

**UNIVERSIDAD DE MATANZAS
“CAMILO CIENFUEGOS”.
FACULTAD DE INGENIERÍAS QUÍMICA Y MECÁNICA.**



*Introducción al estudio del mecanismo de
endurecimiento de los aceros al alto
manganeso resistentes a la destrucción por
altos impactos.*

Dr. C.T. Ing. Eduardo Torres Alpízar.

OCTUBRE, 2006

INDICE.

	Página
PREFACIO	1
CAPÍTULO – I. Estudio teórico acerca de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto.	1
1.1- Particularidades de la composición química típica de los aceros austeníticos al manganeso.	1
1.2- Formación de la estructura austenítica de los aceros austeníticos al alto manganeso del sistema ternario Fe - Mn – C.	7
1.3. Influencia de los elementos de aleación Cr o Ni en la formación de la estructura austenítica de los aceros austeníticos al alto manganeso .	10
CAPÍTULO – II. Estudio bibliográfico acerca del mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto.	14
2.1- Transformaciones estructurales de los aceros austeníticos de alto contenido de manganeso durante el trabajo de deformación en frío y efecto de la adición de Cr o Ni.	14
2.2- Propiedades mecánicas y funcionales en aceros austeníticos al manganeso y el efecto de la adición de Cr o Ni.	22
2.3- Efecto de la adición de Cr o Ni en las tensiones residuales de los aceros austeníticos de alto contenido de manganeso durante el trabajo de deformación en frío.	26
CAPÍTULO – III. Estudio experimental del autor acerca del mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto aleados al Cr.	29
3.1 Determinación de tensiones residuales de primer género de depósitos soldados de acero austenítico al manganeso (Hadfield).	29
BIBLOGRAFÍA	39

PREFACIO.

Cuando en el mundo se comenzaron a desarrollar los aceros aleados debido al creciente desarrollo de la industria de la construcción de maquinarias, un pionero en este campo lo fue Sir Robert Hadfield que en 1882 desarrolló un acero que contenía 0,95-1,40% de carbono, 0,3- 1,40% de Si y un contenido de manganeso entre 12- 14%. Este acero esencialmente austenítico tenía la capacidad de endurecerse hasta una dureza de 40 a 52 HRC cuando era sometido a trabajo de golpeo continuo combinado con fricción.



Sir Robert Hadfield, creador del acero austenítico al alto manganeso.

Debido a esta propiedad este acero encontró amplia aplicación en la industria destinándose fundamentalmente a la obtención de elementos que trabajaran en condiciones como las descritas anteriormente; es decir se comenzaron a construir con ese acero cruces de rieles para las vías ferroviarias, cangilones de excavadoras, muelas o mandíbulas de trituradoras de piedra, cuchillas de bulldózers, etc. El acero, al que algunos autores llaman acero al alto manganeso (high manganese steel), otros aceros al manganeso, pero que en el mundo entero se le conoce por el nombre de su creador, acero Hadfield (Hadfield Steel), presenta como desventaja fundamental que no resulta fácil su maquinado por métodos convencionales.

El acero Hadfield, a pesar de ser considerado el primer acero propiamente clasificado como aleado en la historia de la metalurgia, mantiene su amplísimo campo de aplicación en la industria de construcción de maquinarias. Su desarrollo sirvió de base, a

finales del siglo XIX y principios del siglo XX, para el posterior surgimiento de otras familias de aceros aleados como los aceros herramientales, y aceros inoxidables de diferentes clasificaciones.

Con el desarrollo de los materiales para los procesos de soldadura, diversas firmas productoras de materiales de soldeo desarrollaron electrodos revestidos de soldadura manual por arco eléctrico (SMAER) para obtener con ellos depósitos de acero Hadfield.

Ello constituyó un avance notable en el desarrollo de las técnicas de recuperación de piezas. El electrodo de acero Hadfield permitió reconstruir piezas construidas de acero al alto manganeso o a partir de depósitos por recargue en piezas de aceros al carbono o estructurales, lograr una superficie que le permitieran a los mismos trabajar en condiciones similares de un acero Hadfield de Fundición. Estos electrodos se difundieron profusamente y numerosas firmas productoras, en dependencia de las condiciones específicas de sus suministradores de materias primas o de las formulaciones elaboradas en sus laboratorios, desarrollaron un gran número de electrodos de acero Hadfield para recargue.

Este grupo de aceros ha constituido también, a pesar del tiempo transcurrido desde su desarrollo, uno de los aceros que ha sido más prolíficamente investigado por los investigadores en el campo de la metalurgia. El móvil fundamental de estas investigaciones siempre ha girado en torno a poder determinar la naturaleza real del mecanismo metalográfico, mediante el cual el Acero Austenítico al Alto Manganeso incrementa los valores de su dureza (desde aproximadamente 200 HB hasta 500 HB) y de su resistencia mecánica (valores de σ_r desde 300 MPa hasta 950 MPa), durante el trabajo caracterizado por repetidos golpes de alto nivel energético.

Este trabajo aborda algunos de las más difundidas hipótesis acerca del mecanismo de endurecimiento del Acero Hadfield, así como algunas conclusiones que en tal sentido, obtuvo el autor del mismo durante el desarrollo de sus investigaciones. Es su deseo que este material brinde información valiosa que ayude a continuar investigando sobre uno de los enigmas más controvertidos del campo de la Ciencia de los Materiales: El mecanismo de endurecimiento del acero austenítico al alto manganeso.

Dr. C.T. Ing. Eduardo Torres Alpízar
 Autor.

CAPÍTULO – I.

Estudio teórico acerca de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto.

1.1- Particularidades de la composición química típica de los aceros austeníticos al manganeso.

El acero típico de este grupo, el ASM 128-33 presenta las siguientes propiedades físicas:

- Resistencia Específica ($\mu\Omega\text{-cm}$): 69 (100 °C) - 115 (650 °C)
- Densidad: 7,75 g/cm³
- Coeficiente de expansión térmica (cm e-6/cm K): 16,92 (100 °C) – 19,62 (850 °C)
- Conductividad Térmica. (W/m K): 16,26 (100 °C) – 21,45 (500 °C)
- Calor Específico (J/g K): 0,502 (100 °C) – 0,61 (600 °C)
- Temperatura de fusión: 1350-1420 °C

De acuerdo a estos datos si se compara con el acero al carbono, el acero austenítico al manganeso se expande durante el calentamiento un 50% más que el material de referencia. Sin embargo su conductividad térmica es la séptima parte de la del acero al carbono.

El acero típico de este grupo, el ASM 128-33 presenta las siguientes propiedades físicas:

- Resistencia Específica ($\mu\Omega\text{-cm}$): 69 (100 °C) - 115 (650 °C)
- Densidad: 7,75 g/cm³
- Coeficiente de expansión térmica (cm e-6/cm K): 16,92 (100 °C) – 19,62 (850 °C)
- Conductividad Térmica. (W/m K): 16,26 (100 °C) – 21,45 (500 °C)
- Calor Específico (J/g K): 0,502 (100 °C) – 0,61 (600 °C)
- Temperatura de fusión: 1350-1420 °C

De acuerdo a estos datos si se compara con el acero al carbono, el acero austenítico al manganeso se expande durante el calentamiento un 50% más que el

material de referencia. Sin embargo su conductividad térmica es la séptima parte de la del acero al carbono.

En las tablas 1.1, se reflejan las características de composición química de los aceros austeníticos al manganeso fundidos de acuerdo a la ASM.

Estas composiciones de acero austenítico al Manganeso son las mas comunes; sin embargo, las técnicas modernas industriales mas flexibles, permiten modificar la composición química de esas aleaciones, para satisfacer especificaciones de servicios particulares. Ejemplo de ello son las composiciones químicas correspondientes a firmas productoras internacionales Bradken, Bavnaghar, Tenelon, American Cast Iron Pipe Co, Anco Products LTD.

TABLAS 1.1

Aceros austeníticos al manganeso (las composiciones mostradas son valores nominales en porciento de peso).

CALIDADES NORMALES.							
Donde se requieren tenacidad elevada y resistencia elevada al desgaste abrasivo del acero al Manganeso, por lo general en aplicaciones de trituración y molienda. Condición: Temple de solubilización con enfriamiento en agua.							
Normal	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
ASTM A128Eq							
A,B-1,2,3	1.15	13.0	0.55	0.030	0.010	--	--
A,B-3	1.20	13.0	0.55	0.030	0.010	--	--
A,B-2	1.10	13.0	0.55	0.030	0.010	--	--

GRADOS CON MOLIBDENO.							
Donde se requieren los beneficios de la estabilización que suministra el de Molibdeno, así como en componentes de trituradores grandes y los componentes fabricados frecuentemente soldados. Condición: Temple de solubilización con enfriamiento en agua.							
Normal	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
ASTM A128Eq							
--	1.15	13.5	0.50	0.030	0.010	--	0.50
--	1.00	13.5	0.50	0.030	0.010	--	0.50
E-1	0.90	14.0	0.50	0.030	0.010	--	1.00

GRADOS CON CROMO Y MOLIBDENO.							
Donde se requiere incrementar la protección a la abrasión y la resistencia a la deformación, como cangilones de arrastre.							
Condición: Temple de solubilización con enfriamiento en agua.							
Cr / Mo	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
ASTM A128Eq							
C	1.15	13.0	0.50	0.030	0.010	1.80	0.50
C	1.10	13.0	0.50	0.030	0.010	1.80	0.50

En el caso de los electrodos para soldadura manual que depositen acero austenítico al manganeso (Hadfield), la norma AWS A5. 13. 80 establece las características fundamentales de los consumibles de este tipo.

En la Tabla 1.2 aparece la composición química de los depósitos de los electrodos de acuerdo a la AWS A5. 13. 80.

Tabla 1.2.

Electrodos típicos para la soldadura de aceros austeníticos al manganeso (AWS A5. 13. 80, 2000; Subramanyan et al, 1999).

Tipo	Clasificación AWS	C%	Mn%	Ni%	Cr%	Mo%	V%
Mn	E – FeMn	0,7 – 1,2	11 – 16	--	--	--	--
Mn - Mo	E – FeMn – B	0,7 – 1,2	11 – 16	--	--	0,6 – 1,4	--
Mn – Ni	E – FeMn – A	0,5 – 0,9	11 – 16	2 – 6	--	--	--
Mn – Cr	E – FeMnCr	0,6 – 0,85	12 – 16	--	2 – 4	--	--
Mn – Ni - Cr	E - FeMnCrNi	0,6 – 0,85	12 – 16	2 – 4	2 – 4	--	--
Mn – Cr	P*	0,3 – 0,6	14 - 15	--	14 – 15	0,3 – 1,7	0,6
Cr – Ni – Mn	P*	0,5	14 – 15	10	20	1,4	--

Notas:

P: La norma AWS no establece ninguna clasificación. Señala que estos electrodos solo son clasificados por sus fabricantes.

※: Son electrodos cuyos depósitos se recomiendan para costuras resistentes a la corrosión y en uniones de aceros criogénicos.

1.2- Formación de la estructura austenítica de los aceros austeníticos al alto manganeso del sistema ternario Fe - Mn - C.

Las transformaciones que experimentan las aleaciones en el estado sólido, aparecen descritas en los diagramas de estado y en diagramas estructurales. En el Volumen 11 de la ASM (American Steel Manufacturers) de 1992, se representa un corte del diagrama ternario correspondiente al diagrama **Fe-C-Mn** (ver Fig 1.1), para contenidos de carbono hasta 1,6% en los intervalos de temperatura comprendidos entre 400°C y 1000°C. En el mismo se pueden diferenciar una zona trifásica, compuesta por las fases $\alpha + \gamma + \text{M}_3\text{C}$; tres zonas bifásicas, que estarán conformada de la manera siguiente $\alpha + \gamma$, $\alpha + \text{M}_3\text{C}$ y $\gamma + \text{M}_3\text{C}$. En el diagrama existirá además una extensa zona monofásica de γ .

La fase α representa una solución sólida de manganeso y carbono en hierro α , mientras que la fase M_3C se corresponde con el carburo de manganeso y hierro. La letra **M** representa los elementos metálicos presentes en el compuesto, de modo que se puede plantear que estos carburos son del tipo $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. La fase γ es una solución sólida de manganeso y carbono en hierro γ .

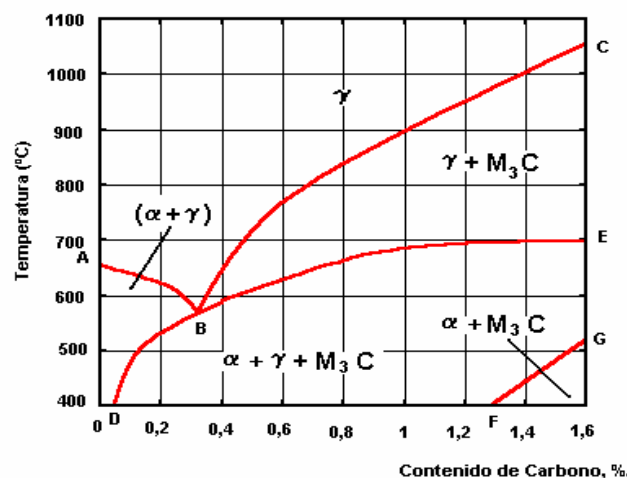


Figura 1.1 Corte transversal en el diagrama Fe - C - Mn para 13% de Manganeso (Tomado del ASM Metals Handbook).

Cuando la temperatura es inferior a 950°C, precipita la fase secundaria M_3C , la que coexiste con la austenita hasta aproximadamente 400°C. A partir de 680°C, aparece la solución sólida α . Este hierro α adopta la forma de martensita.

A temperatura ambiente, se obtiene por tanto, una estructura totalmente heterogénea formada por carburos, que se sitúan en el límite de los granos de la austenita y la solución sólida α (martensita). En este estado estructural, es prácticamente imposible que el acero bajo la acción de las cargas se deforme plásticamente, debido a que las fases secundarias (carburos) funcionan como barreras impidiendo el movimiento de las dislocaciones. La presencia perjudicial de estas estructuras, se puede corregir mediante el tratamiento térmico de austenizado.

El austenizado se consigue calentando la aleación a temperaturas superiores a la línea de precipitación de carburos (línea BC), con el objetivo de garantizar la disolución de los mismos en la matriz metálica, seguido de un mantenimiento y un posterior enfriamiento en un medio enérgico, que impida una nueva segregación de fases secundarias en el interior y el borde de los granos. El proceso de austenizado en el caso de los aceros austeníticos es similar al de temple de otros aceros.

En las zonas de la estructura cristalina donde el contenido de manganeso disminuye por debajo de 11%, se formaría en vez de austenita, la estructura de martensita frágil y dura. Esta estructura mixta de austenita con carburos y martensita, impediría al depósito de acero austenítico al manganeso resistir el desgaste combinado de altos impactos y abrasión. Algunos autores como Lalonde Permana, Raynor y Rivlin relacionan la aparición de ferrita delta y la martensita, con procesos de segregación que ocurren a velocidades tecnológicas de fundición.

Después del enfriamiento en agua, el material posee un estado tensional inadecuado debido a la acumulación de tensiones fundamentalmente térmicas originadas durante el enfriamiento; por lo que se hace necesario un segundo tratamiento, consistente en un revenido para aliviar tensiones. Este revenido tiene que darse a temperaturas muy bajas (aproximadamente entre 150 y 230°C), debido a que debe evitarse por todos los medios, una nueva precipitación de los carburos cementíticos de hierro y manganeso.

El diagrama estructural del sistema Fe – Mn – C, para temperaturas por debajo de 700°C (Figura 1.2) que propone el Manganese Centre de París, no ofrece cambios

significativos desde el punto de vista estructural con respecto con respecto a la versión de diagrama de estado del Volumen 11 de la ASM.

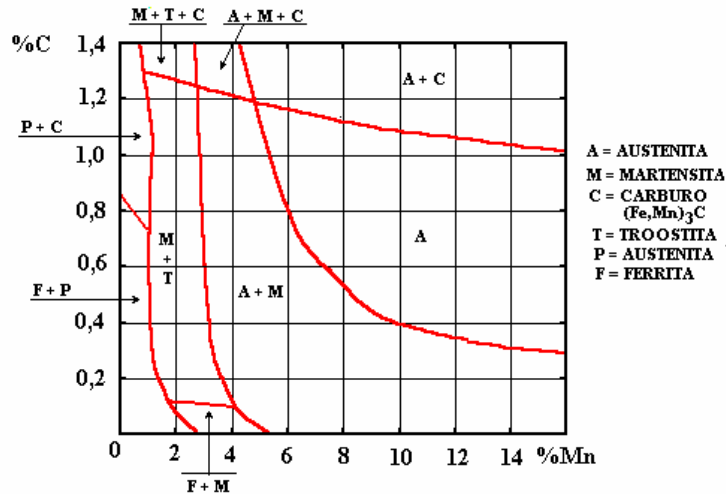


Figura 1.2 Diagrama estructural del sistema Fe – C – Mn (Manganese Centre, 1992).

De acuerdo al mismo, con un contenido de manganeso de entre 12 y 16%, y para contenidos de carbono superiores al 0,4%, la estructura del acero empieza a ser enteramente austenítica. Esta estructura, se mantiene sin cambios hasta que se alcanzan contenidos de carbono aproximadamente un 1%, en que aparece la fase carburo en el acero. Estos carburos son del tipo $(Fe, Mn)_3C$, lo cual coincide con el Volumen 11 de la ASM. El tratamiento térmico recomendado en este texto, para disolver los carburos y evitar su precipitación no presenta diferencia con respecto al recomendado por el resto de los autores.

En el año 1997, el investigador ruso Chumlyakov, desarrolló un estudio acerca de monocristales de acero Hadfield (1,1% C, 13% Mn). En este caso, para realizar la solidificación y crecimiento de los monocristales a partir del baño de la aleación, se utilizó el método de Brightman en atmósfera de helio. Los cristales obtenidos, fueron sometidos durante un período de 24 horas, a un recocido de homogenización a 1150°C en atmósfera inerte. Después de este tratamiento la estructura estaba conformada por austenita y carburos precipitados dentro del grano. Posteriormente, se les dio un temple a 1150°C con enfriamiento en agua. Después de este paso la estructura fue enteramente austenítica.

Sin embargo, la formación de la estructura austenítica de los depósitos de soldadura Hadfield, ocurre de manera diferente a como ha sido descrito con anterioridad. La estructura austenítica de los depósitos tipo Hadfield debe originarse durante el proceso de cristalización del baño del metal fundido. Es por ello que durante el enfriamiento del depósito, este debe realizarse de forma rápida. Desde el punto de vista tecnológico, este efecto se consigue manteniendo la pieza que se suelda parcialmente sumergida en agua y rociando con ella el cordón de soldadura recién depositado.

El mantenimiento de la pieza sumergida en agua, permite que la condición de frontera para la transmisión del calor al medio en la plancha sea cuasi – isotérmica. Este concepto, permite agrupar a aquellos procesos de soldadura, en los cuales la temperatura de la pieza, se trata de mantener lo más cercana posible a la temperatura de inicio de la soldadura. De esta forma, el calentamiento de la plancha, producto de la energía calórica que aporta el ciclo térmico de soldadura, se reduce en grado considerable. Si en el depósito aparecen carburos disminuye la resistencia al impacto.

1.3. Influencia de los elementos de aleación Cr o Ni en la formación de la estructura austenítica de los aceros austeníticos al alto manganeso .

Una de las técnicas para endurecer y fortalecer los metales, es aleando con átomos que formen soluciones sólidas sustitucionales e intersticiales. Los átomos disueltos por sustitución y por inserción, provocan deformaciones de la red alrededor de ellas. En esa red deformada interactúan los átomos disueltos y las dislocaciones, y como resultado de este fenómeno, la presencia de átomos extraños, frena el desplazamiento de las dislocaciones durante la deformación plástica.

Un átomo que forme soluciones sólidas por sustitución, más pequeño que el átomo base de la red ($R_a = 1,27 \text{ \AA}$), ejerce tensiones de tracción en el enrejado cristalino. Un elemento de aleación que se ajusta a esta condición, es el níquel ($R_a = 1,24 \text{ \AA}$). De manera contraria, un átomo mayor que el del metal disolvente, comprime la red cristalina (forma tensiones de compresión). Dentro de los elementos de aleación más utilizados en las aleaciones Hadfield este papel lo juegan el manganeso y el cromo.

Una dislocación en cuña es el equivalente al resultado de insertar un plano extra de átomos, vertical y extendiéndose hasta el plano de deslizamiento, pero no por debajo de él. Es por ello que la región que queda por encima de dicho plano y en las proximidades de la dislocación se encuentra a compresión, mientras que la situada por debajo está a tracción (Figura 1.3).

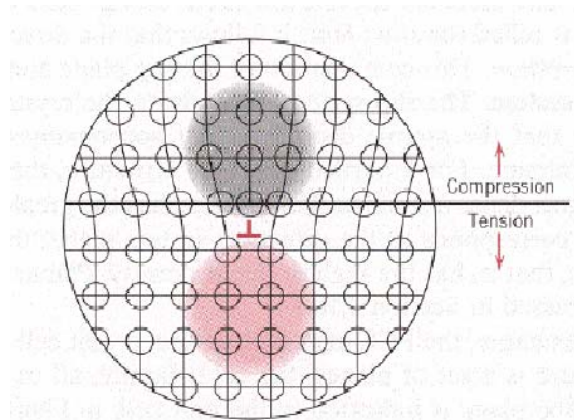


Figura 1.3: Campos tensionales generados por una dislocación de cuña. (Callister, 1999).

Cottrell ha indicado que la energía de deformación resultante puede crecer si disminuye naturalmente el parámetro reticular de la región comprimida o aumenta el de la sometida a tracción. Esto puede ocurrir si en una solución sólida se produce una segregación local, los átomos intersticiales, o los de sustitución muy grandes, aumentan su proporción en la parte sometida a esfuerzos de tracción o si los que producen al disolverse una disminución del parámetro se acumulan en la región comprimida (ver Figuras 1.4 y 1.5). Así puede alcanzarse un equilibrio en la concentración de átomos de solutos de tal naturaleza que para una concentración de 10^{12} dislocaciones por cm^2 basta el 0,1% de átomos solutos para suministrar uno a cada dislocación, y en el estado de recocido, con menor densidad de dislocaciones, se encuentran átomos extraños suficientes para satisfacer la tendencia a la segregación aun en metales purísimos.

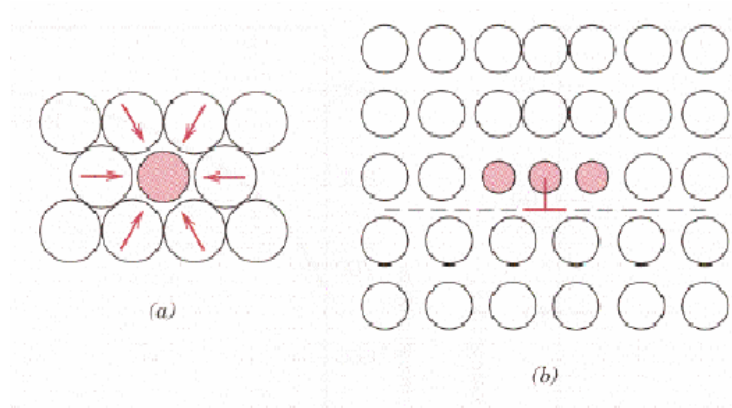


Figura 1.4: Efecto de los átomos de soluto menores que los átomos del disolvente en la red cristalina.

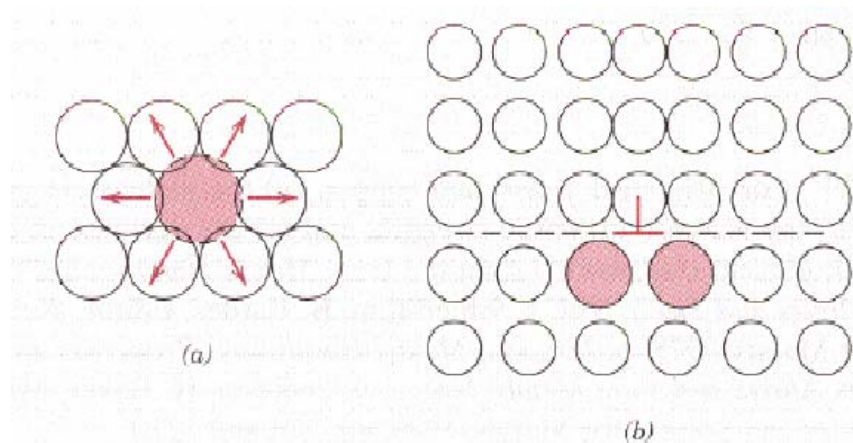


Figura 1.5: Efecto de los átomos de soluto mayores que los átomos del disolvente en la red cristalina.

Cuando se fuerza a una dislocación rodeada de su atmósfera de átomos de soluto segregados sobre ella, a moverse rápidamente sólo se puede conseguir tal fin a expensas de proporcionar la energía suficiente para arrancar la dislocación de su atmósfera. Si no se logra esto, solo puede conseguirse un movimiento fácil de la dislocación cuando la velocidad de desplazamiento de esta sea del mismo orden que la de difusión de los átomos de su atmósfera.

La mayoría de los atlas microestructurales y textos para el estudio de la metalografía, se refieren fundamentalmente al sistema ternario Fe – Mn – C, en ausencia de otros elementos de aleación. Sin embargo, muchos aceros Hadfield contienen adiciones de cromo o níquel (AWS: E – FeMnCr y E – FeMnCrNi). Para estos casos se emplea el Diagrama Estructural de Shaeffler (Ver Figura 1.6), para pronosticar las características micro estructurales de los aceros de estos tipos.

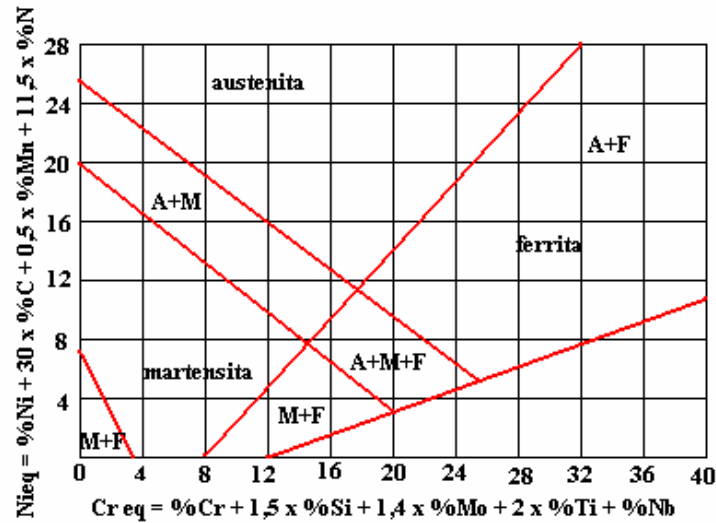


Figura 1.6 Diagrama de Shaeffler

Casi todas las aleaciones industriales tipo Hadfield, incluyendo los depósitos de soldadura (AWS: E - FeMn, E – FeMnCr y E – FeMnCrNi), están en el campo austenítico de dicho diagrama estructural. El Diagrama de Shaeffler no incluye el análisis de las fases precipitadas, como la fase carburo y los compuestos ínter metálicos. Se recomienda fundamentalmente el empleo del Diagrama de Shaeffler para la determinación de la estructura de la matriz metálica del acero austenítico.

CAPÍTULO – II.

Estudio bibliográfico acerca del mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto.

2.1- Transformaciones estructurales de los aceros austeníticos de alto contenido de manganeso durante el trabajo de deformación en frío y efecto de la adición de Cr o Ni.

Los primeros en realizar un estudio profundo, durante la década del 40 del siglo XX, sobre las transformaciones estructurales durante los procesos de conformación por golpeo en frío de los aceros al alto manganeso fueron White, Samans, Clark y Varney. Según estos autores, la razón por la cual acero al alto manganeso se endurece en un grado extraordinario por golpeo, se debe a que la austenita superficial dúctil, se transforma en martensita dura. Todos estos estudios fueron realizados en el acero Hadfield fundido **ASM 128-33** cuya composición analizada en el epígrafe 1.2, no introduce los elementos químicos Cromo o Níquel.

En 1963, Morozovshaya, planteó que el acero austenítico con alto contenido de manganeso (GOST: Г13), cuya composición química es similar al ASM 128 (0,8 – 1,2%C; 12 – 14%Mn), presenta después del proceso de austenización y temple en agua, una estructura austenítica inestable, que al ser golpeada se transforma en martensita. Esta martensita se formaría en las capas superficiales. En la medida que el acero se desgasta, las capas inferiores no endurecidas de austenita, se transformarán a su vez en martensita al ser sometidas al efecto del golpeo. Coinciden con Morozovshaya, los autores siguientes: Avner, Hadbroken y Brower, Lajtin, Sarkar, Kuzmin y Samojostki, Desforges, Tokonami y Otsuka, Zeeman, Bortoni, Southwell, y Young, Pickering, Caian, Fucheng y Tingquan, Speidel, Dong, Ando, Asamura. Todos estos investigadores abordan, como composición química base de su estudio, la del acero Hadfield clásico (0,8 – 1,2%C; 12 – 14%Mn) sin la adición de otro elemento de aleación que no sea el manganeso.

Al consultar la bibliografía clásica proveniente de la antigua Unión Soviética en la década de los años 70, se observa una nueva interpretación acerca del mecanismo de

endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso. Según Guliáev, se suponía que un endurecimiento tan alto, en este tipo de aceros era debido a la formación de martensita de deformación plástica. Pero mediciones realizadas por su equipo de trabajo, demostraron que en las mayores deformaciones solo se forma entre 0,5 y 1,5% de martensita, cantidad que no puede elevar mucho la dureza del acero.

La gran capacidad, según él, de endurecimiento del acero austenítico al manganeso se debe a la acritud. Con un mismo grado de deformación, los bloques de las estructuras en mosaico de los aceros austeníticos al alto manganeso, se dividen en mayor proporción que los otros aceros austeníticos. Al existir una mayor división de la estructuras internas de los granos, aparecerán una mayor cantidad de barreras que limitarán el desplazamiento de las dislocaciones a través de los cristales. De esta manera, se originarán en los puntos de acumulación, una elevación de la densidad de dislocaciones, que traerá como consecuencia el frenaje del desplazamiento de estas imperfecciones de la red cristalina, con la consiguiente elevación de la dureza y la resistencia de la aleación. Guliáev da asimismo, prioridad al mecanismo de deslizamiento en el proceso de deformación plástica del acero.

Coinciden con Guliáev los autores, Barinov, Kozlov, Herrera y Gallardo, Arzamazov, Belyashin, Yakimov y Krasikov, Rodríguez, Ogel, Villca, Bayoumin y Latif, Duffus, Lalonde, y Reynolds. Estos investigadores abordan el estudio de sistema aleante clásico de los aceros Hadfield (0,8 – 1,2% C; 12 – 14% Mn).

Tokonami y Otsuka en 1990 llevaron a cabo una investigación con el objetivo de demostrar la validez del mecanismo de endurecimiento por formación de martensita mediante Rayos X y Radiaciones Sincrotrónicas. En las conclusiones del trabajo los autores logran determinar el valor de los desplazamientos de los átomos de hierro y como los parámetros de red cambian desde los valores típicos de la austenita ($a = 3,62 \text{ \AA}$) a los de la martensita ($c = 3,06 \text{ \AA}$, $a = 2,92 \text{ \AA}$) durante un experimento en el que se someten probetas de aceros austeníticos al manganeso al golpeo.

En ese mismo año (1990) Southwell y Young, describieron en un artículo un estudio acerca del efecto de la modificación de una aleación binaria de hierro y manganeso durante su proceso de fundición mediante la inyección de cerio. La aleación estudiada aunque llamada binaria en el título del artículo es un acero de alrededor de

0,2% de carbono y un contenidos de manganeso de 15%. Según se describe en el trabajo para su utilización se somete al mismo tratamiento de austenizado que los Hadfield de mas de 0,6% de carbono. Con la modificación con cerio se evita la formación del sulfuro de manganeso.

Estas inclusiones de sulfuro de manganeso son laminares y tienden a producir agrietamiento laminar en las piezas fabricadas de estos acero cuando son sometidos a trabajo de impacto en la dirección perpendicular a la orientación de estas inclusiones. El cerio tiene más afinidad con el azufre que el manganeso, de ahí que se forme durante la cristalización de la aleación en primer lugar sulfuro de cerio antes que el sulfuro de manganeso, el cual a su vez se forma primero que el sulfuro de hierro. El sulfuro de cerio aparece de forma redondeada y se presentan de forma dispersa por la matriz. Es además mas resistente que el sulfuro de manganeso y el de hierro en ese orden. Esto trae como resultado una elevación de la resistencia al impacto de la aleación.

En el artículo se aclara que el endurecimiento ocurre a través de la transformación de la austenita metaestable obtenida después del temple o austenizado en martensita de deformación plástica por efecto del trabajo de impacto.

En 1997 Oda dejó entrever la posibilidad de que el mecanismo de endurecimiento de la austenita de los aceros Hadfield tenga carácter dual, teoría que comparten también el Manganese Centre de París y los investigadores Wilson y Knott. Es decir, que bajo determinadas condiciones, el acero Hadfield se endurezca por acritud de su austenita y en otras se endurezca por transformación martensítica inducida por la deformación plástica.

El Manganese Centre de París abordó como composición química (0,4% C, 14% Mn, 8,5% Ni; 3% Cr) mientras que Wilson y Knott estudiaron un sistema con (0,2% C, 14% Mn, 2,5% Ni; 3% Cr). De acuerdo al contenido de carbono bajo por debajo de 0,45%, es factible en estos depósitos la aparición de martensita de acuerdo a lo expuesto durante el epígrafe 1.3. Son significativas estas referencias, por introducir el estudio de aleaciones con alto manganeso aleadas con Cr y Ni.

Oda y su equipo de investigadores realizaron un estudio acerca de las interacciones locales en los pares atómicos carbono – carbono y carbono – M (M: Al, Mn, Ni) en la austenita (γ). Mediante la utilización de la espectroscopía de Mössbauer se determinó la posición que ocupaban los átomos de Mn, Ni y Al en la red de la austenita.

En el artículo se representa esquemáticamente (ver Figura 2.1) que los átomos de los metales (M) suelen ocupar con respecto a los átomos de carbono insertados en el retículo dos posiciones básicas. La primera sustituyendo al átomo central de la cara de la celdilla y la otra, por sustitución en el vértice del cubo. A la primera posición corresponde un valor de energía de interacción entre los átomos denominado V1, mientras que la energía de interacción correspondiente a la posición del vértice del cubo recibe el nombre de V2.

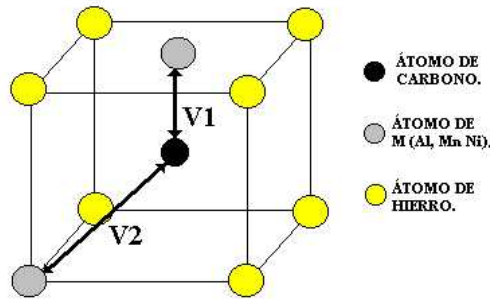


Figura 2.1: Definición de las energías de interacción V1 y V2 entre los átomos de carbono y los de metales M(Al, Mn, Ni).

Por el método de simulación de Monte Carlo descrito en el trabajo se determinó el valor de las energías de interacción V1 y V2. Los resultados se reflejan en la tabla 2.1.

TABLA 2.1.

Energías de interacción entre los átomos de Carbono y M (M: Al, Mn, Ni) determinadas por simulación de Monte Carlo.

M	V1 (KJ mol ⁻¹)	V2 (KJ mol ⁻¹)
Al	- 10	-25
Mn	> 26	<13
Ni	~ 3,7 – 4,0	<8

De los resultados expuestos en este trabajo los autores llegaron a la conclusión de que el manganeso presenta la interacción con el carbono más fuerte de los elementos analizados en el estudio. En el caso del níquel, las fuerzas de interacción son mucho más débiles. Esta característica es la responsable de la alta tenacidad de la austenita al manganeso. Según se plantea a continuación, esto garantiza además que durante los procesos de deformación plástica los planos de deslizamiento del retículo (índices de

Miller) formados en las austenitas aleadas al manganeso por este elemento y el carbono sean más estables que las que se originan en las austenitas aleadas al Ni.

Esta estabilidad de los planos de cizallamiento (sobre todo el (111) que se origina por el átomo colocado en el vértice facilitan que se desarrollen a partir de ellos los cizallamientos que originan los maclajes y transformaciones martensíticas en la austenita al manganeso en mayor medida que en otras austenitas aleadas.

Con su trabajo estos autores dejan entrever la posibilidad de que el mecanismo de endurecimiento de la austenita del acero Hadfield tenga carácter dual. Es decir, que bajo determinadas condiciones se endurezca por acritud de su austenita y en otras se endurezca por transformación martensítica inducida por la deformación plástica. Aunque es bueno señalar que ni aún el propio Guliáev, uno de los mas convencidos defensores del mecanismo de endurecimiento por deformación plástica niega la existencia en los aceros Hadfield de martensita de deformación plástica (según él se forma entre 0,5 y 1,5% de martensita).

Este trabajo vino a despejar una de las incógnitas planteadas por cuando este autor aseguraba, que “Con un mismo grado de deformación, los bloques de la estructura de mosaico del acero Hadfield se dividen en mayor proporción que los de otros aceros, incluidos los austeníticos. Aún no se sabe exactamente a que se deben estas características específicas de la austenita al manganeso”.

En 1997 Caian apoyó la hipótesis del endurecimiento del acero al manganeso como resultado de la adquisición de la formación de martensita a partir de la austenita durante el golpeo. Como dato novedoso, este autor estudió el efecto del N en estas aleaciones. En esa dirección en el trabajo se plantea, que si bien el aumento del nitrógeno trae aparejado la formación de los nitruros de gran dureza $(\text{Mn}, \text{Fe})_2\text{N}$ y $(\text{Mn}, \text{Fe})_4\text{N}$, estos fragilizan el acero. Esto se debe a que los nitruros se sitúan en los bordes de granos y provocan grietas intercristalinas.

En 1998 Lalonde, plantea que la martensita puede aparecer en los aceros Hadfield como resultado de la descarburación que tiene lugar cuando precipitan carburos desde la matriz austenítica. Esta martensita se sitúa alrededor de las inclusiones de carburo, Esto hace que se haga muy difícil detectarla porque en la práctica al estar en convivencia con

la fase carburo en los bordes de grano hace que en la observación microscópica la estructura martensítica sea confundida con carburos.

Según este investigador al colocarse la martensita como una película fina alrededor del borde de grano, aunque ordinariamente esta estructura es más resistente y tenaz que la austenita provoca agrietamiento intergranular. Refiere además que los aceros Hadfield endurecibles por precipitación son mucho menos tenaces que los no endurecibles por precipitación. Justifica sin embargo el empleo de estos en aquellas aplicaciones donde se requiera elevado desgaste a la abrasión. Sin embargo declara como indeseable cualquier inclusión de martensita en los aceros al alto manganeso endurecibles por precipitación.

Esta referencia es sumamente interesante, debido a que asocia el endurecimiento por fases secundarias con el mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso. Esta vía de endurecimiento se emplea desde hace bastantes años en el aumento de la dureza de otro grupo de aceros austeníticos, los termorresistentes al cromo-níquel, sin embargo en sentido general nunca se le vincula con el endurecimiento de los aceros Hadfield. Basándose en el mismo se han desarrollado los aceros termorresistentes superausteníticos endurecibles por precipitación.

Muramatsu refiere que en los aceros al alto manganeso sinterizados se observa que el comportamiento de la resistencia a la tracción y la elongación de las piezas durante el trabajo, pero que el valor de la resistencia al impacto si se afecta considerablemente por las condiciones de sinterización (elevada porosidad de las piezas). Esto se soluciona a través de la utilización de polvos de granulometría muy fina ($<105\ \mu\text{m}$), presiones del orden de las 3,6 Kpsi y altas temperaturas de sinterización ($\cong 1420^\circ\text{C}$). Estas piezas son sometidas al tratamiento térmico de austenización para garantizar la estructura de austenita homogénea que incrementa la resistencia al impacto del acero. Esta referencia no hace alusión a la naturaleza del mecanismo de endurecimiento de la austenita.

Por otra parte, en un trabajo publicado por el Manganese Centre de París en 1998 se plantea que el acero Hadfield sinterizado se puede obtener a partir de una mezcla de polvos de ferromanganeso ($\text{Mn} = 73,65\%$, $\text{C} = 6,67\%$), de aleación de hierro y manganeso, grafito (alrededor de un 1,3%) y polvo de hierro. Este acero requiere de tratamiento térmico para obtener la estructura de austenita que aporta alta resistencia al

impacto. En este texto se relata una experiencia por los investigadores Wilson y Knott, en 1996.

Con el objetivo de comparar el efecto de la dispersión de las partículas durante la cristalización en las partículas fundidas y en las obtenidas por pulvimetalurgia seleccionaron dos composiciones químicas: (14% Mn, 8,5% Ni, 3% Cr) y (14% Mn, 3% Cr, 2,5% Ni). El carbono en ambos casos se mantuvo en 0,2%. Con estas composiciones se obtuvieron simultáneamente aleaciones fundidas y aleaciones pulvimetalúrgicas. Las aleaciones de pulvimetalurgia fueron modificadas a través de la adición de dispersores: Al_2O_3 (15% del volumen) y TiC (25% del volumen).

El efecto de la dispersión fue aumentar la estabilidad de la austenita con respecto a las transformaciones martensíticas, tanto la inducida térmicamente, como la inducida por deformación plástica. Aunque se observaron elevados valores de tensiones y de endurecimiento por el trabajo de deformación en las aleaciones fundidas, las aleaciones P/M exhibieron reducida ductilidad posiblemente debido a la ausencia de transformación martensítica de deformación.

Adler, Olson y Owen defienden la tesis de que, el mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso tiene lugar por efecto de la deformación plástica; pero los autores dan un lugar preponderante al mecanismo de maclado, sobre los fenómenos de deslizamiento de los planos cristalinos. El estudio se basa en el acero ASM A – 128, sin adiciones de Cr o Ni.

Los autores Zuidema, Lalonde, Xiaoyan y Yujiao, asocian el endurecimiento por fases secundarias, con el mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso. Estos autores abordan también el estudio de aceros Hadfield, sin adiciones Cr o Ni. De acuerdo a sus defensores, este mecanismo está basado en que, bajo la acción de grandes cargas de choque que impactan la pieza a alta velocidad, pueden precipitar fases secundarias, sobre todo del tipo carburo, en la matriz austenítica.

El investigador ruso Yury Chumlyakov en dos trabajos, da suma importancia a la orientación cristalográfica de la acción de las cargas en los cristales de la austenita de los aceros Hadfield, para que se desarrolle el endurecimiento de los mismos a partir de la formación de maclas o de deslizamientos. Incluye al mecanismo de envejecimiento por acción de cargas dinámicas, como una posible causa del endurecimiento del acero al alto

manganeso, por acción de las cargas de impacto. Yuri Chumlyakov realizó su trabajo a partir de monocristales de acero Hadfield con una composición de (0,9%C; 13%Mn).

Un dato de interés aporta el trabajo de Lammi del año 2000. En el mismo, el autor plantea que las austenitas metaestables, por efecto del trabajo de deformación en frío podrán transformarse en dos tipos de martensita; una tetragonal centrada en el cuerpo (α') y otra hexagonal (ϵ). Indica que durante el proceso de deformación primeramente, se forma la martensita ϵ de forma hexagonal, y que con las mayores deformaciones se forma la martensita tetragonal α' . Ambas formaciones martensíticas presentan elevadas propiedades de dureza y tenacidad.

Según Subramanyam, Swansiger y Avery, la transformación inducida por deformación plástica desde la fase austenítica a la martensítica, no ocurre en los aceros Hadfield ordinarios (08 – 1,2%C; 12 – 14%Mn). Plantea además que varios mecanismos contribuyen al endurecimiento por golpeo. Estos mecanismos incluyen el maclaje, el apilamiento de defectos de la red (acritud) y el envejecimiento por tensiones dinámicas. El que uno u otro mecanismo prevalezca sobre el otro depende, según estos autores, de un conjunto de factores como son; la composición química en elementos de aleación (que influye en el grado de apilamiento de las dislocaciones, y en el grado de tensionamiento de la red), la temperatura y el rango de las tensiones. Teorías similares, acerca de la existencia de múltiples mecanismos de endurecimiento, actuando simultáneamente en el acero Hadfield la presentan Yun-Hua, Chu, Xie y Zhu. En los trabajos de estos investigadores, la aleación que se estudio fue nuevamente el sistema clásico de aceros al manganeso (08 – 1,2%C; 12 – 14%Mn).

Yun-Hua logró determinar en el año 2002 que la deformación plástica provoca que los granos se dividan por los fragmentos y la estructura de bloque mosaico dando origen a una nanoestructura de granos muy pequeños. Esta estructura deformada elevará la energía libre del cristal de tal manera que la energía libre de la fase amorfa será menor, por lo que el metal pasa a un estado amorfo o de vidrio metálico en muchas ocasiones lo que explica las elevadas propiedades mecánicas bajo el contacto de cargas con alta energía de impacto de estos materiales.

A modo de resumen, se puede concluir, que la influencia de las adiciones de cromo o níquel, en el mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al alto

manganeso, es insuficiente. También se detectó que, las referencias consultadas se refieren fundamentalmente a aceros Hadfield fundidos, monocristales de acero Hadfield, y aceros Hadfield obtenidos por pulvimetalurgia, con ($C = 1,2\%$; $Mn = 13\%$). En ningún caso las bibliografías, se refieren a un estudio realizado en la influencia de las adiciones de Cr o Ni, en las transformaciones estructurales de depósitos de soldadura tipo Hadfield, de los grupos (AWS: E - FeMn, E - FeMnCr y E - FeMnCrNi), donde las condiciones de cristalización difieren notablemente, de la cristalización mediante las tecnologías anteriormente señaladas.

Se llegó a la conclusión de que, las dos hipótesis más aceptadas del mecanismo de endurecimiento de los aceros Hadfield son, la del endurecimiento por formación de estructuras martensíticas de deformación plástica, y la del endurecimiento por acritud del acero. Pero como la mayoría de esos estudios se refieren a rangos de composición que coinciden con los del acero Hadfield típico, se puede apreciar que no queda claro la influencia de estos elementos de aleación, en el mecanismo de endurecimiento y en las propiedades que dependen de este.

En ningún caso los estudios teóricos, se refieren a un estudio realizado en la influencia de las adiciones de Cr o Ni, en las transformaciones estructurales de depósitos de soldadura tipo Hadfield, de los grupos (AWS: E - FeMn, E - FeMnCr y E - FeMnCrNi), donde las condiciones de cristalización difieren notablemente, de la cristalización mediante las tecnologías anteriormente señaladas.

2.2- Propiedades mecánicas y funcionales en aceros austeníticos al manganeso y el efecto de la adición de Cr o Ni.

Uno de los trabajos más antiguos detectados por el autor de este trabajo, y en el que se describe la medición de propiedades mecánicas y funcionales en el acero austenítico al manganeso, fue publicado por Morozoshaya en 1963. En el mismo se analiza, la influencia de la tecnología de soldadura, en el agrietamiento de cordones de soldadura de acero austenítico tipo Hadfield ($\Gamma 13$; $C = 1,2\%$; $Mn = 14\%$). Los cordones de soldadura fueron enfriados en agua, con el objetivo de lograr la estructura austenítica libre de carburos en los cordones. La medición de dureza, se realizó después de la deposición de los cordones y alcanzó 180HB como promedio. Después, fueron sometidos

a impacto por medio de un martillo neumático, hasta que el promedio de dureza se elevó desde 180 HB hasta 450HB. Se realizó metalografía óptica. La estructura de los cordones antes del golpeo fue clasificada como, dendritas de austenita. La publicación reporta, después del golpeo, una estructura martensítica, de la cual se muestra evidencia fotográfica.

En otro trabajo posterior, publicado en 1986, Adler y su equipo de investigadores, determinaron las propiedades de probetas de acero Hadfield (ASM A – 128; C = 1,2%, Mn = 14%), obtenidas por fundición. Después fueron tratadas térmicamente con temple en agua desde los 1050°C y revenido a 200°C. De esa manera, se fabricaron probetas del ensayo convencional de tracción e impacto. En el trabajo solo se reporta, en su parte metalográfica, la formación de maclas de deformación. No se reporta la formación de martensita. Se realizaron a las muestras ensayos de Dureza, Resistencia Mecánica e Impacto. Se determinó en el trabajo la correlación, entre el grado de deformación y la dureza alcanzada. Las propiedades promedios se encontraron entre los siguientes rangos: **$\sigma_r = 640 - 865 \text{ Mpa}$, $\sigma_f = 275 - 340 \text{ Mpa}$, $\alpha_k = 120 - 140 \text{ J/mm}^2$, HB inicial = 164 – 168, HB de golpeo = 430 – 490.**

En 1987, Zuidema realiza un estudio acerca de la influencia de la adición de aluminio entre 0,7 y 1,1%, en la composición química de los aceros Hadfield. El autor elabora los modelos de comportamiento de las diferentes propiedades, con respecto a la variación de las concentraciones de dicho elemento.

Se evaluó la resistencia al desgaste abrasivo de estos aceros, cuando había alcanzado la máxima dureza, después de ser sometidas las probetas cilíndricas obtenidas por fundición, a un número constante de golpes (4 golpes), con una energía de golpeo constante de 260 Nm. Se empleó la metodología de ensayo para máquina de rueda de goma. descrita en la norma ASTM G 65 – 94. Cuando se aumentó el contenido de aluminio entre 0,7 y 1,1. la resistencia al desgaste abrasivo aumentó. Es decir el desgaste gravimétrico promedio disminuyó de 0,16 gramos a 0,09 gramos.

En el caso de esta referencia. aunque aborda la influencia de un elemento de aleación en las propiedades funcionales del acero Hadfield, el elemento analizado (Al) no se encuentra entre los que se adicionan comúnmente a los depósitos de soldadura de acero austenítico al manganeso (Cr, Mo, o Ni).

Un trabajo de corte similar realizó Dong en 1998. Solo que en este caso. el ensayo de desgaste abrasivo se llevó a cabo utilizando como abrasivo alúmina. en lugar de arena sílice seca. Las muestras fueron confeccionadas con acero Hadfield ASM A 128.

En 1992, Villca analizó el efecto del aumento del control de la calidad, en las propiedades de bolas de molinos para la molienda de minerales construidas de acero Hadfield ASM A 128. Las propiedades obtenidas en los ensayos, se encuentran dentro de los estándares que fija la norma ASM para este material. Se evaluó la capacidad de soportar cargas de impacto, a través de una máquina de martillos giratorios, que sometía a las bolas a golpes repetidos, con una energía de 200 Nm. La máquina registraba el número de impactos. El ensayo, se daba por terminado cuando aparecían los primeros indicios de agrietamiento en las piezas.

El investigador chino Chu publicó en 1995, un artículo donde se mide la microdureza en la sección transversal de probetas de acero Hadfield (ASM A 128), después de haber sido sometidas a choques superficiales, provocados por un láser de pulsos de alta potencia. Se realiza el ensayo conocido como perfil de dureza, que consiste en medir la microdureza desde la superficie hacia el interior de la sección transversal de la pieza. La microdureza medida en la superficie alcanzó valores de hasta 500 HV.

Los autores Fucheng y Tinquan, realizaron en 1997 un estudio, acerca de la formación de martensita inducida por deformación plástica, en el acero austenítico al manganeso ASM A 128. En la citada referencia, se utilizó la metalografía (microscopía electrónica de barrido), así como la medición de la microdureza. La microdureza promedio, reportada en la martensita de deformación plástica detectada en la investigación, fue de 740 HV.

Los investigadores cubanos Parody y Caraballo, publicaron entre 1996 y el año 2000, un conjunto de trabajos donde se estudia la influencia que sobre las propiedades de los aceros Hadfield fundidos (tipo ASM A 128), tiene la conformación por explosivos. La propiedad fundamental evaluada en estos trabajos fue la dureza, la cual se comportó de acuerdo a los valores que se esperan para este material, antes y después de golpeado.

Un ejemplo de investigación, de la metalografía del acero austenítico al manganeso lo constituye la publicada por Ogel en 1998. En la misma, se realiza un estudio del efecto del grado de conformación con respecto a la dureza, microestructura y

la resistencia al impacto del acero ASM A 128. Se realizó metalografía óptica y electrónica de barrido. Los ensayos de dureza e impacto, se realizaron sobre probetas las cuales fueron sometidas a diferentes variantes de tratamiento térmico de austenización, temple y revenido posterior. Los valores de durezas máximas promedios, oscilaron entre los 420 y 460 HB, y las viscosidades al impacto obtenidas por el ensayo Charpy con probetas entalladas estuvieron entre 135 y 167 J/mm².

Wilson y Not en 1996, compararon las propiedades mecánicas de dos aceros, cuya composición se corresponde con el ASM A 128. La singularidad de este trabajo está dada, porque un grupo de muestras se obtuvieron por pulvimetalurgia, y otras por fundición. Aunque la dureza después de golpeados alcanzó en ambos casos un promedio de 500 HB, la viscosidad al impacto del acero Hadfield fundido (150 J/mm²), resultó superior al obtenido por pulvimetalurgia (122 J/mm²).

En el año 2000 Ando publicó un estudio de defectoscopia no destructiva, a través de líquidos penetrantes y ultrasonido, que evaluaba el efecto de la tecnología de soldadura en la formación de grietas en cordones constituidos por acero austenítico al manganeso. El acero analizado fue el ASM A 128.

A modo de resumen, se puede concluir que el autor no detectó referencias, que contengan un estudio de la influencia de los elementos de aleación Cr o Ni, en las propiedades mecánicas o funcionales, de los depósitos de soldadura tipo Hadfield, de los grupos (AWS: E - FeMn, E - FeMnCr y E - FeMnCrNi). Todas las referencias analizadas, abordan el estudio del acero con composición química equivalente a la del ASM A 128 (C = 0,9 – 1,2%; Mn = 12 – 14%), de tipo fundido.

Los trabajos analizados no reflejan asimismo, modelos matemáticos o estadísticos, que relacionen las propiedades mecánicas (Resistencia Mecánica, Dureza y Plasticidad), y funcionales (resistencia al desgaste abrasivo y capacidad de soportar cargas de impacto), con la variación de los contenidos de cromo o de níquel, en depósitos de soldadura obtenidos con electrodos de relleno por soldadura, de los tipos AWS: E - FeMn, E - FeMnCr y E - FeMnCrNi.

2.3- Efecto de la adición de Cr o Ni en las tensiones residuales de los aceros austeníticos de alto contenido de manganeso durante el trabajo de deformación en frío.

Según Alfonso, una de las clasificaciones más aceptadas de las tensiones residuales, es la de Davidienko. N. N., acorde a la cual existen tres géneros de tensiones, que se diferencian entre sí, por el volumen donde se equilibran:

1. **Tensiones de primer género (macroscópicas, zonales o tecnológicas):** Se equilibran en el volumen de todo el cuerpo. Estas tensiones están orientadas en correspondencia con la forma del artículo. En presencia de ellas, la separación de cualquier parte de la pieza conduce a la ruptura del equilibrio entre el resto de las partes, lo que en muchos casos provoca deformaciones (alabeos, distorsiones) del artículo. Además, pueden ser perjudiciales (las de tracción) o beneficiosas (generalmente las de compresión).
2. **Tensiones de segundo género (microscópicas o cristalíticas):** Se equilibran en el volumen de algunos cristales o bloques. Estas tensiones pueden o no estar orientadas (en dirección al esfuerzo que produjo la deformación plástica).
3. **Tensiones de tercer género (deformaciones estáticas de la red cristalina):** Se equilibran en los límites de pequeños grupos de átomos. En los metales deformados ellas se equilibran en los grupos de átomos que se encuentran cercanos a la frontera de los granos, a los planos de deslizamiento, etc. Las deformaciones pueden estar relacionadas con la presencia de dislocaciones. El desplazamiento de los átomos de las posiciones ideales puede surgir también en los cristales de las soluciones sólidas debido a la diferencia entre las dimensiones de los átomos y a la interrelación química entre los átomos del mismo género y de géneros diferentes, que componen la solución.

Las piezas de acero austenítico al manganeso, de forma general, se encuentran sometidas durante el trabajo al impacto repetido de alta energía. Este surge como resultado de contactos de cuerpos como fragmentos metálicos, rocas, minerales u otras sustancias; que acompañados de determinada velocidad, originan choques intermitentes contra la pieza.

La destrucción de la pieza según Sarkar, se produce por la transferencia de energía cinética de un cuerpo simple, sobre una superficie de extensión apreciable. Este efecto produce deformación superficial y subsuperficial del material, que altera su forma, sus dimensiones, y los estados tensionales a nivel de la red cristalina. Todos estos fenómenos pueden provocar la fractura por fatiga debido a los impactos repetidos.

Guliáev plantea que; la durabilidad de una pieza caracteriza a la rotura que se produce, no por acción de una carga sino de muchas, originándose en cada una de ellas una microdestrucción. Tal es el caso de los procesos de destrucción paulatina, como son, el desgaste abrasivo, la fatiga y la fluencia. Durante el proceso de fatiga por impacto, cuando el material es deformado por encima del límite de fluencia (σ_{02}), se desarrolla una deformación plástica, en la que se puede provocar la aparición de una microgrieta. En la zona cercana a la misma, la cantidad de metal deformado plásticamente es considerable.

La magnitud de la deformación plástica depende, de la restricción a que es sometido el material deformado plásticamente (granos con acritud) por el metal que lo rodea, y que permanece en estado elástico (granos indicadores). El nivel de tensionamiento del metal que no ha sido deformado plásticamente (granos indicadores), lo caracterizan, según Cullity, las tensiones residuales de primer género. Es por ello, que la magnitud de las tensiones residuales, después de la deformación plástica, serán un indicador del estado tensional de la pieza durante la primera etapa de la destrucción por fatiga denominada **Período de Iniciación de la Grieta**.

La fatiga superficial se relaciona fundamentalmente con estados tensionales del tipo plano. Es decir, aquellos donde no existen tensiones normales a la superficie de la pieza. Los valores de tensiones en la red cristalina, se verán influenciados por la adición de elementos de aleación, que someten el enrejado cristalino a cargas de tracción y compresión (las cuales actuarán en el mismo sentido o en sentido contrario a las provocadas por los desplazamientos de los cristales), y cuyos átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones.

Según Alfonso, el control de las tensiones de primer género tiene una gran importancia práctica, ya que permite elevar considerablemente la seguridad de las instalaciones, máquinas y mecanismos, durante su explotación.

El investigador ruso Chumlyakov, realizó en 1998, un estudio de difracción por Rayos X, donde se determinó la influencia de la temperatura en los valores de las tensiones de primer género (tanto normales como tangenciales), en monocristales de acero Hadfield (%C = 1,1; %Mn = 13). A temperatura ambiente, el valor promedio de las tensiones normales durante el ensayo de compresión dinámica fue de 1000 Mpa, y las tensiones tangenciales alcanzaron un valor promedio de 300 MPa. No se estudió en este caso, la influencia de los elementos de aleación en el acero Hadfield.

Después de realizar una profunda revisión bibliográfica, el autor de este trabajo no detectó referencias, que abordaran el estudio de las tensiones residuales por Rayos X en depósitos de soldadura de aceros austeníticos al manganeso tipo Hadfield, de los grupos AWS: E - FeMn, E - FeMnCr y E - FeMnCrNi. Solamente en los trabajos de Chumlyakov, se realizó un estudio de este tipo, en aceros pertenecientes al grupo de los aceros Hadfield. Sin embargo, el mismo se realizó a partir de monocristales obtenidos en condiciones de laboratorio, cuyas condiciones de enfriamiento (velocidades extremadamente lentas), difieren diametralmente de las de los cordones de soldadura de acero austenítico (enfriamiento rápido en agua).

Tampoco en este estudio, se aborda la influencia que sobre el valor de las tensiones residuales, presentan los elementos de aleación en los depósitos de soldadura obtenidos de los electrodos de relleno por soldadura de los grupos AWS: E - FeMnCr y E - FeMnCrNi, debido a que la aleación estudiada se corresponde con la composición química del acero ASM A - 128.

CAPÍTULO – III.

Estudio experimental del autor acerca del mecanismo de endurecimiento de los aceros austeníticos al manganeso (Hadfield) resistentes al impacto aleados al Cr.

3.1 Determinación de tensiones residuales de primer género de depósitos soldados de acero austenítico al manganeso (Hadfield).

En el presente capítulo, el cual forma parte de un conjunto de investigaciones desarrolladas por el autor en relación con el mecanismo de endurecimiento del acero Hadfield, mediante el empleo de la difracción de Rayos X se pudo determinar el valor de las tensiones de primer género tanto normales como tangenciales de cordones de soldadura de acero austenítico al manganeso, así como la influencia que ejercían las concentraciones de Cr en las mismas. Aparece además incluido en este artículo el modelo estadístico – matemático que relaciona la influencia de la variación de la composición química del Cr con las tensiones de primer género de la red cristalina del metal deformado plásticamente.

Este trabajo persiguió el objetivo de determinar la influencia del elemento de aleación Cr en el valor de las tensiones de primer género (o macrotensiones) que aparecen en depósitos de soldadura de acero austenítico al manganeso cuando son sometidos a deformación plástica por impacto. Los métodos de rayos X para determinar las tensiones residuales se fundamentan en la medición exacta de los períodos de las redes cristalinas; las investigaciones se ejecutan sin necesidad de destruir las piezas y las tensiones se miden en capas superficiales muy finas de metal.

La determinación del valor de las tensiones de primer género permitió obtener el modelo estadístico matemático que relaciona la influencia de la variación de las concentraciones de cromo en dicha variable.

Durante el trabajo se realizó la determinación de las tensiones de primer género a tres grupos de probetas, cada uno de los cuales posee una composición química que se

corresponde con las reflejadas en la tabla N 3.1. Estas composiciones químicas se corresponden con los valores normalizados en la norma AWS A5. 13. 80.

TABLA 3.1: Composición química promedio determinada a través del ensayo de composición química (AWS A5. 13. 80).

ELECTRODO	%C	%Mn	%Cr
M	0,81	14,14	0,07
R	0,81	14,09	4,08
C	0,82	14,06	2,07

La forma de las probetas que aparece reflejada en (Torres, 2002) permitió eliminar la influencia que la variación de la forma de las mismas pudiera traer en los resultados experimentales (Figura 3.1). En esa misma referencia aparece descrito el diseño experimental mediante el cual se desarrolló el trabajo investigativo.

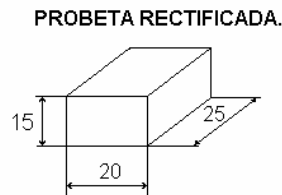


Figura 3.1: Configuración final de las probetas del estudio experimental.

Para la medición del incremento de las tensiones producto del trabajo de impacto se utilizó la metodología que prevé el empleo de muestra patrón, descrita en (Barret, 1957; Cullity, 1967, Alfonso y Martin, 2000; Buraya, 2000; Lectures Notes, 2000). Según esta, para determinar por Rayos X la suma de las tensiones principales normales de primer género existentes en el plano de la superficie se necesitan dos difractogramas, uno del material libre de tensiones y otro del mismo, tensionado. En el caso del presente estudio se tomó como muestra patrón el depósito sin golpear (tres probetas) y como muestras tensionadas, probetas de ese mismo tipo de depósito golpeadas con Energía de Golpeo Acumulativa (Ega) de 916,3Nm. La Energía de Golpeo Acumulada Ega se define como:

Energía de golpeo acumulada (Ega en Nm): Energía de golpeo total a la que es sometida la probeta para una Energía de Golpeo Unitaria (Egu en Nm) constante. Es el resultado de multiplicar este valor de energía por el número de golpes suministrado a la pieza.

$$E_{ga} = E_{gu} \bullet N_g \quad (1)$$

Siendo:

Energía de golpeo unitaria (E_{gu}): Energía constante de impacto en Nm con la cual se golpea la pieza en un golpe de la masa batiente del martinete de caída libre.

Número de golpes (N_g): Número de golpes repetidos dados a la pieza para una energía de golpeo unitaria dada.

Si bien el depósito sin golpear presenta tensiones de las cuales se desconoce su origen y magnitud, dado al carácter relativo del cálculo de las tensiones, se puede considerar como muestra patrón. En este caso de acuerdo a la bibliografía lo que en realidad se determina durante el experimento es la variación que sufren los parámetros de la red cristalina y la suma de las tensiones principales que esta deformación genera a través de la deformación de los planos cristalinos. Este procedimiento se aplicó para cada uno de los tipos de depósitos con tres corridas del experimento.

De acuerdo a las citadas fuentes, el espaciado de los planos reticulares paralelos a la superficie cambiará de **do** (valor cuando no hay tensiones) a **df** (valor cuando hay tensionamiento), por lo que el valor de la deformación de la red cristalina se puede determinar a través de la siguiente expresión:

$$\varepsilon = \frac{(df - do)}{do} \quad (2)$$

Por tanto a partir de las mediciones de **do** y **df** se puede determinar la suma de las tensiones principales normales de primer género (2).

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu} \bullet \left(\frac{df - do}{do} \right) \quad (3)$$

Donde:

$\sigma_1 + \sigma_2$: **Suma de las tensiones normales principales de primer género (MPa).**

E: Módulo de Elasticidad Normal de Young (205800 MPa para el acero).

ν : Coeficiente de Poisson (0,3).

do: Distancia interplanar de la muestra patrón.

df: Distancia interplanar de la muestra tensionada.

Las distancias interplanares se calculan según (Barret, 1957; Cullity, 1967, Alfonso y Martin, 2000; Buraya, 2000; Lectures Notes, 2000) empleando la expresión de Bragg (2.7) a partir de los ángulos (θ) calculados mediante (4).

$$n \bullet \lambda = 2d \bullet \sin \theta \quad (4)$$

Donde:

n: Orden de reflexión ($n = 1$, debido a que el equipo registra los Rayos X reflejados en las reflexiones de primer orden).

λ : Longitud de onda de los Rayos X emitidos (0,179021 nm para lámparas de cobalto).

d: Distancia interplanar (nm).

θ : Ángulo de reflexión del rayo reflejado.

Durante el análisis cualitativo de los patrones de difracción se detectó que en aquellas muestras que fueron golpeadas el valor angular del centroide del pico tomado en todos los casos para el análisis cuantitativo (reflexión (111) entre 49° y 52°) aumentaba. En los Anexos se muestra un ejemplo del comportamiento del aumento del valor del ángulo 2θ en los difractogramas (Ver Figuras 3.2 y 3.3).

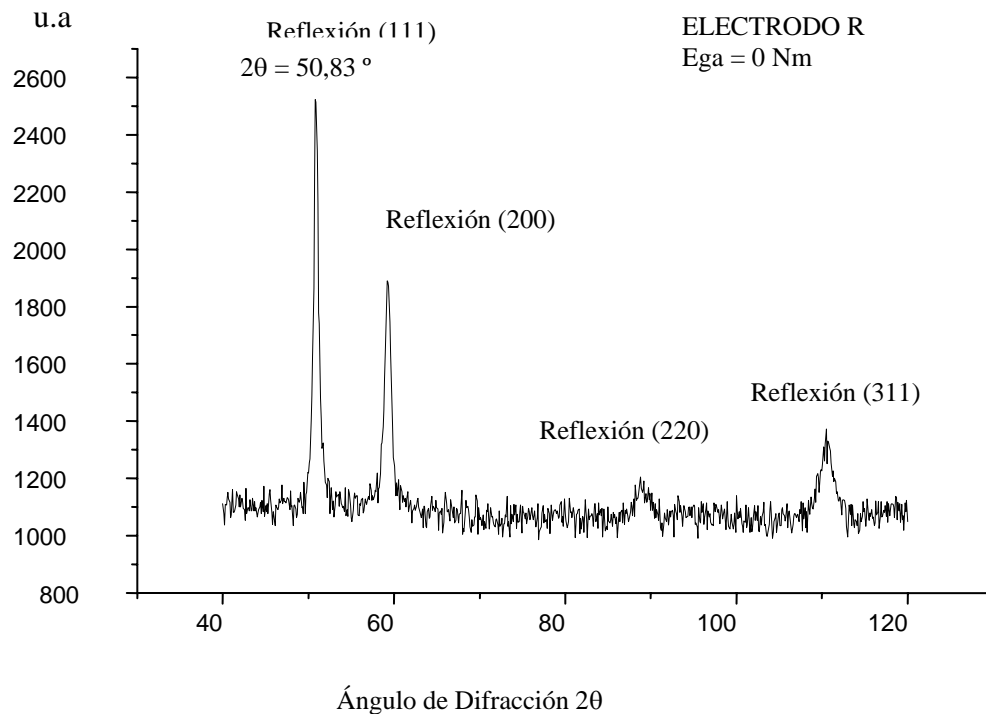


Figura 3.2: Difractograma del depósito del electrodo R sin golpeo (Ega = 0 Nm).

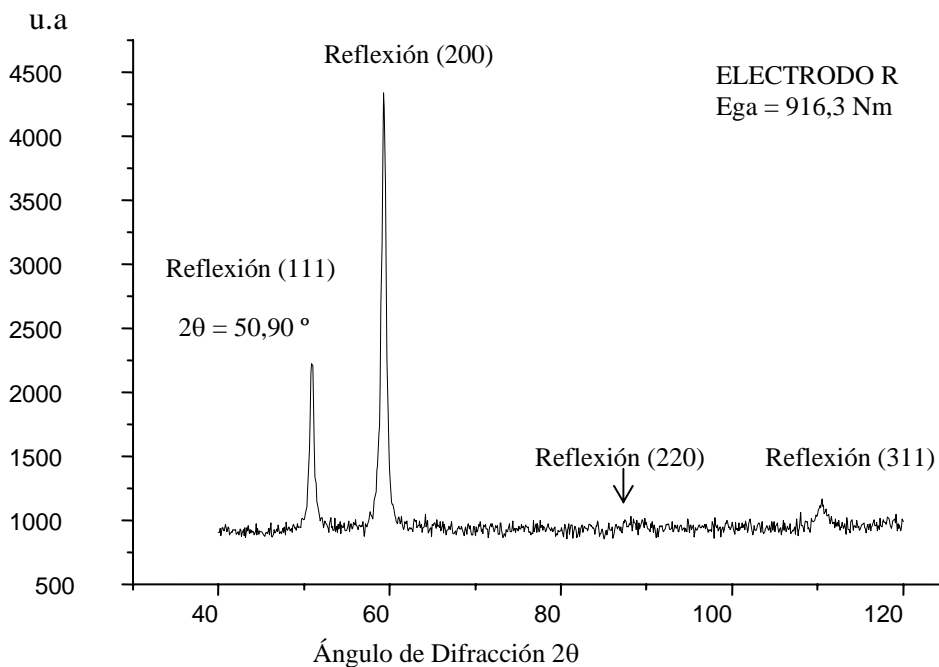


Figura 3.3: Difractograma del depósito del electrodo R golpeado con (Ega = 916,3 Nm).

Este desplazamiento de los picos hacia mayores valores angulares indicaba un aumento de las tensiones normales de primer género. Este incremento de las tensiones se comprobó posteriormente durante el cálculo de las tensiones a partir de los difractogramas. El valor del ángulo aumentaba en todos los depósitos golpeados en la misma medida que se incrementaba el valor de la Energía de Golpeo Acumulada. El procesamiento de los difractogramas se realizó mediante la utilización de (ICDD, 1997).

Para la determinación del ángulo de Bragg se utilizó el software Origin 5.0 Profesional, el cual permite determinar este parámetro a partir del difractograma ajustando la curva del pico a una función matemática adecuada. El ajuste de curva del pico del difractograma se realizó a través de la función Gaussiana. El mayor error de ajuste de la curva del difractograma a la función Gaussiana ofrecido por el programa de computación fue de $0,007^\circ$ para el valor del ángulo 2θ .

Al obtener los valores de tensiones (ver Figura 3.4) se modeló estadísticamente, a través del análisis de regresión, la influencia del Cromo en el comportamiento de las variables del estado tensional en las muestras. La variable independiente para el análisis de regresión fue el valor de composición química en porcentos del cromo. Se establecieron como niveles de este elemento 0,07%, 2,07% y 4,09% correspondientes a los electrodos M, C y R respectivamente.

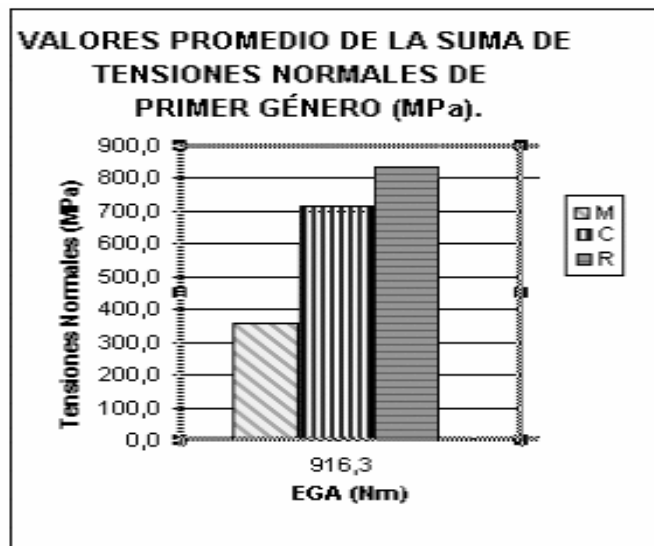


Figura 3.4: Comportamiento de los valores promedio de Suma de las Tensiones principales de Primer Género (MPa).

Al analizar el modelo experimental obtenido (Expresión 5) se demostró que al ser sometidos a impacto dinámico con un valor de Ega de 916,3Nm el aumento del contenido de Cromo trae consigo un aumento del valor de la suma de las tensiones normales principales, en los depósitos tipo Hadfield que presenten la composición química, especificada en el diseño experimental. Este aumento tiene lugar siguiendo una ley curvilínea característica del modelo tipo raíz cuadrada de X, con un coeficiente de correlación (R) de 0,99 (Ver Figura 3.5). Para llevar a cabo el análisis de regresión de tensiones se tomaron los valores numéricos modulares de las tensiones calculadas a través de (3). El signo negativo obtenido en la expresión (3) sólo indica en este caso que las tensiones actuantes son de compresión. Este modelo cumplió con todos los requerimientos exigidos desde el punto de vista estadístico para su validación.

Expresión matemática del modelo estadístico de Suma de las Tensiones Normales Principales de 1º Género (MPa) con respecto al contenido de Cr (%).

$$\bar{\sigma} = 294,615 + 278,053 \cdot \sqrt{\%Cr} \quad (5)$$

Donde:

σ : Valor de la suma de las tensiones principales normales de primer género (MPa).

$\%Cr$: Concentración de cromo en porcientos en los depósitos soldados de aceros de acero austenítico al manganeso.

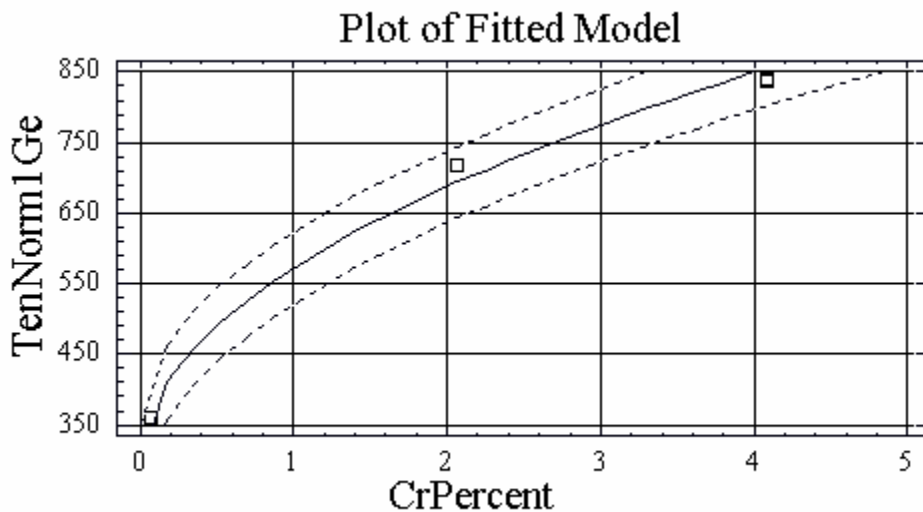


Figura 3.5: Gráfico del modelo de Suma de las Tensiones Principales de Primer Género en dependencia del contenido de cromo.

De acuerdo a (Callister, 1999; Bayoumi et al, 1995; Gulíáev, 1985, Buraya, 2001) los átomos disueltos por sustitución y por inserción, provocan deformaciones de la red alrededor de ellas. En esa red deformada interactúan los átomos disueltos y las dislocaciones, y como resultado de este fenómeno, la presencia de átomos extraños, frena el desplazamiento de las dislocaciones durante la deformación plástica.

Un átomo que forme soluciones sólidas por sustitución, más pequeño que el átomo base de la red (Fe $R_a = 1,27 \text{ \AA}$), ejerce tensiones de tracción en el enrejado cristalino. Un elemento de aleación que se ajusta a esta condición, es el níquel ($R_a = 1,24 \text{ \AA}$). De manera contraria, un átomo mayor que el del metal disolvente, comprime la red cristalina (forma tensiones de compresión). Dentro de los elementos de aleación más utilizados en las aleaciones Hadfield este papel lo juegan el manganeso ($R_a = 1,31 \text{ \AA}$) y el cromo ($R_a = 1,28 \text{ \AA}$).

Una dislocación en cuña es el equivalente al resultado de insertar un plano extra de átomos, vertical y extendiéndose hasta el plano de deslizamiento, pero no por debajo de él. Es por ello que la región que queda por encima de dicho plano y en las proximidades de la dislocación se encuentra a compresión, mientras que la situada por debajo está a tracción.

Cottrell ha indicado que la energía de deformación resultante puede crecer si disminuye naturalmente el parámetro reticular de la región comprimida o aumenta el de la sometida a tracción. Esto puede ocurrir si en una solución sólida se produce una segregación local, los átomos intersticiales, o los de sustitución muy grandes, aumentan su proporción en la parte sometida a esfuerzos de tracción o si los que producen al disolverse una disminución del parámetro se acumulan en la región comprimida (ver Figuras 1.3, 1.4, y 1.5). Así puede alcanzarse un equilibrio en la concentración de átomos de solutos de tal naturaleza que para una concentración de 10^{12} dislocaciones por cm^2 basta el 0,1% de átomos solutos para suministrar uno a cada dislocación, y en el estado de recocido, con menor densidad de dislocaciones, se encuentran átomos extraños suficientes para satisfacer la tendencia a la segregación aun en metales purísimos.

Cuando se fuerza a una dislocación rodeada de su atmósfera de átomos de soluto segregados sobre ella, a moverse rápidamente sólo se puede conseguir tal fin a expensas de proporcionar la energía suficiente para arrancar la dislocación de su atmósfera. Si no

se logra esto, solo puede conseguirse un movimiento fácil de la dislocación cuando la velocidad de desplazamiento de esta sea del mismo orden que la de difusión de los átomos de su atmósfera.

En el caso de las aleaciones Hadfield, el Cromo presenta una elevada tendencia a la segregación sobre las dislocaciones, porque al constituir un elemento alfégeno (que estabiliza la red cúbica centrada en el cuerpo en las aleaciones Fe – C), tiene menor afinidad con la red austenítica prevaleciente en los aceros austeníticos al manganeso. Es por ello que nunca los átomos de Cromo se colocan en las posiciones de equilibrio de la red de la austenita, sino que se sitúan en las zonas de compresión de las dislocaciones presentes en el metal.

El manganeso, elemento ganmágeno (que estabiliza la red cúbica centrada en las caras en las aleaciones Fe – C), a pesar de presentar un radio atómico mayor que el del hierro, no presenta esta tendencia porque al ser la red cristalina del acero de tipo austenítico, el manganeso se disuelve en la red de la austenita, situándose en las posiciones de equilibrio del enrejado de manera coherente.

Es por esa razón que al aumentar el contenido de Cromo en la aleación del depósito, aumentará también el número de átomos segregados sobre las dislocaciones, lo cual constituye un freno para el desplazamiento de las mismas. Al ser sometidos a compresión dinámica, el incremento del contenido de cromo segregado eleva el número de dislocaciones frenadas.

Este frenaje se comprobó a través de la medición del semiancho físico del pico de los difractogramas. Se comprobó para la reflexión (111), que cuando las muestras fueron sometidas a compresión dinámica con una Energía de Golpeo Acumulada (Ega) de 916,3Nm, el semiancho físico del máximo de intensidad relativa (pico) aumentó de 0,57° a 1,10°, cuando el contenido de Cromo varió entre 0,07 y 4,08. El aumento de este parámetro indica un incremento en la densidad de dislocaciones del metal.

A través de la difracción por Rayos X se pudo obtener el valor de las tensiones de Primer Género presentes en los depósitos soldados de acero austenítico al manganeso, cuando son sometidos a deformación plástica por impacto mediante el ensayo de compresión dinámica. Cuando los depósitos de acero austenítico al manganeso cuya composición química sea (C% = 0,8 – 1,2; Mn% = 14 – 16; Cr% = 0 – 4%) son

sometidos a compresión dinámica con una Ega de 916,3Nm, el cromo, cuyos contenidos varían entre 0,07% y 4,08%, contribuye a elevar el valor de las tensiones de primer género de 359,75 MPa a 838,54 MPa. Este efecto se debe a la elevada tendencia del Cromo a segregarse sobre las dislocaciones en forma de atmósferas de Cottrell.

Se obtuvo el modelo estadístico matemático que relaciona la variación del Cromo con el valor de las tensiones residuales de Primer Género, de los depósitos soldados de acero austenítico al alto manganeso, cuyas composiciones químicas se corresponden con las establecidas en el presente trabajo ($C\% = 0,8$; $Mn\% = 14$; $Cr\% = 0 - 4$), cuando son sometidos a compresión dinámica con una Ega de 916,3Nm

BIBLIOGRAFÍA.

1. ALFONSO BRINDIS, ELENO; MARTIN ALFONSO, JORGE. Aplicación de la Ley de Wolf – Bragg en la determinación de las tensiones residuales de primer género. Memorias del II Taller Internacional de Didáctica de la Física “DIDACFISU’ 2000”. Universidad de Matanzas “Camilo Cienfuegos”. 2000. 7p.
2. ALVAREZ GARCÍA, EMILIO, GONZÁLEZ RODRÍGUEZ, JOSE MARIO. Máquina para el estudio del desgaste abrasivo en pares tribológicos. Construcción de Maquinarias. UCLV. Año 20. N°2. Mayo – Agosto. 1995. p 69 – 76.
3. ANDO, FUJIMOTO; KIMATA, SEKIGUCHI; TAKEUCHI, HIROKAZU. Prevention of microfissures in Austenitic Manganese Steel weldment. 1978031.htm. Prevention in Services. Failures in Welded Structures Webb Site. Enero del 2000. Disponible en la World Wide Web. < ASM. Aceros al manganeso austeníticos. Aleación de Manganeso. htm. Junio de 2000. Disponible en la World Wide Web. < <http://www.ASM.org>>
4. ASM. ASM Handbook. Volume 11. Atlas of phase equilibria in ternary alloys microstructures. The Materials Information Society. ASM International. United States of America. 1992.
5. ASM. ASM Handbook. Volume 9. Atlas of microstructures. The Materials Information Society. ASM International. United States of America. 1992. <http://www.metallography.com/bboard/forum.html>>
6. A.S.T.M. Atlas of microstructures. A.S.T.M. Editions . New York . 1988 .
7. AWS. AWS A5. 21. 80. Surfacing rods and electrodes. American Welding Society. United States of America. Julio del 2000. Disponible en la World Wide Web. <<http://www.amweld.org>>
8. BARRET, CHARLES. Estructura de los metales – 1 ed -. Editorial Aguilar. Madrid. 1957. 838p.
9. BELYASHIN, P.A; MOTUS, E.P; TARLINSKY, V.D. Increase in weldability of High Manganese cast Steel. Khimicheshoci Neftyanoe Mashinostronie. Moscú. Marzo 1990. p 23 - 25.
10. BORTONI, O; TIMERMAN, R; ROSAS, E. Recuperación de componentes desgastados mediante procesos de soldadura por arco, automático y semiautomático.

- Latin American Welding Congress. Vol 2. Río de Janeiro. Brasil, abril 1992. p 1355 - 1371.
11. BURAYA, DA BAK. Cristal Structure Analisis. Department of Metallurgical and Materials Engineering. Materials Science and Engineering (3 – 0) 3. Febrero de 2001. Disponible en la World Wide Web. <http://euclid.ii.metu.edu.tr/~mete222/index.htm>
 12. CALLISTER, WILLIAM D. Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc., 1999. 8195 pp. ISBN 0-471-32013-7
 13. CHUMLYAKOV, YU. I; et al. Plastic deformation in single crystal of Hadfield Steel. Physiscs - Doklady. Vol. 43. N°7. 1998. p 415 - 418.
 14. C.I.M.E. Grupo Nacional para la Recuperación de Piezas. Manual de recuperación de piezas – 1 ed -. C.I.M.E. La Habana. 1993.
 15. CULLITY, B D. Elements of X – Ray Diffraction. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. Instituto Cubano del Libro. Ediciones Revolucionarias. La Habana. 1967. 514p.
 16. DAHL, BENT; MOGART, BJORN. Reparación de carriles mediante soldadura a pie de obra. Revista “Soldaduras y tecnologías de unión”. CESOL. N°17. Septiembre – Octubre 1992. 8 p.
 17. ELGUN, SERDAR Z. Plastic Deformation. Página Web. Última actualización Septiembre 18, 1999. Disponible en la Wide World Web. <http://info.lu.farmingdale.edu/depts/met/met205/index.html>
 18. ESAB. Selectrode. Los electrodos especiales para la recuperación de piezas. E.S.A.B. Catálogo industrial. 1999. 4 p.
 19. ESAB. Lo que todo representante y distribuidor de ESAB debe saber. ESAB. Machinery Division. Göteborg. Sweden. Suecia.1989. p 83 – 97.
 20. EUTECTIC & CASTOLIN. Soldadura de mantenimiento preventivo y restauración. Manual de Reparaciones. Instituto Eutectic & Castolin . Corporation. México DF. 1998. 900 p.
 21. ICDD. Powder Diffraction Files (PDF). International Center for Diffraction Data (ICDD), 1997. 200 p

22. INFRA. Manual de electrodos para soldar. Electrodos Infra. Catálogo industrial. México D.F. 1998. 50 p.
23. I.P.S.J.A.E. Grupo Científico Técnico de Recuperación de Piezas. Recuperación de piezas. Curso de Postgrado – 1 ed -. I.P.S.J.A.E. La Habana. 1991. 149 p.
24. KD. Catálogo de electrodos recubiertos de soldadura eléctrica por arco. KD. Compañía anónima de electrodos. Catálogo industrial. Barcelona. 1999. 67 p.
25. KOBE STEEL. Kobe Steel welding consumables. Kobe Steel, LTD. Catálogo Industrial. Kobe. 1999. 89 p.
26. KOSEL, J.H; BLAU P.J; LAW, B.R. Microindentation techniques in Materials Sciencies and Engineering. American Society for Testing and Materials. ASTM. STP Editions. 1986. 327 p.
27. KRAWITZ, AARON. Stress meeasurement. Consultada en Junio de 2002.
Disponible en la World Wide Web en
<http://www.chemistry.gatech.edu/faculty/wilkinson/MSE3010_notes/slides/Stressmeasurement6up.pdf>
28. LALONDE, DAVID. Austenitic Manganese Steel. 508.htm. Expert Metallography Forum Webb Site. Colocada en 1997. Consultada en febrero del 2000. Disponible en la World Wide Web.
< <http://www.metallography.com/bboard/forum.html>>
29. LALONDE, DAVID. Presence of carbides Austenitic Manganese Steel. 849.htm. Expert Metallography Forum Webb Site. Colocada en 1998. Consultada en febrero del 2000. Disponible en la World Wide Web.
<<http://www.metallography.com/bboard/forum.html>>
30. MARTÍNEZ, E; GOYOS, L. Aleaciones austeníticas resistentes al desgaste y a esfuerzos de impacto. Construcción de Maquinaria. UCLV. VillaClara. Cuba. 1989.
31. NC 04-10.72. Norma cubana. Ensayo de dureza Brinell en materiales metálicos. Comité Estatal de Normalización. La Habana. 1972.
32. NC 04-10.72. Norma cubana. Ensayo de dureza Vickers en materiales metálicos. Hierro fundido y acero. Comité Estatal de Normalización. La Habana. 1972.

33. NC 04-75.86. Norma Cubana. Ensayo de materiales. Preparación de la probeta y selección de muestras para la determinación de la composición química. Comité Estatal de Normalización. La Habana. 1986.
34. NC 04-63.85. Norma cubana. Ensayo de materiales. Uniones soldadas. Métodos para la determinación de la dureza. Comité Estatal de Normalización. La Habana. 1985.
35. NC 08-17.86. Norma cubana. Soldadura. Soldadura por fusión. Clasificación de defectos. Comité Estatal de Normalización. La Habana. 1980.
36. PERMANA, M S; SURATMAN, R. Effect of solution treatment on Hadfield's Steel Microstructures. University of Pasundan. West Java. Indonesia. 2001. Disponible en la World Wide Web <http://www.maxpages.com/msper2000/A1_Alloy>
37. PREOBRAZHENSKY, B. Mediciones Termotécnicas. Editorial Mir. Moscú. 1980.
38. MANGANESE CENTRE. Manganese in powder metallurgy alloys. Manganese Centre, Paris, 1998. 53 p.
39. MUREX. Arc consumables. Including Gas Filler Materials. Murez Welding Products Limited. Catálogo industrial. England. 1998. 73 p.
40. SAMUELS, L.E; BLAU, P.J; LAW, B.R. Microindentation techniques in Materials Sciences and Engineering. American Society for Testing and Materials – 1 ed -. ASTM. STP Editions. 1986.
41. SOUDOMETAL. Welding Consumables for joining, surfacing, and hardfacing. Soudometal. Catálogo industrial. Bruselas. 1997. 120 p.
42. SUBRAMANYAN, D K; SWANZIGER, A E; AVERY, H S. Austenitic Manganese Steel. ASTM. Specialty Steel and Heat Resistant Alloys. ASTM Handbook. USA. 1999. pag 822 – 840.
43. UMESH, S. Austenitic Manganese Steel. 844.htm. Expert Metallography Forum Webb Site. febrero del 1997. Disponible en la World Wide Web.
< <http://www.metallography.com/bboard/forum.html> >
44. UTP. Soldaduras especiales para fabricación, reparación y mantenimiento. Catálogo industrial. Ediciones Académicas Clavería S.A. Mexico D.F. 1999. 90 p.
45. VANDER VOORT, GEORGE. Several applications of Tint Etching. Advanced Material and Processes. Publicado en la www en 2000. Disponible en la World Wide Web.

<<http://www.metallography.com/etching/tint.htm>>

46. WESTRICH, R.M; BLAU P.J; LAW, B.R. Microindentation techniques in Materials Sciences and Engineering. American Society for Testing and Materials – 1 ed -. ASTM. STP Editions. 1986.

47. X RAYS DIFFRACTION. Application note 202. Parallel beam X Ray Diffraction Geometry for stress and texture Analysis. X Rays Optical System. Inc. Albany New York. 1999. Disponible en la World Wide Web en

<<http://www.xrayoptics.com/appnotes/app202.pdf> >