sirve el proceso atómico en el cual todo átomo efectúa movimientos al azar, es decir, una serie de saltos entre las diferentes posiciones de equilibrio en la red cristalina. La noción de “difusión” no se aplica a los átomos aislados, sino que a un flujo macroscópico de la sustancia. Las traslaciones macroscópicas de la sustancia son el resultado de un enorme número de traslaciones pequeñas de átomos aislados. La fuerza motriz de la difusión es el gradiente del potencial químico $d\mu / dx$, el cual puede ser causado por diferentes motivos. Con respecto a los tratamientos termoquímicos el gradiente del potencial químico está predeterminado por el gradiente de concentración dc / dx . Si $dc / dx \neq 0$, el movimiento térmico de los átomos se hace orientado hacia la igualación de las concentraciones (durante la autodifusión los átomos de la misma clase se trasladan igual que los de la composición inicial).

En el sistema de dos o más componentes la difusión es posible únicamente si uno de los componentes es soluble en el otro.

2.1 Mecanismos de la difusión.

Para describir el proceso de difusión en un cuerpo cristalino (de metal) hay muchas interpretaciones del mecanismo de difusión pero, sólo examinaremos cuatro mecanismos principales [35].

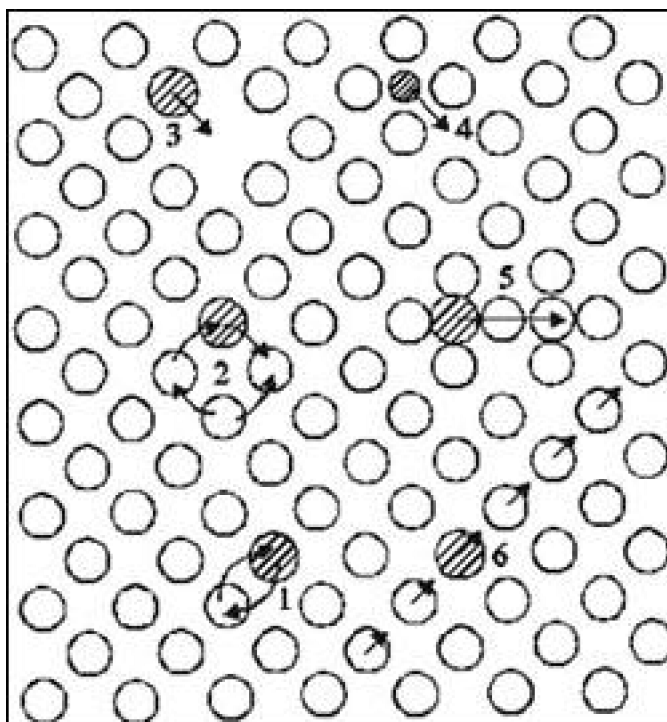


Fig. 2.1 Esquema de diferentes mecanismos de la difusión en los metales: 1. de intercambio; 2. anular; 3. de vacancias; 4 y 5, internodal (directo y por desalojamiento); 6. de aglomeración (crowd).

2.1.1 Mecanismo cíclico (de intercambio).

Al realizarse este mecanismo (fig. 2.1), unos cuantos átomos (tres o más) situados más o menos en círculo se mueven coordinadamente de modo que todo el aro de átomos da vuelta a una distancia interatómica. Un caso particular del mecanismo cíclico es el de intercambio, en el que se produce el intercambio directo de sitios entre dos átomos vecinos. En los cristales con estructura de empaquetamiento denso de átomos, es poco probable causar deformaciones notables en la red debido a este mecanismo.

2.1.2 Mecanismo de aglomeración (crowd).

El crowd es un grupo de átomos aglomerados o acumulados, comúnmente a lo largo de un empaquetamiento denso, debido a la presencia en la fila de uno o varios átomos excesivos.

Cada uno de los átomos de esta fila, incluso los apartados del átomo sobrante a unas diez distancias interatómicas, está desplazado a cierta distancia respecto a la posición de equilibrio de la red. La configuración de aglomeración o crowd puede trasladarse a lo largo de la fila, pues la distorsión se propaga a lo largo de una línea y la energía del desplazamiento atómico no es grande.

2.1.3 Mecanismo de Vacancia (difusión por huecos).

En toda la red cristalina, sobre todo a temperaturas elevadas, hay vacancias (huecos). Las vacancias brindan la posibilidad de que la difusión se produzca por el intercambio entre un átomo y una vacancia (Fig. 2.1). El paso de los átomos a los sitios vacantes equivale a la traslación de lagunas en dirección contraria a la del movimiento de los átomos. El mecanismo de vacancia se realiza durante la autodifusión y la formación de soluciones sólidas de sustitución.

El mecanismo de difusión por huecos se ve confirmado, de modo conveniente, por el efecto Kirkendall [36]. Este efecto se ha revelado en la mayoría de los pares de los metales con redes cúbicas de caras centradas y de ejes centrados eliminando prácticamente el mecanismo de difusión cíclico y de intercambio, puesto que en este caso la movilidad difusiva de los átomos de los componentes (constante de difusión) es la misma. Para el mecanismo de difusión por huecos tal igualdad no es necesaria: Las frecuencias de intercambio de los átomos de diversas clases con las vacancias pueden ser diferentes.

Muchos procesos termoquímicos (alitación, cromado, silización, etc) están condicionados por la difusión de elementos tales como Al, Cr, Si, etc., que forman con el hierro soluciones sólidas de sustitución. Estos elementos se difunden en el hierro según el mecanismo de vacancias. En la capa de difusión a veces aparece la porosidad, la cual en algunos casos se puede explicar por el efecto Kirkendall.

2.1.4 Mecanismo internodal.

En este caso el átomo se desplaza dentro del cristal, saltando de un espacio internodal a otro (fig. 2.1) La migración por espacios internodales es posible sólo cuando existe la difusión de pequeñas impurezas de átomos que dan origen a soluciones sólidas intersticiales (dislocadas) y que al saltar desplazan relativamente poco a los átomos del disolvente de sus nudos en la red.

En la industria los más usados son los procesos termoquímicos basados en la difusión de C, N, B en el hierro. Estos elementos, cuyo radio atómico es pequeño, forman con el hierro soluciones sólidas intersticiales. La difusión del C, N y B se desarrolla de acuerdo con el mecanismo internodal. Para llevar a cabo un fenómeno elemental de difusión el átomo ha de vencer una barrera de energía.

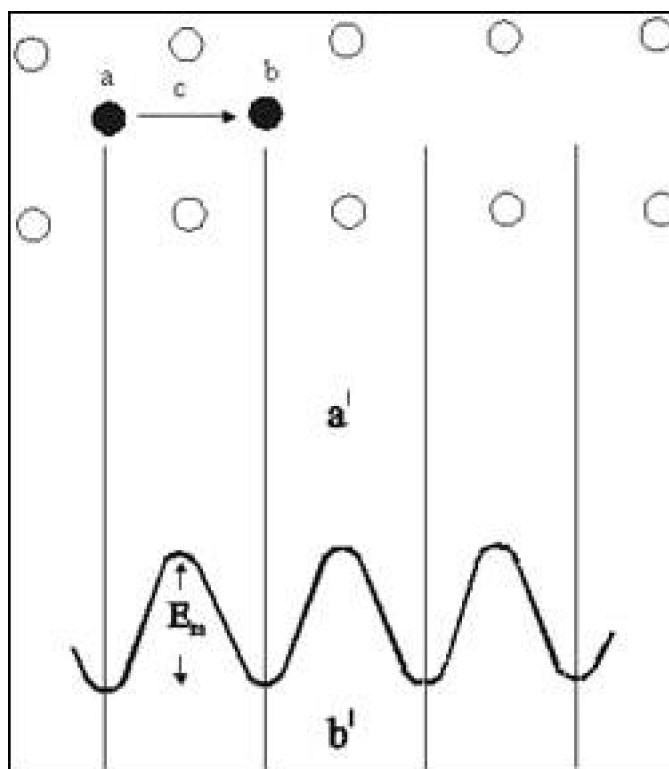


Fig. 2.2. Esquema de un acto elemental de difusión según el mecanismo internodal y energía potencial del cristal en función de la disposición del átomo difundidor.

La fig. 2.2 muestra el esquema de un fenómeno elemental de difusión según el mecanismo internodal y la energía potencial de un cristal en función de la posición del átomo difundidor. La energía del cristal alcanza su valor máximo en el punto C. El aumento de la energía E_{max} , que se manifiesta al desplazar el átomo de un espacio internodal a otro, contiguo, se debe al surgimiento de tensiones elásticas, que se producen al forzar al átomo que migra por el espacio estrecho entre los átomos del disolvente.

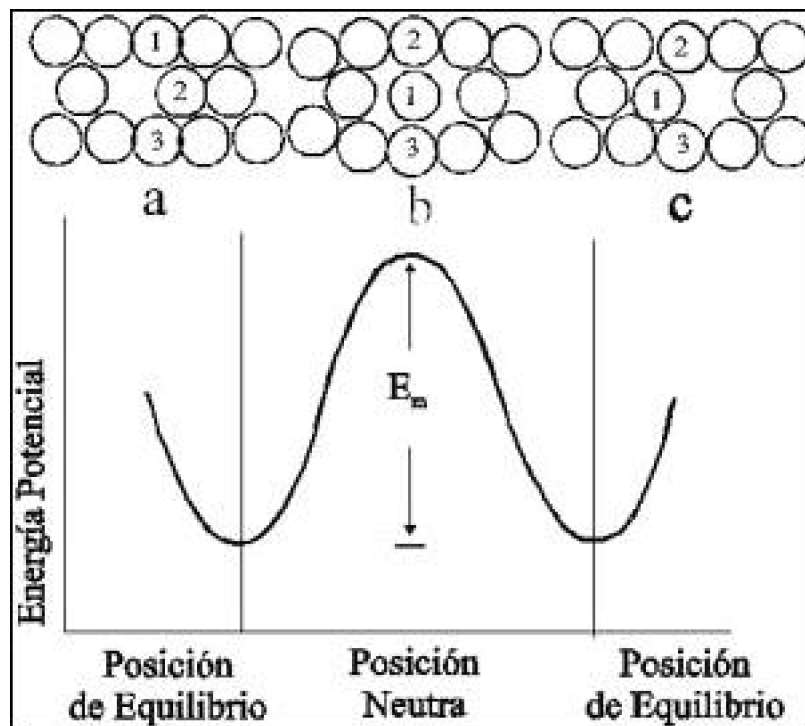


Fig. 2.3. Esquema de un acto elemental de difusión según el mecanismo de vacancias y energía potencial del cristal en función de la disposición del átomo difusor

En la fig. 2.3 se ve el esquema de desplazamiento del átomo según el mecanismo de vacancias. Al pasar de la posición a a la b el átomo 1 ha de abrirse paso entre los átomos 2 y 3. En la posición intermedia b' o neutra, los átomos 2 y 3 están separados entre sí, en este punto la red obtiene una energía elástica considerable. Por esta razón a la posición intermedia b' le corresponden un nivel de energía más alto que el de a y c fig. (2.3). El desplazamiento del átomo también está impedido por otros átomos, que se encuentran en los planos atómicos adyacentes por encima y por debajo del mostrado en la fig. 2.3.

La energía calorífica media de los átomos E_a es mucho menor que E_{max} . La energía necesaria para vencer la barrera de energía E_{max} , al pasar el átomo de una posición a otra en la red, se suele llamar energía de activación (o calor de difusión) y se designa con la letra Q.

Por consiguiente, para que sea posible la difusión hace falta una fluctuación de la energía. El átomo recibe de sus vecinos energía excesiva debido a que los átomos intercambian continuamente energía cinética. Independiente de los valores medios de la energía cinética de los átomos, en el metal siempre existe cierto número de átomos que poseen energía elevada o reducida. Algunos átomos que poseen una energía de $E_f > Q$, debida a la fluctuación, puede superar la barrera de energía y dar un salto de una posición de equilibrio a otra.

2.2 Probabilidad de saltos debidos a la fluctuación de

energía.

La probabilidad de que el átomo dé saltos de una posición de equilibrio a otra f_m , se determina por la frecuencia con la cual surgen las fluctuaciones que superan Q . El tiempo relativo durante el cual el átomo tiene la energía necesaria para vencer la barrera es proporcional a $\exp(-Q/RT)$.

El átomo, puede con igual probabilidad, pasar a cualquiera de los lugares contiguos equivalentes z en la esfera coordinadora más próxima (z es el número de coordinación). En este caso la frecuencia total de saltos debidos a la fluctuación de energía, calculada por átomo, será igual a

$$f_m = c z y \exp -(Q/RT) \quad (2.1)$$

donde:

f_m = Frecuencia Total de saltos debidos a la fluctuación de energía.

c = Factor de proporcionalidad, próximo a la unidad.

z = Número de coordinación.

y = Frecuencia de oscilación de los átomos ($\approx 10^{13}$ Hz)

Q = Energía de activación (calorías/mol)

R = Constante de los gases (1.987 cal/mol.°K)

T = Temperatura (°K).

Así pues, la magnitud f_m depende exponencialmente de la temperatura. Por ejemplo, a temperatura ambiente el átomo de carbono que se difunde en la red de hierro por los intersticios internodales, da un salto en 25s, mientras que a 1545°C, da $2 \cdot 10^7$ saltos en 1s. Al elevar la temperatura, las oscilaciones de las partículas en los nodos de la red se intensifican, una parte de las partículas, obtiene una energía que sobrepasa la energía media del movimiento térmico y que es suficiente para que éstas puedan abandonar su lugar en la red y pasar a otro.

Al examinar la difusión según el mecanismo de vacancias se asume que en la red ya había una vacancia. No obstante, en el caso general también se debe gastar una energía igual a Q' en la formación de la vacancia. Entonces, la energía de activación se compone de energía de activación de la migración Q y de la energía de formación de vacancias Q' ($Q = Q' + Q''$), en tanto que la probabilidad de los saltos tendrá la forma :

$$f_m = c z y \exp - \left(\frac{Q'}{RT} \right) \exp - \left(\frac{Q''}{RT} \right)$$

(2.2)

A causa de esto la energía de activación en la difusión según el mecanismo de vacancias, es superior a la del mecanismo internodal, en cambio la movilidad difusiva de los átomos es menor. En las soluciones sólidas de sustracción el desplazamiento difusivo también transcurre con un gasto de energía menor que en las soluciones sólidas de

sustitución, por tener aquellas una cantidad excesiva de vacancias ya formadas.

2.3 Ecuación de Difusión [37,38].

La descripción matemática de la difusión está basada en las suposiciones expresadas por Fick en el año 1855, él escribió las ecuaciones principales de la difusión, considerando la penetración de la sustancia difundidora en la matriz de una manera análoga cuando en un cuerpo hay conducción de calor. La primera ley de Fick, obtenida para la difusión estacionaria, cuando la concentración del elemento difundidor no depende del tiempo, tiene la forma:

$$I = D (\partial C / \partial X) \quad (2.3)$$

La primera ley demuestra que el flujo de la sustancia difundidora durante la difusión estacionaria es proporcional al gradiente de concentración y está dirigido hacia la disminución de la concentración.

El coeficiente de proporcionalidad D , se denomina constante de difusión y caracteriza la velocidad de difusión. Este depende de la temperatura y de la naturaleza de la sustancia difundidora y de la matriz; está dado por la ecuación:

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (2.4)$$

donde:

D_0 = Factor de frecuencia y está relacionado con la frecuencia de vibración de los átomos que se difunden (cm^2/seg).

Si la concentración cambia con el tiempo, entonces se emplea la ecuación de difusión, que refleja la variación de la concentración por la unidad de tiempo en un punto determinado de la zona difusiva (segunda ley de Fick):

$$\frac{\partial C(x, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right)$$

(2.5)

donde:

D = Coeficiente de Difusión (cm^2/seg).

C = Concentración del elemento que se difunde ($\text{átomos}/\text{cm}^2$).

X = Distancia (cm).

t = Tiempo (seg).

Suponiendo que la constante de difusión depende en un grado insignificante de la concentración, lo cual se suele hacer en los cálculos prácticos, la ecuación de difusión se puede presentar en la forma:

$$\frac{\partial c(x, \tau)}{\partial \tau} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

(2.6)

La segunda ley de Fick es una ecuación en derivadas parciales, para la solución unívoca de la cual es indispensable prefijar las condiciones iniciales y de frontera a las que deben satisfacer la concentración del elemento difundidor.

Estas condiciones se determinan por un aspecto concreto de la pieza y del

tratamiento termoquímico. La distribución inicial de la concentración del elemento difundidor en la capa, puede ser arbitraria. Por lo general, se supone igual a cero: $c(x, 0) = 0$.

Las condiciones de frontera (medio saturante-matriz) se determinan en función del mecanismo del tratamiento termoquímico a priori.

Las condiciones de frontera de primer género:

$$c(0, t) = c^0(t) \quad (2.7)$$

significan, desde el punto de vista físico, la concentración del elemento difundidor en la superficie de la pieza $c(0, t)$ en un tiempo despreciablemente pequeño, se hace igual a la concentración equilibrada con el medio ambiente, y $c^0(t)$ se equilibra con el potencial del ambiente saturante. Con esta condición de frontera el factor cinético se desprecia y se supone que el proceso de tratamiento termoquímico se limita totalmente con la etapa de difusión.

La condición de frontera de primer genero es ampliamente usada en los cálculos prácticos de los procesos de tratamiento termoquímico por la sencillez con que se obtiene la solución de la ecuación de difusión. Si en la superficie se mantiene una concentración constante del elemento difundidor $c(0, t) = c^0(t) = \text{const}$, produciéndose la difusión en un espacio semiinfinito, la solución de la ecuación (2.6) tiene la forma [39,40]:

$$c(x, \tau) = c^0(\tau) \left[1 - \text{erf} \left(x / 2\sqrt{D\tau} \right) \right]$$

(2.8)

donde $c(x, t)$ es la concentración del elemento difundidor a la distancia x de la superficie en el momento de tiempo t ; $c^0(t)$, la concentración del elemento difundidor en la superficie durante el proceso de tratamiento termoquímico;

$$\text{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z \exp(-x^2) dx$$

(2.9)

$erf(z)$, es la función de errores de Gauss que se encuentra en tablas.

CAPÍTULO 3. BAÑO FUNDIDO Y CONTINUIDAD EN LA SOLDADURA Y EL METAL BASE.

Actualmente la mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. Este calor es, a menudo, de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir.

El calor aplicado a los materiales metálicos produce un cambio en su estructura metalográfica, cuando la temperatura alcanzada supera un determinado valor característico para cada metal o aleación. La modificación de la estructura conlleva a la variación de las propiedades de material. De acuerdo a estudios realizados [6], respecto a la explicación científica de una unión soldada han llegado a la conclusión de que el concepto de continuidad es el que mejor explica el fenómeno.

Al iniciarse el enfriamiento en el metal de contacto, se establece un gradiente de temperatura en el interior del metal líquido y en la interfase sólido - líquido, debido a la transferencia de calor hacia el exterior a través de las paredes del molde. En el proceso de soldadura, el movimiento continuo del electrodo hace que el fenómeno de la solidificación sea esencialmente un proceso dinámico, siendo la velocidad del proceso de soldadura la variable que regula la solidificación.

3.1 Baño fundido.

El baño fundido está limitado hacia delante por la superficie isoterma de fusión del metal base y hacia atrás por el metal procedente del baño recién solidificado. En la fig. 3.1 se puede apreciar que el área superior del baño está cubierta por un gas protector y una escoria líquida.

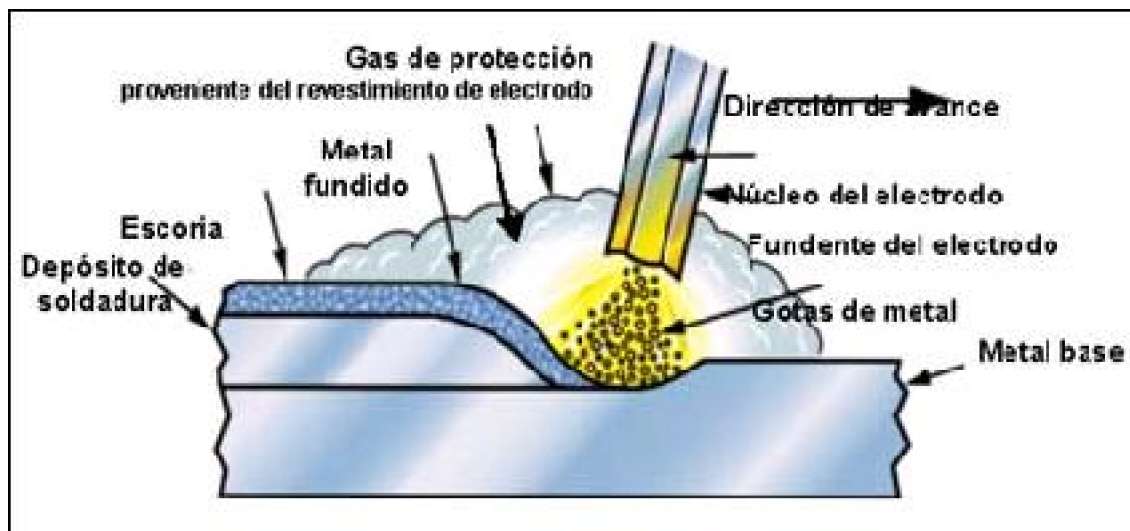


Fig. 3.1. Características del baño fundido de una soldadura

Esta superficie sufre el impacto de la fuente de calor, dando lugar a una turbulencia en el interior del baño debido a que del electrodo se van cayendo gotas de metal fundido, que se forman en el extremo del electrodo, cortocircuitan el arco y se ponen en contacto con el metal en fusión del cráter. En ese instante interviene la tensión superficial del metal fundido del cráter para provocar el paso de la gota hacia la pieza a soldar.

El paso de cada gota del electrodo a la pieza, da lugar a un verdadero cortocircuito, con un fuerte descenso de la tensión, acompañado de un importante aumento de la intensidad. El tiempo invertido en el paso de la gota es del orden de 1/100 de segundo [2].

Depositada la gota, el arco se receba dando lugar a una punta de tensión y seguidamente vuelve a sus características normales. Este mismo fenómeno se produce en el paso de cada gota.

Cuando la intensidad de cada cortocircuito alcanza un valor muy elevado, el arco chisporrotea y las gotas de metal estallan ruidosamente, debido, precisamente, a ese valor elevado que adquiere la intensidad de corriente [21,22].

3.2 Transformaciones en la fase sólida durante el

calentamiento.

Durante el proceso de soldadura existen transformaciones en fase sólida que sufre el metal base y el metal fundido por pasadas múltiples, durante el calentamiento debido al ciclo térmico del proceso de soldadura.

Aunque muchas veces no se destaca, la fase de calentamiento es tan importante como la del enfriamiento de la zona fundida constituida por el cordón de soldadura, la región adyacente y el metal base.

El ciclo térmico de la soldadura establece en cada punto del metal base un estado térmico estacionario, definido por la máxima temperatura alcanzada, θ_m , y la velocidad de enfriamiento, V_m , que determinan los siguientes parámetros:

3.2.1 Fenómeno de recrystalización

Cuando se realiza un proceso de soldadura en aleaciones que han sido trabajadas en frío, el calentamiento del ciclo térmico conduce a una recrystalización del metal base, debido a que sufre un tratamiento térmico localizado. La importancia de estas transformaciones se debe al ciclo térmico y a la naturaleza de la aleación [13].

Las aleaciones que han sido deformadas en frío, se encuentran en un estado inestable, caracterizado por un incremento en su resistencia a la tracción y su límite elástico. Este estado tiende a cambiar cuando se calienta por encima de su temperatura de recrystalización, dando lugar a las siguientes etapas:

- **Recrystalización primaria:** Se lleva a cabo a la temperatura θ_R , en donde se realiza la reorganización de la estructura cristalina de la aleación.
- **Recrystalización secundaria:** Es la que ocurre cuando la aleación es sometida a temperatura mayores (θ_S) que la recrystalización primaria, la cual genera un gran crecimiento de grano dando lugar a una disminución en la resistencia a la tracción y dureza de la aleación. La fig. 3.2 presenta la variación de la dureza en una unión soldada de una aleación deformada por trabajo mecánico en función a la temperatura máxima alcanzada durante el enfriamiento.

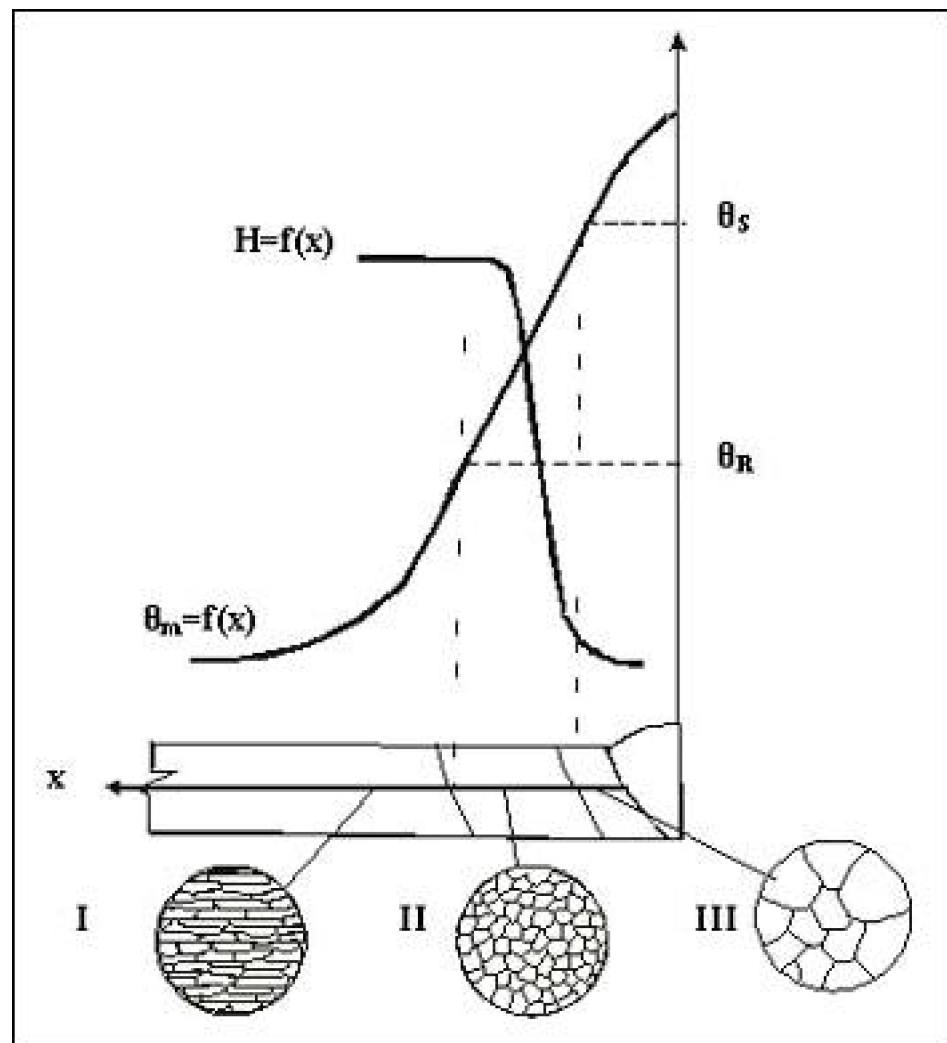


Fig. 3.2. Variación de la dureza en función de la temperatura máxima alcanzada en el calentamiento.

En el proceso de soldadura de aceros al carbono deformados por trabajo mecánico, la disminución de su dureza por efecto de la recristalización se observará principalmente en la región calentada entre la temperatura de recristalización de la ferrita $\theta_{R\alpha}$ y el punto de transformación alotrópica A_3 , la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ produce el efecto de un tratamiento térmico de normalizado, es decir la disminución del tamaño de grano y un ligero endurecimiento, como se muestra en la fig. 3.3.

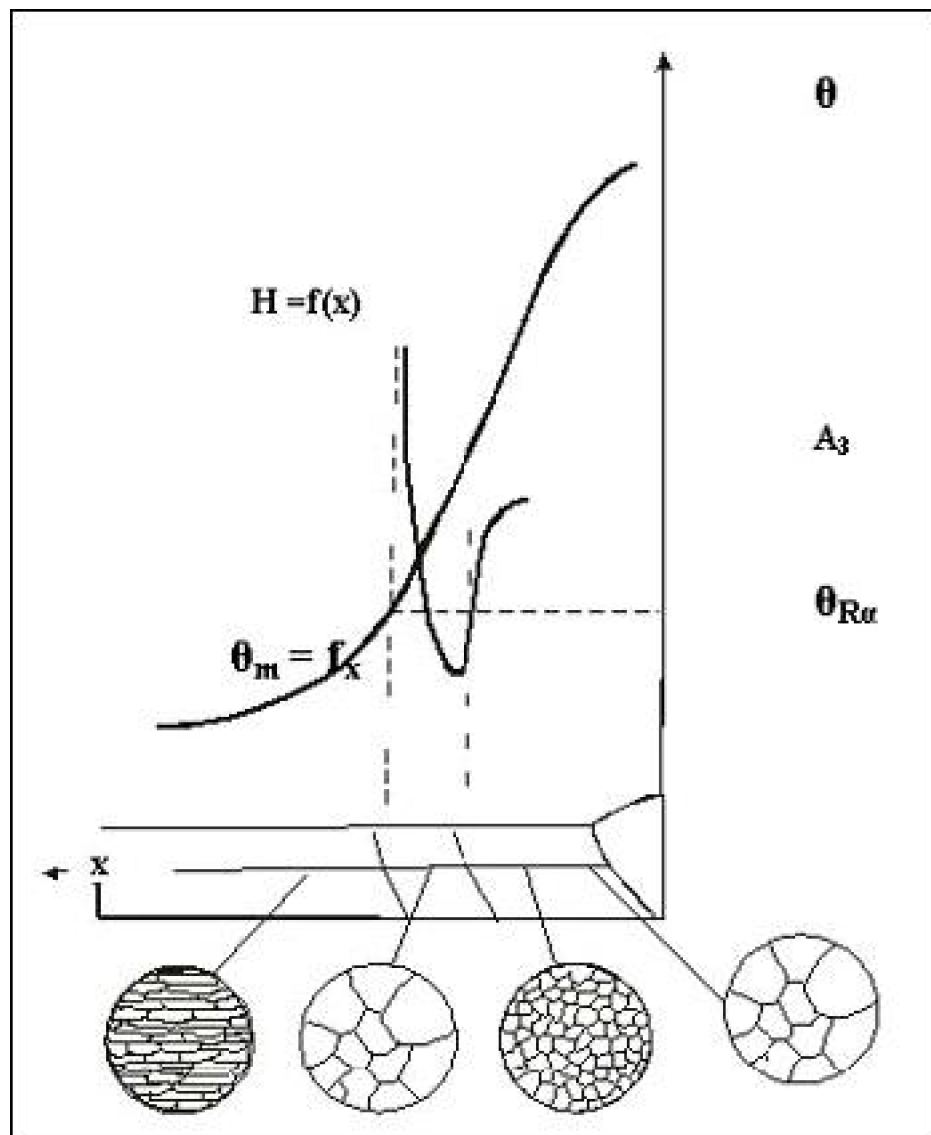


Fig. 3.3. Disminución del tamaño de grano debido a la temperatura de recristalización de la ferrita ($\theta_{R\alpha}$).

3.2.2 Crecimiento de grano.

El efecto del calentamiento tiene influencias inmediatas durante el ciclo térmico del proceso de soldadura, generalmente aumenta el tamaño de grano de la zona afectada por el calor (ZAC) y también en la zona fundida. Este crecimiento de grano tiene como consecuencia alterar las propiedades mecánicas finales.

Cuando se calienta lentamente un acero desde la temperatura ambiente hasta la temperatura A_3 , no se observa ningún cambio en la estructura hasta que se alcanza una temperatura θ_1 , (fig. 3.4); en ese instante los granos comienzan a aumentar de tamaño, dando lugar a la formación de una estructura mixta con granos grandes y pequeños.

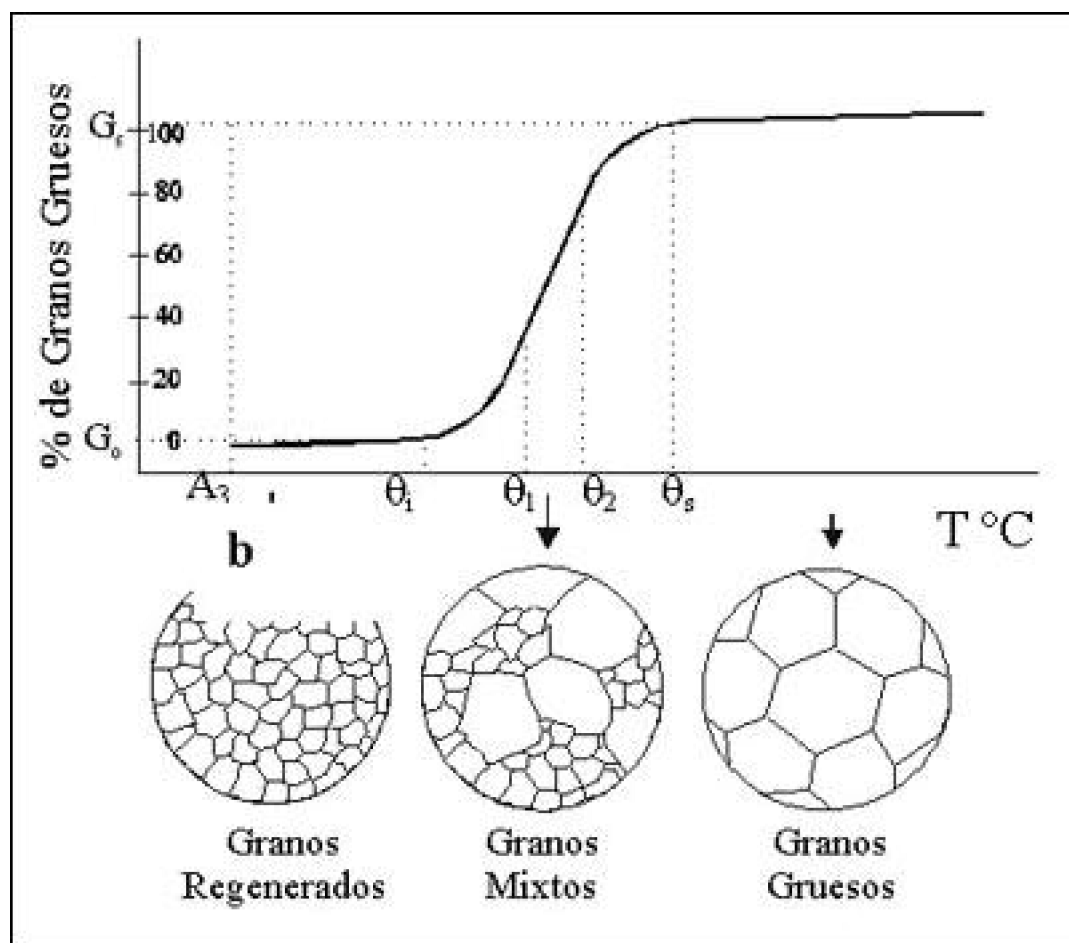


Fig. 3.4. Influencia de la temperatura en el crecimiento de grano.

Desde este momento, al aumentar la temperatura, los granos grandes absorben a los pequeños y la proporción de los grandes aumenta. La temperatura θ_s , a la cual se obtiene un 100% de granos gruesos, es la temperatura de sobrecalentamiento.

La temperatura no es el único factor que influye en el aumento del tamaño de los granos, también influye el tiempo. A partir de θ_1 , manteniendo la temperatura constante, el tamaño de grano aumenta con el tiempo y este aumento es mayor cuanto más cerca está la temperatura de sobrecalentamiento.

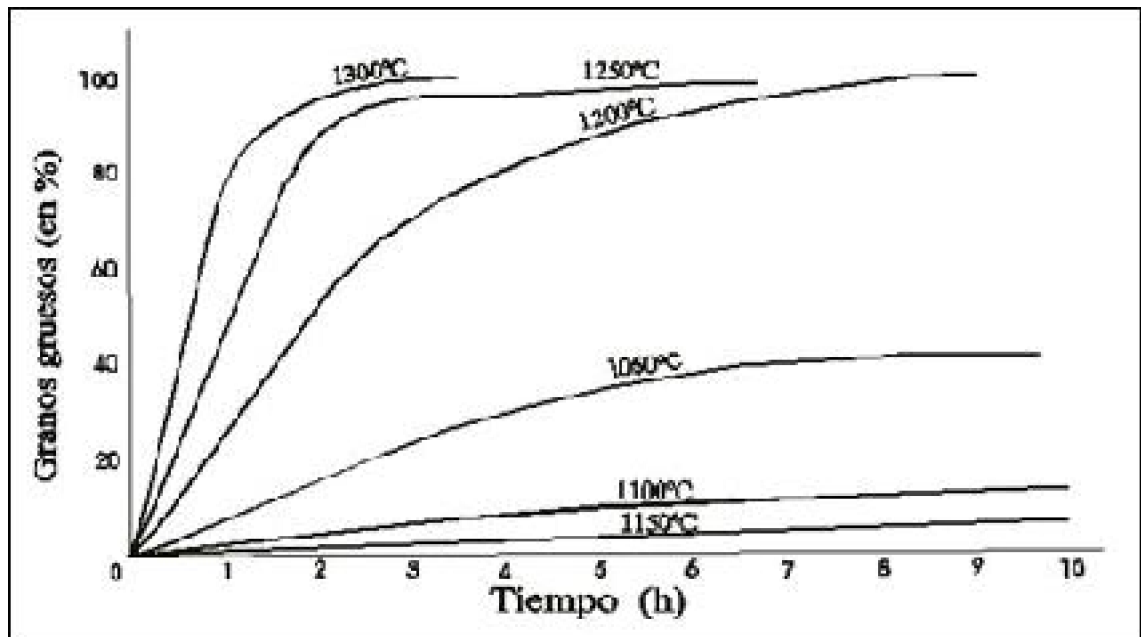


Fig. 3.5. Influencia de la temperatura y el tiempo en el crecimiento de los granos

Este efecto se puede apreciar en la fig. 3.5. que representa la combinación de estos factores en un acero extradulce. El sobrecalentamiento total a 1200°C se logra al cabo de 8 horas, mientras que para llegar a 1300°C se consigue en 2 horas. A temperaturas inferiores a 1200°C se producirán solamente estructuras mixtas, cualquiera sea el tiempo de calentamiento.

El crecimiento del tamaño de grano en la ZAC es mayor a medida que las temperaturas y tiempos de permanencia alcanzados sean mayores.

3.2.3 Transformaciones alotrópicas.

Las velocidades de calentamiento son afectadas por las temperaturas de transformación en estado sólido, en los procesos de soldadura por arco están entre 200 - 300 °C/seg [13]. En los aceros la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, tiene lugar a temperaturas muy superiores a las indica el diagrama Fe-C y estas son mayores en la medida que el tiempo de calentamiento es menor como se muestra en la fig.3.6.

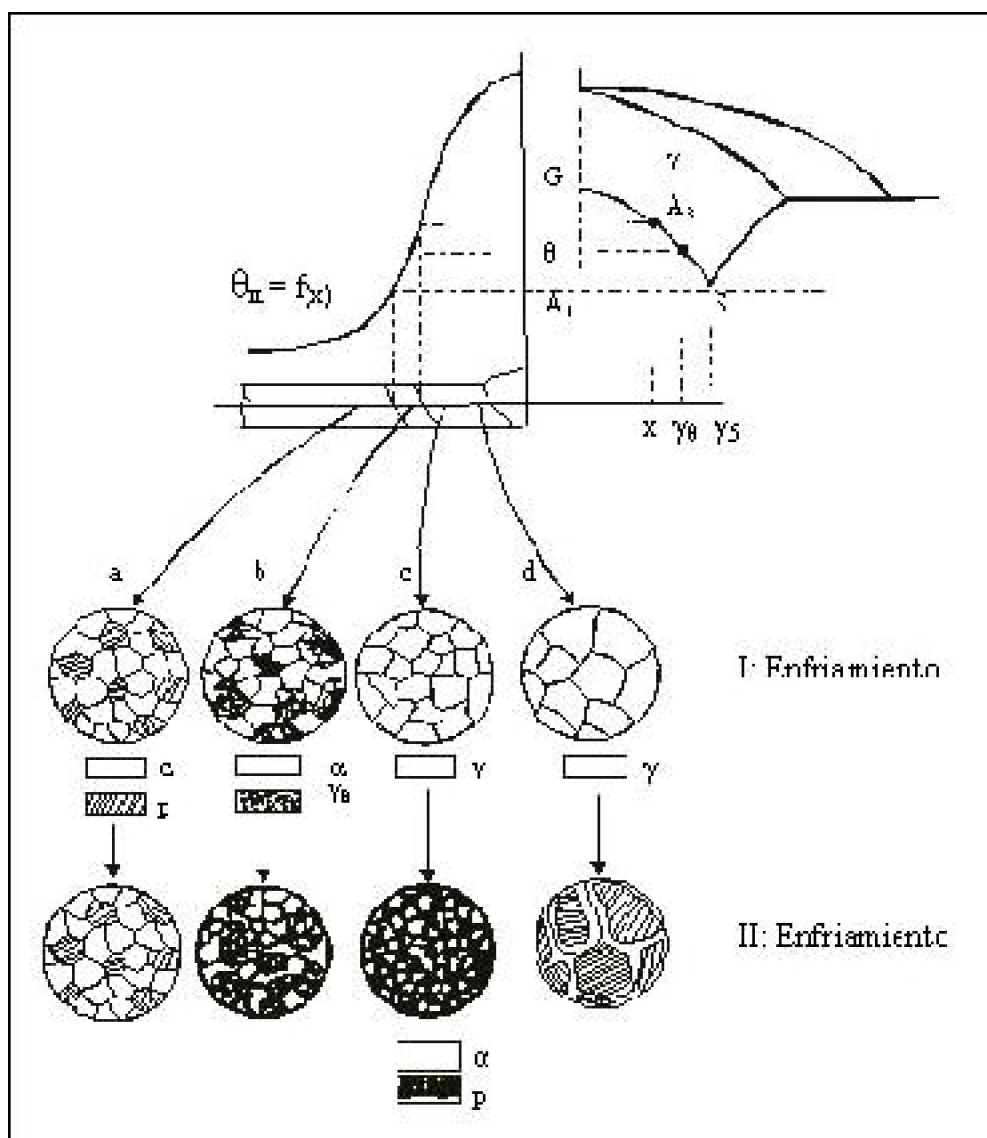


Fig. 3.6. Estructuras generadas en el calentamiento del ciclo térmico del proceso de soldadura de un acero al carbono.

Haciendo el análisis de un acero al carbono con estructura ferrita y perlita, su microestructura no se alteraría si la temperatura máxima de calentamiento no pasa del punto A_1 , que corresponde a la transformación perlítica (estructura a). Cuando la temperatura máxima está entre A_1 y A_3 , la perlita se transforma en austenita con un menor contenido de carbono a medida que la temperatura alcanzada sea mayor. A una temperatura intermedia θ , coexiste austenita con un contenido de carbono igual a γ_θ y ferrita (estructura b). Cuando se alcanza la temperatura A_3 , la transformación austenítica es total (estructura c) y todo calentamiento adicional ya no supone un cambio estructural, sino solo un crecimiento del grano austenítico (estructura d).

Es necesario mencionar que la aparición de una zona de grano fino (a partir de la estructura c), similar a una estructura regenerada por normalizado y de otra zona de grano grueso (estructura d), se debe al crecimiento del grano de la austenita que se llevó a cabo durante el calentamiento.

3.3 Transformaciones en la fase sólida durante el enfriamiento.

En un proceso de soldadura, se producen transformaciones en estado sólido en la zona fundida y en la zona afectada por el calor. Frecuentemente estas transformaciones en un acero al carbono, tienen lugar durante el enfriamiento continuo que se producen en un intervalo de temperaturas como se ha visto en la fig. 3.6, generando en cada enfriamiento estructuras en condiciones próximas al equilibrio. Sin embargo, las condiciones de los enfriamientos normales en un proceso de soldadura suelen estar alejadas de las de equilibrio (enfriamiento infinitamente lento), lo que afecta en las proporciones de los constituyentes del acero (ferrita y perlita) y a la naturaleza de fases metaestables [23].

Debido a la influencia de la velocidad de enfriamiento desde el estado austenítico del acero de composición conocida, se utilizan curvas de transformación en enfriamiento continuo (TEC), que expresen los productos de transformación obtenidos en enfriamientos realizados a diferentes velocidades, junto con los tiempos de inicio y fin de aquellas transformaciones.

Estos diagramas, son de gran utilidad a la hora de realizar tratamientos térmicos de aceros pero, tienen una aplicación restringida en los procesos de soldadura, debido a las altas temperaturas de austenización producidas y los tiempos cortos de permanencia a esas temperaturas.

Durante un proceso de soldadura, la velocidad de enfriamiento de la austenita ocasiona las siguientes transformaciones [13]:

3.3.1 Transformación perlítica.

En la ZAC de grano fino, la transformación de la austenita en ferrita [25] y perlita (si la velocidad de enfriamiento es suficientemente lenta) ocurre por nucleación y crecimiento, resultando una estructura final más fina a la del metal base y cuando la velocidad de enfriamiento en un proceso de soldadura es rápida, la distancia interlaminar de la perlita es menor.

En la región sobrecalentada de grano grueso, la ferrita proeutectoide se nuclea en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes (estructura de Widmanstaetten) [26]. Estructuras similares aparecerán también en el enfriamiento del metal fundido si, su composición química coincide con la del acero base.

Las propiedades mecánicas de la ZAC [28], varían con respecto al acero base y se notará un ligero aumento en la dureza, límite elástico y resistencia a la tracción, mientras que la estructura basta de la zona recalentada (estructura Widmantaetten) suponen una disminución de la resiliencia y como consecuencia un aumento en la fragilización, que en

algunos casos se recomienda un posterior tratamiento térmico [29] con la finalidad de regenerar el grano.

3.3.2 Transformación martensítica.

En los aceros con %C < 0.4, la transformación de la martensita está gobernada por su templabilidad y en la soldadura: si la velocidad del proceso de soldadura es 18pulg/min [15] influirá directamente sobre la velocidad de enfriamiento formando martensita tan dura que podría generar fragilidad [33].

La influencia de los elementos de aleación se puede saber a través del carbono equivalente (CE) del cual existen muchas fórmulas [14], una muy común es:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{1}{5} (\%Cr + \%Mo + \%V) + \frac{1}{15} (\%Ni + \%Cu)$$

(3.1)

La martensita formada con contenidos altos en carbono, tiene mayor dureza y mayor tendencia a fisurarse en frío y es también un constituyente metaestable que se transforma en ferrita y cementita globular, o bien en austenita si se alcanzan temperaturas más altas [24].

3.4 Continuidad de la soldadura con el metal base.

De todas las definiciones concernientes a la tecnología de la soldadura, la más apropiada desde el punto de vista de la metalurgia es la que destaca la noción de continuidad. De acuerdo a esta definición, la soldadura es el proceso mediante el cual establece una continuidad entre las piezas a unir.

La continuidad entre dos piezas metálicas a escala macroscópica implica la ausencia de cualquier elemento o partícula no metálica, entre las superficies unidas.

Un examen minucioso a nivel microscópico nos aclara mejor el concepto de continuidad metálica que establece el proceso de soldadura:

- Antes de realizar la soldadura, los átomos que constituyen cada parte, se agrupan formando dos redes cristalinas diferentes.
- Después de la soldadura, los dos conjuntos atómicos se unen en una sola red cristalina. Fig 3.7.

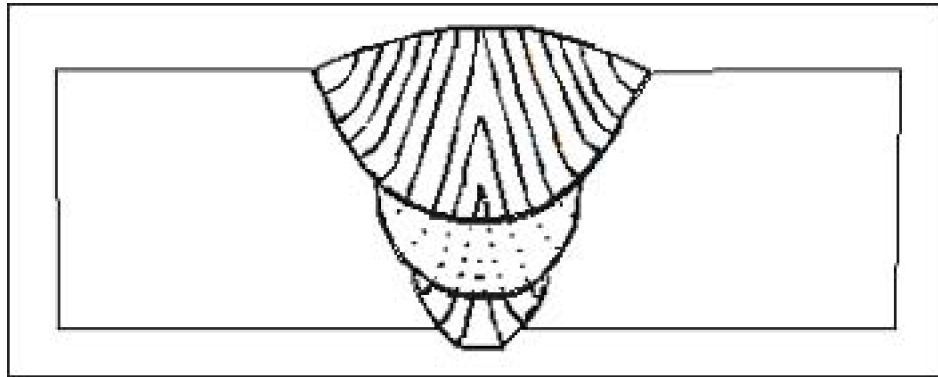


Fig. 3.7. Fenómeno de epitaxia

En la mayoría de los procesos de soldadura, la mencionada continuidad metálica se obtiene como resultado de la solidificación de una fase líquida sobre otra sólida. En estos casos, la continuidad metálica queda asegurada por el fenómeno de la epitaxia, según el cual la fase líquida solidifica y su estructura cristalina coincide con la del metal base, que actúa como soporte. De este modo las estructuras cristalinas (granos y bordes de grano) luego del proceso de soldadura son comunes a ambos lados de la línea de unión. Fig 3.8

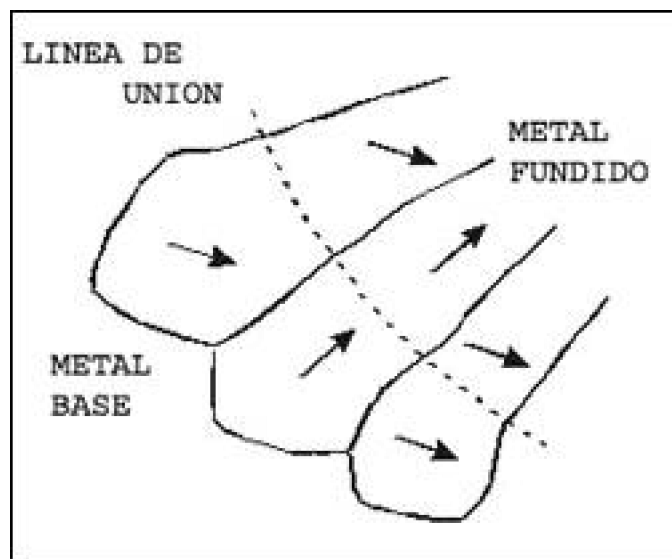


Fig. 3.8. La estructura de la soldadura tiene la misma orientación que la del metal base.

Luego de haber establecido la continuidad entre las dos piezas a unir, es necesario destacar que durante el proceso de soldadura ocurren simultáneamente tres procesos metalúrgicos:

Proceso de elaboración del baño fundido: En el proceso de soldadura aparece una fase líquida en donde tienen lugar fenómenos de oxidación-reducción, interacciones de escorias-metal líquido, comparables (en su escala) a los ocurridos en la fabricación de aleaciones metálicas. La localización del aporte térmico y la rapidez de los ciclos térmicos impiden alcanzar las condiciones de equilibrio termodinámico y la temperatura del baño líquido difícilmente puede superar la temperatura de fusión.

Proceso de moldeo: Luego de la elaboración del baño fundido, ocurre la solidificación idéntica a la solidificación de un metal en un molde. La diferencia más importante con el proceso de fundición convencional es que el metal base, que actúa como lingotera, se diluye parcialmente mezclándose con el metal de aportación, modificando así la composición química en la línea de unión.

Proceso de tratamiento térmico: En todos los procesos de soldadura se somete al metal base a ciclos térmicos similares a los tratamientos térmicos utilizados en metalurgia para mejorar las propiedades a las aleaciones.

El proceso de soldadura se diferencia de los tratamientos industriales en que la fuente de calor se aplica en forma localizada y con movimiento constante.

En la mayoría de casos, los ciclos térmicos durante la soldadura son breves, la temperatura máxima es muy elevada y la distribución de la temperatura es uniforme.

3.5 Diagramas $t_{8/5}$ para soldadura

En 1930, los metalurgistas Bain y Davenport, de la United States Steel Corporation Research Laboratory, cuando estaban estudiando la transformación de la austenita a temperaturas constantes, idearon un diagrama que denominaron TTT (Transformación Tiempo y Temperatura), que constituye el más valioso auxiliar para el estudio de los tratamientos térmicos, habiéndose desarrollado, gracias a él, los tratamientos isotérmicos, de gran aplicación en la industria moderna.

3.5.1 Representación de los diagramas TTT

La representación de la transformación isotérmica (a temperatura constante) de la austenita se realiza llevando al eje de ordenadas (Fig 3.9) [10] las temperaturas de transformación y al eje de la abscisas, los tiempos de duración de la transformación en escala logarítmica, partiendo de un tiempo muy pequeño, pero nunca de cero de un acero al carbono I.H.A F-114 (~ 0.45%C). Las curvas se trazan anotando en la horizontal que pasa por cada temperatura los puntos de iniciación y fin de la transformación de la austenita y muchas veces también los de un 25% de transformación, un 50% y un 75%. Se unen los puntos de iniciación de la transformación y los del 25, 50 y 75% y el fin de la transformación de la austenita, y se obtiene una serie de curvas que generalmente tienen forma de S, por lo que estos diagramas reciben también el nombre de “curvas de las S”.

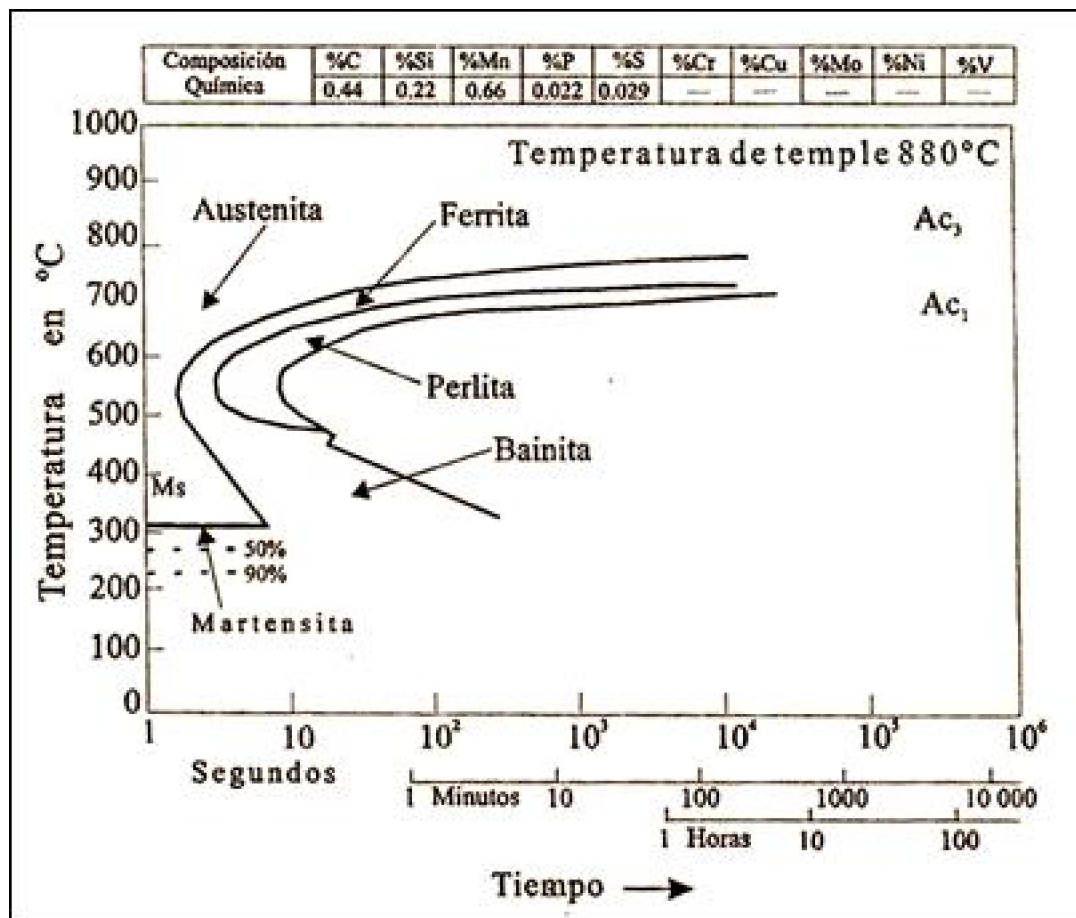


Fig. 3.9. Diagrama TTT para un acero al carbono I.H.A F-114 ($\sim 0.45\%C$)

A la izquierda de la curva de inicio de la transformación toda la aleación está en estado austenítico. Y a la derecha de la curva el fin de transformación, la totalidad de la austenita se ha transformado en otros constituyentes como perlita, sorbita, troostita, etc

3.5.2 Efecto de los elementos de aleación sobre los diagramas TTT

Las curvas de comienzo y fin de transformación es diferente para cada concentración de los elementos de aleación y solo dependen de éstas y de las condiciones de austenización. Las oscilaciones producidas por las variaciones de composición son notables incluso entre las diversas coladas de un mismo tipo de acero.

Las zonas de transformación en perlita y en bainita se superponen en los aceros al carbono y en lo de baja aleación y tienden a separarlas los elementos cromo, molibdeno y vanadio.

La Fig 3.10 muestra el diagrama TTT de un acero al Cr, ($0.45\%C$, $3.5\%Cr$), que es un ejemplo típico de intervalos de transformación bien separados y definidos. En general puede decirse que la presencia de los elementos de aleación origina un desplazamiento hacia la derecha de las curvas de transformación, lo que significa que los aceros aleados necesitan un tiempo mayor para que pueda transformarse la austenita en otros constituyentes. Al mismo tiempo, el efecto de los elementos aleantes es muchas veces

selectivo, modificando más acentuadamente la posición de una u otra zona; por ejemplo, el cromo, desplaza la zona perlítica hacia la derecha, pero muy poco a la bainítica, con lo cual las interferencias mutuas son aún más complejas, como lo es el mecanismo de las reacciones de transformación.

Las curvas de comienzo y fin de transformación sufren desplazamientos hacia tiempos más grandes por efecto de los elementos manganeso, níquel, cromo, molibdeno y por el contenido de carbono hasta 0.8%. También se produce retraso cuando se emplean temperaturas de temple demasiado elevadas, a las que muchos de los gérmes se disuelven. Solamente con la presencia de elementos como el vanadio formador de carburos estables, que producen gérmes aún a la temperatura de temple, se pueden disminuir el retraso de la descomposición de la austenita.

La temperatura de formación de la martensita, también llamada punto de la martensita, desciende al aumentar los contenidos de los elementos carbono, manganeso, cromo, níquel, molibdeno y vanadio. De manera parecida actúa una temperatura de temple demasiado alta. Este efecto solo puede disminuirse por la acción de los elementos cobalto y aluminio. Sin embargo, los datos obtenidos con estos gráficos, no son aplicables cuando se realizan procesos de enfriamiento continuo, como es el caso del temple, recocido, normalizado, soldadura, etc [8,11].

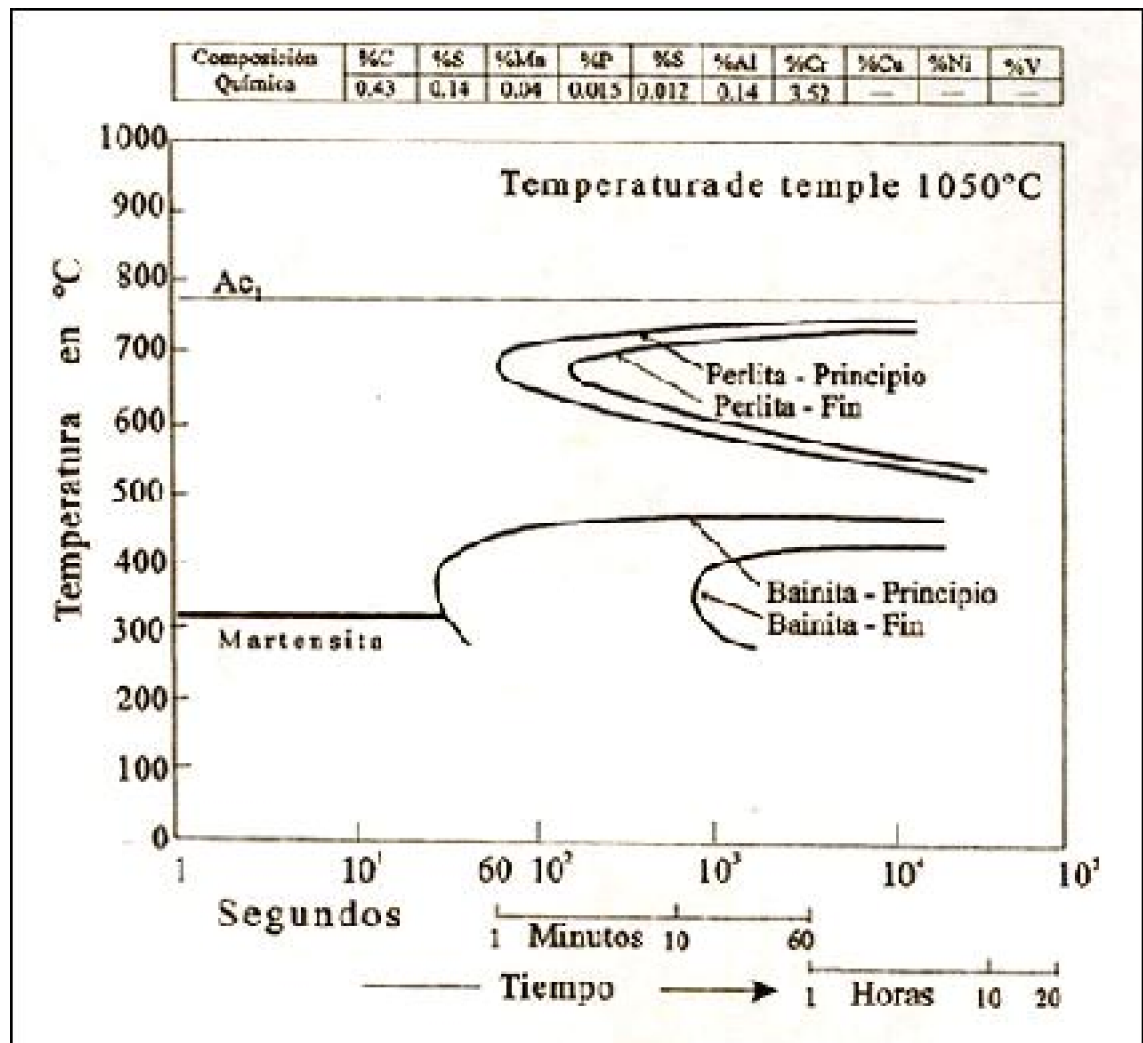


Fig 3.10. Diagrama TTT de un acero al Cr, (0.45%C, 3.5%Cr)

3.5.3 Diagramas TEC (enfriamiento continuo)

El diagrama de enfriamiento continuo, TEC (Continuous Cooling Transformation), difiere del de transformación isoterma, en que los cambios estructurales se verifican en tiempos ligeramente mayores y que no se observa la región bainítica. Sobre estos diagramas se pueden determinar la velocidad crítica de enfriamiento que es necesaria para que se forme martensita [5,9].

La información que al técnico, al proyectista, al ingeniero, le suministran los diagramas TTT es de excepcional validez debido a que un proceso isotérmico fue empleado para determinar el diagrama, el conocimiento de la transformación de la austenita, le permite aclarar las variaciones estructurales y, por lo tanto, las diferentes propiedades de los aceros con distintos tratamientos quedan plenamente justificadas. Sin embargo, la información no es de aplicación práctica total inmediata en los

tratamientos térmicos usuales de temple, normalizado, y recocido de los aceros, porque aquí se trata de procesos de enfriamiento continuo.

Las curvas de enfriamiento continuo no se pueden sobreponer en el diagrama isotérmico, porque éste se refiere a procesos de otra naturaleza y en una representación análoga se incluyen ahora, además, sobre la curva de la “S” correspondiente, curvas para diferentes velocidades de enfriamiento que nos proporcionan una idea más exacta del curso de la transformación; en cada una de ellas, podemos considerar que la transformación empieza en el punto en que corta a la curva “S” donde inicia la reacción y termina, cuando corta a la de fin de reacción.

Se puede considerar, que en el enfriamiento continuo, la austenita se transforma igual que antes, pero la transformación no es homogénea. Dicho enfriamiento continuo en efecto, puede imaginarse como formado por la integración de sucesivos enfriamientos y permanencias diferenciales escalonados a las sucesivas temperaturas que se van alcanzando y como consecuencia, los productos de descomposición finales aparecen mezclados. Sin embargo, las transformaciones que se producen pueden estudiarse muy bien, en una primera aproximación, considerando que la austenita se halla a las temperaturas intermedias durante una fracción de tiempo, tanto menor, cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento y que ocurre en ellas una transformación isotérmica parcial y sucesiva.

En la fig 3.11 esta ilustrada la forma en que conduce al enfriamiento continuo y cuales son las estructuras resultantes:

- Si se toma primero la velocidad de enfriamiento menor $\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{hora}$, el acero es enfriado a través de las regiones en que hay transformación a ferrita $A_1 A_2$ y perlita $A_2 A_3$ y estos constituyentes, ferrita y perlita, serán los componentes de la estructura final.
- Una velocidad mayor $\sim 70^{\circ}\text{C}/\text{hora}$, atraviesa las zonas de transformación en ferrita $B_1 B_2$, perlita $B_2 B_3$ bainita $B_3 B_4$ y martensita $B_4 B_5$ y la estructura final presentará estos constituyentes.
- Durante el enfriamiento a velocidad más elevada $\sim 1.150^{\circ}\text{C}/\text{hora}$, el campo de la perlita no es atravesado; obtendremos pues, al final, sólo ferrita, bainita y martensita.
- Para velocidades de enfriamiento superiores a $1.150^{\circ}\text{C}/\text{hora}$ y hasta $3000^{\circ}\text{C}/\text{hora}$, la estructura, de acuerdo con el diagrama, aparecerá libre de ferrita proeutecoide y consiste en casi todo bainita y pequeña proporción de martensita.
- Finalmente, como puede verse en la última curva de enfriamiento, velocidades por encima de $3000^{\circ}\text{C}/\text{hora}$ son necesarias para obtener la estructura única de martensita que corresponde al temple total o estructura de partida de temple y revenido. Esta velocidad de enfriamiento corresponde, por tanto, a la velocidad crítica superior, o velocidad crítica de temple.

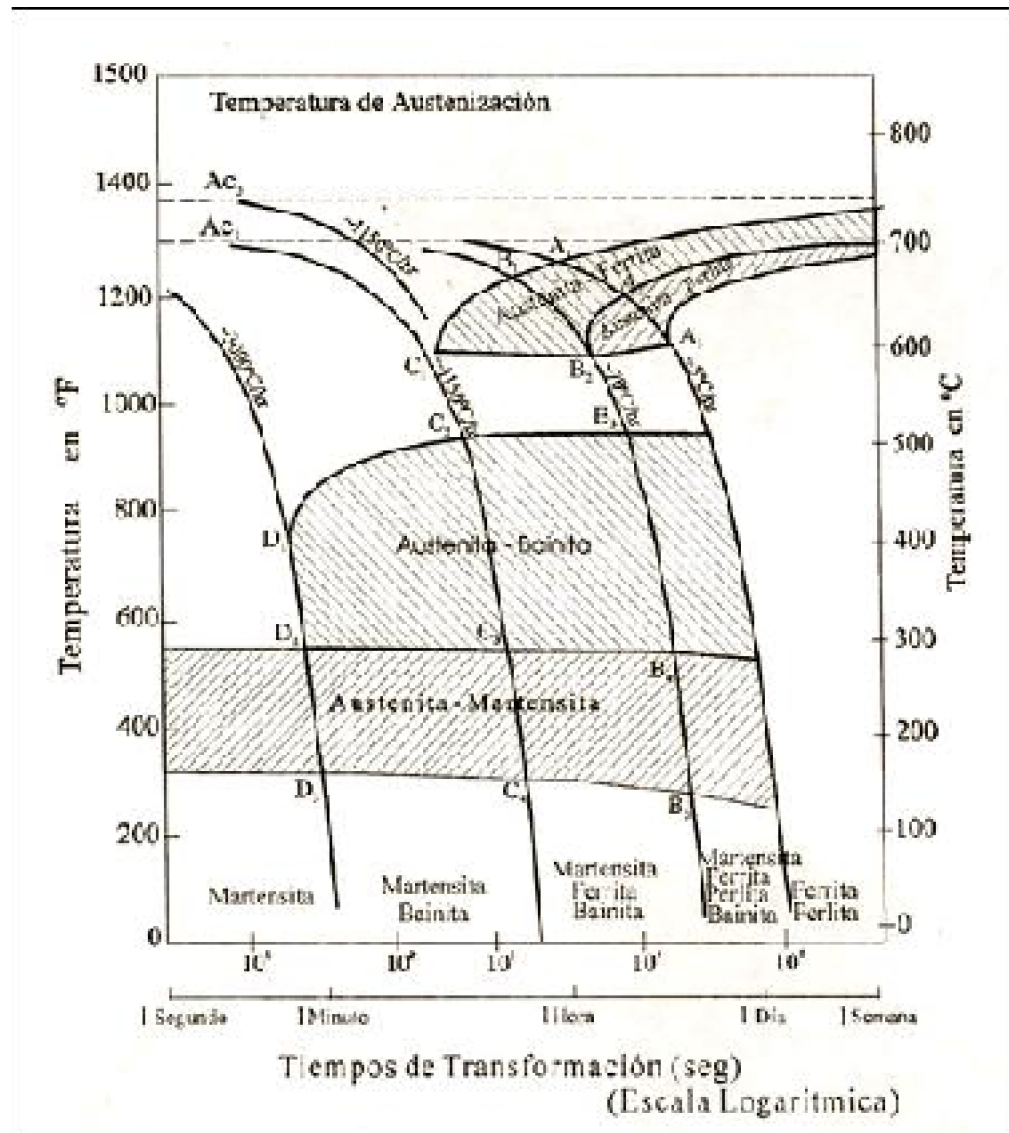


Fig 3.11. Diagrama de transformación durante el enfriamiento continuo y estructuras resultantes (Grange y Klefer).

3.5.4 Diagramas $t_{8/5}$ de enfriamiento entre 800 y 500°C

La aplicación de los diagramas TTT mencionados anteriormente, en la soldadura, mostró dificultades, debido a que en la zona afectada por el calor (ZAC), el espectro de temperaturas, en el cual se trabaja, es muy amplio, y el gradiente de temperatura es muy brusco. Por otro lado la variación de temperatura de un punto del material base en función del tiempo, son muy rápidos y no existe correlación entre la temperatura de austenización y tiempo de estabilización que son factores fundamentales de los diagramas TTT convencionales.

Se ha comprobado experimentalmente [12] que si en el transcurso del enfriamiento se registran ciclos térmicos correspondientes a diferentes puntos de la zona afectada por el calor de una unión soldada, el intervalo de tiempo comprendido entre 800 y 500°C es el

mismo para cualquier ciclo térmico de aceros al carbono y de baja aleación, este intervalo de tiempo de un proceso de enfriamiento durante la soldadura se denomina $t_{8/5}$ que es el tiempo necesario en el cual la temperatura pasa de $AC_3(800)$ hasta los 500°C , en aceros al carbono y de baja aleación.

El tiempo $t_{8/5}$ está en función de las propiedades del material, de la energía de aportación suministrada durante el proceso de soldadura, del espesor de la pieza a soldar y de la temperatura de precalentamiento.

Por lo tanto dentro de este rango de temperaturas (Fig 3.12), las curvas de enfriamiento son prácticamente iguales para un mismo tipo de acero al carbono y de baja aleación, pudiéndose utilizar como término comparativo los tiempos de enfriamiento.

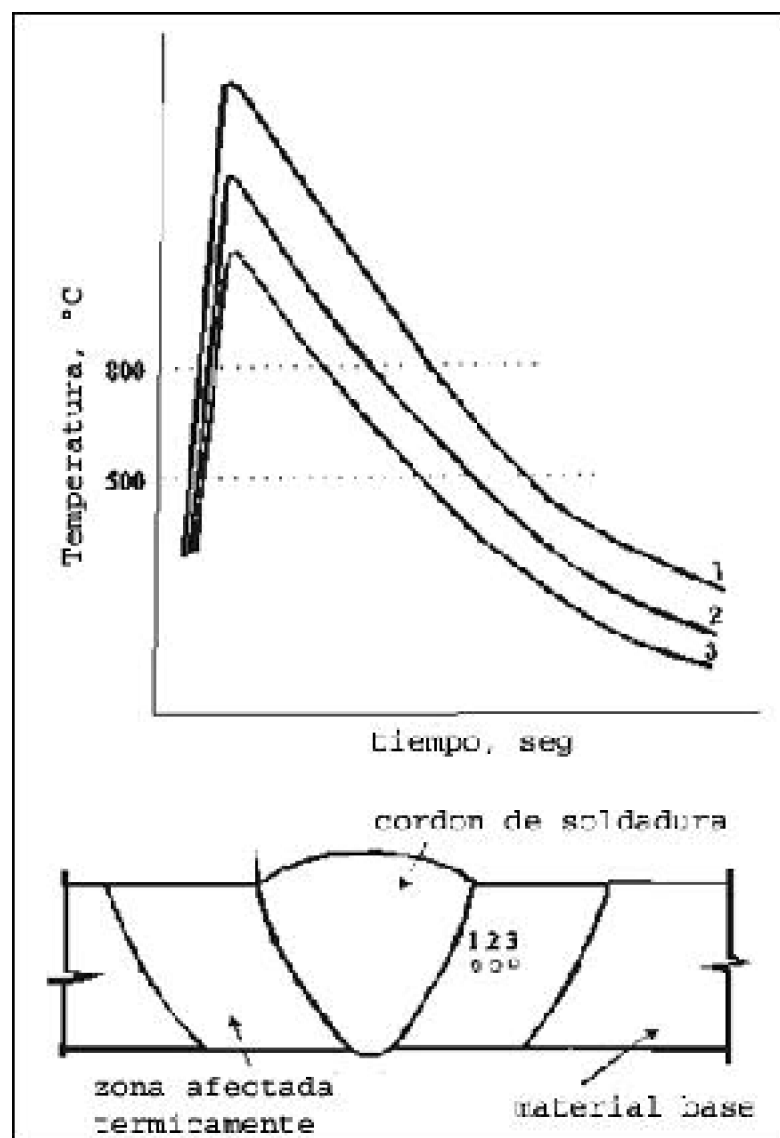


Fig 3.12. Comparación de tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C

Para la elaboración de diagrama $t_{8/5}$, se han sustituido las velocidades críticas de enfriamiento de los diagramas de TEC (Continuos Cooling Transformation), por índices de enfriamiento continuo.

En la Fig 3.13 se esquematizan los distintos índices.

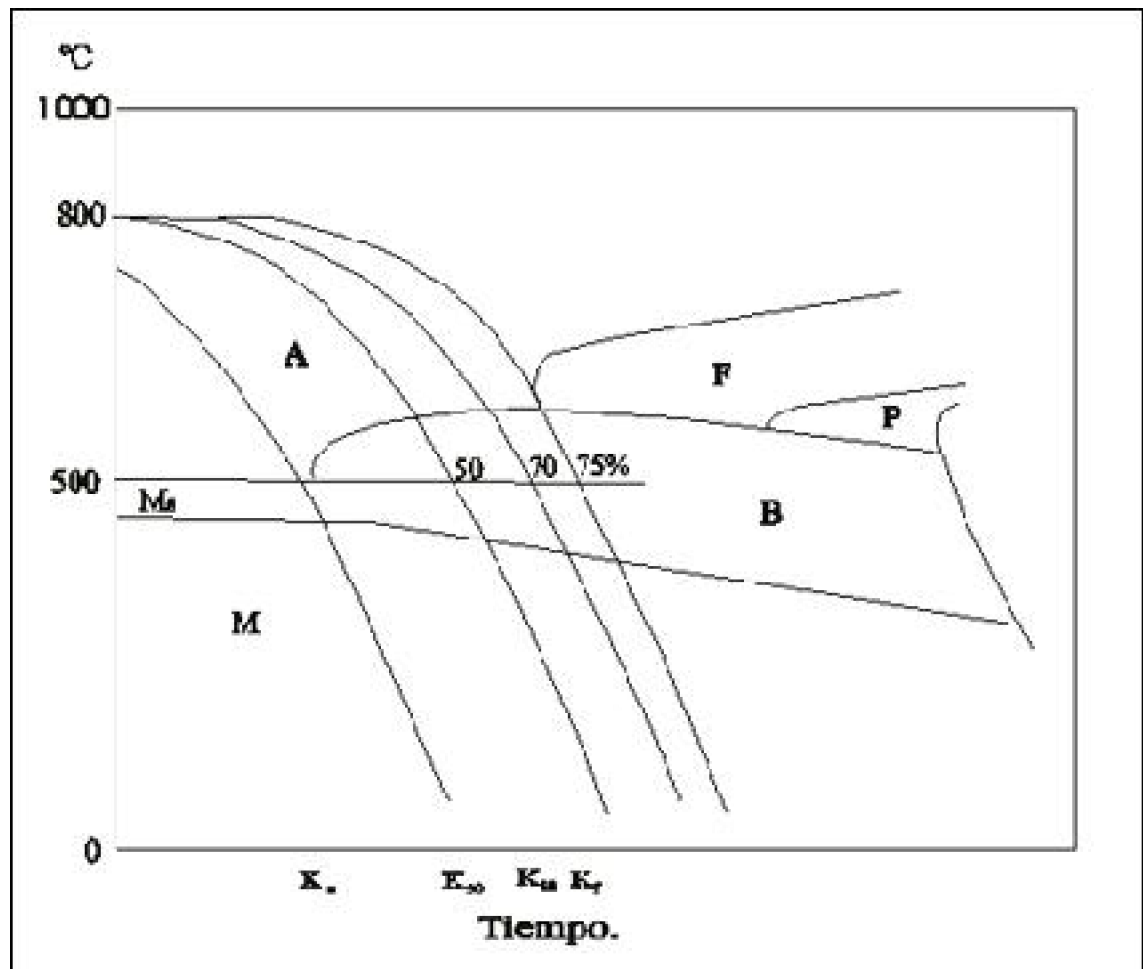


Fig 3.13. Índices de enfriamiento continuo

K_f	=	Tiempo de enfriamiento entre AC_3 y $500^\circ C$ (800-500), que indica el comienzo de la aparición de ferrita o de perlita.
K_m	=	Tiempo de enfriamiento entre AC_3 y $500^\circ C$ (800-500), para que se produzca la transformación completa a martensita
K_{30}	=	Tiempo de enfriamiento entre AC_3 y $500^\circ C$ (800-500), para la obtención del 30% de estructura martensítica
K_{50}	=	Tiempo de enfriamiento entre AC_3 y $500^\circ C$ (800-500), para la obtención del 50% de estructura martensítica

En soldadura se utilizan diagramas de enfriamiento continuo con temperaturas de austenización más altas que aquellas que se consideran para los diagramas convencionales, produciendo un desplazamiento de los puntos de transformación hacia la derecha, y variando, por tanto, los valores de los índices K. Al aumentar la temperatura de austenización se aumenta la templabilidad del acero en cuestión, o sea, aumenta el valor de K_m , lo que indica que para enfriamientos más lentos, pero con alta temperatura de austenización, se puede seguir obteniendo una transformación completa de la

austenita en martensita.

Se puede realizar otra variación respecto a los diagramas de enfriamiento continuo, que consiste en representar en la abscisa, los intervalos comprendidos entre 500 - 800°C.

CAPÍTULO 4. MÉTODO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

4.1 Introducción

Haciendo un análisis de la literatura existente [23,49,50,51,52], la obtención o fabricación de materiales para soldadura es un proceso fisicoquímico complejo. En la formación de las propiedades del material influyen diversos factores y parámetros tales como: Composición química, concentraciones, temperatura, velocidad de enfriamiento es así que para la realización de este trabajo de investigación, fue necesario preparar probetas con soldadura con la finalidad de favorecer :

-La dilución, en donde la aleación del material base y el de aporte se funden conjuntamente formando un baño de fusión, este material de aporte debe ser capaz de aceptar la dilución sin producir una microestructura propensa a la fisuración.

La difusión de los elementos de aleación del material base hacia la superficie, a fin de determinar experimentalmente nuevas composiciones químicas con sus respectivas durezas y estructuras metalográficas, a 1mm, 2mm y 3mm de la superficie hacia el núcleo. En la difusión por el límite de grano, los átomos del material base se difunden más que los que difunden sólo por la red [14].

Los materiales para esta investigación se escogieron porque en Puerto Maldonado, en el departamento de Madre de Dios - Perú, realizan trabajos de extracción de la pulpa que contiene oro, empleando bombas que se desgastan interiormente (por donde pasa la pulpa), este desgaste es recuperado con varilla ASM con 1.8% de aleación que se aplica sobre la capa deteriorada que tiene recubrimiento duro del tipo ASM 1A con 10.60% de aleación o ASM 1 B con 11.30% de aleación, lo cual llamó mi atención debido a que, las bombas trabajaban igual que la original. En el desarrollo de esta investigación se determinó que por el proceso de dilución y difusión que se realizan durante la soldadura, el cordón formado se va empobreciendo debido a que el material de aporte es inferior en aleación y su rendimiento va disminuyendo con las reparaciones sucesivas.

En la tabla 4.1 se muestra la composición química de los materiales escogidos para esta investigación:

4.2 Obtención y preparación de probetas.

De acuerdo a la norma DIN 32 525 Parte 4, se obtuvieron 24 probetas soldando 3 pases de la varilla ASM 1A (1.80% de aleación) sobre el material base ASTM A-36. Fig 4.1.

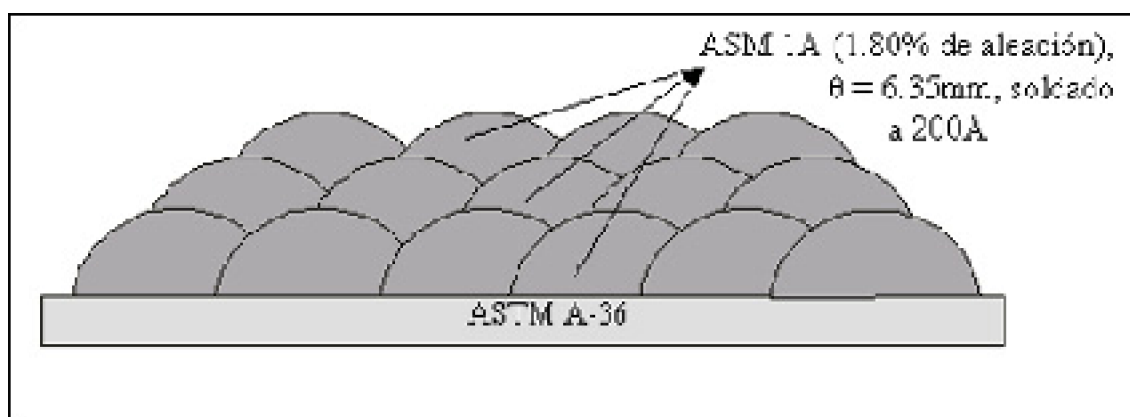


Fig 4.1. Muestras para el Grupo 25

Las siguientes 24 probetas se prepararon aplicando el método ULIRAM que a continuación se describe: El material base fue una platina de acero ASTM A-36, a la cual se le realizaron 03 pases del recubrimiento protector ASM 1B (10.60% de aleación) y finalmente 01 pase con la varilla ASM 1A (1.80% de aleación), Fig 4.2.

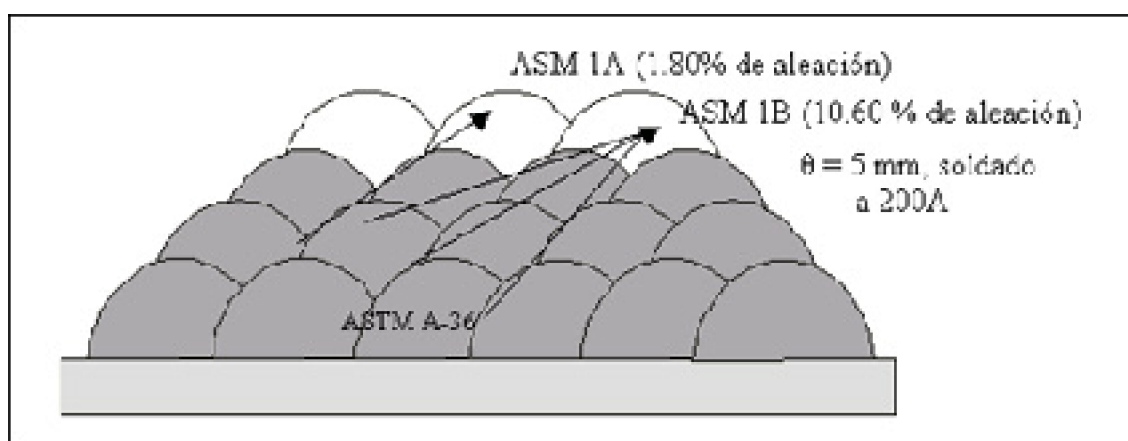


Fig 4.2. Muestras para el Grupo ULIRAM-1

Finalmente para las 24 probetas restantes también se aplicó el método ULIRAM, para las cuales se emplearon como material base el acero ASTM A-36, al cual se le aplicó 03 pases del revestimiento protector ASM 1B (11.30 % de aleación) y luego 01 pase del revestimiento ASM 1A (1.80% de aleación), Fig 4.3.

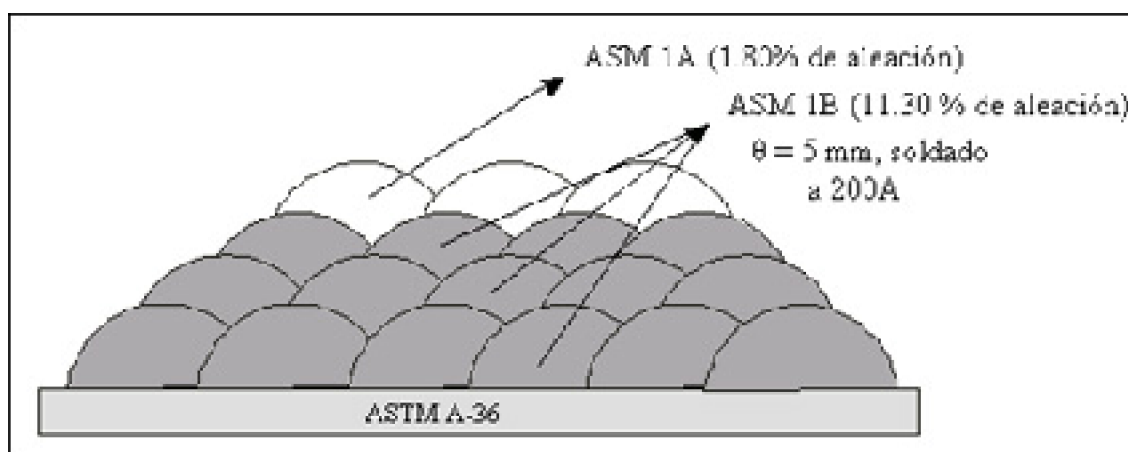


Fig 4.3. Muestras para el Grupo ULIRAM-2

Para la preparación mecánica de las muestras se tuvo en cuenta las siguientes etapas:

1. El corte de las probetas se realizó según la Norma DIN 8572 en una cortadora eléctrica con un disco N° 10-4116.
2. El refrentado se realizó en un torno paralelo a fin de tener una superficie plana, facilitando de esta manera la siguiente etapa.
3. Para el rectificado se utilizó una rectificadora plana horizontal, en esta etapa se tomó en cuenta las profundidades de rectificado: a 1mm, 2mm y a 3mm, desde la superficie al núcleo.
4. Finalmente para poder distinguir las muestras se les asignó un código de identificación. Tabla 4.2.

4.3 ANÁLISIS Y ENSAYOS

4.3.1 Análisis Químico

El Análisis Químico se realizó a las 72 muestras en un Espectrofotómetro de Emisión Optical BAIRD Modelo DV-4, con un error del 5%.

Este instrumento esta normalizado según ASTM E-485 Óptical Emission Vacuum Spectrometric Analyse.

Para obtener buenos resultados fue necesario pulir por ambas caras y para el análisis elegir una zona libre de porosidades, microgrietas, fisuras, polvo y grasa.

4.3.1.1 Análisis Químico del Grupo 25

En la Tabla 4.3 se muestran los resultados del grupo 25 (varilla ASM 1A^a (1.8% de aleación) soldados sobre el material base ASTM A-36, en la cual se nota que hay una modificación en la composición química por efecto de la temperatura de fusión y la influencia de la ausencia del revestimiento en la varilla ASM 1 A.

4.3.1.2 Análisis Químico del Grupo ULIRAM-1 y ULIRAM-2

En la siguiente tabla 4.4 se detallan los valores obtenidos en el grupo ULIRAM-1 y ULIRAM-2 a 1mm, 2mm y 3mm.

4.3.2 Ensayo de Dureza Vickers.

La dureza Vickers se define como la resistencia de un cuerpo a ser indentado por otro más duro que él.

El indentador es una pirámide de diamante, de base cuadrada y con ángulos de 136° en el vértice. En este ensayo estático el indentador se comprime contra la superficie del material por la acción de una fuerza aplicada progresivamente y se mide la diagonal de la huella producida después de retirar la carga . La dureza Vickers es la relación de la carga aplicada al área superficial de la huella, calculada a partir de la diagonal. Se miden las dos diagonales, se halla la media y se calcula la dureza con la fórmula:

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

4.1

Debido a que las indentaciones son pequeñas se han realizado en determinadas regiones o fases de la soldadura.

Para la medición de la dureza se utilizó un Microdurómetro Vickers Leitz, con una carga de 200gr. El tiempo total del ensayo fue de 30 segundos. Se consideraron 10 indentaciones por muestra.

La medición se realizó en las 72 muestras siguiendo el procedimiento descrito en la Norma Técnica ASTM E-92.

Hay que tener en cuenta, además, que el espesor de la pieza debe ser, por lo menos, igual a 10 veces la profundidad de la huella para no falsear los resultados,

La secuencia para el ensayo de Dureza Vickers fue la siguiente:

1. Pulir con abrasivo de diamante de 6, 3 y 1 micra.
2. Verificar que el microdurómetro no tenga carga.
3. Poner en cero la reglilla.
4. Girar el objetivo 40X.
5. Observar con el Ocular 10X.
6. Colocar la probeta en el microdurómetro.
7. Aplicar el peso de 200gr por 30 segundos.
8. Medir en micras los diámetros de la huella. $\varnothing_1, \varnothing_2$ y sacar el promedio.
9. Hallar la dureza Vickers reemplazando el promedio del diámetro de la huella en la ecuación (4.1).

En la Tabla 4.6 se presentan valores de dureza Vickers de ASM 1Ac(1.80% de aleación), ASM 1B (10.60% de aleación) y ASM 1B (11.30% de aleación), después de haber realizado la soldadura:

Materiales	DESPUÉS DE LA SOLDADURA	
	Dureza HV 0,5	$\bar{H}_n$
ASM 1 Aa(1.80% de aleación)	140	± 21
ASM 1 Ba(10.60% de aleación)	719	± 29
ASM 1 Ba(11.30% de aleación)	653	± 18

La tabla 4.7 es un resumen de las durezas obtenidas luego de la soldadura del material de aporte ASM 1Aa(1.80% de aleación) sobre el ASM 1B (10.60% de aleación) y sobre el ASM (11.3% de aleación)

Profundidad (mm)	ULIRAM-1		ULIRAM-2	
	Dureza HV0,5	$\pm$ n	Dureza HV0,5	$\pm$ n
1.00	373	$\pm$ 33	349	$\pm$ 34
2.00	444	$\pm$ 31	447	$\pm$ 33
3.00	472	$\pm$ 13	475	$\pm$ 36

4.3.3 Microscopía Electrónica de Barrido.

Actualmente el microscopio electrónico es familiar a la mayoría de los investigadores dedicados a las ciencias físicas, puesto que se ha convertido en una herramienta fundamental dentro de la investigación, principalmente en la microestructura de los materiales.

Los parámetros que nos permiten conocer la calidad de un microscopio electrónico de barrido son: la profundidad de foco (que depende completamente del instrumento), el ruido de la imagen (en el que influye un poco la muestra) y la resolución (en el que la muestra tiene una influencia alta).

El microscopio electrónico de barrido tiene un tipo de funcionamiento diferente respecto al microscopio electrónico de transmisión. Está basado en el hecho de barrer la muestra con un haz electrónico de sección transversal pequeña y de alta energía y generar una imagen punto a punto de ella, que representará las características topográficas de la superficie de ésta. Por lo tanto, la imagen en el monitor del microscopio electrónico de barrido es un mapa de las intensidades de los electrones emitidos por la superficie de la muestra en observación, de la misma forma que la imagen de un microscopio óptico metalográfico es un mapa de luz reflejada de la superficie.

Los electrones retrodispersados, provienen de una región que se encuentra a 0.5 μ m por debajo de la superficie. Por otro lado los electrones secundarios solo logran penetrar de 5 a 10 nm por debajo de la superficie de la muestra. La resolución que se logra con electrones secundarios para formar las imágenes en la superficie de la muestra es mucho mayor. Por lo tanto, si queremos estudiar la superficie de la muestra, generalmente utilizaremos electrones secundarios para formar su imagen.

Los tipos de aplicaciones del microscopio electrónico de barrido en la ciencia de los materiales incluyen el estudio de relieve superficial de las muestras (principalmente en fractografía), composición química, dispositivos electrónicos y experimentos dinámicos.

Se creyó conveniente incorporar esta técnica en este trabajo utilizando el Microscopio Electrónico Digital de Barrido SEM XL 30 TMP New look de Phillips Fig 4.4, que tiene incorporado un software para la adquisición y tratamiento de datos con un detector de electrones secundarios (Secondary Electron Detector - SEI), un detector de electrones retrodispersados (Back Scattering Detector - B5D) y un microanalizador EDAX DH - 41 que permitió la determinación de la composición química local de las muestras, utilizando métodos de corrección por número atómico (Z), absorción(A) y Fluorescencia

(F) (Método ZAF).

Posee una óptica electrónica de gran calidad que permite visualizar muestras con una ampliación de imagen hasta 400000 aumentos; se caracteriza por la obtención de imágenes, con versatilidad y simplificación de manejo, ofreciendo una identificación exacta en partículas con resolución de $1\mu\text{m}$ a 30 Kv.



Fig 4.4. Microscopio Electrónico Digital de Barrido SEM XL 30 TMP

Siguiendo la misma técnica de la microscopía óptica para metales que fácilmente conducen la electricidad que no es tan exigente, las muestras se pulieron con pasta de diamante y atacadas con nital al 2%, posteriormente se colocaron adheridas con una cinta, en un portamuestra para ser analizadas y observadas a 1000x, Fig. 4.5 .

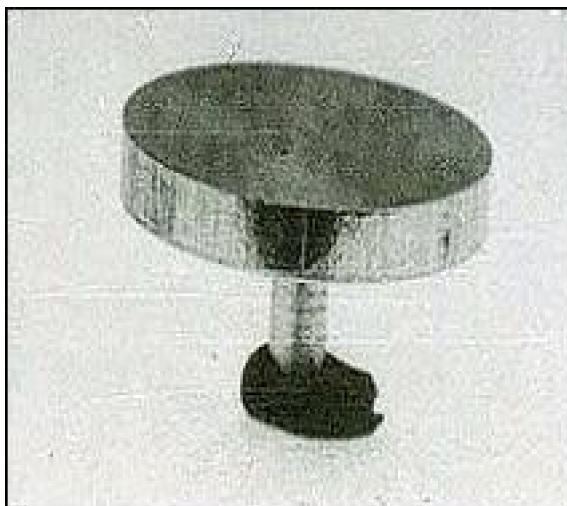


Fig 4.5. Portamuestras

Finalmente se colocaron dentro de la cabina para a ser analizadas Fig 4.6.

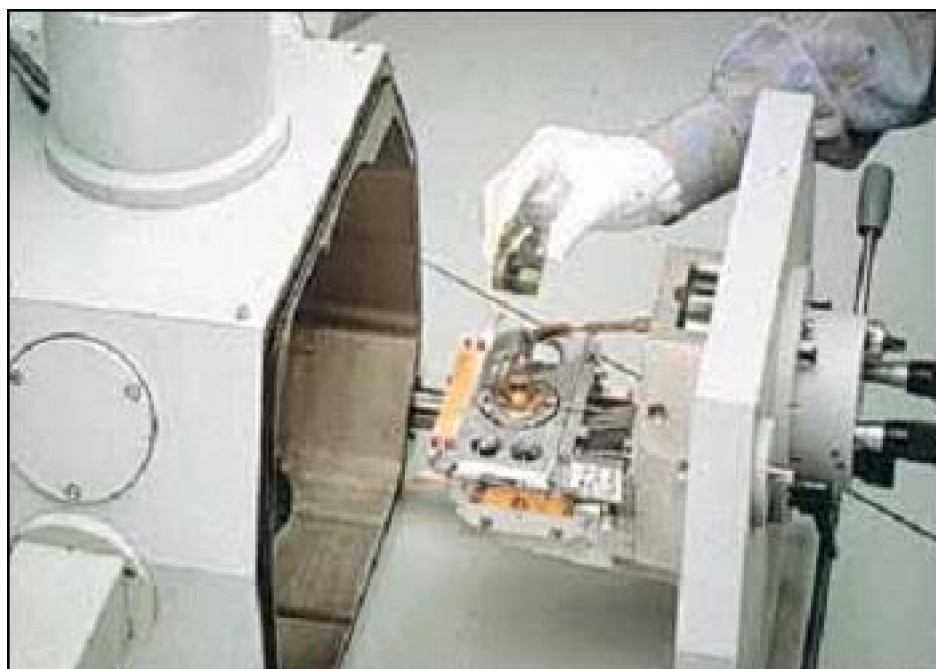


Fig 4.6. Cabina para colocar las muestras

Una vez cerrada la cabina se procedió a analizar con bajos aumentos en forma masiva y luego se escogieron fases, interfases con el recubrimiento ASM 1B con 10.60% y 11.30% de aleación, límites de ferrita y martensita para realizar los análisis químicos locales.

4.3.3.1 Micrografías

Se presenta la micrografía de la muestra 251 que se obtuvo soldando la varilla ASM 1A (1.80% de aleación) soldada sobre el material base ASTM A-36 (Fig. 4.7).

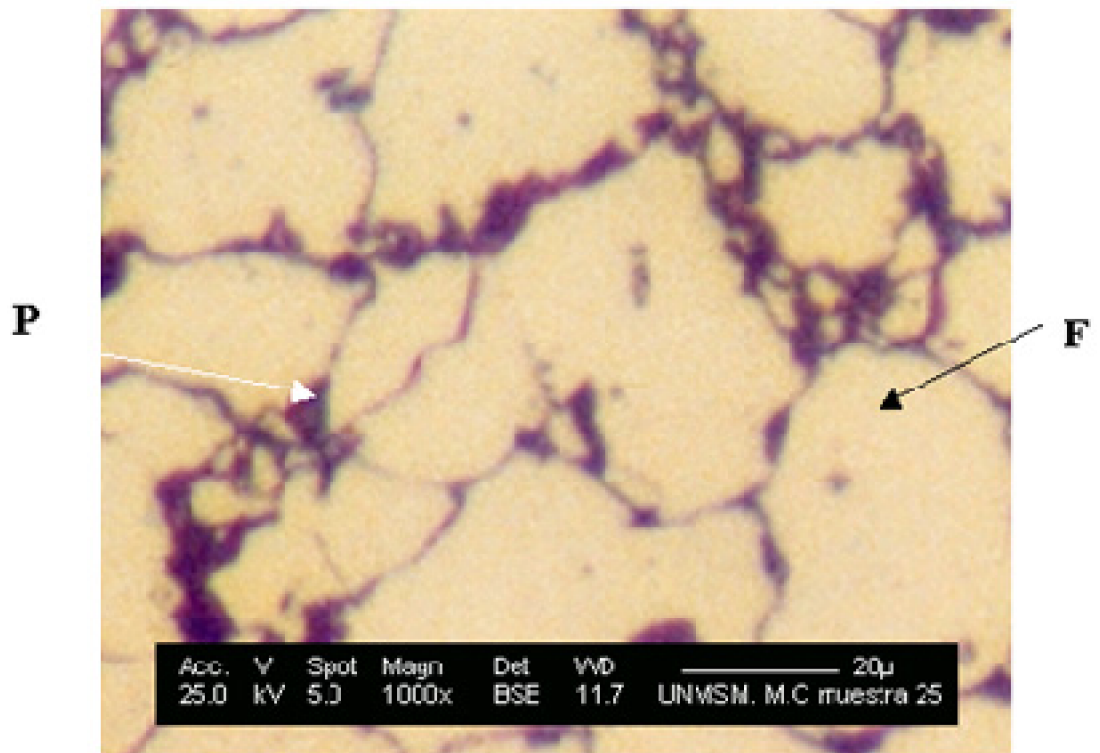


Fig. 4.7. Micrografía de la muestra 251, constituida por ferrita (F) y perlita (P), 1000x, Nital 2%.

En la fig 4.8 se observa la muestra ULIRAM-1.1, la que fue obtenida soldando la varilla ASM 1A (1.80% de aleación) sobre el revestimiento ASM) 1B (10.60% de aleación).

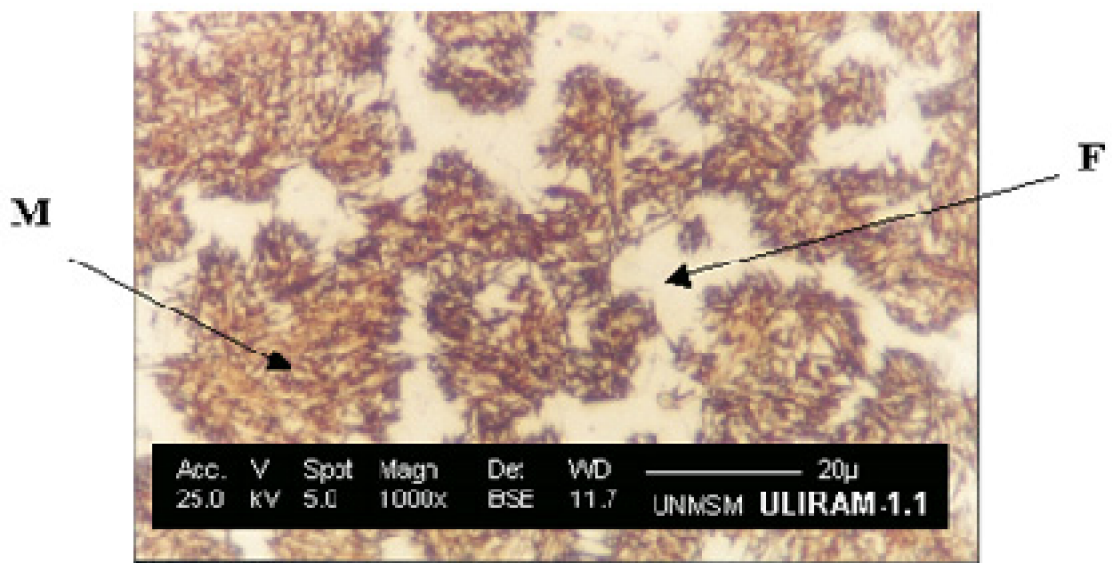


Fig. 4.8. Micrografía de la muestra ULIRAM-1.1 constituida por martensita (M) y ferrita (F), 1000x, Nital 2%.

En esta micrografía (Fig. 4.9) se presenta la muestra ULIRAM-2.1 obtenida luego de haber soldado la varilla ASM 1A (1.80% de aleación) sobre el revestimiento ASM 1B (11.30% de aleación).

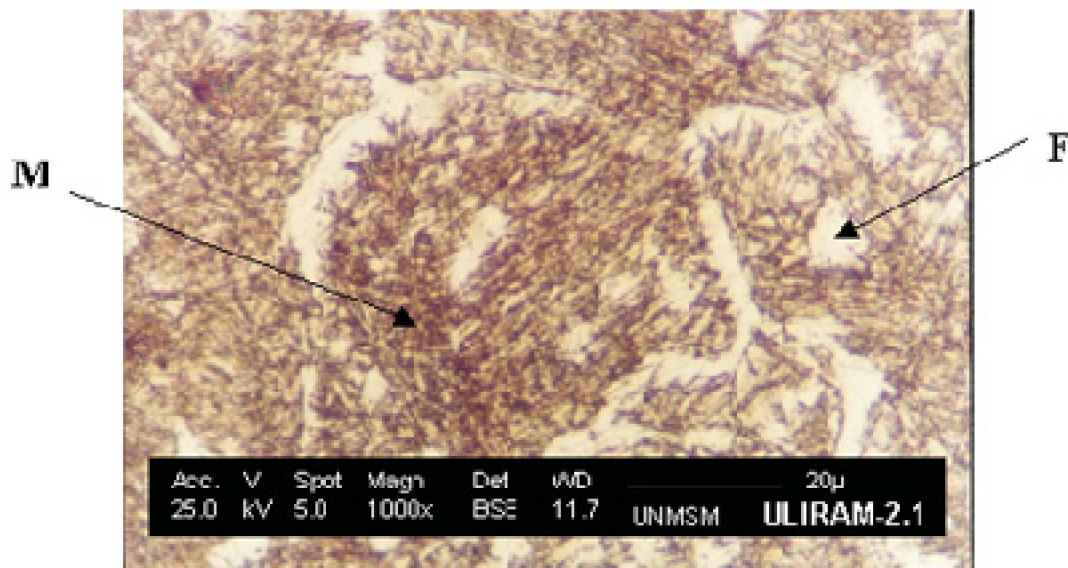


Fig. 4.9. Micrografía de la muestra ULIRAM-2.1 constituida por martensita (M) y ferrita (F), 1000x, Nital 2%.

4.3.4 Análisis químico con EDAX (Microscopía Electrónica de Barrido).

El microscopio electrónico de barrido está equipado con un Edax que permite determinar la composición química local en cada una de las muestras, observándose en ellas picos que son identificados con los elementos químicos presentes en la muestra (Fig. 4.10) y (Fig 4.11).

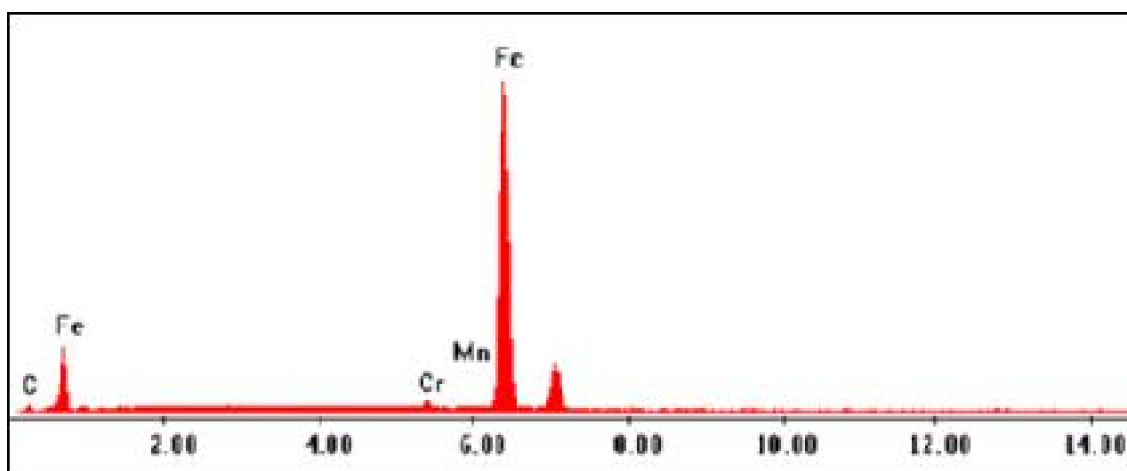


Fig. 4.10. Análisis químico con EDAX, a 1mm de la superficie de la muestra ULIRAM-1.1.

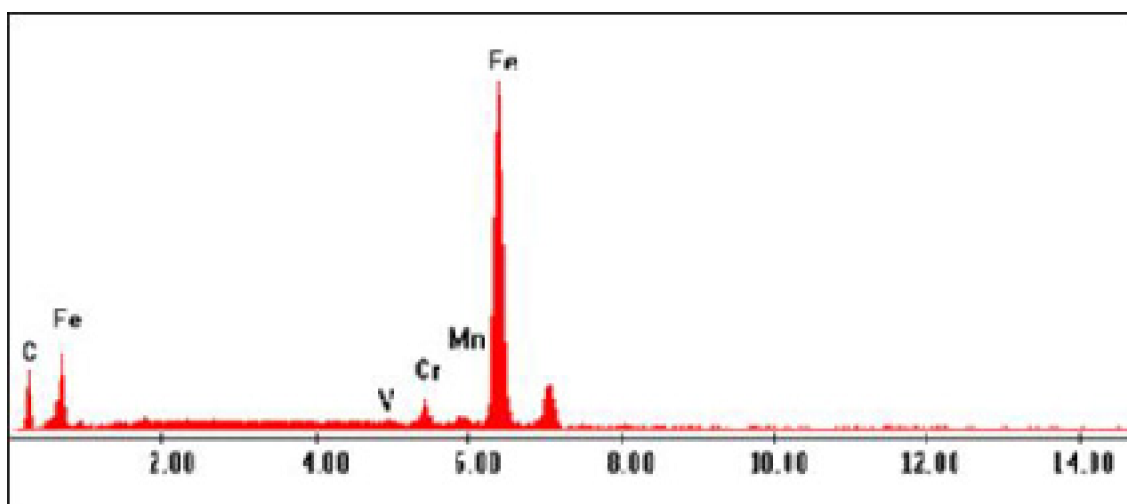


Fig. 4.11. Análisis químico con EDAX, a 1mm de la Superficie de la muestra ULIRAM-2.1

Para la obtención de datos de análisis químico se realizaron mediciones que están en porcentaje en peso (Tabla 4.8).

Elemento Químico	Composición Química Puntual (%W)						
	Muestra ULIRAM-1.1			Muestra ULIRAM-2.1			
	1 mm	2 mm	3 mm	1 mm	2 mm	3 mm	
C _K	8.65	20.30	19.85	30.57	0.00	0.00	
V _K	0.00	0.00	0.00	0.37	0.00	0.00	
Cr _K	1.27	1.45	1.35	2.65	3.29	3.73	
Mn _K	0.78	0.80	0.62	1.00	1.05	1.65	
Fe _K	89.30	77.45	78.18	65.41	95.66	94.62	
Total	100	100	100	100	100	100	

Debido a la influencia del carbono y cromo se ha considerado la distribución de estos elementos en los depósitos ULIRAM-1 y ULIRAM-2, después de realizada la soldadura. Fig. 4.12 y Fig 4.13.

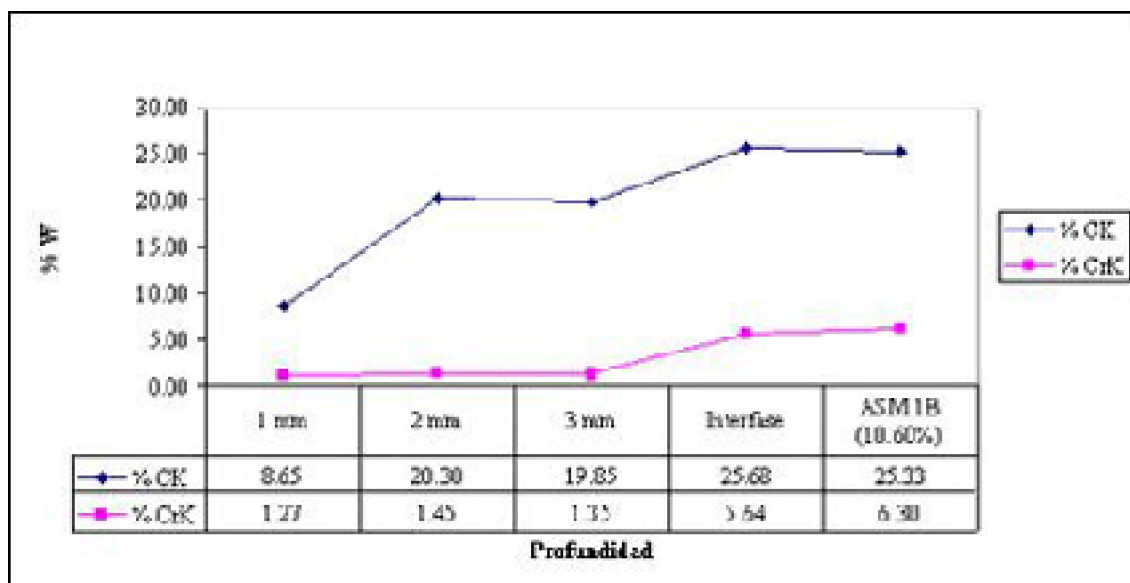


Fig.4.12. Distribución puntual del carbono y cromo en el depósito ULIRAM-1.1 (Análisis con Edax).

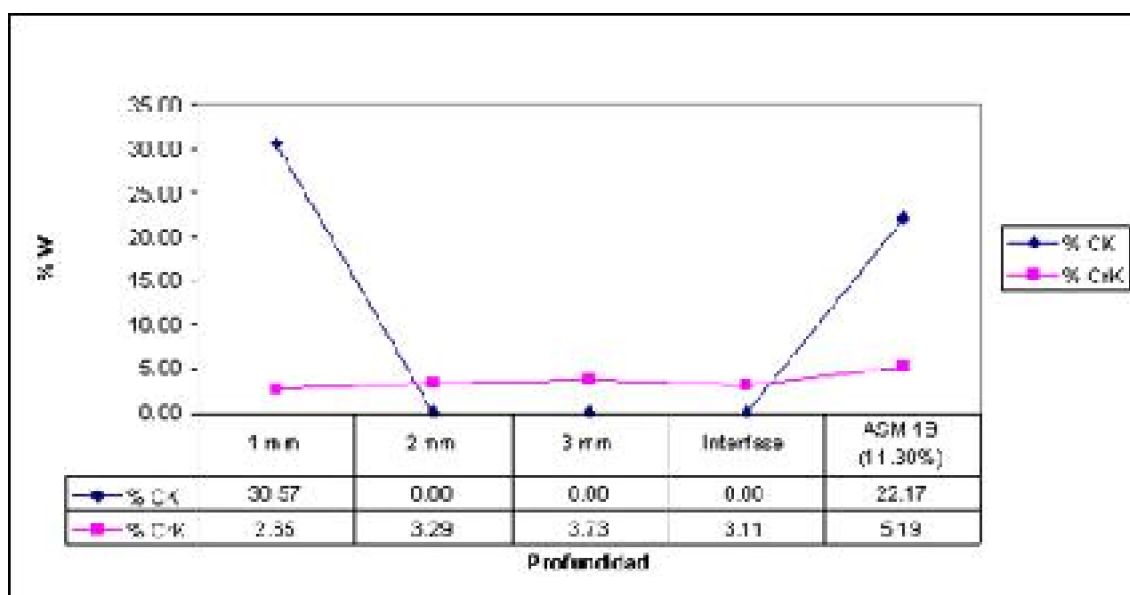


Fig.4.13. Distribución puntual del carbono y cromo en el depósito ULIRAM-2.1 (Análisis con Edax).

CAPÍTULO 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Para poder evaluar nuevos materiales para soldadura se prepararon probetas soldando la varilla ASM 1aA sobre el recubrimiento ASM 1 B 10.60% de aleación y sobre el recubrimiento ASM 1B con 11.030% de aleación.

5.1 Variación de la composición química de la varilla de aporte ASM 1A :

En las fig. 5.1 se muestra el esquema de la variación de la composición química de la varilla ASM 1A durante la fusión, el carbono descendió de 0.45% a 0.013%, el manganeso bajó de 0.870% a 0.378% y el silicio disminuyó de 0.325% a 0.015%, en cambio el cromo, molibdeno y vanadio se mantuvieron constante, estos cambios pueden deberse a que la varilla ASM 1A no tiene revestimiento que la proteja del medio ambiente y como consecuencia de ello se modifica su composición química alterando sus propiedades mecánicas.

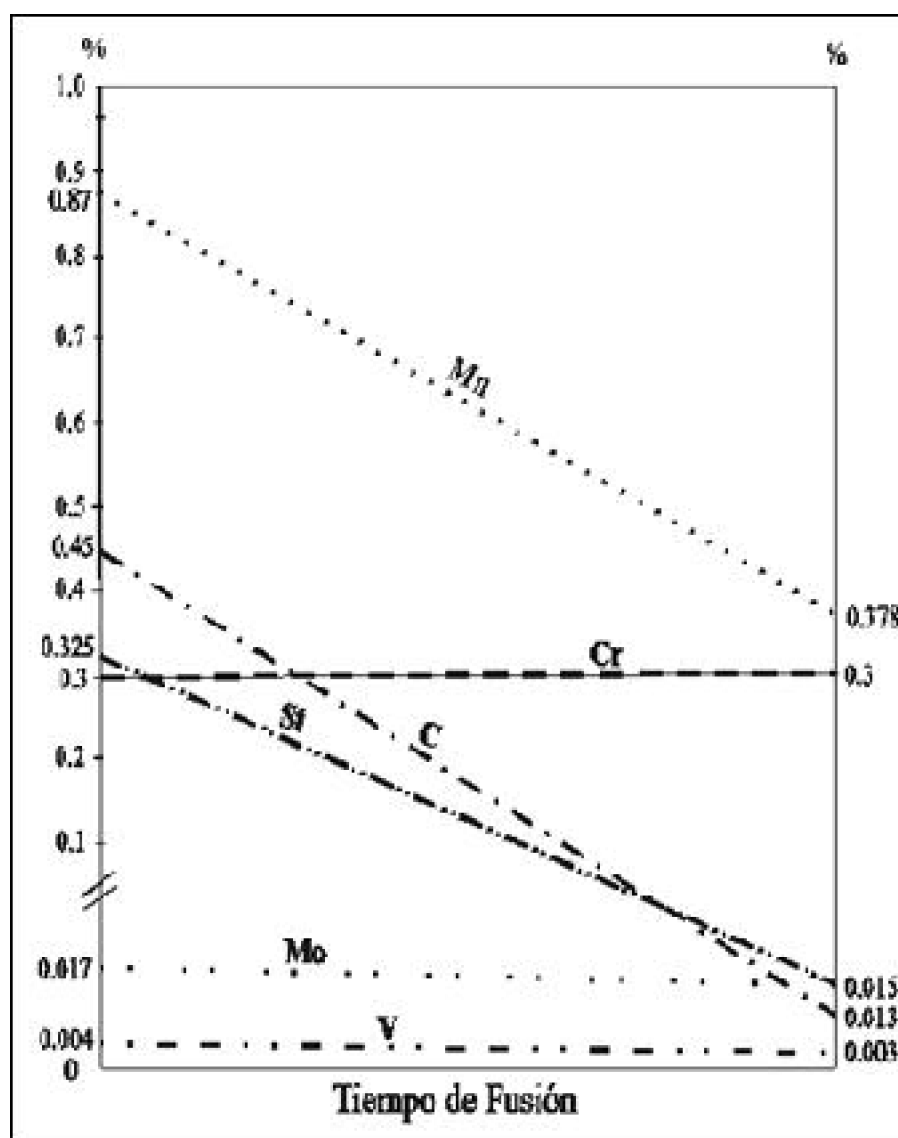


Fig. 5.1. Variación de la composición química de la varilla ASM 1A durante la fusión.

5.2 Comparación de la variación de la Composición Química en las muestras ULIRAM-1 y ULIRAM-2, durante el proceso de soldadura.

En la fig. 5.2 y 5.3 se visualiza como es la variación de la composición química a medida que aumenta la profundidad en las muestras ULIRAM-1 y ULIRAM-2.

Cabe resaltar que la varilla de aporte ASM 1A no tiene revestimiento para protegerlo y mantener su composición química, es así que cuando se realiza la soldadura de esta varilla sobre los revestimientos ASM 1B con 10.60% y 11.30% de aleación, notamos que, la varilla ASM 1A es muy permeable, es decir que el carbono y el cromo, se difunden

con mucha facilidad porque existe un gradiente de temperatura, de concentración y de gran cantidad de poros en el depósito debido a la ausencia de revestimiento.

La cantidad de carbono en ULIRAM-1 está en un rango 0.313 a 0.340% y el cromo está en un rango de 1.810 a 2.357% entre 1mm y 3 mm. En cambio, la cantidad de carbono en ULIRAM-2 está en un rango de 0.370 a 0.430% y el cromo en un rango de 2.873 a 3.233% entre 1mm y 3 mm. Estos valores son muy significativos porque ésta es la razón del porque en reparaciones realizadas en piezas de aceros sometidas a elevado desgaste por abrasión rinden en una primera y segunda vez, luego queda empobrecido el material base que es de donde los elementos químicos emigran a la superficie de las piezas de acero para proporcionarle dureza y resistencia.

Es importante mencionar que la cantidad de vanadio que se consiguió entre 1 y 3 mm es significativa, por cuanto este elemento es un potente formador de carburos [1,2] que redunda en un afino de grano y muy influyente en la resistencia a la tracción, fluencia y dureza.

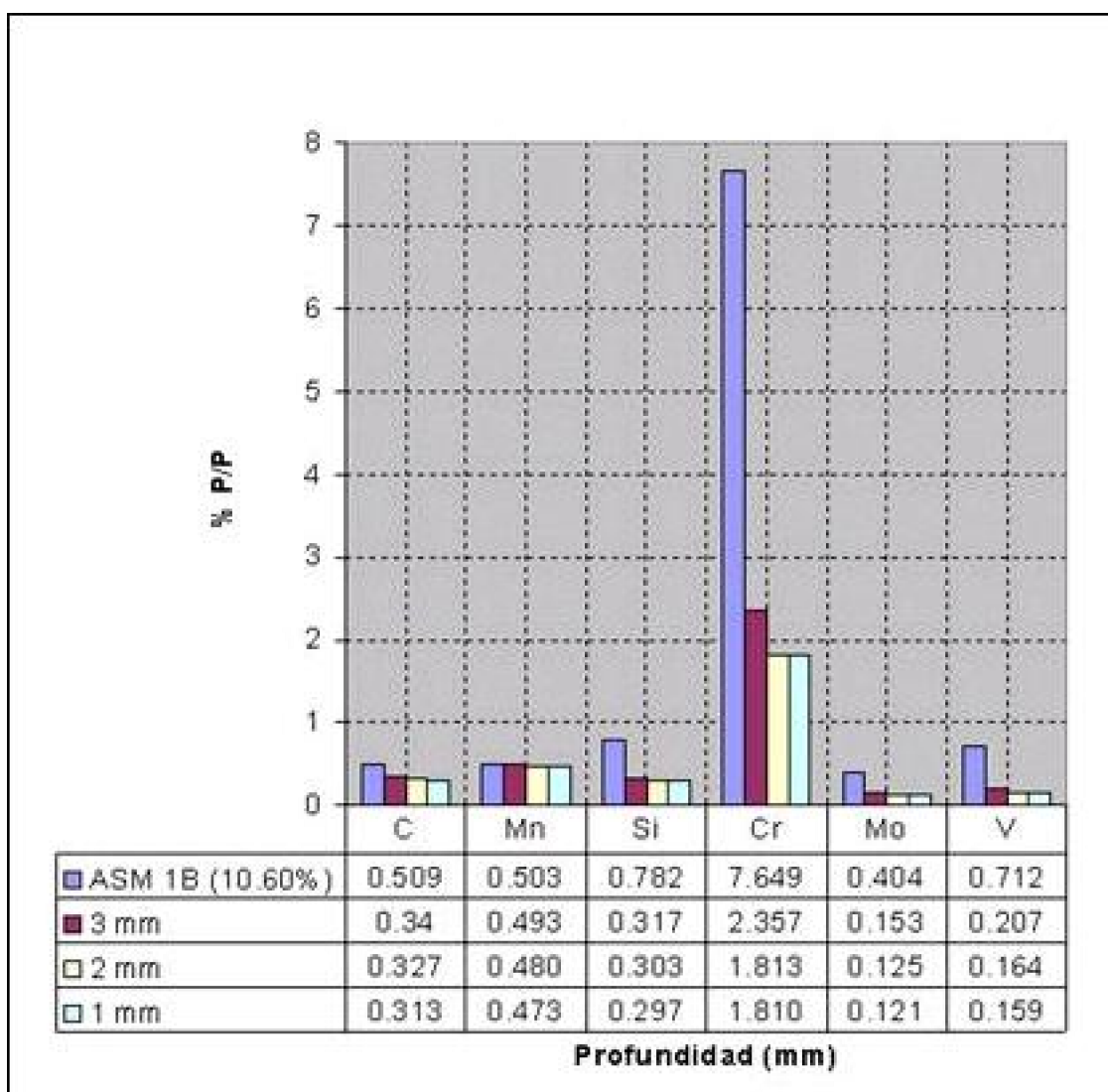


Fig. 5.2. Variación de la composición química en el material de aporte ULIRAM-1, después

del proceso de soldadura

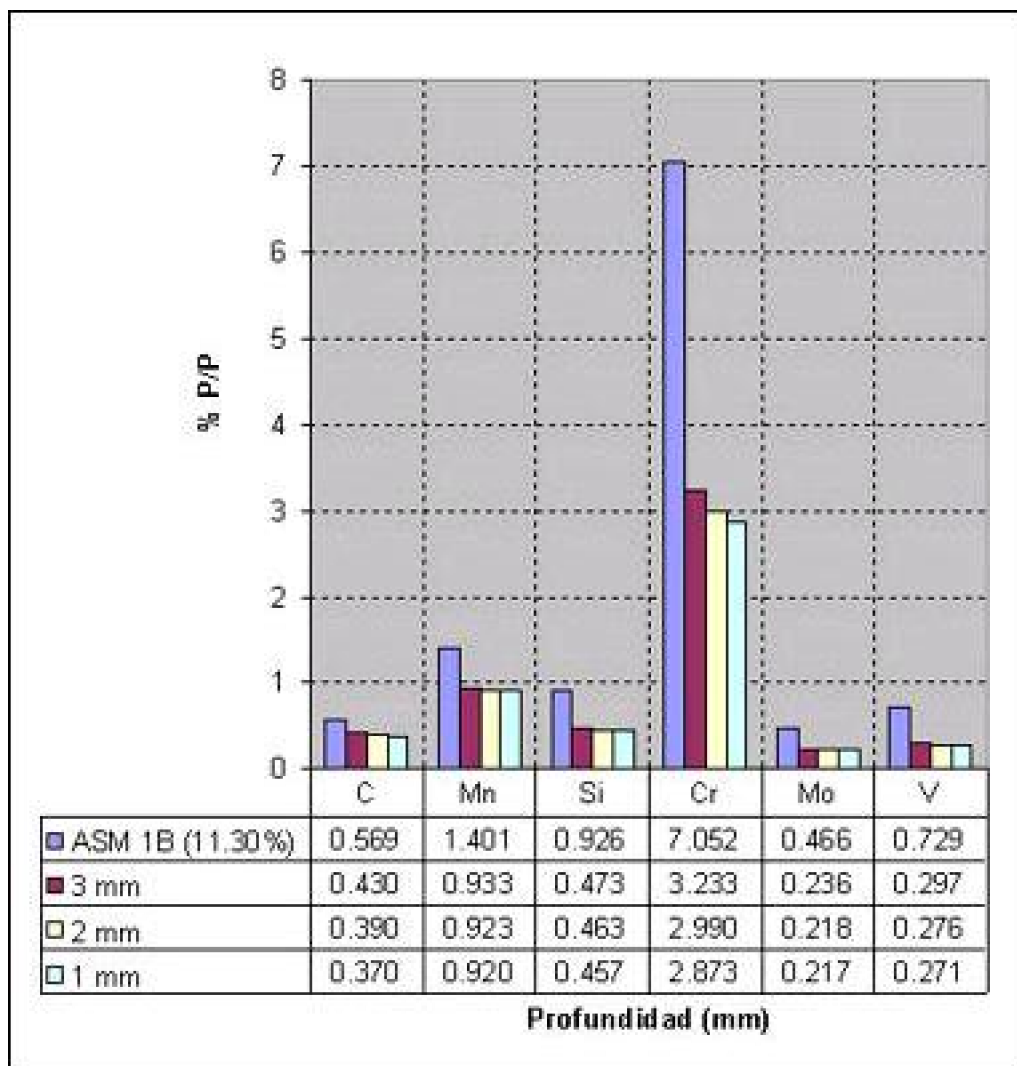


Fig. 5.3. Variación de la composición química en el material de aporte ULIRAM-2, después del proceso de soldadura

Con respecto a las micrografías obtenidas, en las muestras ULIRAM-1 y ULIRAM-2 ha sido identificada la presencia de ferrita en una matriz martensítica. Las durezas obtenidas se justifican por la presencia de martensita, que es una estructura formada principalmente por la cantidad de carbono en ambas muestras y la presencia de la ferrita es debido a la influencia del cromo.

5.3 Modelamiento matemático

Los modelos matemáticos obtenidos son sumamente valiosos para la comprensión del comportamiento de la varilla ASM 1aA soldada sobre los recubrimientos ASM 1B con 10.60% y 11.30% de aleación. Existen dos razones para esto:

1. Tienen la visión física del proceso.
2. Permiten simular nuevas modificaciones en la computadora ahorrando de esta manera inversiones en experimentos, prototipos o plantas piloto.

Los modelos matemáticos tienen una característica en común: que un aspecto deseado del proceso puede predecirse a través de expresiones matemáticas que describen las características físicas y químicas [42]. Utilizando el software Statgraphics plus se han construido dos modelos matemáticos con los datos de las Fig. 5.2 y 5.3, que son capaces de modelar el comportamiento de la dureza en función de la composición química y de la profundidad:

El método empleado para la determinación del modelo es la Regresión Múltiple, que resuelve un modelo de regresión múltiple con varias variables independientes, utilizando el ajuste por mínimos cuadrados, para lo cual es necesario cargar previamente en la memoria del fichero de datos que contienen las variables de la regresión, especificando como variable dependiente la dureza y como variables independientes al % carbono, % cromo y la profundidad en mm.

Es importante mencionar que los modelos obtenidos pueden ser usados para demostrar la influencia del carbono manteniendo constante el cromo y la profundidad y la influencia del cromo manteniendo constante el carbono y la profundidad.

5.3.1 Modelo Matemático para calcular la dureza de la capa protectora del ULIRAM-1 en función de la composición química y la profundidad.

En el análisis de Regresión Múltiple del ULIRAM-1 los valores de Pareto nos indican que entre las variables hay un nivel de confianza del $\geq 90\%$ y un R^2 del 99.98% de relación entre las variables.

El resultado del análisis de regresión múltiple y de varianza, muestran el ajuste a un modelo de regresión múltiple que describe la relación entre la dureza del ULIRAM-1 y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$HV = 129.662 + 920.672\%C - 53.5243\%Cr + 52.9418X(5.1)$$

Donde:			
	HV	=	Dureza Vickers en la capa protectora
	%C	=	% Carbono en la capa protectora
	%Cr	=	% Cromo en la capa protectora
	X	=	Profundidad en mm de la capa protectora

Haciendo un análisis del modelo para el ULIRAM-1 vemos que:

- Si el carbono, el cromo y la profundidad tienden a cero, la dureza que se obtiene es 130 Vickers, ésta dureza corresponde a la de un hierro sin aleación con propiedades mecánicas no apropiadas para aplicarlo como recubrimiento duro.

- La variable independiente (%C) afecta notablemente a la variable dependiente (HV).

5.3.2 Modelo Matemático para calcular la dureza de la capa protectora ULIRAM-2 en función de la composición química y la profundidad.

En el Análisis de Regresión Múltiple del ULIRAM-2 (Tabla 5.2), estadísticamente, el valor de Pareto nos indica que entre las variables hay un nivel de confianza $\square$ 90% y también nos indica que variables descartar. El estadístico R^2 nos indica que el modelo relaciona a las variables en un 99.18% .

Del análisis de regresión múltiple y de varianza, se obtiene el ajuste a un modelo de regresión múltiple que describe la relación entre la dureza y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado para el ULIRAM-2 es:

$$HV = 128.815 + 1110.99\%C - 76.951\%Cr + 43.5185X(5.2)$$

Donde :			
	HV	=	Dureza Vickers en la capa protectora
	%C	=	% Carbono en la capa protectora
	%Cr	=	% Cromo en la capa protectora
	X	=	Profundidad en mm de la capa protectora

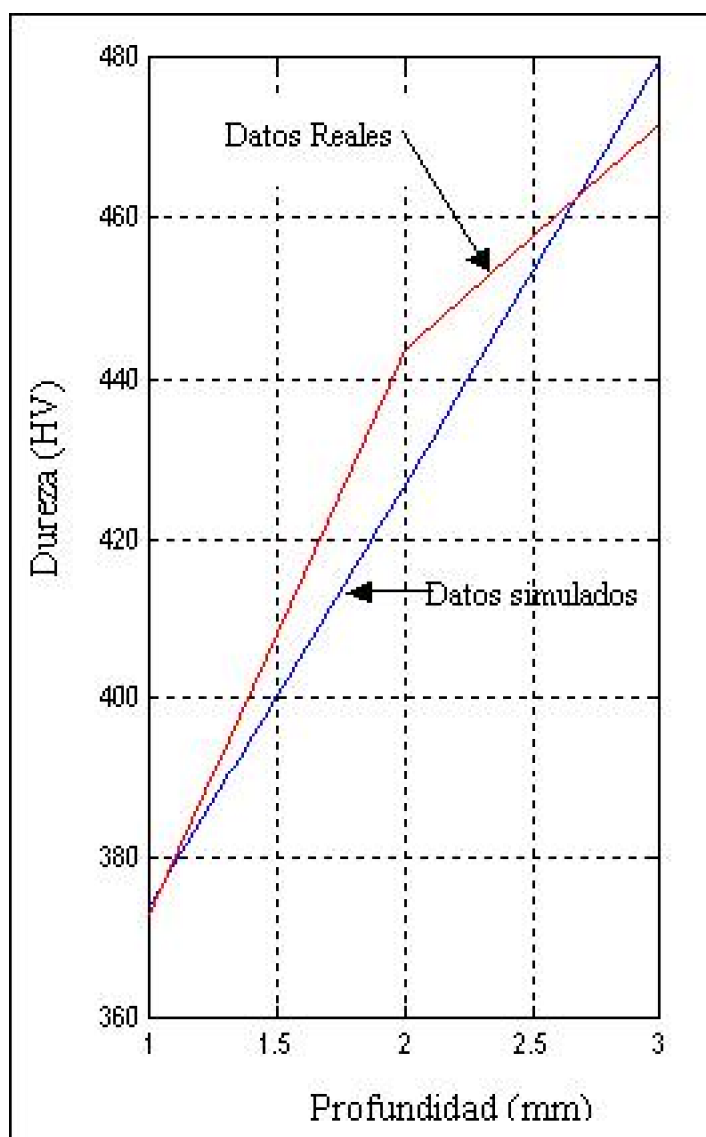
Analizando el modelo para el ULIRAM-2 vemos que:

- Si el carbono, el cromo y la profundidad tienden a cero, la dureza que se obtiene es 129 Vickers, la cual está en concordancia con la de un hierro y está dentro del rango de la dureza obtenida con el modelo para el ULIRAM-1.
- En el modelo para el ULIRAM-2 la variable independiente (%C) influye en la variable dependiente (HV).

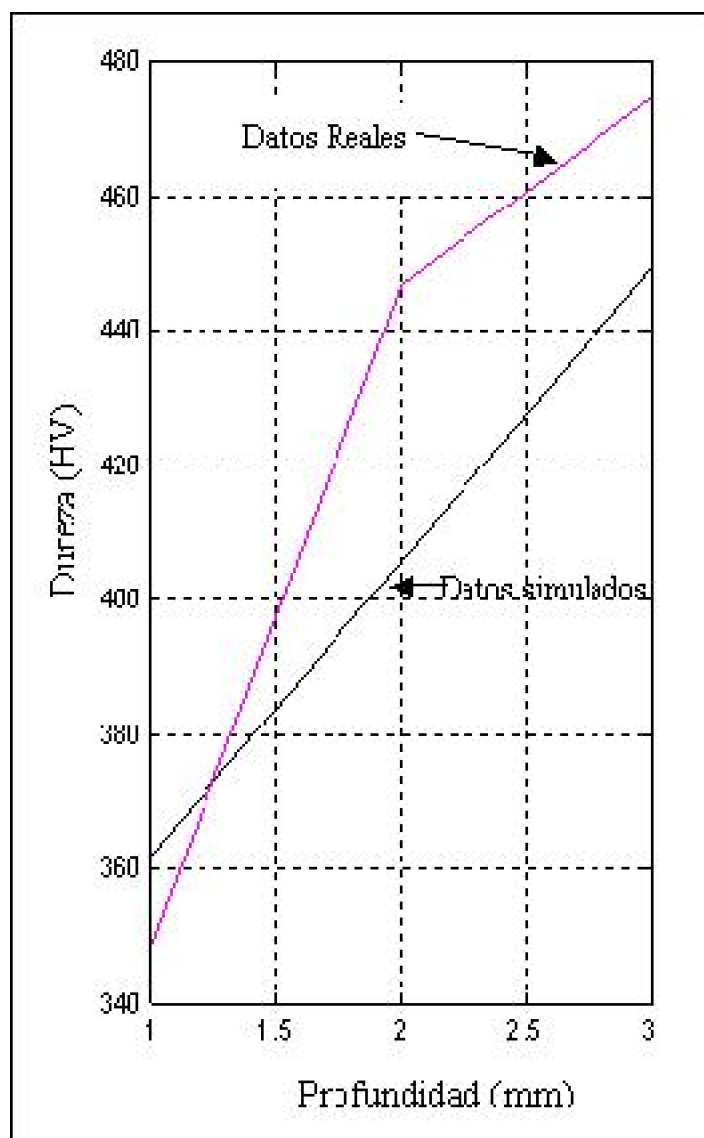
5.4 Simulación numérica computacional.

La simulación permite imitar el proceso en condiciones diversas; con la ayuda del Software Matlab se ha determinado la solución numérica de los modelos (5.1) y (5.2). Variando los valores obtenidos experimentalmente y permitiendo de esta manera la estimación cuantitativa de la dureza de la capa protectora de la soldadura en función de la composición química y de la profundidad, esta solución se llevó a cabo mediante un código fuente que fue diseñado exclusivamente para los Modelos Matemáticos para el ULIRAM-1 y ULIRAM-2, determinados en éste trabajo de investigación, que se muestra en la Fig (5.4).

Simulación de la influencia de la profundidad, en la dureza del ULIRAM-1

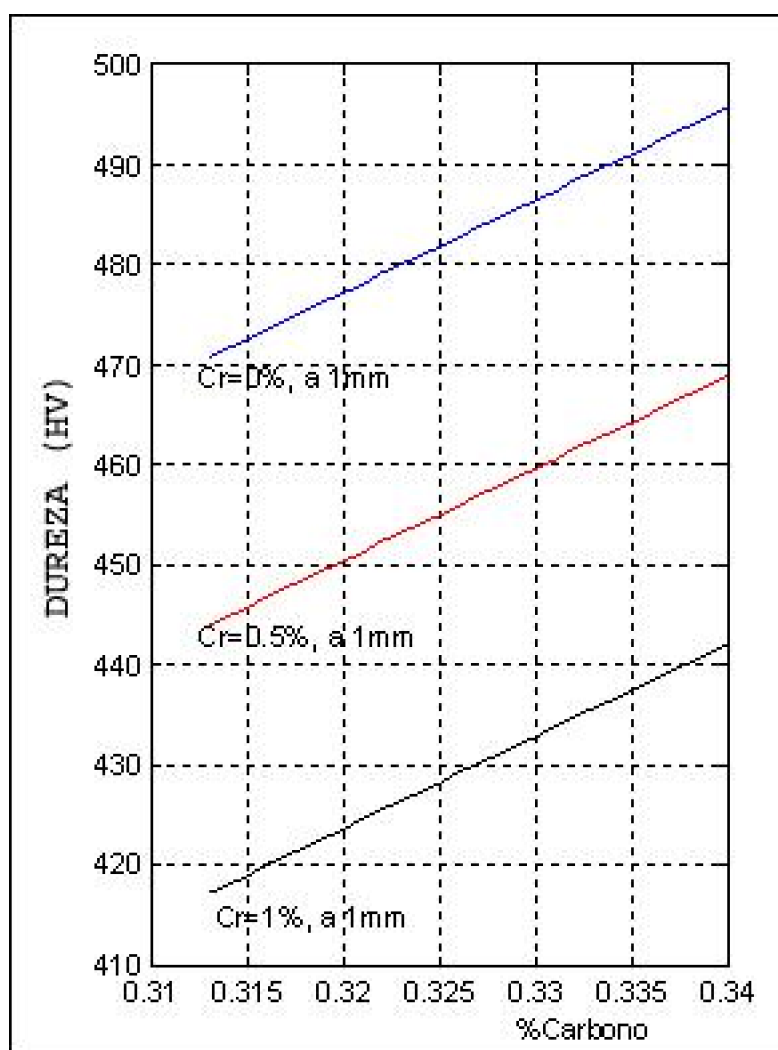


Simulación de la influencia de la profundidad, en la dureza del ULIRAM-2

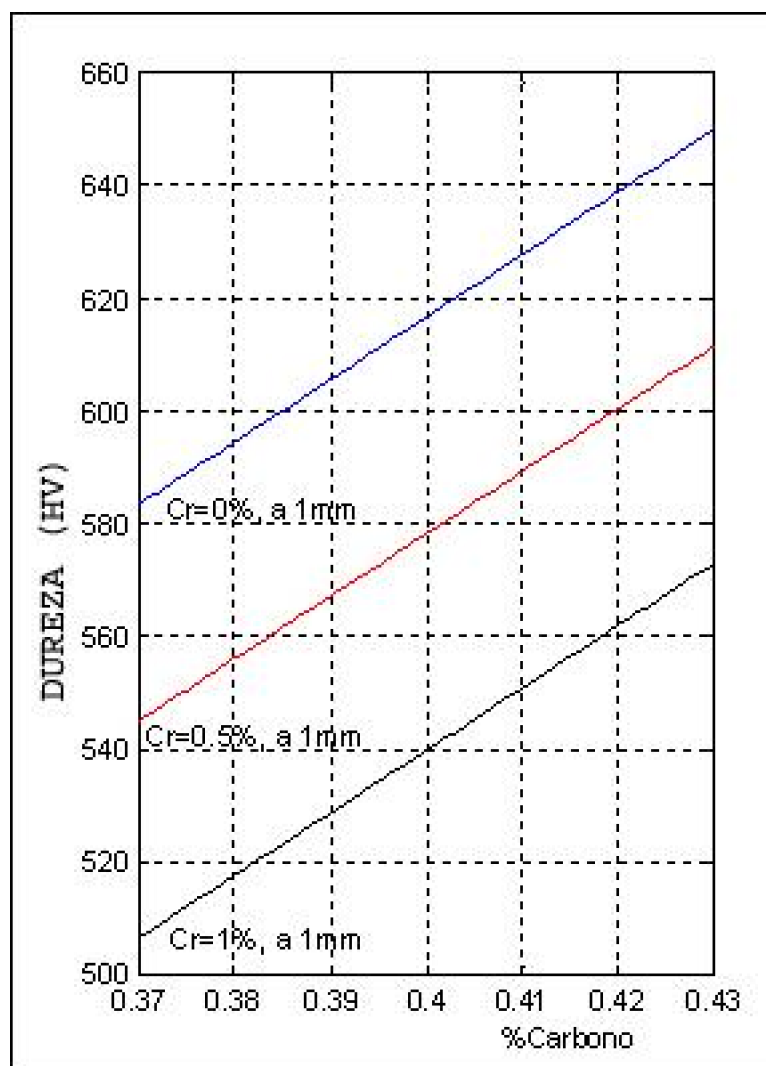


En la Fig 5.5, se muestra la aplicación de los modelos matemáticos del ULIRAM-1 y ULIRAM-2 para la simulación de la influencia del cromo.

Influencia del % de Cr en la dureza del ULIRAM-1 a 1 mm de profundidad



Influencia del % de Cr en la dureza del ULIRAM-2 a 1 mm de profundidad



5.5 Nuevas Composiciones Químicas para soldaduras.

Finalmente se obtuvo composiciones químicas experimentales (Tabla 5.3) que permitirán iniciar estudios de fabricación de los nuevos Recubrimientos Duros:

ULIRAM-1 y ULIRAM-2.

Tabla 5.3

Nuevos Materiales de aporte para Recubrimient Duros	Composición Química en (% W)								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	B
ULIRAM-1	0.33-0.44	0.40-0.47	0.40-0.48	0.01-0.02	< 0.02	1.81-2.36	1.2-0.12	0.16-0.20	0.002-0.003
ULIRAM-2	0.39-0.43	0.32-0.36	0.45-0.47	0.01-0.02	< 0.02	2.99-3.23	2.2-0.24	0.27-0.30	0.002-0.003

CONCLUSIONES

1. Con el método ULIRAM se ha podido determinar composiciones químicas experimentales para Nuevos Materiales de Aporte:

2. Los Modelos Matemáticos determinados son:

2.1 Para el Material de Aporte ULIRAM-1:

$$\text{HV} = 129.662 + 920.672 \% \text{C} - 53.5243 \% \text{Cr} + 52.9418 \text{X}$$

Con un rango de aplicación de:

2.2 Para el Material de Aporte ULIRAM-2:

$$\text{HV} = 128.815 + 1110.99 \% \text{C} - 76.951 \% \text{Cr} + 43.5185 \text{X}$$

Dentro de los siguientes límites:

Los modelos matemáticos obtenidos tienen un nivel de confianza mayor de 90%.

Los rangos de las soldaduras ULIRAM-1 y ULIRAM-2 se han obtenido de las probetas a 1mm, 2mm y 3 mm.

3. La varilla ASM 1A es muy permeable debido a que, el carbono y el cromo de los materiales base ASTM 1B con 10.60% y 11.030% de aleación., se difunden con mucha facilidad porque existe un gradiente de temperatura, de concentración y gran cantidad de poros en el depósito por la ausencia de revestimiento.

4. La varilla ASM 1A que se suelda independientemente sobre las soldaduras ASM

1B (10.60%) y ASM 1B (11.30%), es la que va a determinar la composición química del nuevo material de aporte debido a que en ese instante se produce la dilución del material base y la difusión de los elementos químicos hacia la superficie.

5. Al momento de preparar las probetas es conveniente reemplazar la varilla ASM1A por el electrodo AWS-6011, debido a que éste electrodo tiene revestimiento el cual evitaría generar abundantes poros, facilitando de esta forma el ensayo de dureza, análisis químico y metalográfico.

TRABAJOS FUTUROS

Los trabajos futuros en los materiales de aporte ULIRAM-1 y ULIRAM-2 son:

- Los resultados del presente trabajo son un inicio para efectuar pruebas de fabricación de nuevos materiales de aporte encontrados.
- Se propone la realización del estudio de la influencia de los compuestos que se forman y que tamaño de nuevas fases hay y como se redistribuyen.
- Se recomienda efectuar metalografía electrónica con análisis químico a fin de, investigar los compuestos que se forman y determinar el porque de su duración.

BIBLIOGRAFÍA

- D. Séférian, **Las Soldaduras Técnica - Control**, Ed Urmo, España (1981)
- D. Séférian, **Metalurgia de la Soldadura**, Ed Tecnos, España (1962)
- Juan Cáceres, **Robots para procesos de Soldadura**, 2º Simposium Internacional de Soldadura 3er Encuentro Nacional. Universidad Nacional de Ingeniería/American Welding Society, Perú (1996)
- Geraldo Preto de Godoy, **Tendencia en Corte y Soldadura**, 2º Simposium Internacional de Soldadura 3er Encuentro Nacional. Universidad Nacional de Ingeniería/American Welding Society, Perú (1996)
- Wanke Schramm, **Temple del Acero**, Ed. Aguilar, España (1972).
- Asociación Española de Soldadura y Tecnología de Unión, **Curso de Formación de Ingenieros Europeos de Soldadura**, Pontificia Universidad Católica, España (2002).
- American Society for Metals**, Metallography, Structures Phase Diagrams 8th, Volumen 7 Edition, U.S.A, (1972).
- Apraiz Barreiro José, **Tratamientos Térmicos de los Aceros**, Ed Dossat, Madrid (1971).
- Guy Albert, **Metalurgia Física para Ingenieros**, Fondo Educativo Interamericano S.A, México (1970).
- De Andres Sanz, Miguel P, **El diagrama Hierro-Carbono y los fundamentos de los**

- tratamientos térmicos del acero**, Ed. Montecorvo, Madrid (1962).
- Lasheras Sánchez-Marin, **Tecnología de los Materiales Industriales**, Ed. Cedel, Barcelona (1974)
- Asociación Española de Soldadura y Tecnología de Unión, **Aleaciones de Hierro -Carbono**, Pontificia Universidad Católica, España (2002).
- Asociación Española de Soldadura y Tecnología de Unión, **Ciclo Térmico y estructuras de las uniones soldadas**, Pontificia Universidad Católica, España (2002).
- Asociación Española de Soldadura y Tecnología de Unión, **Aceros al Carbono y al Manganeso**, Pontificia Universidad Católica, España (2002).
- Pontificia Universidad Católica del Perú, **Curso de Metalurgia de Soldadura**. Peru (1974).
- H. Suzuki, **A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel**, I.I.W. Doc IX 1351-85
- C. Düren Formulae for calculating the maximum hardness in the heat affected zone of welded joints**, I.I.W. Doc IX 1437-86
- H K D H Bhadeshia, **Calculation of hardness of martensite, bainite or ferrite/pearlite mixtures, MAP originated from a joint project of the National Physical Laboratory and the University of Cambridge** . (1993).
- T. Hong and T. DebRoy **A Computer Program for the Calculation of TTT Diagrams for the Growth and Dissolution of Oxide, Nitride and Sulfide Inclusions**, Department of Materials Science and Engineering The Pennsylvania State University. (2000).
- M. Lord and L.-E. Svensson, H. K. D. H. Bhadeshia, **Silicon-Rich Bainitic Steel Welds**, Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge. (2003).
- J Haidar, **An analysis of the formation of metal droplets in arc welding**, CSIRO Telecommunications and Industrial Physics, Australia, (1998).
- Valerian A Nemchinsky **Heat transfer in a liquid droplet hanging at the tip of an electrode during arc welding**, ESAB Welding and Cutting Products, USA (1996).
- Murugananth Marimuthu, **Design of welding alloys creep and toughness**, University of Cambridge, (2002).
- Enciclopedia of Materials: Science and Technology, Martensitic transformation, London. (2001).
- L.E.Svensson, H.K.D.H. Bhadeshia and B. Gretoft, **The growth rate of allotriomorphic ferrite in low-alloy steel welds deposits**, University of Oulu, Finland. (1983).
- Sree Harsha Lalam, **Modelling of mechanical properties of ferritic weld metals** Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge.(2000).
- Mathew Peet, **Neural network modelling of hot deformation of austenite**, Wolfson College, University of Cambridge. (2001).
- T.H.Hyde, W.Sun and J.A.Williams **Creep behaviour of parent,weld and HAZ**

- materials of new, service-aged and repaired 1/2Cr1/2Mo1/4V: 2 1/4Cr1Mo pipe welds at 640 °C**, Nottingham, U.K (1999).
- V. A. Ferraresi, P. J. Modenesi, N. Mastelari, R. Trevisan **Utilization of acoustic emission to detect reheat cracks during post weld heat treatment**, Brasil. (2000).
- B. Chan & M. Bibby **WELDSOFT 2 (Software for Welding Engineers)**, Department of Mechanical & Aerospace Engineering, Carleton University, Ottawa, Canada. (1995).
- Mohamed Youssef Sherif, **Strain-Induced Transformation of Very Strong Metal** St Edmund's College, University of Cambridge. (2003).
- Iqbal Shah, **Tensile Properties of Austenitic**, Corpus Christi College, University of Cambridge. (2002).
- H K D H Bhadeshia, **A direct analysis of twinning in a low alloy martensite**, Departament of Materials Science and Metallurgy, Cambridge. (1979).
- Marilú Calderón, **Nitruración en Baño de Sales**, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Tesis, Lima, Perú. (1984).
- B.S. Bokshtein, **Difusión en metales**, Editorial Mir, Moscú. (1978).
- R. E. Reed-Hill, **Principios de Metalurgia Física**, México. (1996).
- H K D H Bhadeshia, **Atomic diffusion**, Materials Science & Metallurgy, 2nd year course, Metals and Alloys. (2003).
- H K D H Bhadeshia, **Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys**, University of Cambridge. (1985).
- A. Plati, **Modelling of # Precipitation in Superalloys**, Tesis, Universidad de Cambridge. (2003).
- Yu. Lajtín y B. Arzamásov, **Tratamiento termoquímico de los metales**, Editorial MIR, Moscú. (1985).
- P. C. Clapp, C. S. Becquart, S. Charpenay, D. Kim, Y. Shao, Y. Zhao and J. A. Rifkin - **Martensitic Transformations and Fracture Examined by Computer Simulation**, Annual Report of the Centre d'Etude, Saclay, France. (1993).
- P.F. Mendez, T. W. Eagar, **Modeling of Welding Processes through Order of Magnitude Scaling**, Proceedings of the International Conference on Modeling and Simulation of Metal Technologies, Ariel, Israel. (2000).
- P.F. Mendez, T. W. Eagar, **Modeling of Complex Materials Processing Problems**, Seawater Piping on Naval Ships, Naval Architecture and Marine Engineering, Cambridge. (2000).
- A. Villafiorita, **Integration of Formal Methods in the Software Development Process**, Cambridge, r. (2002).
- C. Pérez, **Estadística práctica con Statgraphics**, Universidad Computense de Madrid. España. (2002).
- Universidad Compútense, **Curso Básico de Statgraphics**, España. (2002).
- E. Raffo, **Matlab**, Raffo-Lecca Editores. (1998).
- J. García, J. Rodríguez y A. Brazales, **Aprenda Matlab 5.3**, Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra. (1999).
- Collinson, D.C. et al. In: **Mathematical modelling of steel rolling. Proceedings**. The

Materials Society, London, 1993, 283-95.

Sankar, J. e outros. **Metals Technology**, Sept. 1979, 325-31.

Laasraoui, A. & Jonas, J.J. **Metallurgical Transactions A**, July 1991, 1545-1558.

Uvira, J.L. & Jonas, J.J. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, Aug.
1968, 1619-26.