



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

**EFEECTO DE LAS CONDICIONES DE
PROCESO EN LA MICROESTRUCTURA,
PROPIEDADES MECÁNICAS Y DE
IMPACTO EN UNIONES SOLDADAS CON
ALAMBRE TUBULAR**

Gabriel Israel Brito

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“Prof. Jorge A. Sabato”**

**Efecto de las condiciones de proceso en la microestructura,
propiedades mecánicas y de impacto en uniones soldadas
con alambre tubular (*)**

por Ing. Gabriel Israel Brito

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION CAC

Directora

Ing. Teresa Pérez

(*) Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

**República Argentina
2007**

*A mi salvador Jesucristo
por darme una razón para vivir
A Papá, Mamá, Berni y Eli*

AGRADECIMIENTOS

El autor agradece a todos los que directa o indirectamente ofrecieron su colaboración para la ejecución de este trabajo, en particular:

A Dios quién hizo que todo sea posible y a mi Familia por su permanente apoyo.

Especial agradecimiento a mi directora Teresa Pérez por su enorme dedicación, capacidad, paciencia y compromiso desplegado a lo largo de todo este trabajo. Realmente fue una gran experiencia haber trabajado junto a ella.

A Gustavo Parrón quién, a través de Techint S.A., ofreció el apoyo financiero y logístico para hacer posible esta tesis. Incluyendo también en el agradecimiento al director del Departamento de Soldadura-Materiales, Gustavo Guaytima, de Techint S.A. "TEPGE" junto a todo el grupo y al soldador Gabriel Correa quién tan hábilmente realizó los cupones.

Para todo el personal del "Centro de Investigación Industria" CINI (Siderca) que de una u otra forma pudo ofrecer su colaboración.

A Alicia Sarce (Directora de la carrera de Posgrados en el Instituto Sábato) por su permanente disposición para ofrecer colaboración, a María Inés Luppo que brindó su apoyo incondicional para realizar los estudios en el microscópio electrónico de transmisión y al personal del Departamento de Materiales en el Centro Atómico Constituyentes "CNEA" por facilitar la preparación de las probetas.

INDICE

RESUMEN.....	6
Capítulo 1: INTRODUCCIÓN.....	7
Capítulo 2: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	9
2.1- El proceso Flux Cored Arc Welding	
2.1.1-Descripción del proceso FCAW.....	9
2.1.2-Equipos.....	13
2.2-Metalurgia de la Soldadura	
2.2.1- Macroestructura.....	15
2.2.2- Microestructuras presentes en el metal de soldadura.....	17
2.3-Influencia de los elementos de aleación en la microestructura y propiedades mecánicas	
2.3.1-Influencia del manganeso.....	23
2.3.2-Influencia del silicio.....	24
2.3.3-Influencia del carbono y nitrógeno.....	24
2.3.4-Influencia del níquel.....	25
2.3.5-Influencia del boro-titanio.....	25
2.3.6-Influencia del vanadio.....	26
2.3.7-Influencia del niobio.....	27
2.4-Tratamiento térmico post-soldadura.....	28
2.5-Mecanismos de fragilización durante los tratamientos térmicos post-soldadura	
2.5.1-Fragilización a causa de la formación de carburos.....	30
2.5.2-Fragilización debido al crecimiento de carburos.....	32
2.5.3-Fragilización por revenido.....	33
Referencias.....	36
Capítulo 3: MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	39
3.1- Materiales empleados.....	39
3.2- Condiciones de soldadura estudiadas.....	40
3.3- Elaboración de los procedimientos de soldadura. Preparación de los cupones y soldadura.....	40
3.4- Ensayos no destructivos.....	44
3.5- Tratamiento térmico post-soldadura.....	44
3.6- Análisis de composición química.....	45
3.7- Análisis macroestructural.....	46

3.8- Análisis microestructural.....	46
3.9 Ensayos mecánicos	
3.9.1- Microdureza Vickers.....	49
3.9.2- Ensayo de Tracción.....	49
3.9.3- Ensayo de Impacto.....	51
3.9.4-Ensayo de CTOD.....	52
Capítulo 4: RESULTADOS.....	56
4.1- Cupones soldados.....	56
4.2- Composición química.....	57
4.3-1 Cuantificación Macroestructural.....	59
4.3-2 Cuantificación Microestructural.....	61
4.4- Estudio inclusionario.....	65
4.5- Estudio de precipitados por TEM.....	68
4.6- Propiedades mecánicas	
4.6.1- Microdureza Vickers.....	69
4.6.2- Ensayo de tracción.....	70
4.6.3- Ensayo de Charpy.....	72
4.7- Ensayo de CTOD.....	76
4.8-Tratamiento térmico de restitución de propiedades y ensayo Charpy a -30°C.....	82
Capítulo 5: DISCUSIÓN.....	84
CONCLUSIONES.....	86
Anexo A Procedimientos de soldadura .Registro de variables durante el proceso de soldadura.....	87
Anexo B Ensayos CTOD, datos carga durante la apertura.....	90

RESUMEN

Actualmente existe una gran tendencia a utilizar aportes de soldadura en forma de alambres tubulares rutilicos. Las aplicaciones de los mismos son muy amplias en diferentes industrias, mostrando un uso importante en componentes de estructuras offshore, ya que ofrecen numerosas ventajas, fundamentalmente operatividad y altos rendimientos.

La principal desventaja de estos alambres es la pérdida de tenacidad luego de aplicar un tratamiento térmico post-soldadura. Para muchas aplicaciones se requieren tiempos de tratamiento térmico y valores de impacto elevados, que resultan difíciles de satisfacer.

Con el objetivo de estudiar las causas del deterioro observado en las propiedades de impacto se diseñó un plan de tesis que involucraba la evaluación de distintos alambres tubulares rutilicos.

Fueron estudiaron tres tipos de alambres tubulares rutilicos de distinta composición, todos de 1.2 mm de diámetro. Dentro de las variables operativas analizadas se pueden mencionar: el calor aportado, la composición química del alambre, la cantidad de pasadas por capa y el efecto del tratamiento térmico.

Se analizaron las microestructuras de las distintas soldaduras usando equipos de microscopía óptica, electrónica de barrido y transmisión (SEM y TEM). Además se determinaron las propiedades mecánicas y las curvas de tenacidad para los cupones estudiados. Se evaluaron distintos mecanismos de fragilización luego del tratamiento térmico.

Se observó que el tratamiento térmico produce una caída en el valor de la tensión de fluencia y resistencia máxima a la tracción para todas las probetas ensayadas.

Uno de los alambres estudiados (E81T1-Ni1MJ) soldado con bajo calor aportado mostró las mejores propiedades de impacto antes y después del tratamiento térmico post-soldadura.

Los resultados obtenidos indican que el mecanismo actuante en el deterioro de las propiedades de impacto, luego del tratamiento térmico de alivio de tensiones, es la fragilización por precipitación y crecimiento de carburos.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La presente tesis se ha desarrollado con el objetivo de estudiar el efecto de distintas variables operativas del proceso de electrodo tubular en las características macroestructurales, microestructurales y propiedades mecánicas de juntas soldadas realizadas con distintos tipos de alambres tubulares rutilicos. Particularmente el análisis se centró en determinar las causas que producen una pérdida de tenacidad luego de que tales juntas son sometidas a un tratamiento térmico post-soldadura (PWHT).

Estos alambres son muy versátiles ya que permiten obtener una amplia variedad de depósitos, con diferentes composiciones químicas y adecuadas propiedades mecánicas para soldaduras en toda posición. Como ventajas se pueden mencionar:

- Metal de soldadura depositado de alta calidad.
- Excelente apariencia (soldaduras suaves y uniformes).
- Alto factor de operatividad (fácilmente automatizable).
- Alta velocidad de deposición (alta densidad de corriente).
- Ingeniería de diseño de juntas económica.
- Arco visible (fácil de utilizar).
- Velocidad de deposición hasta 4 veces mayor que el electrodo revestido (SMAW).
- Alta tolerancia a contaminantes que puedan producir fisuración.
- Resistencia a la fisuración bajo cordón.

Todo esto hace que la comprensión de sus características metalúrgicas tanto macro como microestructurales, junto con las propiedades mecánicas sea relevante para las aplicaciones que tienen actualmente dentro de la industria naval, petrolera (plataformas submarinas), civil, etc. Siendo todas aplicaciones donde las estructuras están sujetas a diversos fenómenos naturales que exigen una alta tenacidad para sus componentes.

La problemática de la disminución de la tenacidad de uniones soldadas luego de un tratamiento de relevado de tensiones es de importancia para la aplicación de estos alambres, tal como lo demuestran estudios encarados por distintos fabricantes de consumibles. En dichos trabajos se proponen como posibles mecanismos el "endurecimiento secundario" y la "fragilización por revenido" no descartando la presencia de otros mecanismos. A la fecha no se

ha establecido claramente cual o cuales son las causas, es por ello que este trabajo se enfoca en el estudio de los mecanismos actuantes y sus causas más probables.

En la evaluación de las características microestructurales se realizaron estudios metalográficos en las dos condiciones de soldadura, como soldado y luego de un tratamiento térmico de relevado de tensiones. Para ello se utilizó un microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido (SEM) y microscopio electrónico de transmisión (TEM). También se determinó la microdureza en las distintas zonas de las uniones soldadas utilizándose un microdurómetro de banco con tal fin. A su vez se evaluaron las propiedades mecánicas y la tenacidad mediante ensayos de: Tracción, Charpy y CTOD, para ambas condiciones de tratamiento térmico. Finalmente se realizó un tratamiento térmico adicional en el cupón E81T1-Ni1J soldado con alto calor aportado, con el objetivo de evidenciar la presencia del mecanismo de fragilización por revenido.

Previo a la preparación y confección de todos los cupones de soldadura se realizaron los respectivos procedimientos de soldadura y los planos constructivos de todas las probetas. Para todos los aportes se registraron los parámetros de tensión, corriente y velocidad de avance.

Aparte de la presente introducción, la tesis consta de cuatro capítulos y dos anexos. En el segundo capítulo se efectuó una revisión bibliográfica con la información disponible respecto a las características de estos alambres, efecto de distintas variables de proceso en la macro y microestructura de uniones soldadas, y mecanismos propuestos para el fenómeno de pérdida de ductilidad luego del tratamiento post soldadura. En el tercer capítulo se describe el procedimiento experimental, en el cuarto se exponen resultados obtenidos y finalmente en el quinto capítulo se efectúa la discusión para luego resumir las conclusiones más relevantes.

CAPÍTULO 2

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1-El proceso "Flux Cored Arc Welding"

2.1.1-Descripción del proceso FCAW

La soldadura por arco eléctrico con alambres tubulares (FCAW) es un proceso que utiliza un electrodo continuo metálico. El proceso tiene una protección proveniente del fundente contenido en el interior del electrodo tubular, con o sin protección adicional provista por una fuente externa de gas.

La clasificación de los alambres tubulares está relacionada con el tipo de relleno en su interior, éstos pueden ser: con elementos escorificantes ácidos, elementos escorificantes básicos y sin elementos escorificantes o metal cored wires cuyo relleno es de tipo metálico.

Desarrollos recientes en electrodos FCAW con protección gaseosa, especialmente en pequeños diámetros y para toda posición, aumentaron la utilización de estos consumibles en aplicaciones que requieren bajos niveles de hidrógeno difusible y propiedades de impacto mejoradas. Sin embargo, a pesar de la exitosa aplicación de los alambres tubulares (con escoria ácida, básica y ácida-básica) todavía se necesitaba una mejora en el proceso. Se requería lograr tanto altas velocidades de deposición como elevada eficiencia de transferencia. La clave era obtener la buena productividad de los alambres tubulares con escoria manteniendo la eficiencia de transferencia que tienen los alambres macizos, así se obtuvieron los alambres tubulares *metal-cored* (MCW).

Los alambres *metal-cored* no poseen escoria y tienen algunas características constructivas similares a los tubulares con escoria. Los MCW contienen principalmente polvo de hierro, desoxidantes, denitrificantes y elementos de aleación en el relleno, con poco o ningún elemento formador de escoria (en general menos del 5%). Dado que son más económicos (en los grados aleados) y fácilmente disponibles que los alambres macizos, constituyen una alternativa para su remplazo. Cuando se los utiliza en el proceso Gas Metal Arc Welding (GMAW) los electrodos metal-cored pueden producir un arco más estable con mejor geometría de cordón que los alambres macizos, dejando sólo pequeñas islas de productos de desoxidación sobre el cordón.

Existen dos tipos de alambres tubulares en cuanto al proceso de fabricación, con junta y sin junta (en la figura 2.1 se muestra una sección transversal para ambos casos). Los alambres tubulares sin junta son cobreados, a diferencia de los aquellos con junta que tienen una superficie oxidada (oscura) o brillante dependiendo del fabricante. La relación de llenado es el peso del relleno expresado en porcentaje del peso total del alambre, para los alambres con junta cerrada a tope (figura 2.1-B) la relación de llenado varía entre 18 y 24%, mientras que para los cerrados a solape (figura 2.1-C) oscila entre 30 y 45%. Para los alambres sin junta (figura 2.1-A) la relación de llenado varía entre 12 y 14%. Altas relaciones de llenado permiten tener una mayor cantidad de elementos de aleación en el relleno y poseen una mayor velocidad de deposición.(1)

Las funciones que cumple el relleno son:

- 1- Actuar como desoxidante y denitrificante. Como el nitrógeno y el oxígeno pueden causar porosidad y fragilidad se adicionan al flux manganeso y silicio.
- 2- Formar escoria que flote sobre el metal fundido protegiéndolo de la atmosfera durante la solidificación. Cabe aclarar que en los *metal-cored* no se aplica esta función dado que no poseen escoria.
- 3- Actuar como estabilizador del arco y reducir el salpicado.
- 4 -Agregar elementos de aleación al metal de soldadura para incrementar la resistencia y proveer de otras propiedades deseables al metal soldado.
- 5- Suministrar una atmósfera protectora. A su vez, el gas suministrado externamente es usado para garantizar una absoluta protección gaseosa, generalmente se usa 100%CO₂ o una mezcla Ar-CO₂.

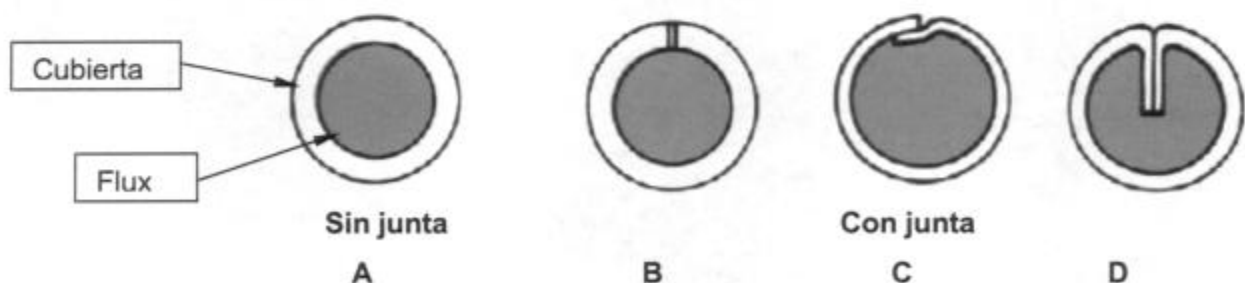


Figura 2.1. Sección transversal de alambres tubulares con junta y sin junta.(2)

La tecnología más comúnmente usada en la fabricación de alambres tubulares se representa en la figura 2.2. Corresponde a alambres tubulares con junta que son fabricados con un fleje de acero conformado en forma de U; para luego ser llenado con una cierta cantidad de relleno granular (materiales escorificantes y/o elementos de aleación). Luego el fleje se cierra obteniéndose la forma circular comprimiendo el material de relleno. Finalmente la sección del tubo es reducida aún más hasta la dimensión final y luego se lo enrolla en bobinas.

En cuanto a la tecnología utilizada para la fabricación de los alambres sin junta, ésta se basa en un tubo que es llenado con los polvos que forman el relleno y luego es trefilado a través de matrices que lo llevan al diámetro final. Dado que no tiene junta este tipo de alambre requiere el mismo tratamiento electrolítico de cobreado que los alambres macizos.

En cuanto al tipo de relleno, los alambres que producen escoria ácida (rutilicos) son los más comúnmente utilizados, siendo el dióxido de titanio (TiO_2) el principal componente de su relleno junto con el SiO_2 y MnO . Además se agregan al relleno, otros formadores de escoria, estabilizadores de arco, desoxidantes y elementos de aleación. En la tabla 2.1 se puede ver los elementos comúnmente incorporados en el relleno de estos alambres. Los alambres con relleno básico contienen un sistema de escoria de carbonato de calcio (CaCO_3) y fluorita de calcio (CaF_2). Estos componentes no son fácilmente ionizables por lo que la transferencia es globular y muchas veces irregular. Estos electrodos generalmente producen transferencia globular y son difíciles de utilizar para soldaduras en posición.

Varios grados de los alambres tubulares desarrollados se utilizan satisfactoriamente para la soldadura de aceros al carbono estándar, aceros al carbono de alto límite de fluencia (HY) y de alta resistencia con baja aleación (HSLA).

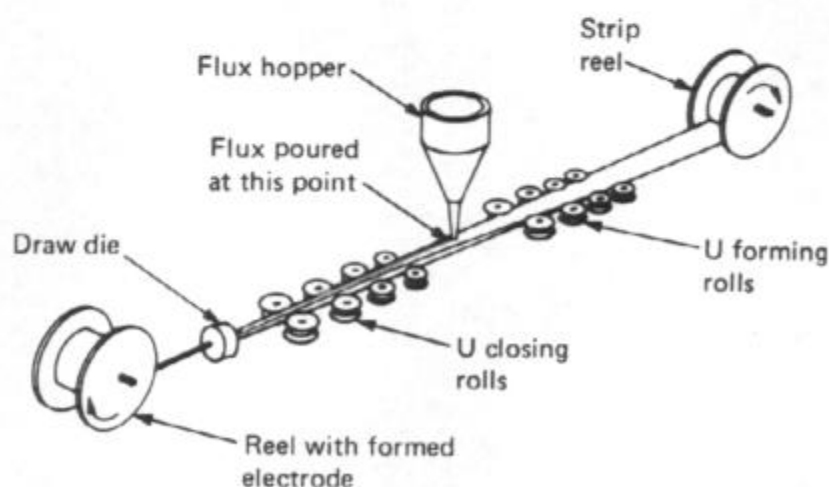


Figura 2.2. Esquema del proceso de fabricación del alambre tubular con junta.(3)

Elemento	Usualmente presente como	Función que cumple
Aluminio	Polvo metálico	Desoxidante, denitrificante
Calcio	Minerales tales como CaF_2 , CaCO_3	Genera protección, forma escoria
Carbono	Elemento en ferroaleaciones de ferromanganeso.	Aumenta resistencia y dureza
Cromo	Ferroaleación o polvo metálico	Aleación para mejorar la resistencia al creep, dureza y resistencia a la corrosión
Hierro	Ferroaleación o polvo de Fe	Metal base o elemento de aleación
Manganeso	Ferroaleación de ferromanganeso o polvo metálico	Desoxidante, evita fisuración en caliente por la combinación con sulfuros formando MnS , forma escoria, incrementa la dureza y resistencia
Molibdeno	Ferroaleación	Aleación para incrementar la dureza y resistencia, en los aceros inoxidable austeníticos mejora la resistencia a la corrosión por pitting.
Níquel	Polvo metálico	Aumenta la dureza, resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión
Potasio	Minerales	Estabiliza el arco y forma escoria
Silicio	Ferroaleaciones tales como ferrosilicio o silicomanganeso, minerales de silicato	Desoxidante y forma escoria
Sodio	Minerales	Estabiliza el arco, forma escoria
Titanio	Ferroaleación y/o mineral (el rutilo)	Desoxidante y denitrificante, forma escoria, estabiliza el carbono en algunos aceros inoxidables
Zirconio	Óxido o polvo metálico	Desoxidante y denitrificante, forma escoria
Vanadio	Óxido o polvo metálico	Aumenta la resistencia

Tabla 2.1. Elementos comunes presentes en el relleno de los alambres tubulares.(4)

En la figura 2.3 se puede ver un esquema del proceso FCAW con protección gaseosa.

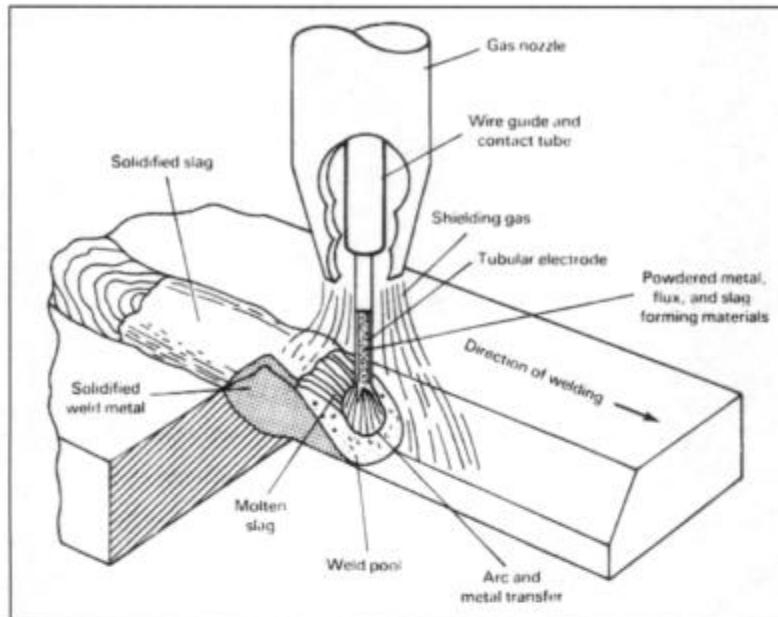


Figura 2.3. Esquema del proceso FCAW con protección gaseosa.(3)

2.1.2-Equipos

La fuente de poder recomendada es de corriente continua con característica externa de tensión constante, similar a la usada para el proceso GMAW. En la figura 2.4 se puede ver un esquema de la característica externa de la fuente de corriente continua de tensión constante.

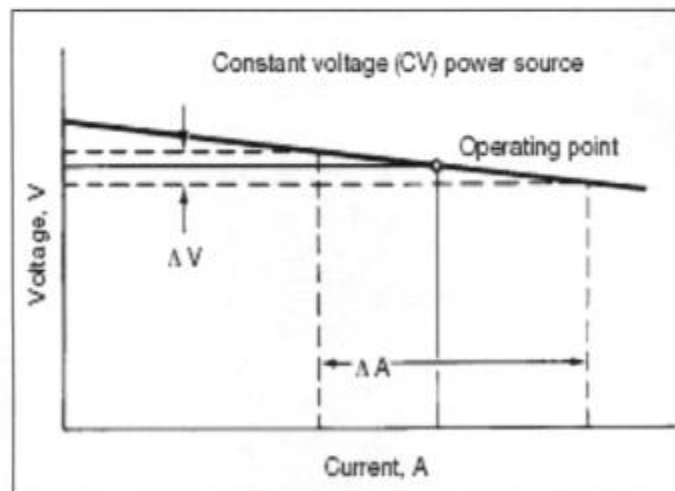


Figura 2.4. Esquema del tipo de fuente usada en el proceso FCAW.(4)

La mayoría de las aplicaciones semiautomáticas utilizan menos de 500 A. El control de voltaje debe ser capaz de ajustar en incrementos de 1 volt o menores. A su vez, cuenta con un alimentador de alambre, cuyo propósito es suministrar alambre en forma continua al arco de soldadura a una velocidad constante, previamente ajustada. La velocidad a la que se alimenta el alambre determina la corriente de soldadura que una fuente de poder de tensión constante

proveerá. Si la velocidad de alimentación del alambre es cambiada, la máquina automáticamente se ajusta para mantener el voltaje de arco fijado previamente.

Las torchas proveen el contacto interno con el electrodo que conduce la corriente de soldadura. La aplicación de la corriente de soldadura y la alimentación del alambre se controlan con un gatillo ubicado en la torcha que puede ser refrigerada por aire o agua. En general las refrigeradas por agua pueden soportar mayores corrientes de trabajo.

En los casos en que el proceso FCAW cuenta con protección gaseosa es necesaria una fuente externa de gas, un regulador de presión, un caudalímetro y las mangueras con conectores.

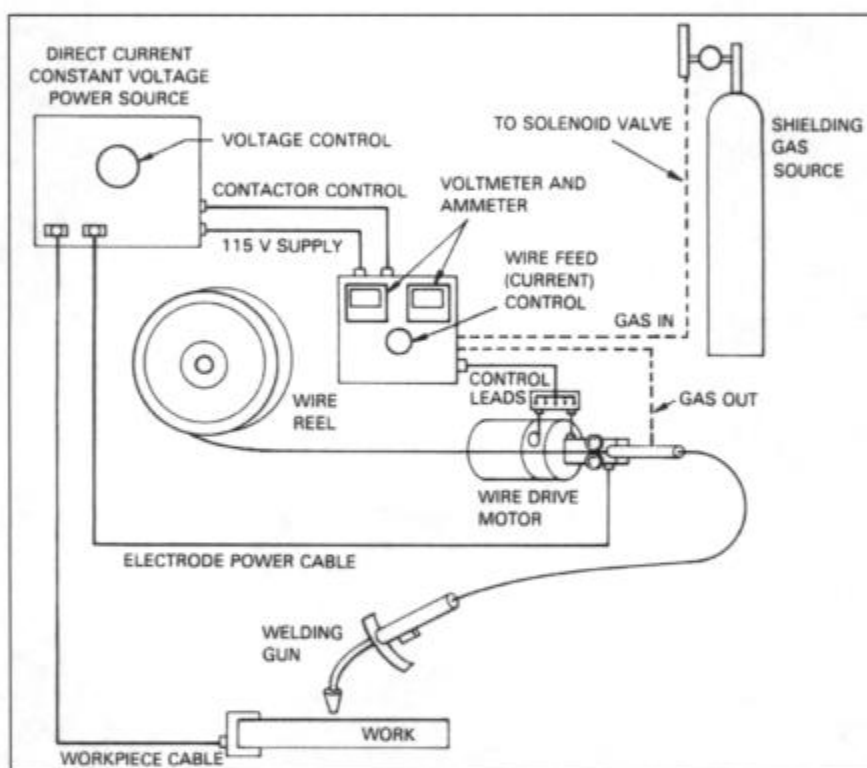


Figura 2.5. Esquema del equipo FCAW.(3)

Dado que al utilizar CO_2 los reguladores pueden congelarse fácilmente y obstruir el paso del gas de protección, debe disponerse de calefactores para evitar el problema. Se requiere que el CO_2 tenga una pureza mínima de 99.8%, ya que pequeñas cantidades de humedad pueden resultar en porosidad o absorción de hidrógeno en el metal de soldadura. El punto de rocío a una atmósfera de presión debe ser de -51°C . En el caso de que se use una mezcla de Ar- CO_2 la pureza del argón deberá ser como mínimo del 99.997% y el punto de rocío, a una atmósfera, de -60°C (5). La denominación según AWS para una mezcla 75%Ar-25% CO_2 es: SG-AC-25.

2.2-Metalurgia de la soldadura

2.2.1 Macroestructura

En la macroestructura de una soldadura multipasadas se pueden identificar las siguientes zonas (figura 2.6 y 2.7).

1. Zona columnar.
2. Zona afectada por el calor entre pasadas.
3. Zona afectada por el calor en el metal base (ZAC).
4. Zona fundida no mezclada.
5. Zona parcialmente fundida.

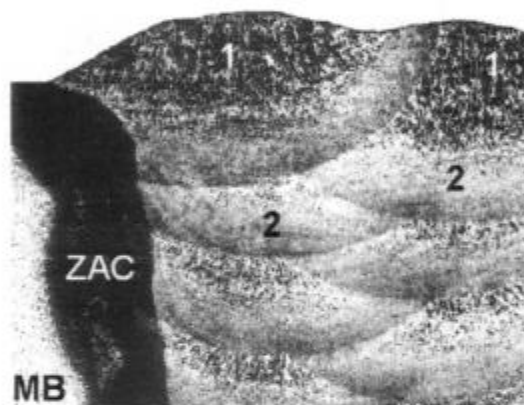


Figura 2.6. Macroestructura de un metal soldado. 1: granos columnares, 2: granos equiaxiales, ZAC: zona afectada por el calor, MB: material base.

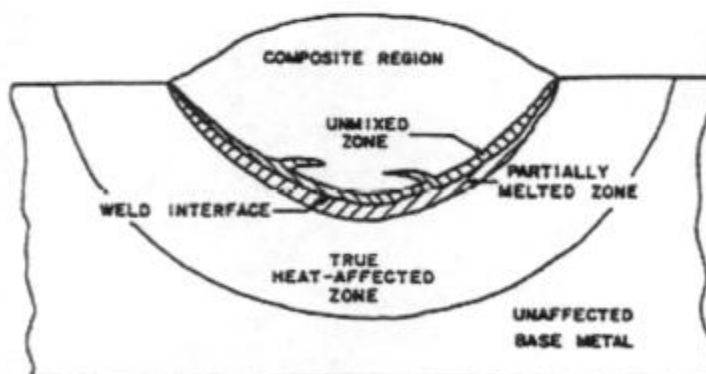


Figura 2.7. Zonas en un cordón de soldadura.(6)

A continuación se describen brevemente las cinco zonas mencionadas:

Zona columnar: En una soldadura la solidificación comienza a partir de los granos parcialmente fundidos de metal base que son perfectamente mojados por el líquido. El

crecimiento del sólido se realiza con la misma orientación cristalina de los granos del metal base parcialmente fundido, ello recibe el nombre de crecimiento epitaxial (ver figura 2.8).

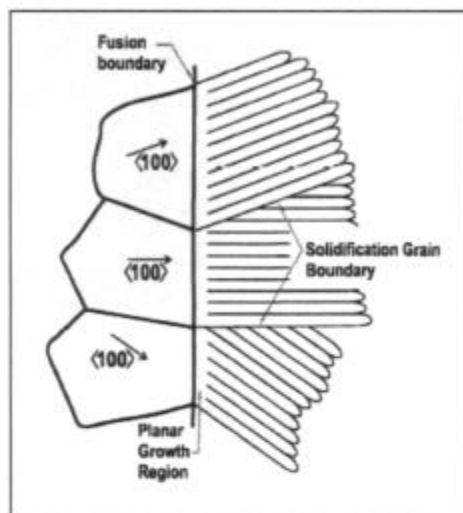


Figura 2.8. Crecimiento epitaxial.

Durante el crecimiento de los granos originados epitaxialmente se produce una selección en la que sobreviven los que tienen su dirección de crecimiento más paralela a la dirección de extracción de calor, a expensas de otros peor orientados. Como resultado se genera la característica textura correspondiente a las estructuras *columnares* que son las que presentan una continua disminución del número de granos desde la línea de fusión hacia el centro del cordón.

Zona equiaxial: El efecto de las transformaciones de fase en estado sólido puede enmascarar el mecanismo de crecimiento epitaxial al aparecer nuevos granos producto de los procesos de calentamiento y posterior enfriamiento de las pasadas sucesivas. En una soldadura multipasada, una nueva pasada genera una zona denominada *equiaxial* o *recristalizada*. En esta zona parte del material de la pasada anterior no llega a fundirse, pero se calienta lo suficiente para sufrir transformaciones de fase en estado sólido, durante el calentamiento y posterior enfriamiento, generando nuevos granos (ver figura 2.9).

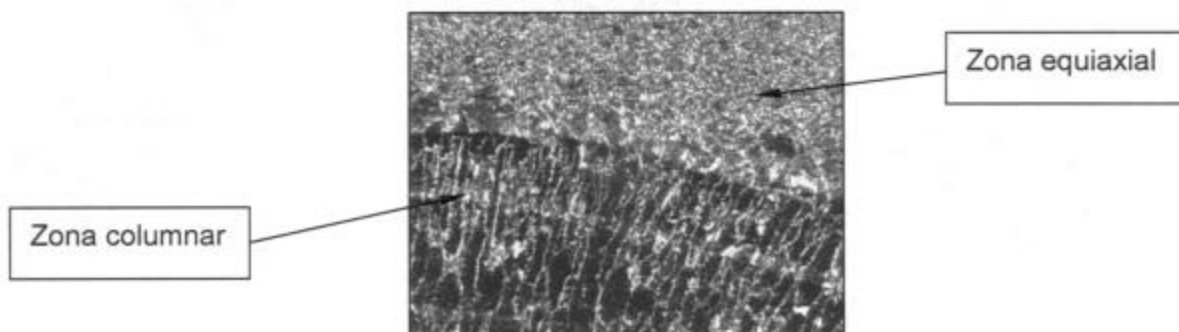


Figura 2.9. Zona columnar y equiaxial.

Zona afectada por el calor (ZAC): Es aquella porción de metal base que no ha sido fundido, pero cuyas propiedades mecánicas y microestructura han sido alteradas por el calor aportado durante la soldadura. Se puede considerar a la ZAC como la región comprendida entre el borde de la zona totalmente fundida y un punto donde no hay cambios microestructurales detectables producto de los ciclos térmicos asociados con la soldadura. En un acero de bajo carbono y baja aleación, durante el calentamiento, esta zona sufre, al igual que la zona recristalizada entre pasadas, transformaciones de fase en estado sólido. Parte del material se calienta lo suficiente para transformarse en austenita y durante el posterior enfriamiento se generan distintas morfologías de ferrita y carburos (ferrita-perlita, bainita, martensita) dependiendo del ciclo térmico en cada punto, de la composición del material y del tamaño de grano austenítico alcanzado en el calentamiento. Más lejos de la línea de fusión, y en el extremo de la ZAC, puede tener lugar un crecimiento de precipitados.

Zona fundida no mezclada: Es la región correspondiente al metal base fundido, perteneciente a la capa laminar que no llegó a mezclarse con el baño metálico formado por los metales de aporte y base. Esta zona aparece debido a la erosión que provoca el avance del metal líquido durante el proceso de soldadura.

Zona parcialmente fundida: La definición de ZAC es adecuada cuando se utiliza un microscopio de bajo poder, pero con más aumentos es posible observar en la región vecina a la línea de fusión una zona fundida parcialmente. En esta zona fases de menor punto de fusión llegan al estado líquido mientras el grueso del material permanece en estado sólido.

2.2.2- Microestructuras presentes en el metal de soldadura de aceros de bajo carbono y baja aleación

Cuando el metal de soldadura transforma, durante el enfriamiento, se obtienen distintas microestructuras. Debido a que aún no se conocen con exactitud los mecanismos que originan algunas de éstas microestructuras, existe discusión; si a esto le sumamos la diversidad de terminología existente en la literatura utilizada para la clasificación, esto crea un panorama confuso a la hora de identificar y nombrar dichas microestructuras.

Por ello en la década de los 80 el Instituto Internacional de Soldadura (IIW) definió un conjunto de microestructuras que son posibles diferenciar, junto a una metodología que permite realizar la identificación y cuantificación de los constituyentes microestructurales del metal de soldadura con bajo contenido de carbono y de baja aleación (8).

Ferrita (PF)

Puede presentarse en dos formas: como ferrita en borde de grano PF(G) y ferrita poligonal PF(I), que pueden cuantificarse separadamente, a criterio de operador.

- 1.PF(G): ferrita (venas o granos poligonales) asociada con los bordes de grano de la austenita.
- 2.PF(I): grano de ferrita, en general poligonal, ubicado intergranularmente, siendo mayor que aproximadamente tres veces el ancho medio de la ferrita acicular (AF) o ferrita con segundas fases alineadas FS(A) circundante.

Ferrita en borde de grano PF(G)

Estos son los primeros cristales de ferrita formados. Crecen generalmente desde los bordes de grano austenítico (ver figura 2.10 y 2.11) hacia ambos granos de austenita con interfaz ligeramente curvada. Dado que este crecimiento requiere de la difusión de carbono hacia la austenita y dentro de los granos ferrítico ya formados, es posible que se generen bordes de subgranos constituidos por dislocaciones creadas a causa de los cambios de volumen durante la transformación. Esta subestructura de los cristales formados puede favorecer la precipitación localizada.

La ferrita en borde de grano tiene poca resistencia al clivaje por su tamaño grande. Se puede observar entre estos granos, perlita e impurezas segregadas que reducen la resistencia a la fractura.

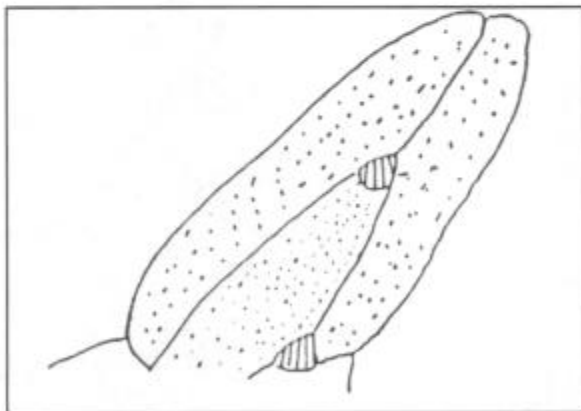


Figura 2.10.

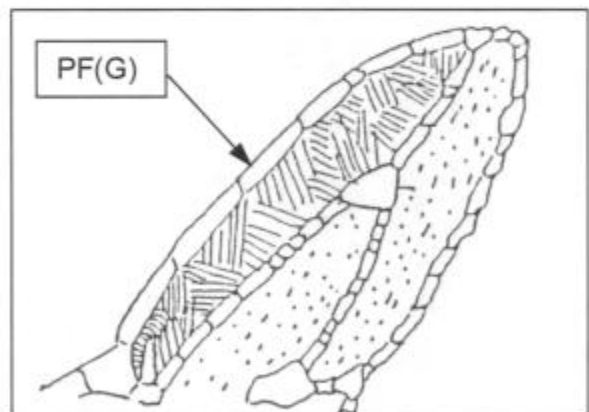


Figura 2.11.

Formación de la ferrita en borde de grano.(7)

Ferrita poligonal PF(I)

Si el tamaño de los granos austeníticos es suficientemente grande respecto a los cristales de ferrita que crecen desde el borde de grano, el carbono reyectado no podrá alcanzar por difusión el centro de los granos austeníticos. Aún cuando la velocidad de nucleación sea menor en el interior de los granos, debido al suficiente tiempo disponible pueden formarse algunos núcleos. Estos pueden crecer con dos morfologías: ferrita poligonal (ver figura 2.12) o acicular. La primera, también denominada ferrita en bloques o idiomórfica es la menos frecuente debido a que las bajas temperaturas favorecen el crecimiento de placas o agujas, esto se debe a que la gran energía libre disponible para crear la interfaz austenita-ferrita y las cortas distancias requeridas bajo estas condiciones, favorecen a esta última morfología de crecimiento.

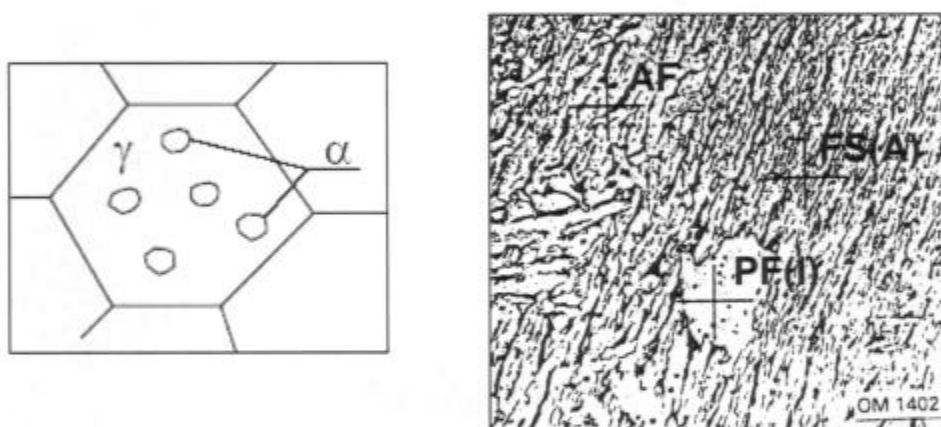


Figura 2.12. Morfología de la ferrita poligonal. α: PF(I) (8)

Ferrita acicular (AF)

Esta denominación corresponde al tipo más frecuente de ferrita encontrada como producto de la descomposición de la austenita en el metal de soldadura de aceros al carbono-manganeso y de baja aleación. Durante el enfriamiento del cordón de soldadura, al aumentar el grado de subenfriamiento continuo se incrementa la velocidad de nucleación dentro de los granos austeníticos y es posible generar una gran cantidad de partículas de ferrita por unidad de volumen, a esta fina estructura de ferrita que ocupa todo el centro del grano austenítico se lo denomina ferrita acicular (ver figura 2.13). El término acicular significa que tiene la forma de agujas, sin embargo está generalmente aceptado que la ferrita acicular tiene en tres dimensiones una morfología de delgadas placas lenticulares. La ferrita acicular se caracteriza por su fino tamaño de grano, alta densidad de dislocaciones y bordes de grano de alto ángulo. El comportamiento mecánico de esta estructura resulta el más conveniente por el excelente balance entre la resistencia a la tracción y al impacto.

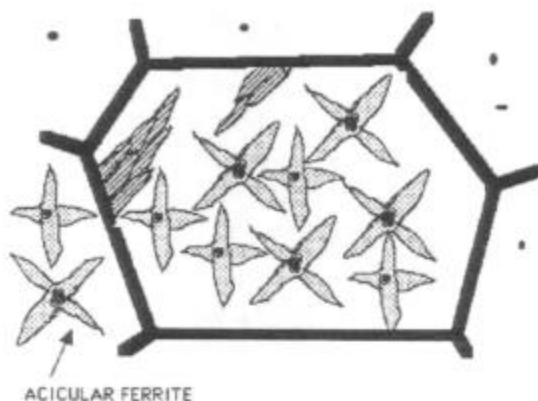


Figura 2.13. Morfología de la ferrita acicular.(9)

Ferrita con segundas fases alineadas FS(A)

Se las clasifica como tal cuando se visualizan dos o más placas mutuamente alineadas con una pequeña diferencia en el plano de hábito, dando la característica morfología de aguja que tiene la ferrita Widmanstatten. Si sólo existen placas paralelas, se clasificarán como ferrita con segundas fases alineadas FS(A) en el caso que la relación largo/ancho sea mayor de 4:1. En caso contrario (relación largo/ancho menor de 4:1) se considerarán como ferrita acicular (AF) o simplemente ferrita (F).

La morfología de la ferrita del tipo de placas o agujas, que crece tanto a partir de los bordes de grano como desde la ferrita en borde de grano, puede ser explicada en forma similar al crecimiento dendrítico durante la solidificación. Esta estructura es más abundante cuando los granos de austenita son grandes y las velocidades de enfriamiento altas. Con granos finos de austenita y bajas velocidades sólo se forman agujas aisladas de ferrita en medio de una estructura poligonal de ferrita-perlita. Un incremento en la velocidad de enfriamiento aumenta la proporción de placas.

Las ferrita del tipo placas (ver figura 2.14) forma monocristales con una densidad baja de dislocaciones distribuidas al azar, esta característica y su tamaño de grano relativamente grande hacen que las propiedades mecánicas no sean las deseables en el metal de soldadura.



Figura 2.14. Morfología de las placas laterales.(8)

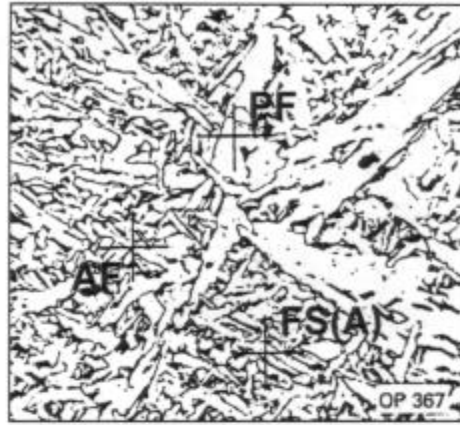


Figura 2.14. Morfología de las placas laterales.(8)

Ferrita con segundas fases no alineadas FS(NA)

La ferrita con segundas fases no alineadas está formada por ferrita rodeando completamente a "microfases" (carburos o el constituyente austenita-martensita) aproximadamente equiaxial o distribuidas aleatoriamente. También es posible clasificarlas como tal en el caso de encontrar láminas aisladas de ferrita acicular (ver figura 2.15).(8)

En la literatura no hay mucha información sobre éste microconstituyente, su identificación depende del grado de aumento con que se ve una micrografía y del entrenamiento que tenga el metalógrafo para reconocerla dentro de los granos columnares.

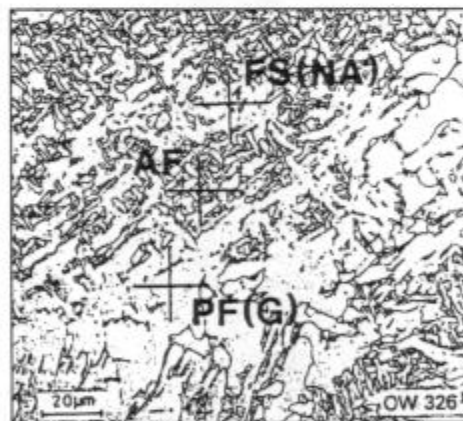


Figura 2.15. Ferrita con segundas fases no alineadas FS (NA).(8)

Agregado de ferrita y carburos (FC)

Corresponde a perlita, bainita inferior y zonas de ferrita con carburos que se forman durante la descomposición de la austenita rica en carbono reyectado por la ferrita transformada

a elevada temperatura (ver figura 2.16). Para los metales de soldadura de bajo carbono y baja aleación, esos constituyentes aparecen en tan pequeñas cantidades que cuando son observados con microscopía óptica (ataque nital 2%) forman áreas oscurecidas en la microestructura, siendo difícil su identificación

La bainita es un constituyente de los aceros que se forma por descomposición de la austenita dentro de un rango de temperaturas localizado entre el campo de la formación de ferrita, perlita y el de formación de martensita. Este constituyente consiste en el agregado de ferrita acicular y carburos.

La *bainita inferior*, que se obtiene por debajo de los 350°C está formada por carburos precipitados a partir de la ferrita sobresaturada en carbono. Estos carburos están orientados con un ángulo de aproximadamente 60°C con respecto del eje de las placas ferríticas. En general las puntas de las placas ferríticas aparecen libres de carburos. Los bordes laterales de las placas, generalmente planos, están en contacto con los carburos. La ferrita permanece saturada en carbono. Esta estructura es difícil de diferenciar de una martensita de alto carbono revenida, aunque esta última presenta carburos precipitados en más de una dirección y contiene un gran número de maclas.



Figura 2.16. Agregado de ferrita y carburos (FC).(8)

Martensita (M)

Martensita es un término genérico utilizado para denominar a las estructuras formadas por una transformación de fases sin difusión. La fase original y la fase producto tienen una relación cristalográfica definida. El movimiento de átomos es cooperativo y causa un cambio en la forma de la región transformada. La definición de transformación martensítica cubre un amplio rango de formas resultantes, subestructuras y estructura cristalina.

En aceros está asociada al templado de la austenita. Un rápido enfriamiento es necesario para impedir que se descomponga la austenita por difusión. La temperatura a la cual comienza la transformación se denomina M_s y M_f a la temperatura a la cual concluye.

Muchas transformaciones martensíticas dan como resultado una morfología que consiste en unidades del tipo de bandas (lath). Estas unidades martensíticas que se forman como bandas se agrupan en grandes bloques. A esta estructura generalmente se la denomina *martensita lath o masiva* (figura 2.17). Este tipo de martensita se forma en aceros de bajo y medio carbono, aceros maraging y aceros inoxidable. La martensita también puede presentarse como placas lenticulares individuales denominadas como *martensita maclada*, acicular, o de alto carbono.



Figura 2.17. Morfología de la martensita M.(8)

2.3- Influencia de los elementos de aleación en la microestructura y propiedades mecánicas del metal de soldadura

Los estudios sistemáticos respecto del efecto de aleantes sobre la microestructura encontrados en la literatura están fundamentalmente orientados a soldadura con electrodo revestido o por arco sumergido, siendo más escasa la bibliografía sobre tubulares.

2.3.1- Influencia del manganeso

El Mn reduce la frecuencia de nucleación de la ferrita en borde de grano en el rango 600-800°C, promoviendo la aparición de ferrita acicular fina.

Estudiando variaciones entre 0,6 y 1,8% en electrodos revestidos, Evans (10) llega a conclusiones equivalentes en lo referente a incremento de la ferrita acicular y la reducción de

ferrita en borde de grano y componentes intermedios; observa, además, una reducción del tamaño de grano de la zona afectada por el calor (ZAC) entre pasadas. El máximo de resiliencia se produce a 1,5% Mn, lo cual indica que a partir de ese valor comienza a ser importante el efecto de endurecimiento por solución sólida.(11)

2.3.2- Influencia del silicio

El efecto del Si es habitualmente estudiado junto al del Mn, pues ambos elementos son desoxidantes. El potencial desoxidante del Si resulta 3, 8 a 4 veces mayor que el del Mn, es decir, es cuatro veces más efectivo en la reducción del tenor de oxígeno. En lo referente a su influencia sobre la microestructura aumenta el contenido de ferrita acicular, siendo más marcado el efecto para bajos contenidos de Mn (0.6% vs 1.4% Mn); se incrementa el porcentaje de segundas fases (austenita o martensita/austenita). En la zona recristalizada el tamaño de grano no se modifica pero aumenta el tenor de segundas fases y cambia gradualmente su morfología.(11)

El efecto sobre la resiliencia puede explicarse como la resultante de cuatro factores; dos positivos: aumento del contenido de ferrita acicular, disminución del contenido de carburos, y dos perjudiciales: endurecimiento por solución sólida y aumento del porcentaje de austenita retenida. Evans encontró que contenidos entre 0,2 y 0,9% de Si disminuyen la resiliencia, pero considera que puede admitirse hasta un 0,5% de Si si se optimiza el Mn.(12)

2.3.3- Influencia del carbono y nitrógeno

Los solutos intersticiales, como el C y N, poseen un efecto endurecedor sobre una estructura ferrítica mucho mayor que los sustitucionales. Además, tienen una marcada tendencia a segregarse en las dislocaciones y a interactuar con ellas, lo cual enfatiza el efecto endurecedor.

El incremento del tenor de carbono en el depósito disminuye la ductilidad y aumenta la dureza y la resistencia mecánica. Además, reduce el tamaño de grano austenítico, aumenta el contenido de ferrita acicular a expensas de la ferrita en borde de grano y favorece la formación de carburos en la ferrita acicular. La resiliencia mejora al aumentar el carbono si el contenido de Mn es bajo (0,6-1%), siendo en cambio deteriorada si el Mn es alto (1.8%). Para tenores intermedios (1.4% Mn) existe un óptimo en la resiliencia para carbonos entre 0,07% y 0,09%; lo cual indicaría que en ese rango el efecto perjudicial de los carburos es compensado por la reducción del tamaño de grano.(13)

El nitrógeno libre presente en la red como intersticial, tiene un marcado efecto perjudicial sobre la resistencia al impacto **(14)**. A diferencia del carbono, su efecto endurecedor no se ve compensado por un refinamiento de la estructura ferrítica; es por ello que se recurre a provocar su precipitación mediante la adición de algún aleante adecuado. Según la termodinámica el Ti es el más efectivo, produciendo partículas submicroscópicas de TiN. El efecto beneficioso del Ti sólo puede obtenerse si además la estructura es fina y casi libre de ferrita en borde de grano, dado que en estructuras gruesas la rotura se producirá fundamentalmente a través de la ferrita asociada a los bordes de grano de la austenita que presenta baja resiliencia.**(11)**

2.3.4- Influencia de níquel

Algunos autores **(15)** consideran que su influencia sobre la microestructura sería similar a la del Mn pero con la complicación adicional de tener un mayor efecto endurecedor por solución sólida. Otro efecto de un alto contenido de Ni en el cordón podría ser reemplazar la martensita presente por austenita retenida. Se analizó la influencia de adiciones hasta 0,4%, concluyendo que mejora el impacto por aumentar el contenido de ferrita acicular y disminuir la ferrita en borde de grano.

Variando el contenido de Ni entre 0 y 3,5% en depósitos con distintos tenores de Mn (0,66 a 1,82%) se observó una disminución de la ferrita en borde de grano y un refinamiento de la ferrita acicular. Para altos tenores de Ni se incrementa la ferrita con martensita-austenita-carburos (MAC) y reduce el tamaño de grano en la zona recristalizada.**(10)**

2.3.5- Influencia del boro-titanio

El boro es un elemento comúnmente utilizado para incrementar la templabilidad de los aceros. En el caso de las uniones soldadas el contenido de boro puede tener un efecto determinante en el desarrollo de la microestructura en el cordón de soldadura **(16)**. Autores como S.S. Babu **(17)** han reportado que pequeños niveles de boro (0.002%-0.004%) en los aceros a ser soldados pueden generar una microestructura dura en el metal de soldadura. Tales contenidos de boro retardan la cinética de descomposición de austenita en ferrita y promueven la formación de microestructuras martensíticas y bainíticas. Estas estructuras duras en presencia de las tensiones de tracción, tanto las generadas por la solidificación del metal de aporte como las debidas a las cargas en la estructura, pueden originar fisuras en el metal de soldadura. En la figura 2.18 se ve que cantidades menores a 5 ppm de boro permiten generar ferrita alotrópica con una pequeña proporción de bainita y martensita mientras que contenidos de entre 20-40ppm posibilitan solo la formación de bainita y martensita.

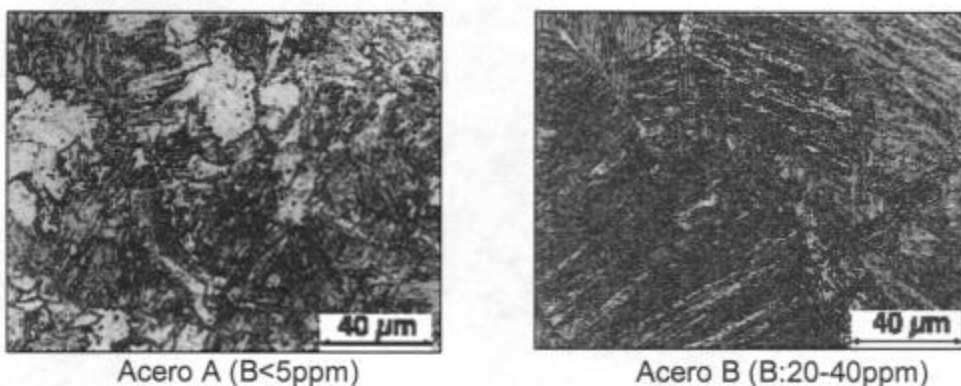


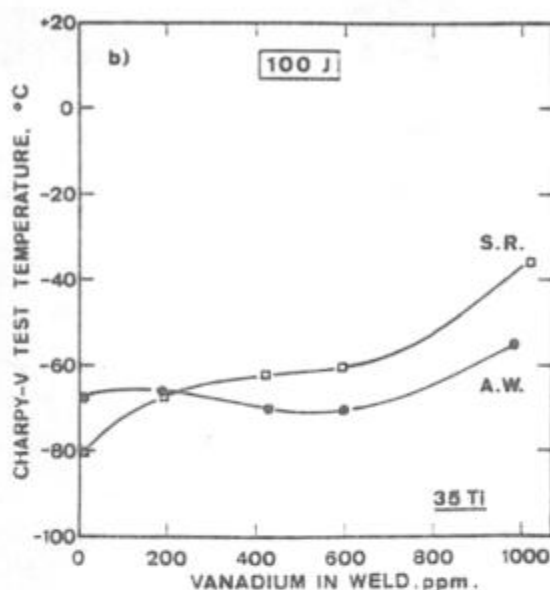
Figura 2.18. Metal de soldadura con distintos contenido de boro.(17)

El titanio y el boro son elementos que, como fue mencionado anteriormente, contribuyen al aumento de la resistencia en la medida que sus cantidades son incrementadas, acompañado por una reducción en las propiedades de impacto. En los alambres empleados para el proceso FCAW-GS (flux cored arc welding-gas shielded) con escoria básica, los valores bajos de Ti y B permiten obtener buenas propiedades de impacto, pero este tipo de alambre tiene aplicaciones para soldadura bajo mano y en posición horizontal, no siendo utilizado en posición vertical o sobre cabeza (los contenidos de Ti y B son del orden de 5ppm para el Boro y 50ppm para el Titanio). Mientras que en los alambres con escoria tipo rutilica, el titanio en cantidades del orden de 400ppm (con contenidos de 50ppm de boro) contribuye a incrementar la resistencia del metal aportado, con una muy baja reducción luego de un PWHT (620°C durante 8hr), se obtienen muy malas propiedades de impacto (20J a -30°C). Se observó que el efecto desfavorable producido por el Ti, es desplazado con el agregado de cantidades de boro en la química, mejorando la tenacidad. Los resultados se vieron para contenidos de 300ppm de Ti y 80-100ppm de boro aproximadamente, pasando de 20J a 70J. En estos estudios no se determinaron los contenidos de niobio y vanadio como para poder saber su influencia.

2.3.6- Influencia del vanadio

Según estudios realizados por Evans (19), en electrodos E7018 variando el contenido de vanadio entre 5 y 1000ppm, en la condición "como soldado" se logra un efecto beneficioso sobre la tenacidad. Esto se debe a que el agregado de vanadio, en las cantidades antes mencionadas, genera un incremento de ferrita acicular en el metal de soldadura. Cuando las juntas estudiadas fueron tratadas térmicamente a 580°C durante 2hs, se produjo una degradación en la tenacidad para todos los niveles de manganeso, esta degradación, según Evans, puede ser atribuida a dos factores, a una morfología inadecuada de los carburos o a un endurecimiento por precipitación de carburos, dado que el vanadio puede formar compuestos con el carbono y el nitrógeno precipitando en la forma de V(C,N) a temperaturas por debajo de los 800°C (20). Estos resultados sugieren que este elemento debe ser mantenido por debajo de

200 ppm para conservar buenas propiedades, sobre todo cuando las juntas son tratadas térmicamente (ver figura 2.19).



Referencias

A.W: Como soldado.

S.R: Con tratamiento térmico de alivio de tensiones. $T=580^{\circ}\text{C}$ durante 2hr.

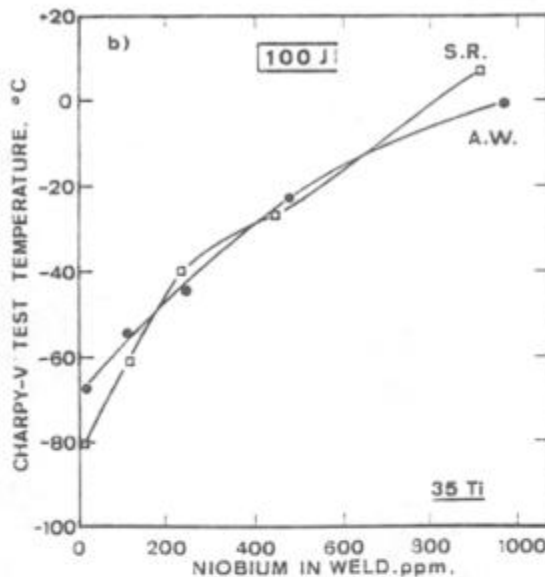
35Ti: El metal de soldadura contiene 35ppm de titanio

100J: Energía en un ensayo Charpy realizado a distintas temperaturas

Figura 2.19. Efecto del Vanadio en la temperatura para la cual se obtiene una energía de 100J en un ensayo Charpy.(19)

2.3.7- Influencia del niobio

El niobio es generalmente introducido en el metal de soldadura por dilución con el metal base. Su efecto fue evaluado por la adición de Fe-Nb en electrodos de alta pureza (21). Las curvas Charpy obtenidas muestran que el Nb tiene un efecto beneficioso al comienzo, pero un efecto inverso para contenidos de niobio superiores a 200 ppm. Para el caso en que el metal de soldadura es sometido a un PWHT los valores de impacto se deterioran a medida que el contenido de Nb aumenta. Cuando las soldaduras fueron hechas con aportes que tenían un contenido de titanio de 35 ppm los valores de impacto disminuyeron a medida que el niobio se aumentó (ver figura 2.20) por lo que necesariamente debe reducirse la cantidad de éste elemento para mantener buenas propiedades antes y después de un tratamiento térmico de alivio de tensiones (21). Garland y Kirkwood sugirieron que la causa en el deterioro de las propiedades de impacto para depósitos con un PWHT se debe a la precipitación de carbonitruros de niobio (NbC).



Referencias

A.W: Como soldado.

S.R: Con tratamiento térmico de alivio de tensiones. $T=580^{\circ}\text{C}$ durante 2hr.

35Ti: El metal de soldadura contiene 35ppm de titanio

100J: Energía en un ensayo Charpy realizado a distintas temperaturas

Figura 2.20. Efecto del Niobio en la temperatura para la cual se obtiene una energía de 100J en un ensayo Charpy. (21)

2.4-Tratamiento térmico post-soldadura

Comúnmente existen dos tipos de tratamientos térmicos post-soldadura (PWHT), el post-calentamiento (post heating) y el relevado de tensiones (stress relief). El post-calentamiento se realiza fundamentalmente para remover el hidrógeno que pudiese quedar luego de realizar un depósito, mientras que el tratamiento térmico de alivio de tensiones, como su nombre lo indica, tiene como objetivo reducir o eliminar las tensiones remanentes luego de soldar una estructura.

- Tratamiento térmico de relevamiento de tensiones residuales (stress relief)

En el proceso de relajación de tensiones, la reducción de tensiones ocurre cuando las tensiones elásticas son transformadas en inelásticas a la temperatura en que se efectúa el tratamiento (22).

Como se mencionó anteriormente este tratamiento térmico se usa para reducir las tensiones remanentes en una estructura luego de haber sido soldada. Existen muchas formas de generar tensiones residuales, y estas tensiones pueden llegar a tener una magnitud cercana a la tensión de fluencia del material base.

Las razones para hacer un tratamiento térmico de relevado de tensiones en uniones soldadas son:

- Disminuir la dureza de la zona afectada por el calor (ZAC), metal de soldadura y material base. El resultado es una microestructura más dúctil y resistente a la fisuración.

- Aumentar la resistencia a la corrosión y a la fisuración por corrosión bajo tensión (SSC).
- Aumentar la estabilidad dimensional de estructuras soldadas y mecanizadas.
- Mejorar la tenacidad del material por disminución de la triaxialidad.
- Aumentar la resistencia a la fatiga.

El distensionado puede ser integral o localizado, se realiza a una temperatura adecuada al material en cuestión, por debajo de la temperatura de transformación (A_{c1} para aceros ferríticos) por un determinado tiempo seguido de un enfriamiento controlado (ver figura 2.21). Es importante asegurar el enfriamiento uniforme, particularmente cuando el componente tiene diferentes espesores. Si la velocidad de enfriamiento no es uniforme es posible generar nuevas tensiones residuales iguales o mayores que las originales.

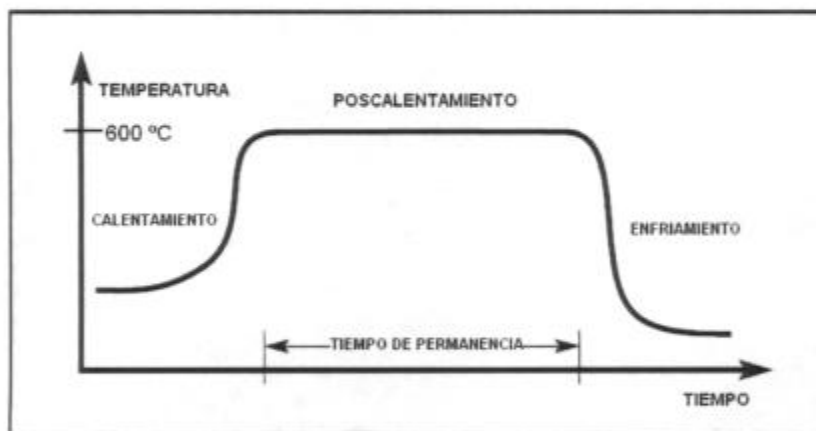


Figura 2.21. Esquema de un tratamiento térmico de alivio de tensiones.

El relevamiento de las tensiones residuales es influenciado por varios factores: nivel de tensión, tiempo disponible (posible desde el punto de vista práctico) para el tratamiento y la temperatura.

Factor Tiempo-Temperatura. El relevado de las tensiones residuales es un fenómeno función del tiempo y la temperatura, relacionados paramétricamente por la ecuación de Larson-Miller:

$$\text{Efecto Térmico} = T (\text{Log } t + 20) / 1000 \quad \text{Ec. 1}$$

Donde T es la temperatura en grados Rankine ($T^{\circ}R = T^{\circ}F + 460$) y t es el tiempo en horas. Una misma disminución de tensiones residuales puede lograrse manteniendo el componente por periodos más largos a menor temperatura. Por ejemplo mantener una pieza a $595^{\circ}C$ por 6 horas produce el mismo distensionado que a $650^{\circ}C$ por 1 hora.

Los efectos tan deseables de relevado de las tensiones residuales pueden ir acompañados por una degradación en las propiedades mecánicas del metal de soldadura. Esta degradación incluye una significativa reducción de la tensión de fluencia y la tensión de rotura y a su vez un incremento en la temperatura de transición. En la literatura se proponen distintos mecanismos que intentan explicar el fenómeno de fragilización durante el tratamiento térmico de relevado de tensiones. A continuación se presenta una recopilación de los aquellos más importantes, en el caso de aceros al carbono y de baja aleación.

2.5- Mecanismos de fragilización durante los tratamientos térmicos pos-soldadura

La posibilidad de fragilización en el metal de soldadura sujeto a un tratamiento térmico de relevado de tensiones ha sido documentada en los últimos 30 años aproximadamente. Está claro que puede ocurrir en soldaduras hechas con diferentes procesos y usando varios sistemas de escoria. Recientemente, los alambres tubulares rutilicos flux-cored han atraído mayor atención dado que han sido desarrollados para dar excelente tenacidad en la condición sin tratamiento térmico luego de soldado, pero tienen muy malas propiedades cuando son tratados térmicamente. (23)

Dentro de los mecanismos que la literatura propone se pueden mencionar los siguientes:

2.5.1- Fragilización a causa de la formación de carburos

En este tipo de fragilización hay una combinación de tiempo-temperatura para la cual se produce la máxima degradación en la tenacidad (de unos $600^{\circ}C$ para el acero). Esto es atribuido a la formación de carburos parcialmente coherentes con la matriz, tales como carburos de niobio y carburos de vanadio, los cuales causan microtensiones en la matriz, impidiendo la deformación plástica y reduciendo la ductilidad de la misma.

La presencia de precipitados finos incrementa la resistencia a la tracción marcadamente, pero disminuye la resistencia al impacto. Su efectividad depende de la capacidad que tienen ciertos solutos de disolverse en la austenita ya que estas determinan la cantidad de soluto disponible para formar precipitados.

Durante el enfriamiento del metal soldado, precipitan carburos de V y Nb en la interfase ferrítica y austenítica produciendo finas partículas que tienen una importante componente endurecedora. En las cantidades utilizadas de elementos tales como Nb y V (0.03Nb y 0.1V) siempre queda algo sin disolver que disminuye el tamaño de grano austenítico, dando en la transformación un tamaño de grano ferrítico fino.

Hay que destacar que la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura tiene influencia en la precipitación de carburos. Altas velocidades (bajo heat input) previenen la precipitación, velocidades intermedias causan el máximo de endurecimiento por envejecimiento, mientras que bajas velocidades (alto heat input) producen un crecimiento del tamaño de los carburos que junto con el tamaño de grano grande producido por las altas temperaturas de transformación pueden bajar la resistencia a la tracción y al impacto.(26)

Las características que presenta este mecanismo son:

- Los diagramas tiempo-temperatura exhiben las llamadas curvas C (como la clásica de fragilización por revenido). En otras palabras se puede decir que existe una precisa combinación de temperatura y tiempo donde se produce la máxima degradación en la tenacidad; siendo tal degradación, pequeña para el resto de la curva.
- En muchos casos la pérdida de la tenacidad es observada simultáneamente con un endurecimiento secundario (endurecimiento por precipitados). Tal fenómeno se produce a causa de la precipitación de elementos intencionalmente agregados o elementos de microaleación que son impurezas (24). El fenómeno se puede visualizar monitoreando los cambios de resistencia o dureza luego de un tratamiento térmico. Otra forma de investigar el endurecimiento secundario es identificando aquellos elementos que pueden ser responsables de tal fenómeno y tratar de variarlos de una manera controlada. Por ejemplo el niobio y el vanadio pueden producir este efecto.
- Es irreversible, es decir que una vez que el material ha sido tratado térmicamente, en un rango de temperatura por encima de la temperatura de fragilización, el material no puede ser restituido por el mismo mecanismo dado que los carburos generados pierden la coherencia con la matriz por el crecimiento que sufrieron (sobreenvejecido).
- Esta fragilización se caracteriza por una disminución en el "upper shelf energy" así como un "upward shift" en la temperatura de transición de una curva Charpy.

Widgery (23) desarrolló un plan experimental tratando de investigar el endurecimiento secundario en alambres tubulares rutilicos utilizando una fuente de TiO_2 alternativa al rutilo, que permitía disminuir los niveles de impurezas en el metal de soldadura. Se fabricaron alambres usando aglomerados de silicato de potasio y el mineral anatase, con el objetivo de reducir los niveles de Nb y V, obteniéndose depósitos con contenidos iguales o menores a 0,005% de ambos elementos.

Los resultados fueron muy claros y se vio que aquellos alambres en que el rutilo había sido totalmente reemplazado, llegando a niveles de Nb y V tan bajos como 0.005%, los valores de impacto fueron muy buenos luego de aplicar un PWHT (figura 2.23). Además se obtuvieron menores valores de resistencia a la tracción, lo cual es esperable si el Nb y el V son los causantes del endurecimiento secundario.

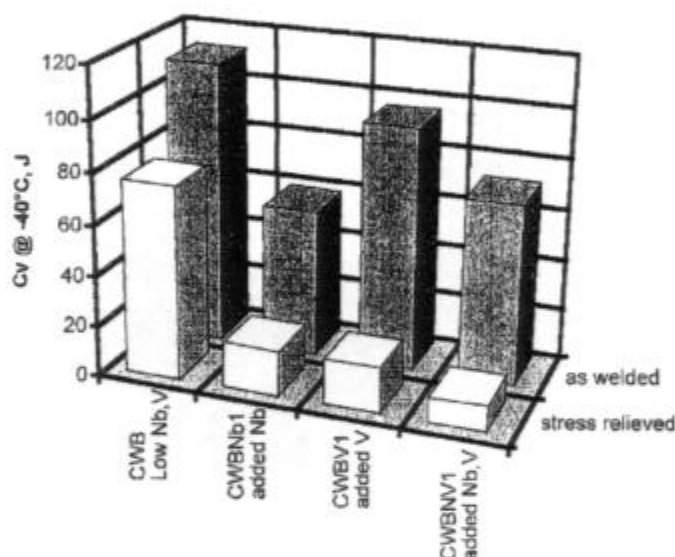


Figura 2.23. Influencia del contenido de Nb y V en los valores de tenacidad.(25)

2.5.2- Fragilización debido al crecimiento de carburos

En este caso se propone que los cambios en la temperatura de transición observados luego del tratamiento térmico de alivio de tensiones son causados por la formación de partículas de cementita en borde de grano y hay una significativa correlación entre el tamaño de carburos y cambios en la temperatura de transición. El crecimiento de carburos (principalmente en bordes de granos) puede causar microfisuras induciendo una fractura de tipo clivaje y esas microfisuras pueden ocurrir con facilidad por este incremento en los tamaños de los carburos.

Cochrane (27) encontró una notable correlación entre el tamaño de los carburos y el incremento de la temperatura de transición a causa de un tratamiento térmico de alivio de tensiones en un acero al C-Mn-Si, esto es, en un acero que no es fuerte formador de carburos.

En la figura 2.24 se puede ver un gráfico que muestra la correlación encontrada entre la temperatura en la que se registraron 54J de energía de impacto y el tamaño de los carburos para un acero A737 GrB sometido a diferentes tratamientos térmicos; se ve claramente como pierde resiliencia a causa de un PWHT.

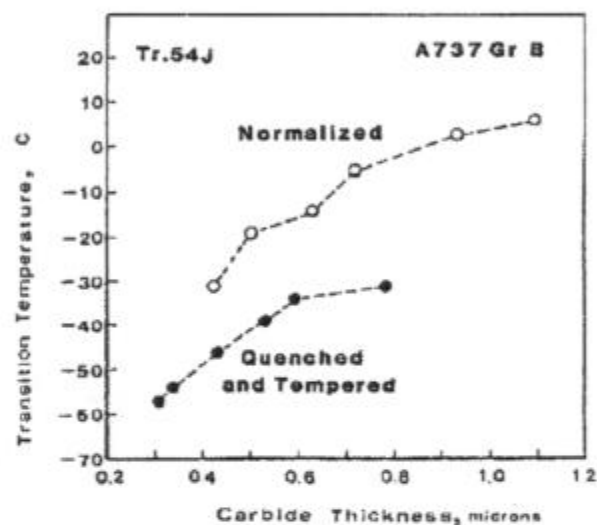


Figura 2.24. Relación entre tamaño de carburos y la temperatura de transición para 54J.(24)

2.5.3- Fragilización por Revenido

Ocurre por la segregación de impurezas al borde de grano austenítico durante el enfriamiento en un tratamiento térmico post-soldadura. El rango de temperatura en que se produce es entre 375°C y 575°C y el enfriamiento debe ser lento. Los elementos que segregan pueden ser fósforo, arsénico y antimonio. El grado de fragilización por revenido puede controlarse fijando un contenido máximo de fósforo en aproximadamente un 0.02%. También es posible eliminar esta fragilización haciendo un posterior tratamiento térmico de calentamiento seguido de un enfriamiento rápido.

Características de la fragilización por revenido:

- La fragilización puede ocurrir en aceros que son tratados térmicamente con un calentamiento y un posterior enfriamiento "lento", en un rango de temperatura entre 375°C y 575°C.

- La fragilización ocurre solamente con la presencia de impurezas específicas tales como antimonio, fósforo, arsénico las cuales disminuyen la cohesión a lo largo de los bordes de granos austeníticos primarios.
- La fragilización es reversible. Es decir que es posible restituir las propiedades originales a través de un tratamiento térmico que consiste en un calentamiento por encima de la temperatura de fragilización (600°C) para solubilizar los elementos segregados en los bordes de grano, seguido de un enfriamiento rápido para evitar una nueva difusión en dichos sitios.
- Se caracteriza por una predominante fractura intergranular.(24)

Según Widgery los trabajos de Waltham Cross con Derek Dunne informan que el molibdeno y el cerio contrarrestan la segregación de elementos del grupo V, tales como fósforo y antimonio a bordes de grano. Widgery (23) estudió el fenómeno de fragilización por revenido usando alambres con agregados de molibdeno y cerio, en paralelo con el uso de rutilo y anatase. Los estudios mostraron que si bien un 0.2% Mo agregado a los alambres estándar producían una pequeña mejora en las propiedades de impacto para ambas condiciones (como soldado y con un PWHT), no hubo tal beneficio cuando los alambres fueron hechos usando anatase, obteniéndose resultados poco alentadores.

A.O. Kluken y O. Grong (28) estudiaron el efecto del boro en el mecanismo de fragilización por revenido. Proponen que durante el proceso de solidificación se produce la segregación de B y P al borde de grano austenítico (figura 2.25). Su hipótesis es que la presencia del P impide la precipitación del boro como $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ (figura 2.26). Durante un PWHT prolongado en un rango de 550-650°C, sería factible la formación de borocarburos del tipo $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ a lo largo de dichos bordes de granos austeníticos primarios, ya que por TEM se detectó su presencia. Estos precipitados son frágiles y generan un camino de fácil propagación a lo largo de borde de grano austenítico, causando un cambio en el modo de fractura pasando de cuasi-clivaje en la condición "como soldado" a intergranular luego del tratamiento (28).

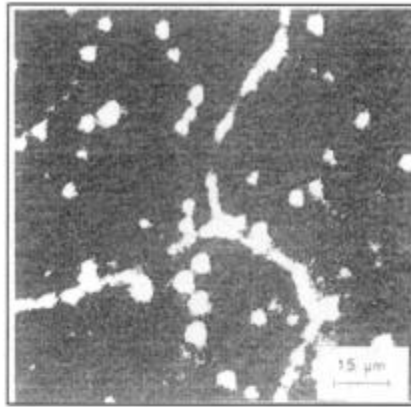


Figura 2.25. Segregación de boro en los bordes de grano austeníticos primarios.



Figura 2.26. Borocarburos $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ precipitados en bordes de grano austeníticos.

Referencias

1. Hernán G. Svoboda, "Microestructura y propiedades mecánicas de depósitos de soldadura con alambres tubulares de alta resistencia". Tesis de Doctorado, Universidad de Buenos Aires 2004.
2. Hobart Brothers Company, Troy, Ohio. Technical center. US, "The FabCO welding process; flux-cored arc welding with carbon dioxide [CO₂] gas shielding" 1967.
3. "Flux-cored arc welding", ASM Handbook. Vol. 6: Welding, Brazing, and Soldering. ASM International, Materials Park, Ohio 44073, 1993. 1315 pp.
4. O'Brien, R L, "Welding Handbook. Eighth Edition. Volume 2: Welding Processes". American Welding Society, 1991, pp. 955, 1991
5. ANSI/AWS A5.32/A5.32M-97, "Specification for welding shielding gases". American Welding Society 1997.
6. Savage W.F, Nippes, E.F, and Szekeres, E.S. 1976, "A study of weld interface phenomena in a low alloy steel". Welding Journal 55(9) 260-s-268s
7. Mills, A R; Thewlis, G; Whiteman, J A; "Nature of Inclusions in Steel Weld Metals and Their Influence on Formation of Acicular Ferrite". Mater. Sci. Technol. Vol. 3, no. 12, pp. 1051-1061. Dec. 1987.
8. Sub-Commission IX-J of the IIW, "Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals". Welding in the World (UK). Vol. 29, no. 7-8, pp. 160-177. 1991
9. H H. K. D. H. Bhadeshia and _L.-E. Svensson "Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal" Mathematical Modelling of Weld Phenomena, eds H. Cerjak, K. E. Easterling, Institute of Materials, London, 1993, pp. 109-182.
10. Evans, G M, "Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of All-Weld-Metal Deposits". Welding Journal. Vol. 59, no. 3, pp. 67s-75s. Mar. 1980.

11. Teresa Pérez, Mario Solari, "Clasificación y cuantificación de microestructura en el metal de soldadura de aceros de bajo carbono y baja aleación". Comisión Nacional de Energía Atómica-Argentina.
12. Evans, G M. "Effects of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits". Met. Constr. Vol. 18, no. 7, pp. 438R-444R. July 1986.
13. Evans, G M. "The Effect of Carbon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits". Weld. J. Vol. 62, no. 11, pp. 313s-320s. Nov. 1983.
14. S. St-Laurent and G. L'Esperance, "Effect of Nitrogen, Boron, and Titanium on the Microstructure and the Toughness of C-Mn Weld Deposits". International Trends in Welding Science and Technology; Gatlinburg, Tennessee; USA; 1-5 June 1992. pp. 527-531. 1993
15. Yoshino, Y; Stout, R D. "Effect of Microalloys on the Notch Toughness of Line Pipe Seam Welds". Welding Journal. Vol. 58, no. 3, pp. 59s-68s. Mar. 1979.
16. F. Rumiche^{1,a}, J.E. Indacochea^b, A. Polar^c, J.J. Perdomo, y T.D. Spry, "Efecto del Boro en el Metal de Aporte en la Fisuración de Soldaduras de Aceros de Bajo Carbono". II INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING AND JOINING OF MATERIALS. Cusco 16 al 18 de abril de 2007.
17. S. S. Babu, G. M. Goodwin, R. J. Rohde and B. Sielen, "Effect of residual boron on the microstructure of low-carbon steel resistance-seam welds". Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory Oak Ridge, TN 37831 – 6096, submitted to Welding Journal, 1997
18. T.A. Siewert, "Effect of residual titanium in stress-relieved flux-cored arc welds". The Effects of Residual, Impurity, and Microalloying Elements on Weldability and Weld Properties; London; UK; 15-17 Nov. 1983. pp. 6.1-6.7. 1984
19. Evans, G M. "The effect of vanadium in manganese containing MMA weld deposits". Welding International (UK). Vol. 7, no. 6, pp. 438-448. 1993.
20. Leonardo Augusto Vieira, "Avaliação da tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rutilicos que contenham níquel". Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte 04 de Abril de 2006.

21. Evans, G M. "Effects of Niobium in Manganese Containing MMA Weld Deposits". Welding International (UK). Vol. 7, no. 7, pp. 518-528. 1993.
22. Eric Kula and Volker Weiss. "Residual Stress and Stress Relaxation". Plenum press, New York, 1982
23. D.J.Widgery and C. Wildash. "Stress relief of rutile flux-cored wire". ESAB Group (UK) Ltd. Report TR 743, 1996.
24. N. Shinohe, M. Sekizawa, and A. W. Pense. "Long time stress relief effects in ASTM A737 grade B and grade C microalloyed steels. Weld. Res. Counc. Bull , no. 322, pp. 33-41. Apr. 1987.
25. D.J.Widgery ""Stress relievable rutile flux-cored wires – a new approach". ESAB Group (UK) Ltd. Svetsaren (Sweden). Vol. 52, no. 1-2, pp. 45-48. 1997
26. Mario Solari, "Metalúrgia del metal de soldadura" Departamento de Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómica- Argentina 1987, CNEA-AC 18/83 PMTM/A-21-r-3.
27. Cochrane, R. C, "Some Effects of Carbide Particle Size on the Charpy Impact Behaviour of Normalized and Stress-Relieved C-Mn Steels". I.S.I. Conf. on Effect of Second- Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel, 1971, 101-106.
28. A.O. Kluken, O. Grong, "Temper Embrittlement in steel weld metals containing titanium and boron". International Trends in Welding Science and Technology; Gatlinburg, Tennessee; USA; 1-5 June 1992. pp. 569-574. 1993
29. Evans, G M. G. M. Evans, "Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits" WJ 1982 61(4)125s-132s. Welding Research Abroad. 1983 29(1) 35; //W Doc IIA-490-79.

CAPÍTULO 3

MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

A continuación se describen los materiales empleados y las técnicas usadas para estudiar los mismos.

3.1-Materiales empleados

Se seleccionaron tres alambres tubulares rutilicos del tipo "Flux-cored". Su denominación según ANSI/AWS A5.29-98 es E81T1-Ni1J, E81T1-Ni1MJ y E71T-12 MJ H8. En la tabla 3.1 se presentan las especificaciones AWS para los mismos.

Material	Composición Química										U.T.S. (ksi)	Y.S. 0.2% (ksi)
	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% Cu		
E81T1-Ni1J	0.12	0.80	1.50	0.03	0.03	0.15	0.35	0.80-	0.05		80-100	68 min.
E81T1-Ni1JM	max	max	max.	max.	max.	max.	max.	1.10	max.			
E71T-12MJ H8	0.15	0.90	1.60	0.03	0.003	0.20	0.30	0.50	0.05	0.20	70-90	58 min.
	max	max	max	max.	max.	max.	max.	max	max.	max.		

Tabla 3.1. Características técnicas de los alambres estudiados

Según la norma AWS, cada letra o número de la identificación del aporte tiene un significado que permite entender la funcionalidad del mismo. A continuación se muestra el significado de cada letra y número.

E: es un electrodo

8: indica la resistencia a la tracción del metal de soldadura en ksi dividida por 10.

1: muestra que el electrodo se puede usar en toda posición.

T: es un electrodo del tipo tubular "flux cored".

1: Número que agrupa a aquellos alambre con similar clase de flux y características operativas.

Ni: designa la composición química del metal depositado (ver tabla 3.1)

J: el sufijo indica que este alambre debe ser ensayado a una temperatura 11°C menor que la fijada para el alambre E81T1-Ni1. Requiriendo 27J de energía absorbida a -40°C.

M: indica que el electrodo está clasificado para soldar con mezcla 75%Ar-25%CO₂. Cuando no aparece la letra M, significa que el alambre es clasificado para soldar con 100%CO₂ o que el alambre es autoprotegido.

H8: la letra indica que el electrodo reúne los requisitos del ensayo de hidrógeno difusible, el número 8 informa que, como máximo, debe haber 8 ml de H₂ cada 100g de metal depositado.

El material base utilizado fue una chapa de acero al carbono que presenta la siguiente composición química:

Elemento	% C	% Mn	% S	% P	% Si	% Ni	% Cr	% Mo
Cantidad	0.13	0.99	0.012	0.030	0.18	0.02	0.02	0.01

Elemento	% V	% Cu	% Sn	% Al	% Ca	% Nb	% Ti	% B	% O
Cantidad	0.001	0.01	0.001	0.031	0.0006	0.001	0.001	0.0001	0.002

Tabla 3.2. Composición química del material base utilizado

3.2- Condiciones de soldadura estudiadas

Se estudiaron las siguientes condiciones:

Cupones con bajo heat input: Preparación y estudio de cupones utilizando 100%CO₂ para el E81T1-Ni1J; 75%Ar-25%CO₂ para los alambres E81T1-Ni1MJ y E71T-12MJ H8. Todos con dos condiciones de tratamiento térmico (con y sin PWHT).

Cupones con alto heat input: Preparación y estudio de cupones utilizando los alambres E81T1-Ni1J y E71T-12MJ H8, empleándose como gas de protección 100%CO₂ y dos condiciones de tratamiento térmico (con y sin PWHT).

3.3-Elaboración de los procedimientos de soldadura. Preparación de los cupones y soldadura

3.3.1Preparación de los cupones

Para todos los cupones se utilizaron chapas de 750X100X25.4mm preparadas con un bisel a 22.5°, permitiendo obtener juntas en V de 45°. El gap o separación entre chapas fue de 13mm y se emplearon respaldos de 800X50X10mm. En las tablas 3.3 y 3.4 se detalla la denominación usada para cada cupón de soldadura.

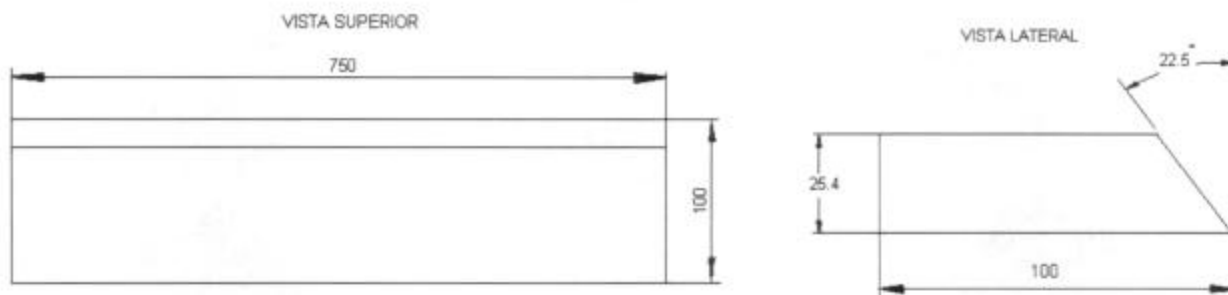


Figura 3.1. Dimensiones de las chapas empleadas para la elaboración de los cupones.

Designación	Descripción
CL-1	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1J, protección gaseosa 100%CO ₂ , sin tratamiento térmico post soldadura.
CLT-1	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1J, protección gaseosa 100%CO ₂ , con tratamiento térmico post soldadura.
CF-1	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1MJ, protección gaseosa 75-25% Ar-CO ₂ , sin tratamiento térmico post soldadura.
CFT-1	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1MJ, protección gaseosa 75-25% Ar-CO ₂ , con tratamiento térmico post soldadura.
CLM-1	Cupón soldado con alambre E71T-12 MJ H8, protección gaseosa 75-25% Ar-CO ₂ , sin tratamiento térmico post soldadura.
CLMT-1	Cupón soldado con alambre E71T-12 MJ H8, protección gaseosa 75-25% Ar-CO ₂ , con tratamiento térmico post soldadura.

Tabla 3.3. Identificación de cupones soldados con bajo heat input

Designación	Descripción
CL-2	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1J, protección gaseosa 100%CO ₂ , sin tratamiento térmico post soldadura.
CLT-2	Cupón soldado con alambre E81T1-Ni1J, protección gaseosa 100%CO ₂ , con tratamiento térmico post soldadura.
CLM-2	Cupón soldado con alambre E71T-12 MJ H8, protección gaseosa 100%CO ₂ , sin tratamiento térmico post soldadura.
CLMT-2	Cupón soldado con alambre E71T-12 MJ H8, protección gaseosa 100%CO ₂ , con tratamiento térmico post soldadura.

Tabla 3.4. Identificación de cupones soldados con alto heat input

3.3.2- Elaboración de los procedimientos de soldadura

En el anexo N°A se adjunta uno de los procedimientos y registros utilizados en la fabricación de los cupones de soldadura (CLT-2). En los mismos se especifican las variables principales (tensión, corriente, tipo de gas, velocidad de avance, etc.) para definir la forma de obtener los cupones que serán ensayados y registrar todos los parámetros de soldadura.

3.3-3 Soldadura

Las chapas cortadas y biseladas se unieron entre si por medio de su respectivo respaldo y siete "costillas", ubicadas en el mismo lado en que se soldaba el respaldo (separadas unos 100 mm entre sí). Las mismas servían de soporte para evitar deformaciones de las chapas causadas por el aporte térmico suministrado durante la soldadura. Las chapas se presentaron con un ángulo de 5° aproximadamente, por debajo de la horizontal, teniendo en cuenta que las tensiones generadas durante la solidificación del metal depositado, deforman la chapa en el sentido opuesto (ver figura 3.2).



Figura 3.2. Armado y soldado de cupones.

Una vez armado el cupón, se fijó en posición vertical para ser precalentado y luego soldado. El precalentamiento se hizo por medio de un soplete de gas hasta una temperatura de unos 100°C como mínimo, en los cupones de alto heat input y 60°C mínimo para los cupones de bajo heat input. La temperatura se midió en la mitad de la longitud del cupón con un termómetro digital.

Una vez precalentada la probeta se efectuaron las soldaduras, previa regulación de la máquina con los parámetros de tensión y velocidad de alambre seleccionados para el heat input deseado, se utilizó una máquina Power Wave (ver figura 3.3). El caudal del gas de protección fue de 19 L/min. Se registraron todos los parámetros operativos de la máquina junto

a los tiempos de soldadura, permitiendo calcular la velocidad de avance de la torcha en su recorrido vertical ascendente (3G). A su vez en cada cordón realizado se controló la temperatura entre pasadas para que no superara los 250°C.



Figura 3.3. Equipo utilizado

Para los cupones con alto heat input se diseñó una junta conformada por 7 pasadas distribuidas en 4 capas. Mientras que en los cupones con bajo heat input, la cantidad de pasadas y capas variaba según el heat input; que en ningún caso superó los 1,9 kJ/mm.

En la tabla 3.5 se informa el número de pasadas y capas para los cupones de bajo calor aportado y en las tablas 3.6 y 3.7 se reportan los parámetros usados para cada unión soldada.

Cupón	Pasadas	Capas
CL-1	22	8
CLT-1	18	7
CF-1	17	7
CFT-1	17	7
CLM-1	17	7
CLMT-1	17	7

Tabla 3.5. Pases y capas usado en los cupones de bajo heat input.

Cupón	Diámetro del alambre (mm)	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/seg)	Heat input (kJ/mm)
CL-1	1,2	200	26	4,0	1,3
CLT-1	1,2	200	26	3,0	1,7
CF-1	1,2	210	25	3,1	1,7
CFT-1	1,2	210	25	2,7	1,9
CLM-1	1,2	210	25	2,7	1,9
CLMT-1	1,2	210	25	3,2	1,6

Tabla 3.6. Parámetros operativos y calor aportado de los cupones con bajo heat input.

Cupón	Diámetro del alambre (mm)	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/seg)	Heat input (kJ/mm)
CL-2	1,2	219	24	1,2	4,4
CLT-2	1,2	219	24	1,1	4,8
CLM-2	1,2	210	25	1,1	4,8
CLMT-2	1,2	210	24	1,2	4,2

Tabla 3.7. Parámetros operativos y calor aportado de los cupones con alto heat input.

3.4- Ensayos no destructivos

Todos los cupones soldados con alto heat input fueron inspeccionados al 100% (por un inspector nivel III) con las técnicas de ultrasonido y radiografía industrial por rayos X, con la finalidad de detectar defectos en el metal de soldadura.

Los cupones con bajo heat input fueron inspeccionados al 100% sólo con la técnica de ultrasonido ya que a los mismos se les eliminó el respaldo y la sobremonta al finalizar la soldadura, permitiendo inspeccionar íntegramente el espesor soldado. Esto se llevó a cabo con una amoladora de mano controlando la temperatura para que no excediese los 100°C durante el amolado.

3.5- Tratamiento térmico post-soldadura

Se realizó un tratamiento térmico de alivio de tensiones en todos los cupones soldados. Se utilizó un horno de resistencia, en el cual el control térmico se efectuó con una termocupla ubicada en la mitad de la longitud del cupón y lo más próxima al bisel soldado. La misma fue colocada, a 5mm de la última capa soldada, dentro de un orificio practicado con taladro de banco y mecha.

Para la realización del tratamiento térmico se tuvieron en cuenta los parámetros característicos utilizados durante la fabricación de estructuras para plataformas offshore soldadas con alambres tubulares. El mismo se realizó en tres etapas que a continuación se describen.

1-Calentamiento a una velocidad que no superara los 70°C/h.

2-Permanencia dentro del horno por un tiempo de 6 h a una temperatura de 610+/-10°C.

3-Enfriamiento dentro del horno. La velocidad de enfriamiento fue de 60°C/h aproximadamente (figura 3.4).

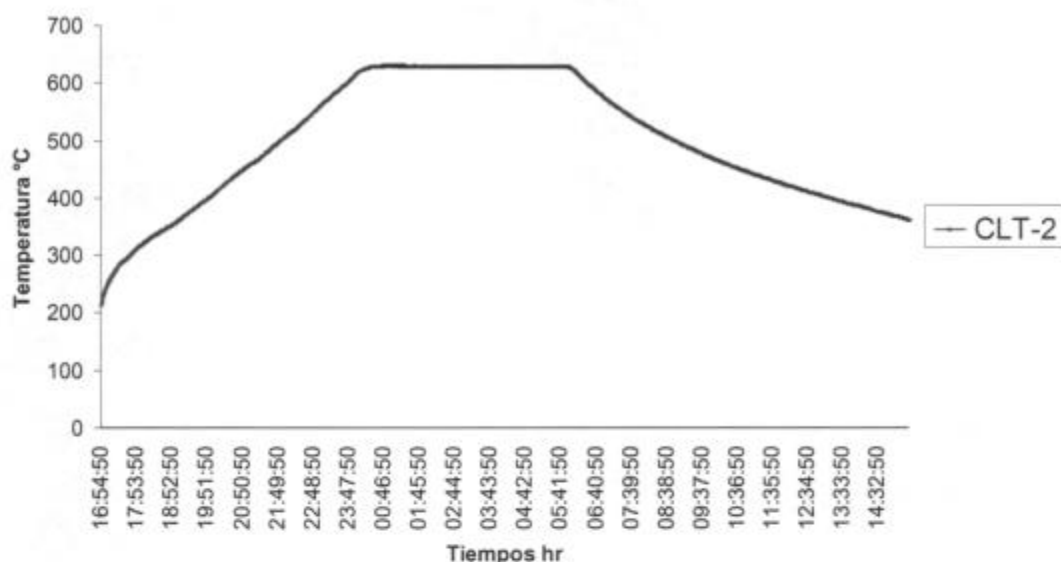


Figura 3.4. Tratamiento térmico del cupón CLT-2

3.6 Análisis de Composición Química

La composición química de los depósitos fue obtenida mediante espectrometría de emisión por chispa. Para el análisis se preparó una sección transversal de los cordones efectuados (ver figura 3.5), desbastando la superficie con una lija al agua de granulometría 300. Luego del análisis por chispa, se extrajo viruta para cuantificar el carbono y el azufre con un espectrómetro Leco.

Para la determinación de los contenidos de nitrógeno y oxígeno se prepararon muestras de sección cuadrada de 5x5mm y una longitud de 50mm aproximadamente, sacadas de una sección transversal de la junta soldada ubicada dentro del área (12mmx15mm) mostrada en la figura 3.2.

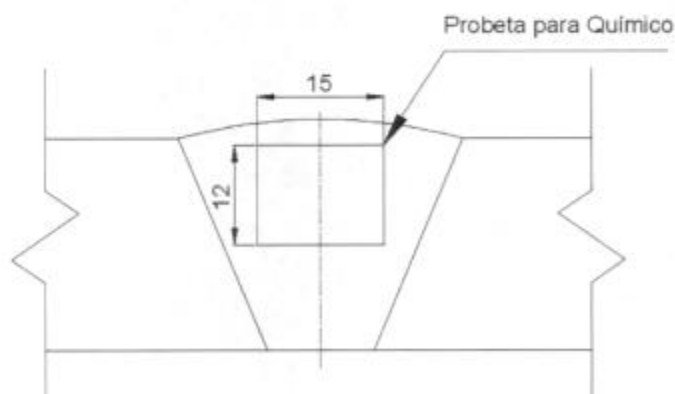


Figura 3.5. Ubicación de la probeta para composición química.

3.7- Análisis Macroestructural

La cuantificación macroestructural se realizó en un corte transversal de cada cupón de soldadura. Para revelar la macroestructura (zonas columnares y recrystalizadas) se realizó un macroataque, con una solución de 5% de ácido nítrico en alcohol etílico (Nital 5). Se cuantificó la cantidad de zona columnar (**ZC**) y recrystalizada (**ZR**) de una línea ubicada en el centro de la unión soldada. En la figura 3.6 se puede ver una sección característica para uno de los cupones soldados.

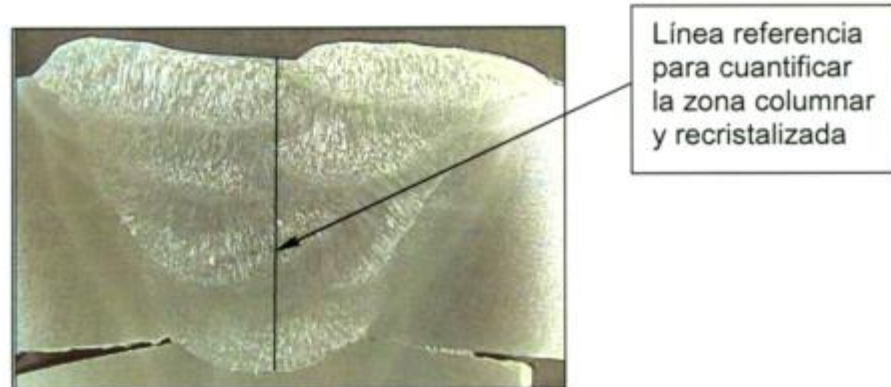


Figura 3.6. Fotografía de una sección transversal (CLT-2).

3.8- Análisis Microestructural

3.8.1 Análisis de fases presentes:

En el estudio microestructural se utilizó una sección transversal de cada cupón soldado. La misma fue rectificada para luego determinar dureza Vickers. La preparación de la superficie para observación metalográfica se efectuó en tres etapas.

Desbaste: realizado con lijas de distintas granulometrías; empezando por 80 luego 100, 320 y finalmente con 600.

Pulido: con una pasta que posee una suspensión de polvo de diamante en aceite mineral con granulometría 0,3 y 0,1 μm .

Ataque: el ataque químico tiene como finalidad revelar la estructura metalográfica del material en estudio, es decir poner de manifiesto el tamaño, forma y distribución de los granos (fases o microconstituyentes), las heterogeneidades en la estructura y las segregaciones. Para ello se utilizó una solución de 3% de ácido nítrico en alcohol etílico (Nital 3).

El estudio microestructural se efectuó sobre el último cordón soldado. Determinándose, para la zona columnar, la proporción de constituyentes presentes y tamaño de grano austenítico primario. En la zona de granos recristalizados se determinó el tamaño de grano equiaxial. La cuantificación e identificación microestructural se realizó siguiendo las recomendaciones del IIW, documento N°IX-1533-88.

Para el análisis microestructural se utilizó un microscopio óptico (Olimpus PMG3) y un microscopio electrónico de barrido Philips XL-30.

3.8.2- Análisis Inclusionario

Se realizó una caracterización inclusionaria para la zona columnar del último cordón soldado. Se estudió el material en una sola condición respecto del tratamiento térmico, dado que el mismo no afecta el tamaño ni distribución de las inclusiones presentes en el metal de soldadura. Los materiales seleccionados fueron: CLT-1; CF-1; CLM-1; CL-2 y CLM-2

Para la caracterización de las inclusiones se utilizó un microscopio electrónico de barrido Philips XL-30 con sistema de análisis químico semicuantitativo por Rayos X por dispersión de electrones (EDAX) provisto por el "Centro de Investigación Industrial" (CINI) de Siderca.

3.8.3- Análisis de precipitados

Para el estudio de precipitados presentes en los depósitos se utilizó un microscopio analítico de transmisión (TEM) Philips CM 200, provisto por el CAC- CNEA. Fuente termoiónica (W o LaB6), con tensiones de aceleración de hasta 200 KV.

Se utilizaron réplicas de extracción de carburos. Para obtenerlas se usó el siguiente procedimiento.

-Toma de muestras: se utilizaron las probetas empleadas para el estudio macro-microestructural; se cortaron dos secciones del último cordón en cada probeta estudiada, con el fin de que cada una represente la zona columnar y la zona recristalizada.

-Se incluyeron ambas partes en un polímero autocurable y se prepararon ambas superficies para un ataque químico (revelado de microestructura) con una solución de 4% de ácido nítrico en alcohol etílico. El ataque químico debía ser aplicado un tiempo más respecto al necesario para un análisis microestructural.

-Una vez atacada la superficie, se efectuó el depósito de una fina película de carbono cuya función es servir de medio extractivo de diversas partículas (inclusiones, carburos, etc.). Luego se trazó un cuadrículado de 3x3mm aproximadamente, similar al tamaño de las grillas de cobre en las que se van a depositar.

-A continuación se sumergieron las probetas, en recipientes individuales, dentro de la misma solución utilizada en el ataque superficial, hasta que se visualizaba el desprendimiento de las réplicas. El tiempo necesario variaba dependiendo del material (de 3hs a 8hs) (ver figura 3.7).

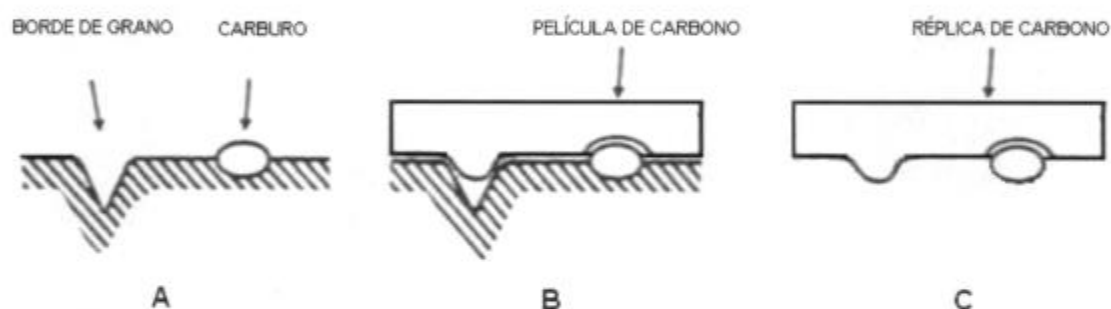


Figura 3.7. Secuencia de obtención de una réplica de carbono: **A** superficie pulida y atacada, **B** depósito de la película de carbono, **C** réplica de carbono

-Luego del desprendimiento de las réplicas, se procedió a extraerlas de la solución en la que se hallaban flotando. Para ello se utilizó una pinza y una grilla de cobre. Una vez recogida la réplica se lavó en alcohol etílico y luego se colocó en un recipiente con agua. La tensión superficial del agua permitía que la réplica flotara, facilitando su captura.

-Se dejó secar el conjunto grilla-réplica y se guardó adecuadamente en un recipiente para su posterior uso en el TEM.

Se estudiaron los tamaños de las partículas observadas, junto a su espectro característico que muestra los elementos químicos presentes y permite hacer una estimación de las cantidades en que éstos se presentan. Luego se las clasificó según su tamaño, composición química y cupón de procedencia. Cabe aclarar que la técnica utilizada presenta limitaciones debido a que las réplicas no permiten extraer la totalidad de los carburos, por lo que debe tenerse especial cuidado en realizar una adecuada preparación para analizar la mayor cantidad posible de carburos.

3.9- Ensayos Mecánicos

La distribución de las probetas a ensayar dentro de los cupones de soldadura se muestra en la figura 3.8.

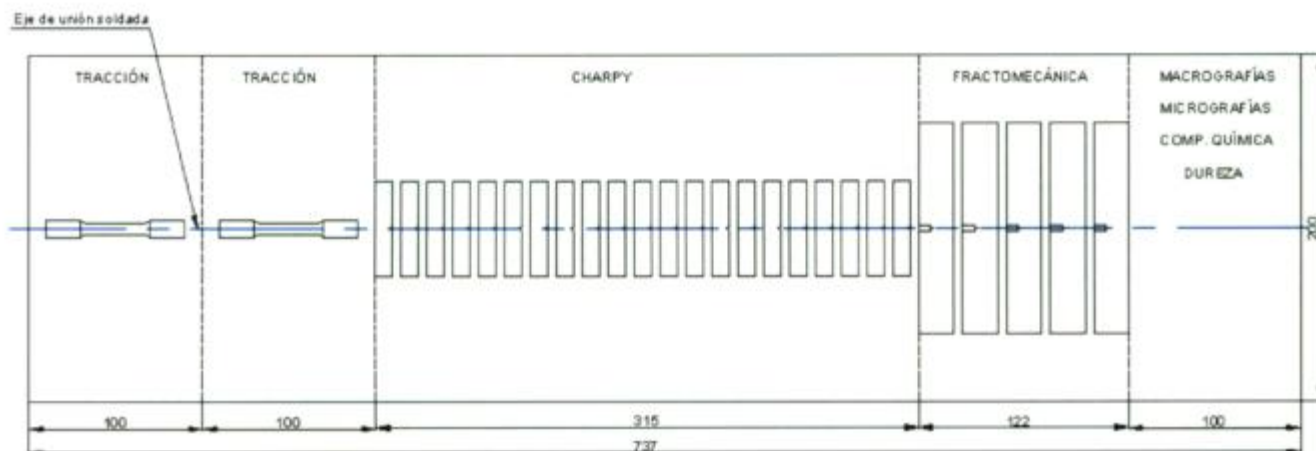


Figura 3.8. Distribución de probetas en los cupones de soldadura

3.9.1 Microdureza Vickers

Las durezas registradas se tomaron en la zona columnar (**ZC**) y recristalizada (**ZR**) de la región en donde se extrajeron las probetas de tracción en todos los cupones. La figura 3.9 muestra la zona designada para la toma de microdureza.



Figura 3.9. Zonas para toma de dureza.

3.9.2 Ensayo de Tracción

Se utilizó una probeta del tipo "minitracción", cuyas dimensiones se muestran en la figura 3.10. Para cada cupón se sacó un juego de dos probetas en el sentido longitudinal a la junta soldadura. El centro de la sección de la probeta estaba ubicada sobre el eje que divide a la zona soldada en dos partes iguales y a una distancia de 7 mm respecto de la superficie del

material base; de tal forma que la probeta de tracción quedaba centrada respecto a la probeta Charpy (ver figura 3.11). La norma seguida durante el ensayo es la ASTM E23-00.

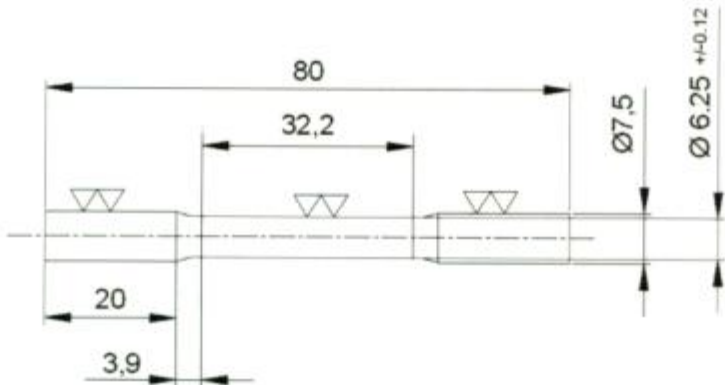


Figura 3.10. Dimensiones de la probeta para tracción.

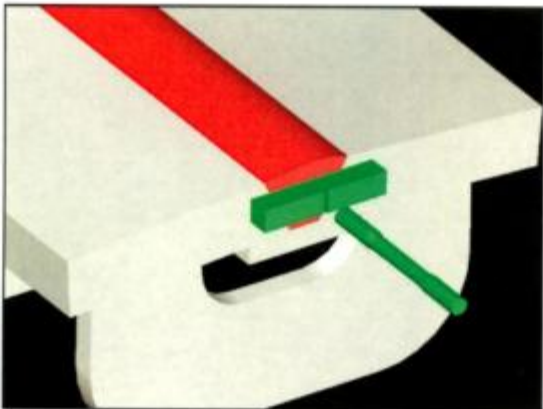
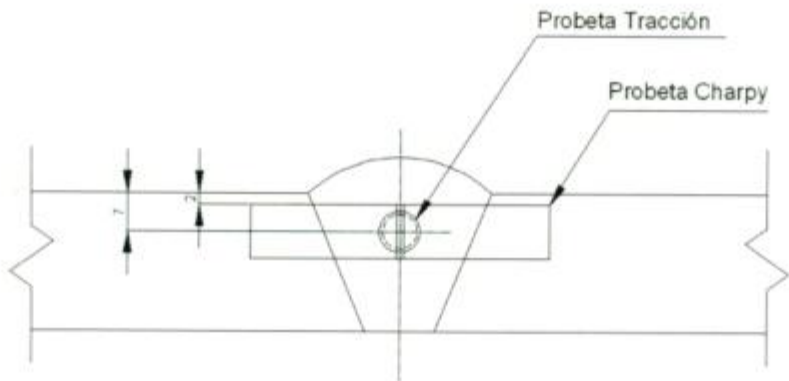


Figura 3.11. Ubicación de las probetas para Charpy y tracción.

La máquina de ensayo utilizada es una INSTRON 1131 con capacidad máxima de la celda de carga (Reacción CZ 300) de 300 Kg.

3.9.3 Ensayo de Impacto

Las probetas utilizadas en el ensayo Charpy se muestran en la figura 3.12. Se mecanizaron 21 probetas por cada cupón para trazar la curva de transición dúctil-frágil. Las temperaturas de ensayo fueron: -60°C , -30°C , 0°C y 20°C . Para determinar el valor de energía absorbida fueron necesarias 3 probetas como mínimo para cada temperatura.

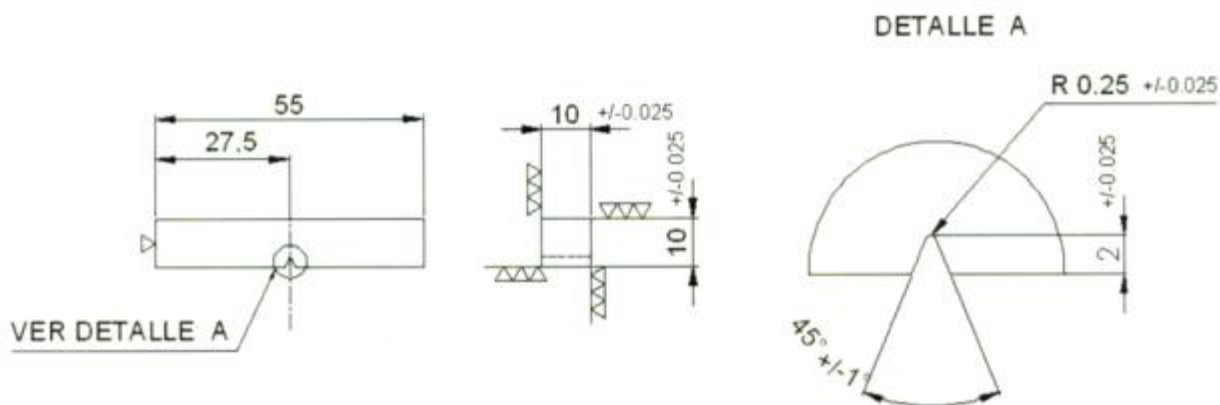


Figura 3.12. Dimensiones de la probeta de impacto.

La preparación de las probetas Charpy-V se realizó en tres pasos:

-Se mecanizaban 21 prismas ubicados a 2 mm de la superficie del material base tal como lo muestra la figura 3.11 (centrados respecto al depósito). Las caras tenían las dimensiones finales, mientras que la longitud de la probeta era ajustada una vez mecanizada la entalla.

-Una de las caras se pulía a espejo y se realizaba un macroataque que permitía visualizar el cordón de soldadura. A continuación se marcaba, con gramil, una línea central de la unión soldada, donde se debía hacer la entalla (figura 3.13).

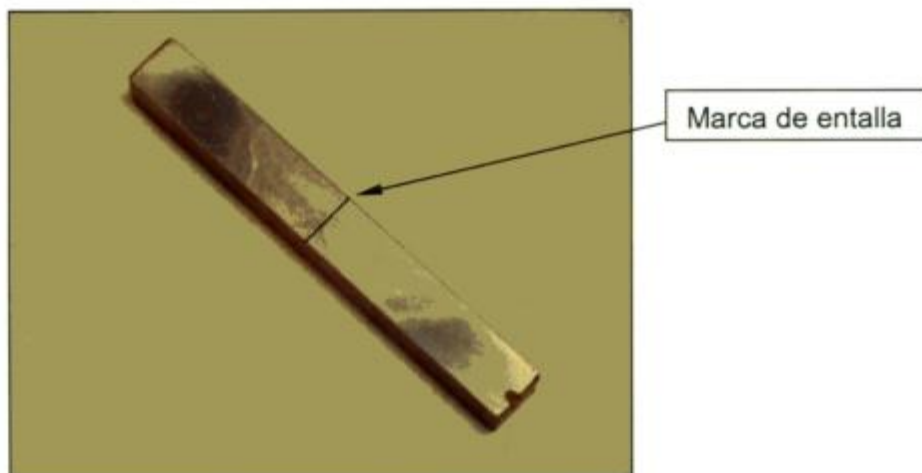


Figura 3.13. Prisma marcado para mecanizado final.

-Con la probeta marcada se mecanizaba la entalla y se ajustaba el largo de las mismas.

Además se cuantificó la región columnar y equiaxial en la zona donde se mecanizó la entalla en V (figura 3.14). La norma seguida durante el ensayo es la ASTM E23-00.

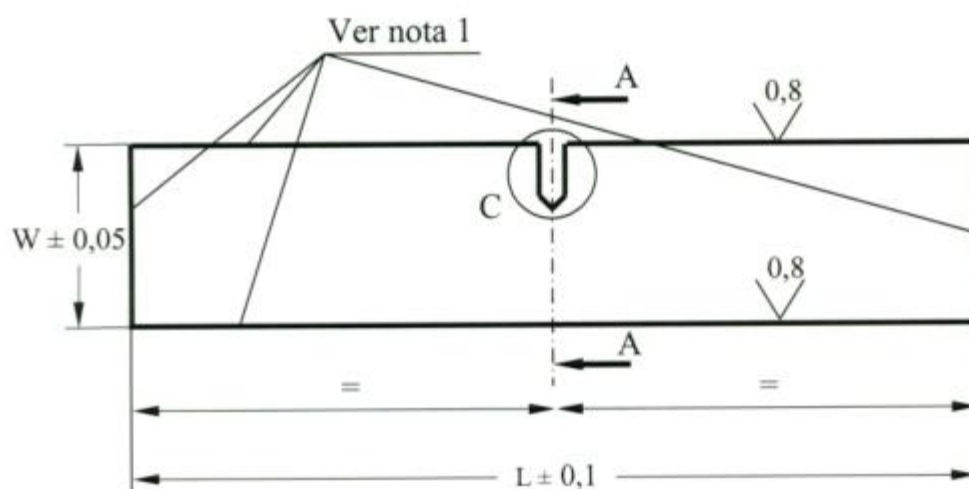


Figura 3.14. Zona columnar y equiaxial de probeta Charpy.

Se caracterizó la superficie de fractura de las probetas Charpy ensayadas a -30°C , en los tres tipos de alambres. Las superficies fueron observadas con un microscopio electrónico de barrido Philips XL-30 provisto por el "Centro de Investigación Industrial" (CINI) de Siderca.

3.9.4 Ensayos CTOD

El diseño de las probetas es el que se muestra en la figura 3.15. La norma de referencia seguida durante el ensayo es la BS7448-91.



Nota1: La perpendicularidad y el paralelismo deben estar dentro de 0.04 mm.

Figura 3.15. Esquema de las probetas de fractomecánica.

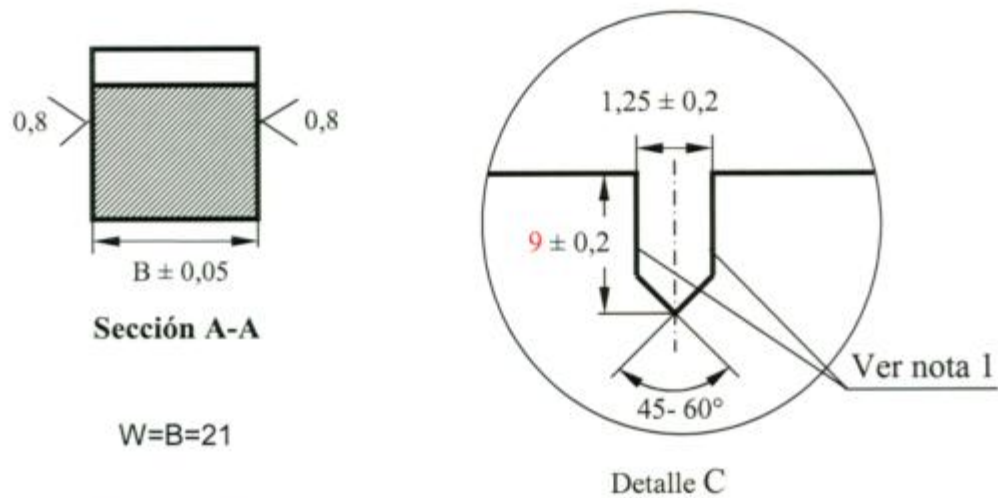


Figura 3.15. Esquema de las probetas de fractomecánica.

La carga empleada para el prefisurado de las probetas fue de 1100Kg, utilizando un dispositivo del tipo excéntrico acoplado a un motor que giraba a unas 1300rpm, para generar las cargas de tracción y compresión en la entalla (las prefisuras se realizaron a temperatura ambiente). La extensión de la prefisura fue de 1.5mm +/-0.2mm y el tiempo necesario para generar la entalla fue de 45 minutos aproximadamente para todas las probetas. En la figura 3.16 se puede ver la ubicación de la probeta en el mecanismo de prefisura.



Figura 3.16. Montaje de probeta en dispositivo para prefisurado.

Para el gráfico de carga-apertura de entalla se utilizó la máquina INSTRON 1131 con mordazas especiales para lograr el apoyo en tres puntos. Los ensayos se efectuaron a una temperatura de +10+/-1°C, para lo cual se utilizó un baño de alcohol etílico en donde se sumergían las probetas. En la figura 3.17 se muestra el equipo de ensayo.



Figura 3.17. Montaje de probeta en dispositivo para ensayo de CTOD.

Una vez que las probetas fueron ensayadas se procedió a seccionarlas, sumergiéndolas en nitrógeno líquido para facilitar la fractura. Finalmente, con los datos obtenidos de ensayo y los distintos a_n medidos sobre la superficie de fractura de las probetas, se calculó el CTOD para cada una de ellas.

Las expresiones utilizadas para el cálculo del CTOD son, de acuerdo a la norma británica BS7448-91:

Cálculo de la precarga

$$F = \frac{B \times (W - a)^2 \times (\sigma_{YSP} \cdot \sigma_{TSP})}{4S}$$

Donde:

$F_f=567\text{Kg}$ (precarga)

$B=21\text{mm}$ (espesor de la probeta)

$W=21\text{mm}$ (ancho efectivo de la probeta a ensayar)

$a=9\text{mm}$ (longitud de entalla)

$\sigma_{YSP}=40\text{Kg/mm}^2$ (tensión de fluencia del metal de la soldadura a la temperatura de prefisurado)

$\sigma_{TSP}=50\text{Kg/mm}^2$ (resistencia a la tracción del metal de soldadura a la temperatura de prefisurado)

$S=120\text{mm}$ (separación entre apoyos)

Cálculo del CTOD

$$\delta = \left[\frac{F.S}{B.W^{1.5}} \times f \left[\frac{a_0}{W} \right] \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.4W+0.6a_0+z}$$

$$f \left[\frac{a_0}{W} \right] = \frac{3 \left[\frac{a_0}{W} \right]^{0.5} \left[1.99 - \left[\frac{a_0}{W} \right] \left[1 - \frac{a_0}{W} \right] \left[2.15 - \frac{3.93a_0}{W} + \frac{2.7a_0^2}{W^2} \right] \right]}{2 \left[1 + \frac{2a_0}{W} \right] \left[1 - \frac{a_0}{W} \right]^{1.5}}$$

Donde:

δ : CTOD (crack tip opening displacement)

a_0 : valor del promedio ponderado de las nueve mediciones de la longitud inicial de fisura.

$$a_0 := \frac{\frac{(a_1 + a_9)}{2} + \frac{(a_2 + \dots + a_8)}{7}}{2}$$

$f(a_0/W)$: factor geométrico

F: carga máxima de la curva Carga-Apertura de entalla.

V_p : componente plástica (V_p) de la curva Carga-Apertura de entalla, obtenida de ensayo (mm).

B: espesor de la probeta (mm).

W: ancho efectivo de la probeta a ensayar (mm).

ν : coeficiente de Poisson.

E: módulo de elasticidad del material (Kg/mm^2).

S: separación entre rodillos (mm).

σ_{ys} : tensión de fluencia del metal de soldadura a la temperatura de ensayo (Kg/mm^2).

z: altura de las cuchillas (mm).

CAPÍTULO 4

RESUTADOS

4.1- Cupones soldados

En el siguiente gráfico se puede ver la variación del calor aportado en los diferentes cupones soldados.

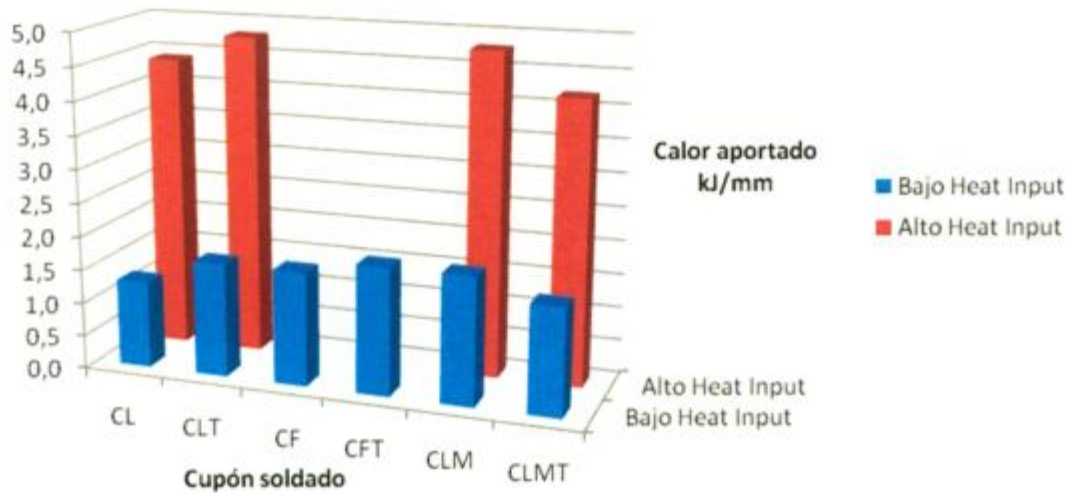


Figura 4.1. Variación de calor aportado

De la figura 4.1 se observa que el calor aportado para los cupones de bajo heat input varió entre 1,3 y 1,9 kJ/mm. Mientras que para los cupones elaborados con un alto aporte térmico el heat input varió entre 4,2 y 4,8 kJ/mm.

Se observó que en aquellos alambres soldados con una atmósfera protectora de 75%Ar-25%CO₂ la transferencia fue tipo spray, con menos salpicado que para aquellos soldados con 100%CO₂ (donde la transferencia fue de tipo globular). El alambre que tuvo una mejor característica operativa (aspecto superficial, deposición, control del arco, desprendimiento de escoria) fue el alambre E71T-12 MJ H8 con mezcla 75%Ar-25%CO₂ seguido por el E81T1-Ni1MJ soldado con mezcla y finalmente el E81T1-Ni1J con 100%CO₂.

En la figura 4.2 se puede observar el aspecto superficial de las soldaduras efectuadas con el alambre E71T-12 MJ H8 con mezcla 75%Ar-25%CO₂. El cordón que se presenta en la figura constituye la primera pasada efectuada en el cupón CL-1.

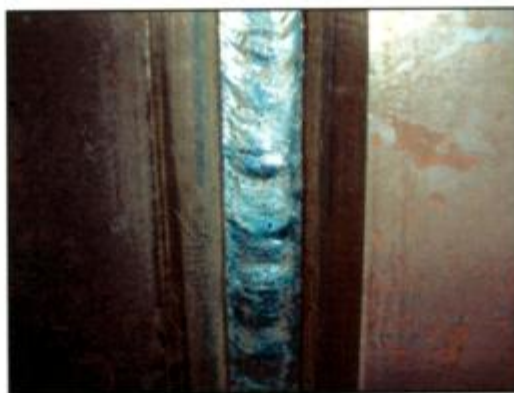


Figura 4.2. Aspecto de los cordones soldados con E71T-12 MJ H8 y bajo heat input.

4.2- Composición Química

En las tablas 4.1, 4.2 y 4.3 se muestran las composiciones químicas de los aportes obtenidos con los alambres (CL y CLT), (CF y CFT) y (CLM y CLMT) respectivamente, en las dos condiciones de tratamiento térmico y calor aportado.

CUPÓN	Elemento											
	% C	% Mn	% S	% P	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V	% Cu	% Sn	%As
CL-2	0,05	1,11	0,007	0,017	0,29	0,70	0,02	0,01	0,017	0,02	0,004	-
CL-1	0,05	1,15	0,007	0,017	0,30	0,70	0,02	0,01	0,022	0,02	0,003	0,003
CLT-2	0,05	1,17	0,007	0,016	0,32	0,79	0,02	0,01	0,020	0,02	0,003	0,002
CLT-1	0,05	1,09	0,007	0,018	0,27	0,71	0,02	0,01	0,021	0,02	0,003	0,002

CUPÓN	Elemento						
	%Al	%Ca	% Nb	%Ti	%B	%O2	%N
CL-2	0,006	-	0,006	0,043	0,0042	0,0474	0,0067
CL-1	0,007	0,0002	0,009	0,053	0,0045	0,0480	0,0089
CLT-2	0,006	0,0001	0,008	0,048	0,0050	0,0465	0,0063
CLT-1	0,006	0,0003	0,008	0,053	0,0041	0,0452	0,0082

Tabla 4.1. Composición química cupones E81T1-Ni1J.

CUPÓN	Elemento											
	% C	% Mn	% S	% P	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V	% Cu	% Sn	%As
CF-1	0,05	1,01	0,009	0,017	0,26	0,93	0,03	0,01	0,020	0,01	0,007	0,001
CFT-1	0,06	1,19	0,009	0,016	0,32	1,01	0,03	0,01	0,021	0,01	0,007	0,007

CUPÓN	Elemento						
	%Al	%Ca	% Nb	%Ti	%B	%O2	%N
CF-1	0,001	0,0001	0,001	0,041	0,0029	0,0309	0,0055
CFT-1	0,001	0,0001	0,001	0,040	0,0039	0,0354	0,0019

Tabla 4.2. Composición química cupones E81T1-Ni1MJ.

CUPÓN	Elemento											
	% C	% Mn	% S	% P	% Si	% Ni	% Cr	%Mo	% V	% Cu	% Sn	%As
CLM-2	0,06	1,25	0,008	0,015	0,28	0,36	0,03	0,01	-	0,03	0,002	-
CLM-1	0,05	1,32	0,007	0,014	0,33	0,40	0,03	-	0,012	0,03	0,002	0,002
CLMT-2	0,05	1,33	0,008	0,014	0,30	0,40	0,03	0,01	-	0,03	0,002	-
CLMT-1	0,05	1,39	0,009	0,017	0,35	0,43	0,03	-	0,01	0,03	0,003	0,002

CUPÓN	Elemento						
	%Al	%Ca	% Nb	%Ti	%B	%O2	%N
CLM-2	0,001	0,0001	0,004	0,032	0,0040	0,0449	0,0117
CLM-1	0,002	0,0001	0,008	0,042	0,0046	0,0351	0,0039
CLMT-2	0,001	0,0001	0,007	0,037	0,0047	0,0473	0,0070
CLMT-1	0,002	0,0003	0,007	0,042	0,0047	0,0365	0,0042

Tabla 4.3. Composición química cupones E71T-12 MJ H8.

En las tablas 4.1, 4.2 y 4.3 se observa que el contenido de carbono fue de 0,05-0,06% en todos los cupones soldados. Los contenidos de manganeso, silicio y titanio aparecen sin variación apreciable.

El contenido de níquel para los cupones soldado con el alambre E71T-12 MJ H8 es aproximadamente la mitad de las cantidades presentes en los alambres E81T1-Ni1J y E81T1-Ni1MJ.

Para todos los cupones se verificó que el contenido de azufre varió entre 70 y 90 ppm, mientras que para el fósforo el rango de variación fue entre 130 y 170ppm

Los tenores de Boro y Niobio son menores para el alambre E81T1-Ni1MJ, con valores de 29-39ppm y 10ppm respectivamente. Las cantidades de boro varían entre 41 y 50ppm para los alambres E81T1-Ni1J y de 40 a 47ppm para el E71T-12 MJ H8; mientras que los contenidos de niobio varían entre 60-90ppm para el E81T1-Ni1J y 40-80ppm para el E71T-12 MJ H8.

Los contenidos de vanadio son algo menores para el alambre E71T-12 MJ H8 con un promedio de 110ppm. Para los alambres E81T1-Ni1J y E81T1-Ni1MJ se ve un aumento, llegando a los 200ppm en los cupones soldados con el alambre E81T1-Ni1J.

El contenido de oxígeno no tiene variación en los cupones soldados con el alambre E81T1-Ni1J, variando entre 452 y 480 ppm. Para el alambre E81T1-Ni1MJ entre 309 y 354 ppm. Es decir se observa un menor valor para las soldaduras realizadas con mezcla Ar-CO₂. Esto también se verifica para el alambre E71T-12 MJ H8 en el cual el tenor de O₂ varió de 449 a 473ppm para las uniones efectuadas con CO₂ y alto calor aportado, mientras que los

menores fueron de 351 a 365ppm para las soldaduras realizadas con Ar-CO₂ y bajo calor aportado.

4.3- Cuantificación Macro y Microestructural

4.3.1- Macroestructura

En la figura 4.3 y 4.4 se pueden ver dos ejemplos de macroestructuras para las dos condiciones de calor aportado y un mismo alambre, mostrando la línea utilizada para cuantificar la zona columnar y equiaxial. Se observa que el ancho promedio de las pasadas en el caso de las soldaduras realizadas con alto heat input fue de 22mm con un espesor de las pasadas de 8mm, mientras que en el caso de los cupones de bajo calor aportado se empleó una oscilación de 8mm con un espesor de las pasadas de 4mm.

En la tabla 4.4 se presentan los resultados de la cuantificación de las zonas columnar y equiaxial a lo largo de la línea central al cordón de soldadura.

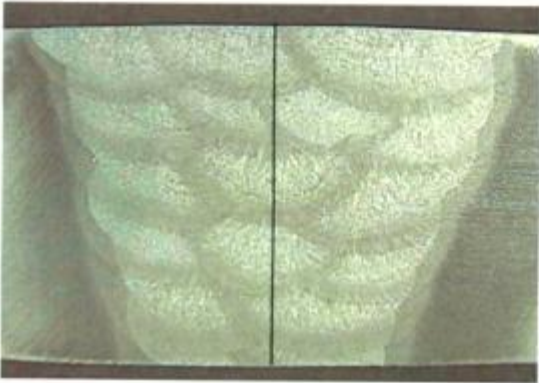


Figura 4.3. Cupón CLT-1

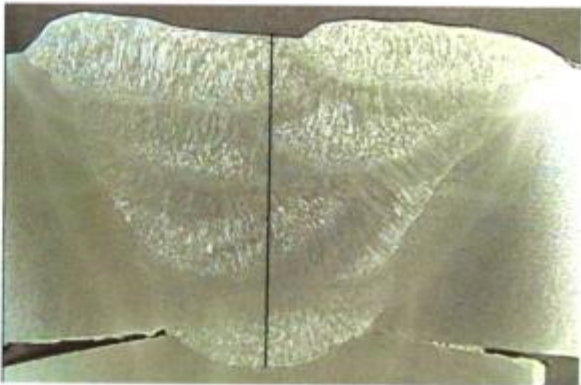


Figura 4.4. Cupón CLT-2

Macrografías para cupones soldados con alto y bajo heat input.

Bajo Heat Input		
Cupón	ZC %	ZR %
CL-1	46	54
CLT-1	51	49
CF-1	43	57
CFT-1	44	56
CLM-1	56	44
CLMT-1	53	47

Alto Heat Input		
Cupón	ZC %	ZR %
CL-2	55	45
CLT-2	53	47
CLM-2	61	39
CLMT-2	56	44

Tabla 4.4. Zona columnar y recristalizada de los diferente cupones soldados

El porcentaje de zona columnar y equiaxial depende no sólo del calor aportado sino también de secuencia de pasadas. En el caso de bajo calor aportado la tabla 3.5 se muestra la cantidad de pasadas y capas para los cupones soldados (la cantidad de pasadas varió entre 17 y 22 mientras que las capas conformadas fueron entre 7 y 8). Para alto calor aportado la secuencia implicó dos cordones por capa (figura 4.4.). Los porcentajes de zona recrystalizada en la línea media resultaron del orden de 15 % mayores para bajo calor aportado.

Como el porcentaje de la zona equiaxial y columnar afecta particularmente los resultados en los ensayos de tracción y Charpy se efectuó un análisis macroestructural sobre las probetas Charpy. Se determinó el porcentaje de zona columnar y recrystalizada sobre la línea que servía de ubicación de la entalla (ver tabla 4.5) para cuatro probetas representativas de las 21 sacadas por cupón de soldadura. Para la mayoría de las probetas se obtuvo una proporción de entre 28 y 38% para la zona columnar (ver figura 4.5), salvo para las probetas de los cupones CL-1 y CLT-1 en donde la proporción fue mayor (de 42 a 43%).

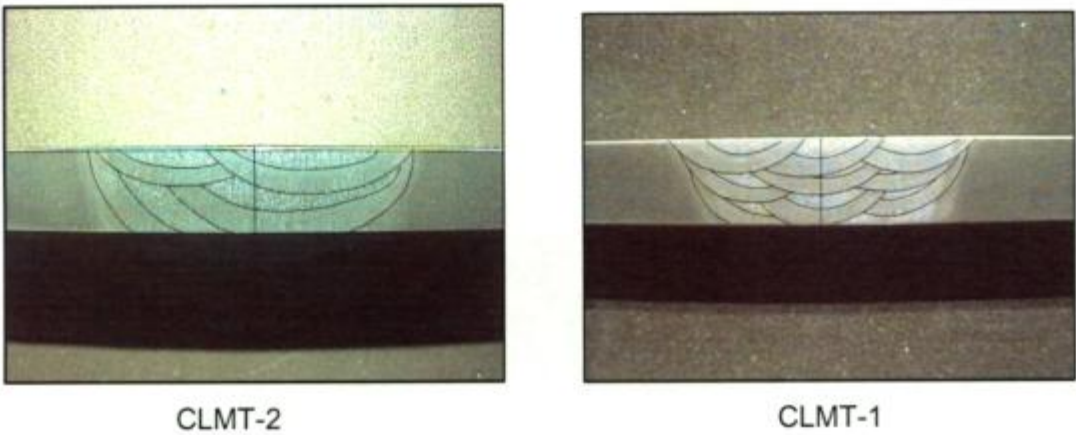


Figura 4.5. Fotografía de la zona en donde se realizaron las entallas.

Bajo Heat Input			Alto Heat Input		
Cupón	ZC (%)	ZE (%)	Cupón	ZC (%)	ZE (%)
CL-1	43+/-2	57+/-2	CL-2	30+/-2	70+/-2
CLT-1	42+/-3	58+/-3	CLT-2	28+/-2	72+/-2
CF-1	34+/-4	66+/-4	CLM-2	35+/-2	65+/-2
CFT-1	31+/-1	69+/-1	CLMT-2	38+/-2	62+/-2
CLM-1	36+/-2	64+/-2			
CLMT-1	37+/-3	63+/-3			

Tabla 4.5. Porcentaje de zona columnar y equiaxial en la zona de la entalla.

4.3.2- Microestructura

En la tabla 4.6 se muestra la cuantificación de los distintos microconstituyentes presentes en los alambres estudiados. Se agruparon los dos tipos de ferrita (en borde de grano y poligonal) PF(G) y PF(I) como **PF**, así también la ferrita de segundas fases (alineadas y no alineadas) como **FS**. A su vez se determinó el ancho promedio de grano austenítico primario y el tamaño de grano promedio en la zona recristalizada, todos para la última pasada de las juntas soldadas.

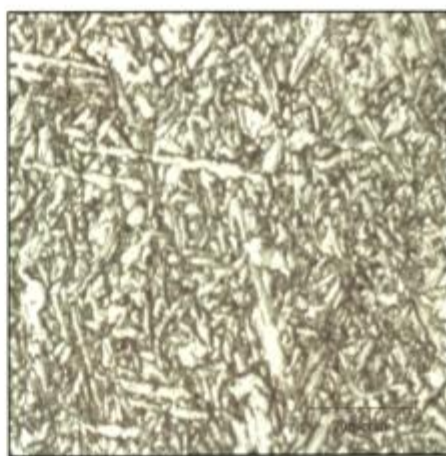
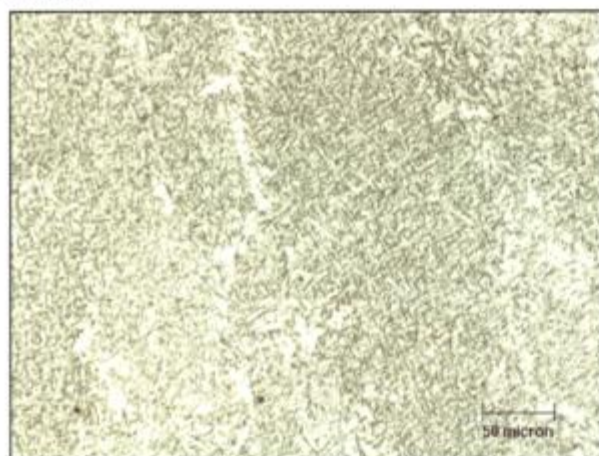
Cupón	AF%	PF%	FS%	Tamaño de grano columnar (μm)	Tamaño de grano recristalizado (μm)	Tamaño de acícula Largo/Ancho (μm)
CL-1	70	27	3	110	5,7	8 / 1,5
CLT-1	66	28	6	132	6,8	8 / 2
CF-1	64	27	9	134	6,2	10 / 1,5
CFT-1	70	27	3	130	6,6	9 / 1,5
CLM-1	68	22	10	158	6,5	9 / 1
CLMT-1	69	26	5	162	6,3	9 / 1,5
CL-2	64	33	3	220	7,8	18 / 3
CLT-2	61	30	3	205	7,5	19 / 3
CLM-2	62	33	5	285	9,1	18 / 3
CLMT-2	65	31	4	270	8,7	17 / 3

Tabla 4.6. Cuantificación microestructural de la última pasada en todos los cupones.

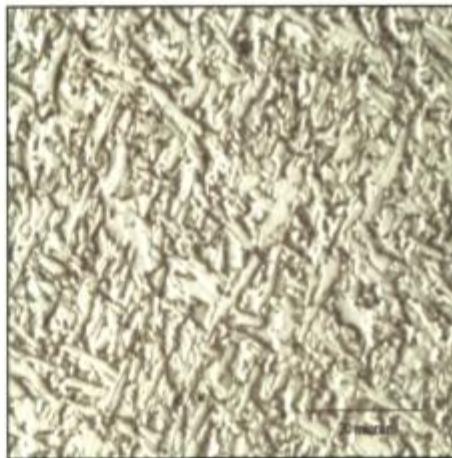
Se observa, en la tabla 4.6, que el tamaño de grano columnar y el tamaño de grano recristalizado disminuye con el calor aportado en todos los cupones soldados. Los menores valores se registraron en el cupón CL-1, en el cuál el calor aportado promedio fue de 1.3 kJ/mm.

En cuanto a los microconstituyentes que forman parte de la estructura columnar, se observa una proporción algo mayor de ferrita acicular (AF) para aquellos cupones soldados con bajo calor aportado, y una tendencia en la disminución de la ferrita en borde de grano PF(G). En cuanto a la ferrita de segundas fases alineadas su cantidad permanece casi constante con la variación del calor aportado. Dichas variaciones en los valores de ferrita acicular (AF), ferrita en borde de grano (PF G) y fases alineadas (FS A) muestran similares variaciones a los electrodos con similares contenido de Mn estudios por G.M. Evans (29).

En las figuras 4.6 a 4.10 se muestran las microestructuras observadas en los diferentes cupones. En todos los casos se observa un crecimiento en el tamaño de las acículas con el calor aportado, en aproximadamente un factor 2. La figura 4.11 visualiza el tamaño de grano en la zona equiaxial para dos cupones soldados con el mismo alambre pero distinto calor aportado.

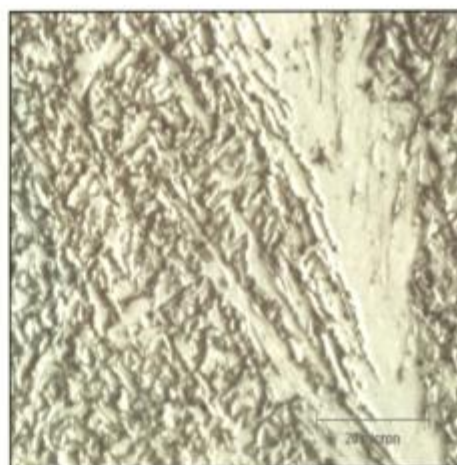
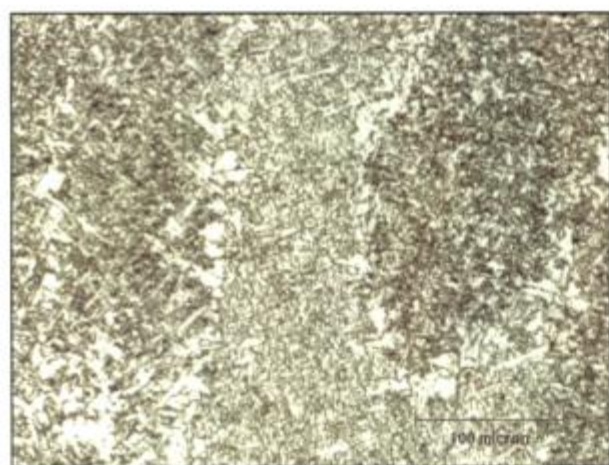


Micrografías cupón **CL-1**



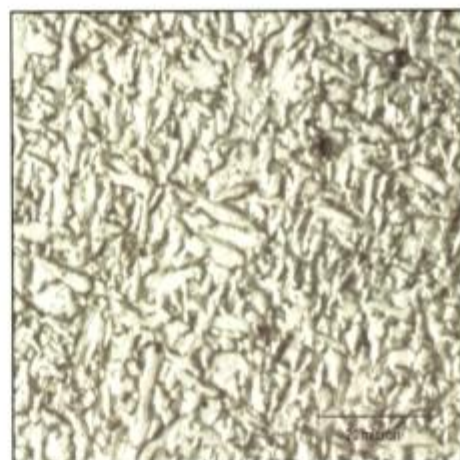
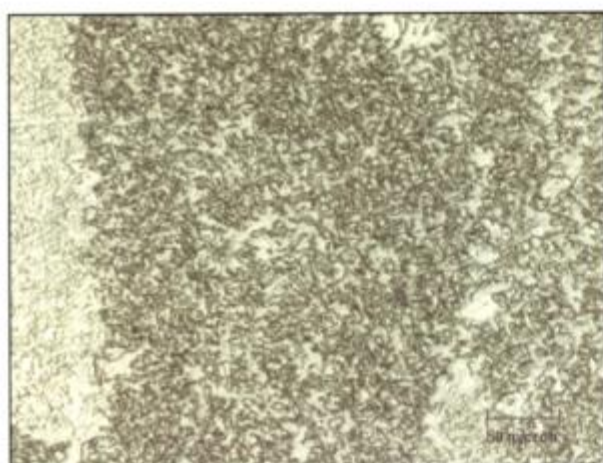
Micrografías cupón **CL-2**

Figura 4.6. Microestructura de zona columnar para los cupones CL-1 y CL2



Micrografías cupón **CLT-1**

Figura 4.7. Microestructura de zona columnar para los cupones CLT-1 y CLT-2



Micrografías cupón **CLT-2**

Figura 4.7. Microestructura de zona columnar para los cupones CLT-1 y CLT-2

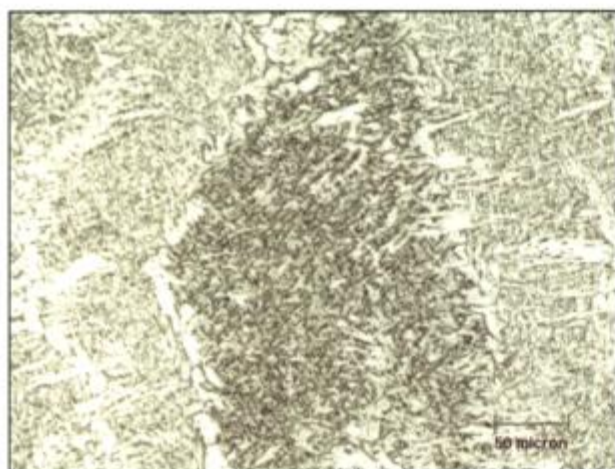


Micrografías cupón **CF-1**

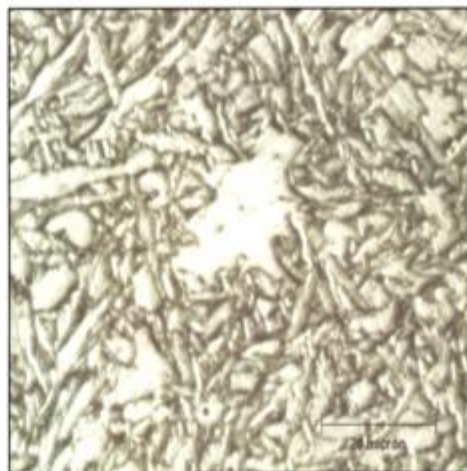
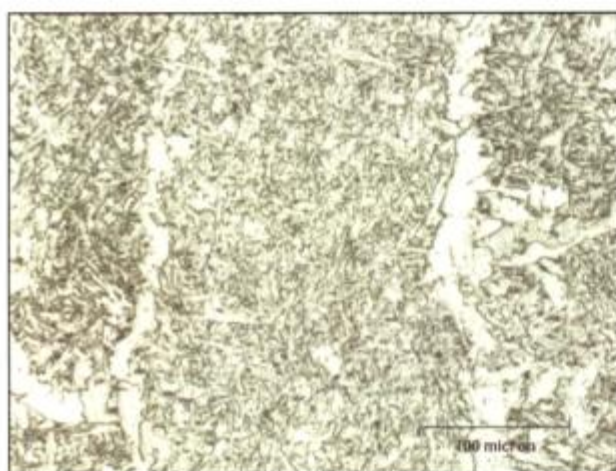


Micrografías cupón **CFT-1**

Figura 4.8. Microestructura de zona columnar para los cupones CF-1 y CFT-1

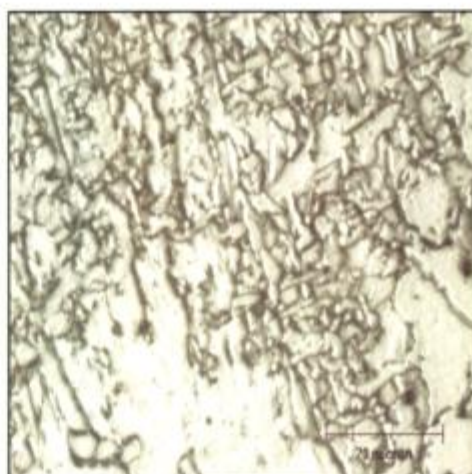
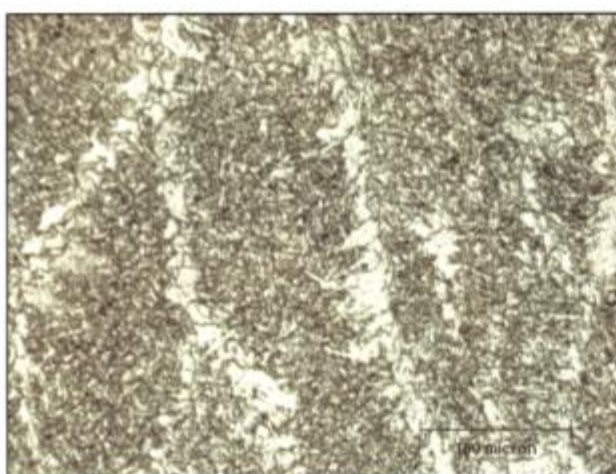


Micrografías cupón **CLM-1**



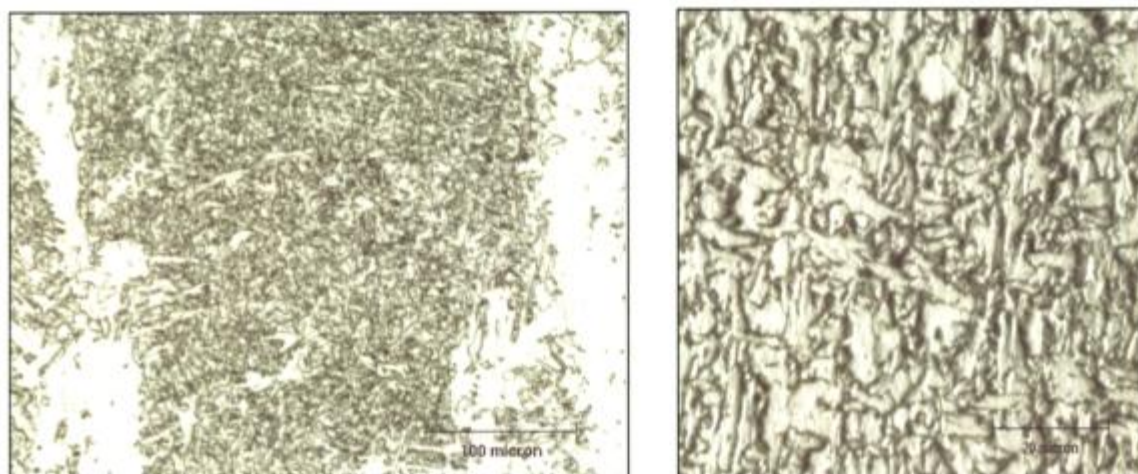
Micrografías cupón **CLM-2**

Figura 4.9. Microestructura de zona columnar para los cupones CLM-1 y CLM-2



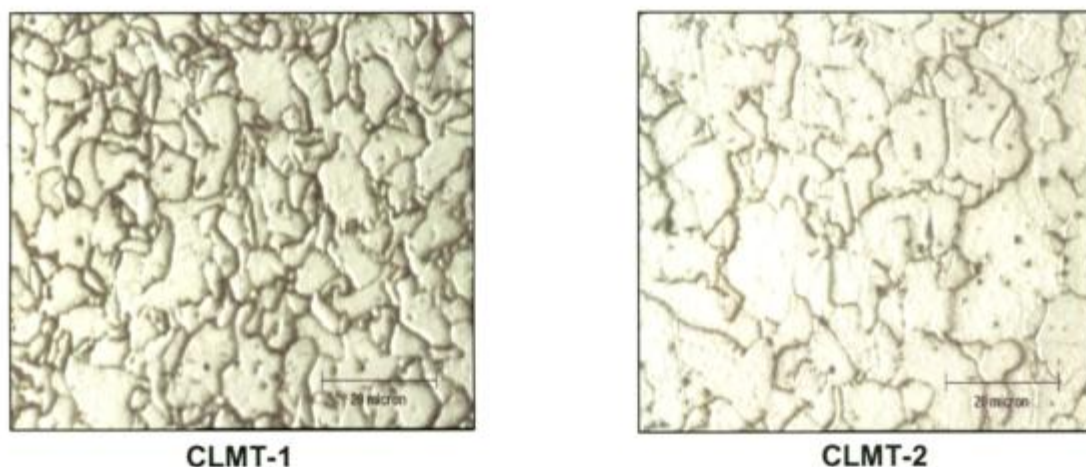
Micrografías cupón **CLMT-1**

Figura 4.10. Microestructura de zona columnar para los cupones CLMT-1 y CLMT-2



Micrografías cupón **CLMT-2**

Figura 4.10. Microestructura de zona columnar para los cupones CLMT-1 y CLMT-2



CLMT-1

CLMT-2

Figura 4.11. Tamaño de grano en zona recristalizada

4.4- Estudio inclusionario

Con el uso del microscopio electrónico de barrido (SEM) se obtuvo información acerca de la distribución y composición de las inclusiones en la zona columnar del último cordón de soldadura para los alambres estudiados. En la tabla 4.7 se muestra la cantidad de partículas cuantificadas para cada rango de tamaños. En la tabla 4.8 se presenta la cuantificación de la cantidad de inclusiones, indicando la cantidad de campos estudiados y la cantidad de partículas en cada área medida.

Rango de Tamaños (μm)	Cantidad de partículas				
	CLT-1	CL-2	CF-1	CLM-1	CLM-2
0-2,5	368	1065	0	443	1252
2,5-3	116	424	315	142	523
3-3,5	73	214	114	53	291
3,5-4	31	64	81	24	131
4-4,5	10	26	28	4	62
4,5-5	3	20	11	4	38
5-5,5	1	7	2	2	18
5,5-6	1	2	5	1	17
6-6,5	1	1	2	1	5
6,5-7	1	2	3	0	3
7-7,5	0	0	1	2	2
7,5-8	1	0	1	0	0
8-8,5	0	2	0	0	0
8,5-9		2	0	2	1
9-9,5		1	0	0	1
9,5-10			0	0	0
10-10,5			0	0	
10,5-11			0	1	
11-11,5			0		
11,5-12			1		
12-12,5					
12,5-13					

Tabla 4.7. Cantidad de partículas para los rangos de tamaños de inclusiones.

Probeta	Campos	Área (mm ²)	N°Partículas	Densidad (Part./mm ²)
CF-1	135	39,85	564	14,15
CLT-1	158	46,64	601	12,89
CLM-1	130	38,38	680	17,72
CL-2	140	41,33	822	19,89
CLM-2	156	46,05	2320	50,38

Tabla 4.8. Cuantificación de inclusiones

Se observa que las inclusiones presentes en el metal de soldadura contienen principalmente titanio, manganeso y silicio, mostrando que las cantidades de titanio y manganeso presentan una variación de entre 30 y 40%, mientras que en el silicio la variación es del orden del 10% (ver tabla 4.9).

Cupón	Composición Química						
	Mg%	Al%	Si%	S%	Ca%	Ti%	Mn%
CF-1	3,06	5,43	12,49	3,41	2,21	32,13	34,67
CLT-1	3,17	8,58	10,72	3,53	1,78	34,15	30,46
CLM-1	2,14	4,66	12,07	2,74	1,77	31,29	39,52
CL-2	2,63	8,64	7,77	3,12	1,77	38,80	30,34
CLM-2	2,16	4,25	12,25	3,62	1,35	28,62	42,11

Tabla 4.9. Composición química de inclusiones

En las figuras 4.12 y 4.13 se presenta la distribución de tamaños de las inclusiones mostrado en la tabla 4.8. Se observa una mayor cantidad de inclusiones para las probetas con mayor calor aportado. Apreciándose con mayor claridad para tamaños de hasta 3,5 micrones. Para el alambre E71T-12 MJ H8 (cordón CLM y CLMT) se puede observar el efecto de la atmósfera y el calor aportado; el material soldado con 100%CO₂ y el mayor calor aportado presenta una mayor densidad de inclusiones.

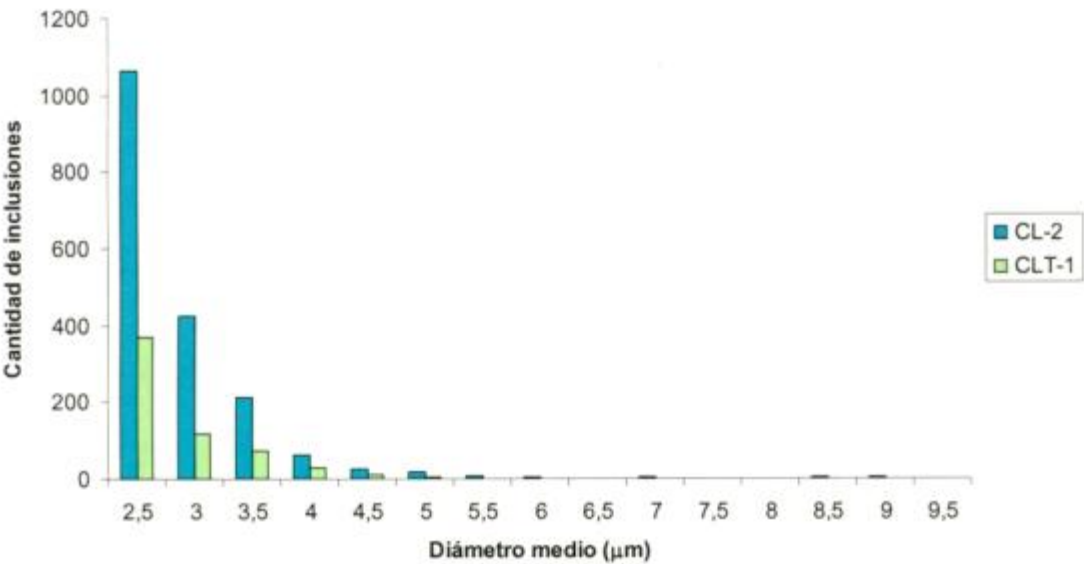


Figura 4.12. Distribución de tamaños en cupones E81T1-Ni1J.

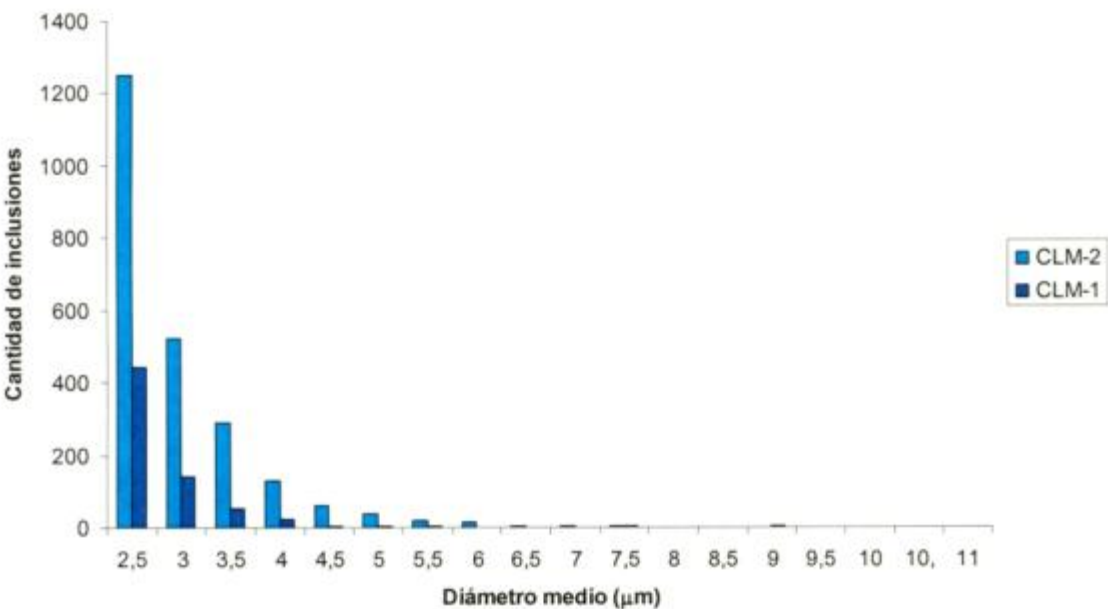


Figura 4.13. Distribución de tamaños en cupones E71T-12 MJ H8.

En todos los cupones estudiados las inclusiones son esféricas, en la figura 4.14 se presenta el caso del cupón CL-2.

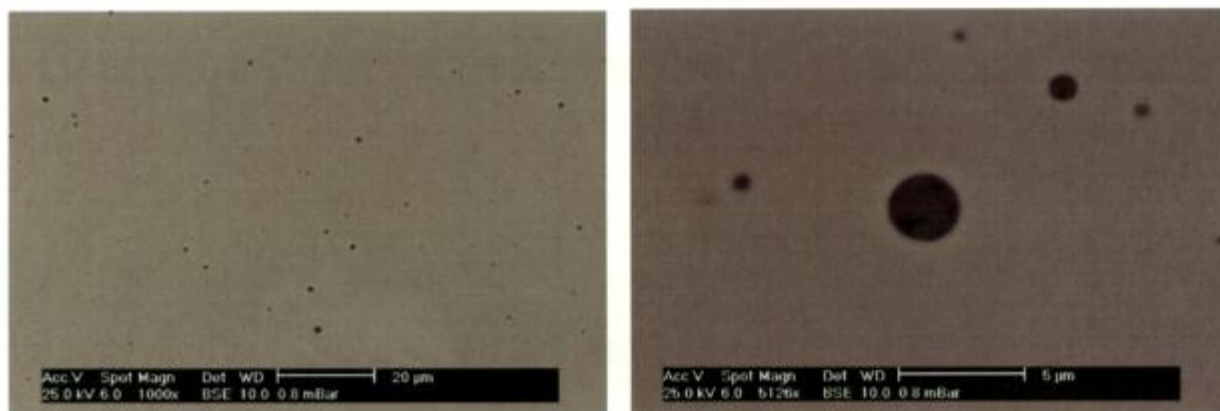


Figura 4.14. Forma de las inclusiones presentes en el alambre CL-2

4.5- Estudio de precipitados por TEM

En el tiempo disponible para el desarrollo de esta tesis se pudo efectuar un primer análisis que permitió ver algunas tendencias que deberían confirmarse con estudios más intensivos. Se analizaron aquellos cupones que presentaban diferencias notables en las curvas de transición. Los alambres estudiados fueron el E81T1-Ni1J en la condición de alto aporte térmico sin y con tratamiento térmico (CL2 y CLT2) y el E81T1-Ni1MJ con bajo calor aportado con y sin tratamiento térmico de alivio de tensiones (CF1 y CFT1).

En el estudio de las réplicas se cuantificaron inicialmente aquellas partículas de mayor tamaño (superiores a 600nm), observándose que los elementos presentes eran predominantemente titanio y manganeso, por lo que se las clasificó como inclusiones y el estudio se focalizó en aquellas partículas de menor tamaño.

En los cupones del alambre E81T1-Ni1J, en la condición de alto aporte térmico sin y con tratamiento térmico (CL2 y CLT2), se detectaron partículas de tamaños entre 20nm y 150nm con importante contenidos de Nb y algo de V (figura 4.15). En las réplicas obtenidas del cordón con tratamiento térmico (CLT-2) se observó una mayor cantidad de partículas del rango considerado, facilitando su identificación y análisis. En el caso del alambre E81T1-Ni1MJ no se apreciaron partículas con contenidos de niobio y vanadio para el cupón "como soldado" (cupón CF-1). Apareciendo algunas partículas con contenido de vanadio y niobio para la condición "como tratado" (CFT-1).

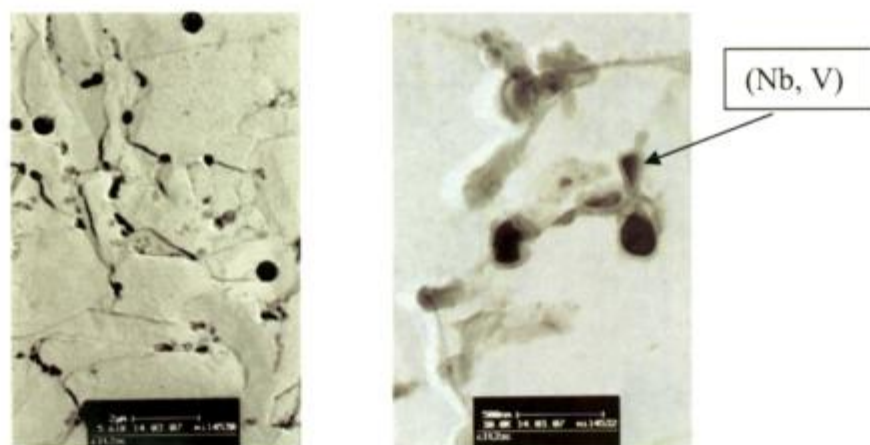


Figura 4.15. Partículas en zona columnar del cupón CLT-2

4.6-Propiedades mecánicas

4.6.1- Microdureza Vickers

En la tabla 4.10 se muestran los valores promedio registrados en la región donde se extrajeron las probetas de tracción en todos los cupones soldados, tanto en la zona columnar como equiaxial. Los valores resultaron del promedio de cuatro mediciones efectuadas en las zonas estudiadas.

Bajo Heat Input			Alto Heat Input		
Cupón	ZC (HV)	ZR (HV)	Cupón	ZC (HV)	ZR (HV)
CL-1	206,8	186,8	CL-2	196,9	179,2
CLT-1	205,2	185,0	CLT-2	193,5	176,6
CF-1	197,2	177,5	CLM-2	179,3	165,8
CFT-1	181,2	165,1	CLMT-2	175,4	161,7
CLM-1	187,4	169,6			
CLMT-1	183,0	165,5			

Tabla 4.10. Microdureza en el metal de soldadura

Se observa que la dureza en la zona recristalizada es menor que la dureza en la zona columnar en los cupones estudiados. Esto es debido al menor tamaño de grano de la ferrita acicular (fase mayoritaria en la zona columnar de todas las probetas ensayadas) con respecto al tamaño de grano en la zona recristalizada. El calor aportado produce una reducción que varía entre 7.5 y 11.7 % en la micro dureza de la zona columnar que puede explicarse por el incremento observado en el porcentaje de ferrita en borde de grano (Tabla 4.6). En la zona recristalizada también se nota el efecto del calor aportado en la microdureza con

disminuciones de entre 3.8 y 8.4 % que son atribuibles al aumento del tamaño de grano (Tabla 4.6).

En los cupones estudiados no se observa un incremento de la dureza a causa del tratamiento térmico, es decir, no puede hablarse de la existencia de un efecto de endurecimiento a causa de dicho tratamiento térmico.

4.6-2- Ensayo de tracción

Se ensayaron dos probetas por cada cupón soldado, tanto para alto como para bajo calor aportado. La tabla 4.11 muestra los valores obtenidos de las probetas para las dos condiciones de tratamiento térmico. En dicha tabla se indica el límite convencional 0,2% $\sigma_{0.2}$, la resistencia a la tracción σ_{UTS} , la elongación $e(\%)$ de la probeta y la reducción de área $A(\%)$. En la figura 4.16 se grafican todos los valores correspondientes la tensión límite convencional del 0.2% para visualizar su variación con el calor aportado.

Heat Input	Probeta ensayada	Tensión límite conv.0.2% (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Elongación e(%)	Reducción área A(%)
BAJO HEAT INPUT	CL-1	515,1	573,2	23	73
	CLT-1	506,8	578,1	25	71
	CF-1	472,8	532,7	25	74
	CFT-1	410,7	498,2	31	74
	CLM-1	483,8	544,1	30	75
	CLMT-1	454	539,4	29	75
ALTO HEAT INPUT	CL-2	443	522,7	24	76
	CLT-2	439,7	524	24	76
	CLM-2	437,2	502,6	28	76
	CLMT-2	422,5	509,6	26	76

Tabla 4.11. Valores del ensayo de tracción

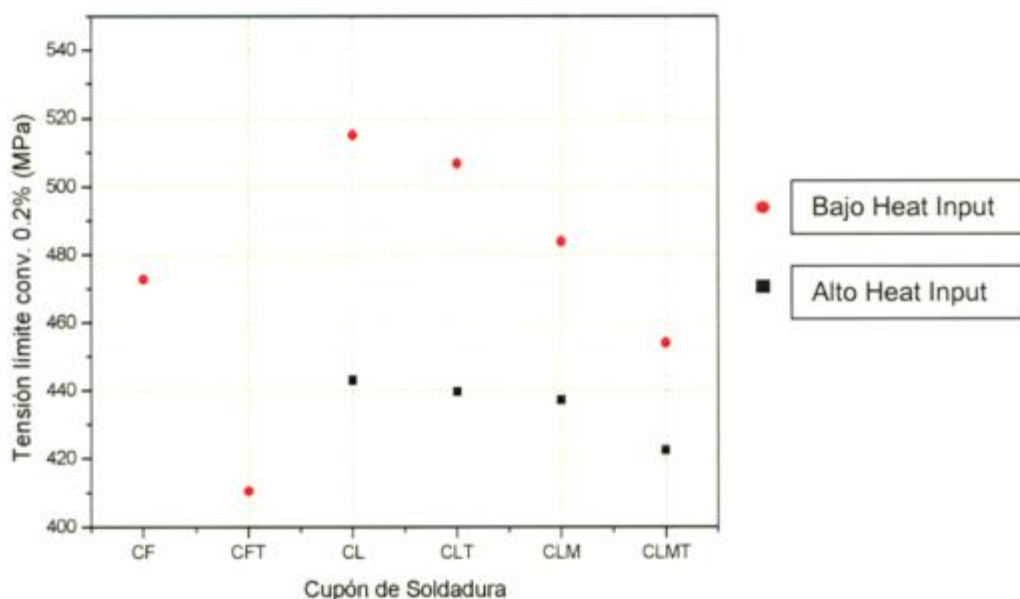


Figura 4.16. Tensión límite convencional 0.2% en los distintos cupones.

Se observa en todos los alambres, que aquellos sometidos a un tratamiento térmico de alivio de tensiones, hay una reducción en la tensión convencional de fluencia y de rotura. A su vez la mayor caída en los valores de σ_{fl} y σ_{UTS} se vio en el alambre E81T1-Ni1MJ, mostrando la mayor elongación.

Todos los alambres soldados con bajo heat input mostraron valores más altos de resistencia a la tracción en comparación con los soldados con alto heat input (ver figura 4.17), en coincidencia con los mayores valores de dureza obtenidos. Esto puede explicarse considerando el crecimiento de grano equiaxial con el calor aportado (Tabla 4-6). Dado que la probeta de tracción tenía un diámetro de 6 mm en la zona calibrada y fue extraída tomando como eje en una zona como la mostrada en la figura 3,9 donde el porcentaje de zona recrystalizada fue mayor.

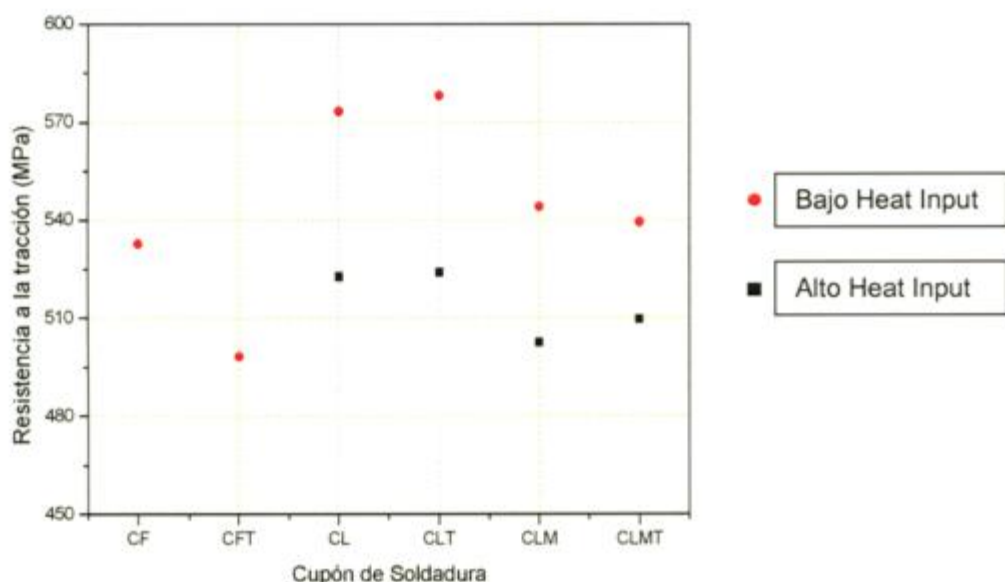


Figura 4.17. Resistencia a la tracción en los distintos cupones.

4.6-2 Ensayo de Charpy

En la tabla 4.12 se presentan los resultados de los ensayos de impacto Charpy en las probetas obtenidas de cada cupón. Las temperaturas ensayadas fueron a -60, -30, 0 y 20°C, evaluándose una cantidad de tres probetas como mínimo, para cada temperatura. Estos valores se grafican para mostrar las curvas de transición características de cada alambre en su condición de soldadura y tratamiento térmico (figuras 4.18 a 4.22).

Temperatura °C	Energía absorbida en Joule									
	CLT-2	CL-2	CLT-1	CL-1	CFT-1	CF-1	CLMT-2	CLM-2	CLMT-1	CLM-1
-60	44	41	5	10	104	86	5	7	9	23
-60	7	17	6	8	110	58	7	8	9	17
-60	8	20	4	6	12	72	5	11	9	19
-30	116	87	15	65	144	130	20	26	37	117
-30	44	102	14	42	140	128	23	30	80	107
-30	38	54	18	48	142	122	24	29	57	115
-30	27	128	18	78	140	125	15	25	78	94
0	148	178	78	114	158	164	157	120	138	129
0	160	166	66	152	210	156	183	135	134	113
0	152	164	104	135	168	139	132	122	153	123
20	182	142	120	170	211	153	154	123	168	147
20	176	136	160	160	206	144	164	150	166	143
20	180	176	130	152	199	146	187	143	164	160

Tabla 4.12. Valores del ensayo Charpy

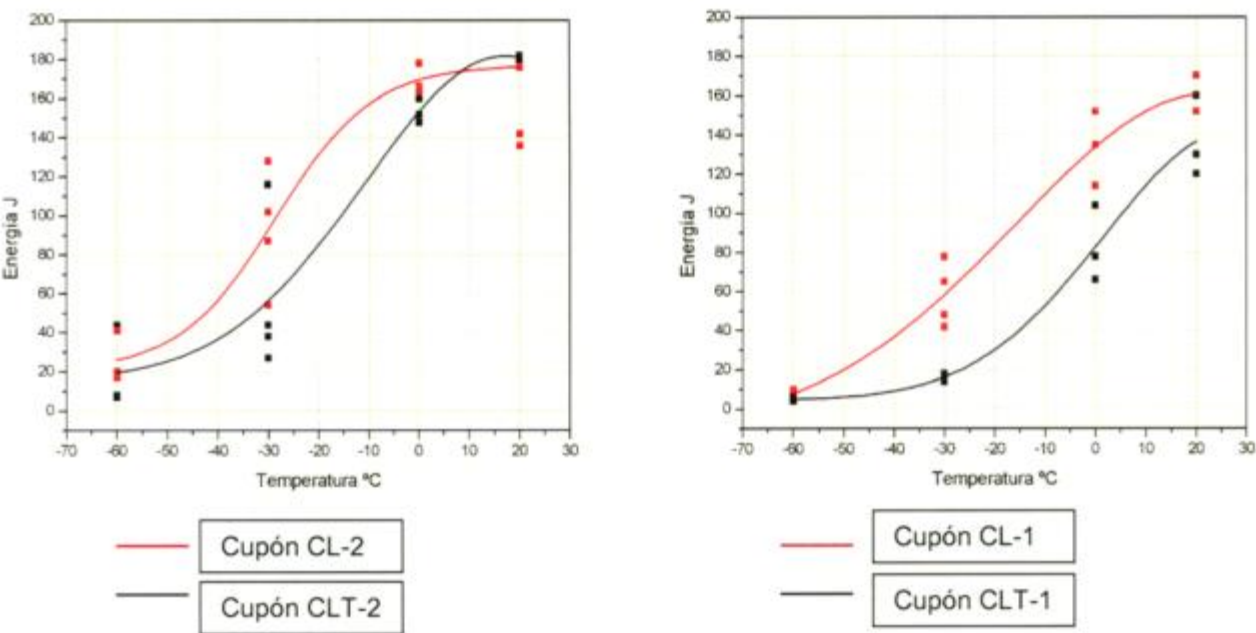


Figura 4.18. Valores Charpy para los cupones soldados con E81T1-Ni1J

La figura 4.18 se muestra el efecto del tratamiento térmico sobre los valores de Charpy para los cupones soldados con alambre E81T1-Ni1J (CL) con alto y bajo calor aportado; se observa un aumento en la temperatura de transición del orden de 15°C y 20°C (para alto y bajo calor aportado respectivamente) por efecto del tratamiento térmico efectuado.

Al comparar, tanto en la condición "como soldado" como luego del tratamiento térmico los valores Charpy para bajo y alto calor aportado (Figura 4.19), se detecta que la condición de bajo calor aportado, resulta con mayor temperatura de transición (hay un desplazamiento de aproximadamente 13°C entre las curvas CL-2 y CL-1. Este hecho puede explicarse tomando en cuenta que, debido a la distribución de las pasadas, los porcentajes de zona equiaxial en la región de la entalla, resultaron aproximadamente un 10% menores en los cordones soldados con bajo calor aportado. El tener menor porcentaje de zona de grano equiaxial produce un efecto negativo en la tenacidad; dicho efecto fue también detectado por G.M. Evans (29) para soldadura con electrodo manual, con desplazamientos en la temperatura de transición del orden de 15 a 20°C.

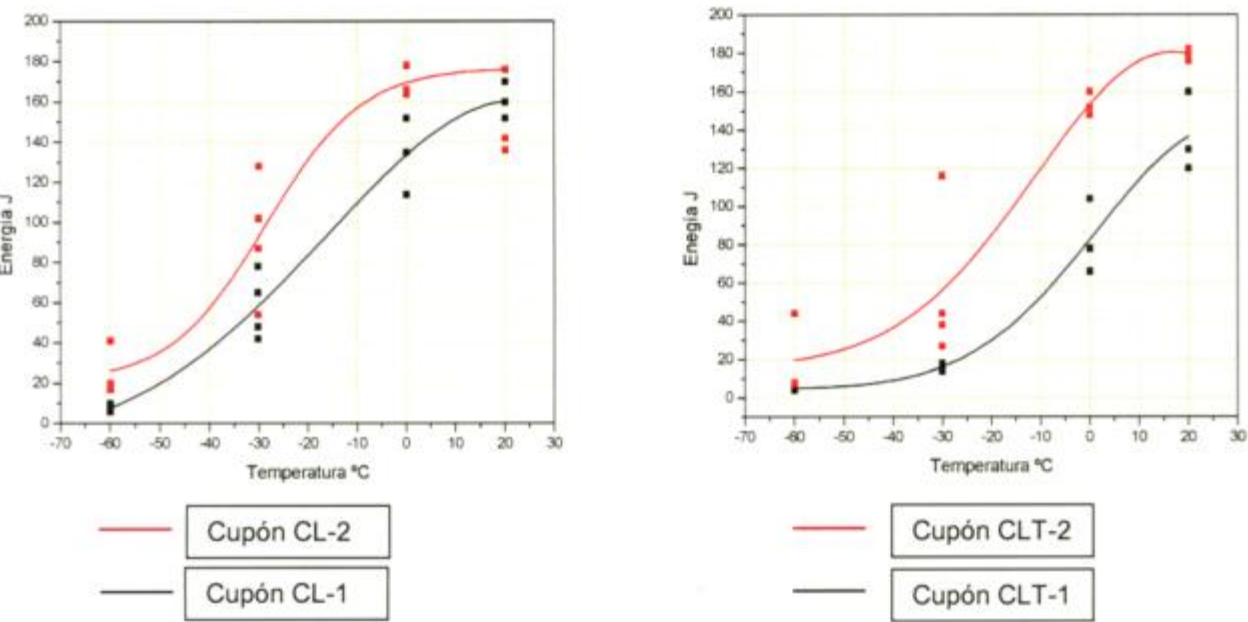


Figura 4.19. Comparación de valores Charpy para alto y bajo heat input.

En la figura 4.20 se grafican los valores obtenidos para el alambre E81T1-Ni1MJ (CF) soldado con bajo calor aportado, mostrando que prácticamente no hay variación para las dos condiciones, antes y después del tratamiento térmico de alivio de tensiones.

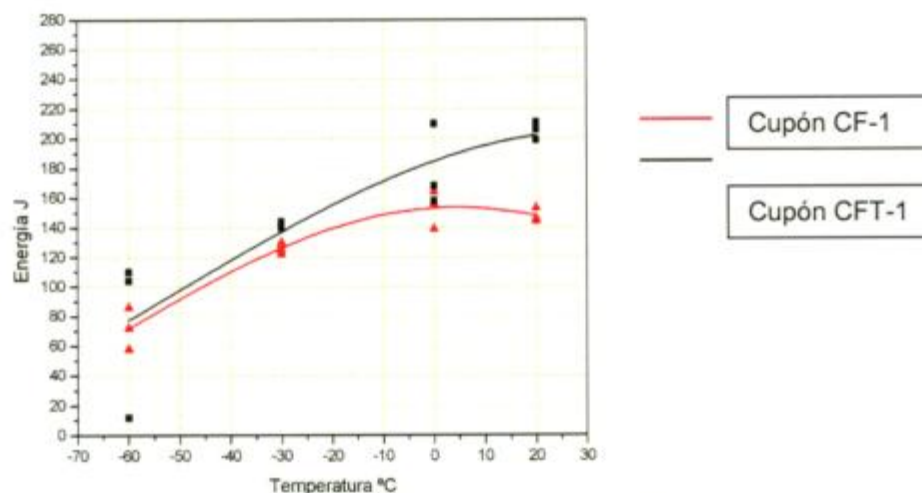


Figura 4.20. Valores Charpy graficados para el alambre E81T1-Ni1MJ

Para el alambre E71T-12 MJ H8 (CLM), cuando es soldado con alto calor aportado y 100% CO_2 se observa una pérdida de los valores de tenacidad con respecto al cupón soldado con bajo aporte térmico y mezcla 75/25 Ar- CO_2 (Figura 4.22). Después del tratamiento térmico (figura 4.21), no se detecta un notable deterioro para al alto calor aportado, observándose en cambio una disminución de la tenacidad para el menor calor aportado (un desplazamiento del orden de 15°C en la curva de transición). El deterioro observado sin aplicar el PWHT en el caso de alto heat input lleva a pensar que se debe a la presencia de muchos precipitados producidos durante la el enfriamiento del metal de soldadura con una baja velocidad debido al alto calor aportado. Al aplicar el PWHT, para el cupón soldado con alto heat input, no se observaron cambios significativos en el material debido a que la temperatura empleada (610°C) no fue lo suficiente como para alterar los carburos ya formados.

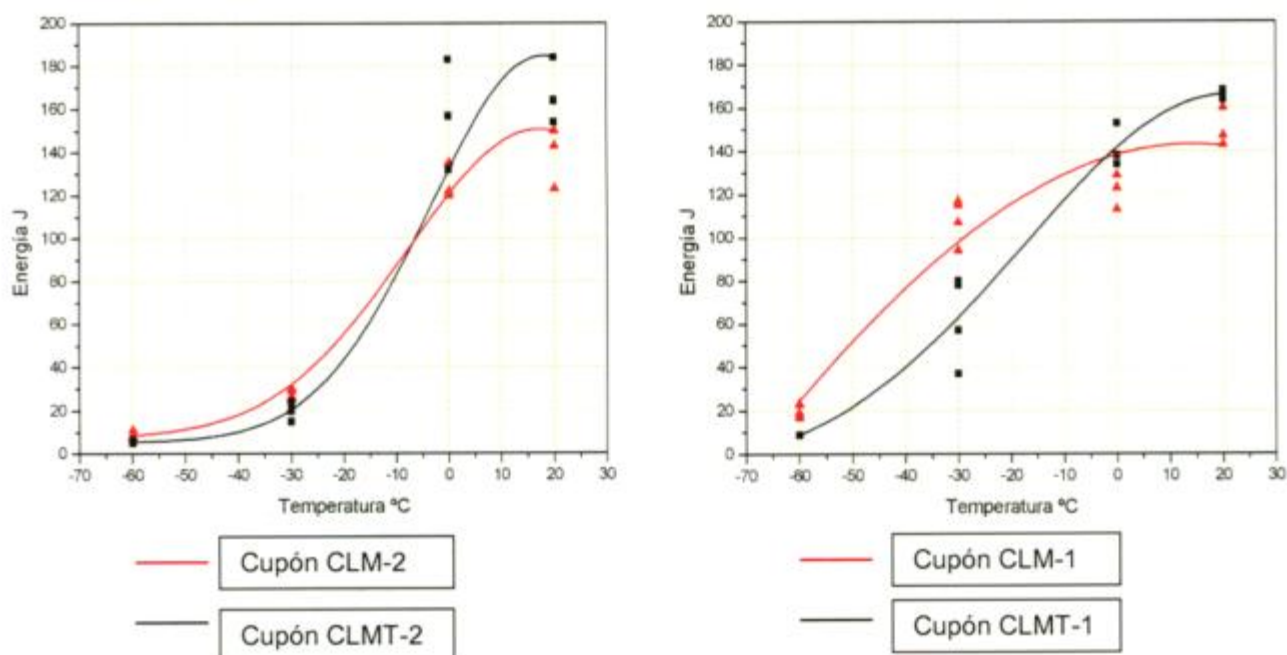


Figura 4.21. Valores Charpy graficados para el alambre E71T-12 MJ H8

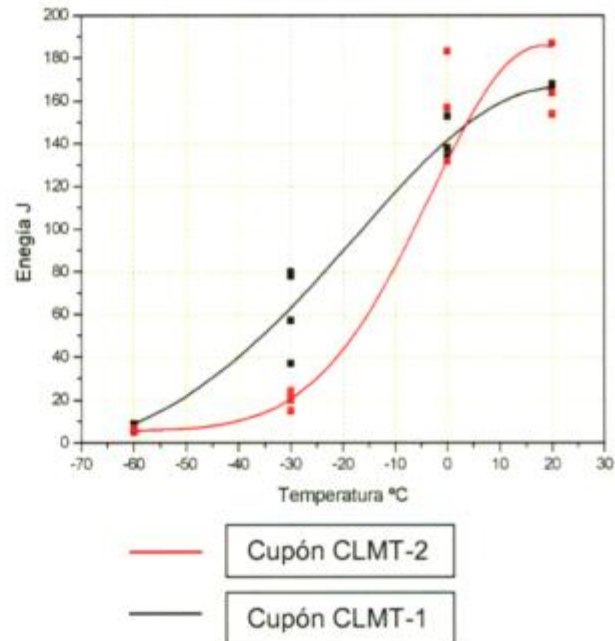
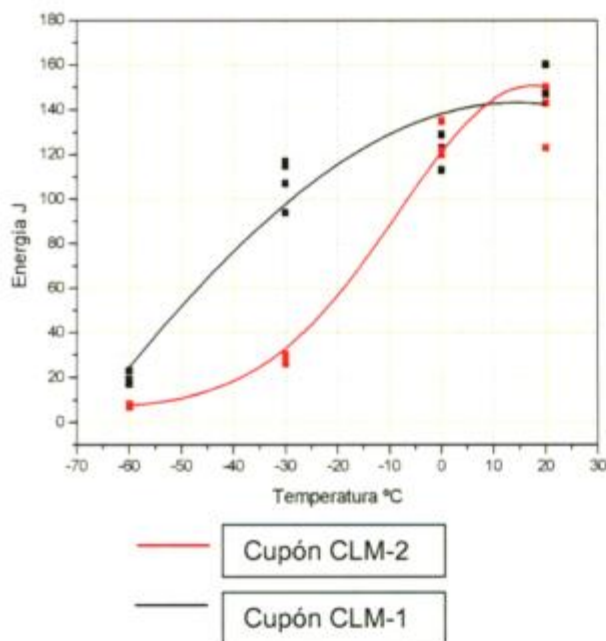


Figura 4.22. Comparación de valores Charpy para alto y bajo heat input

En la figura 4.23 se observa la superficie de fractura de una probeta Charpy perteneciente al cupón CLT-1 que fue ensayada a -30°C (energía absorbida 14 Joule), se visualiza una fractura totalmente frágil. Para una probeta del cupón CFT-1 ensayada a la misma temperatura (energía absorbida 142 Joule), se observa mayor deformación en la sección de la probeta (ver figura 4.24).



Figura 4.23. Charpy CLT-1 a -30°C



Figura 4.24. Charpy CFT-1 a -30°C

Se analizaron con un equipo SEM las superficie de fractura de distintas probetas Charpy ensayadas a -30°C para todos los alambres estudiados, en el caso de la figura 4.25 corresponde a la probeta mostrada en la fotografía 4.23, observada en el microscopio electrónico de barrido, mostrando una fractura de tipo transgranular. Utilizando el mismo equipo se obtuvieron las figuras 4.26 donde se visualiza la probeta de la fotografía 4.24.

El estudio de tipo de fractura para las probetas ensayadas **no** mostró la existencia de **fractura tipo intergranular** en la zona de fractura frágil, se detectó solo fractura de tipo clivaje.

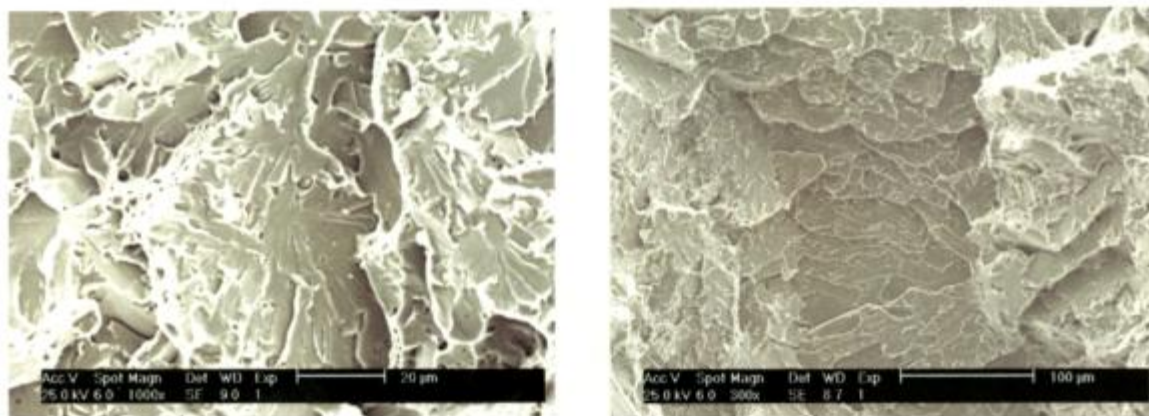


Figura 4.25. Superficie de fractura en probeta Charpy cupón CLT-1 ensayada a -30°C .

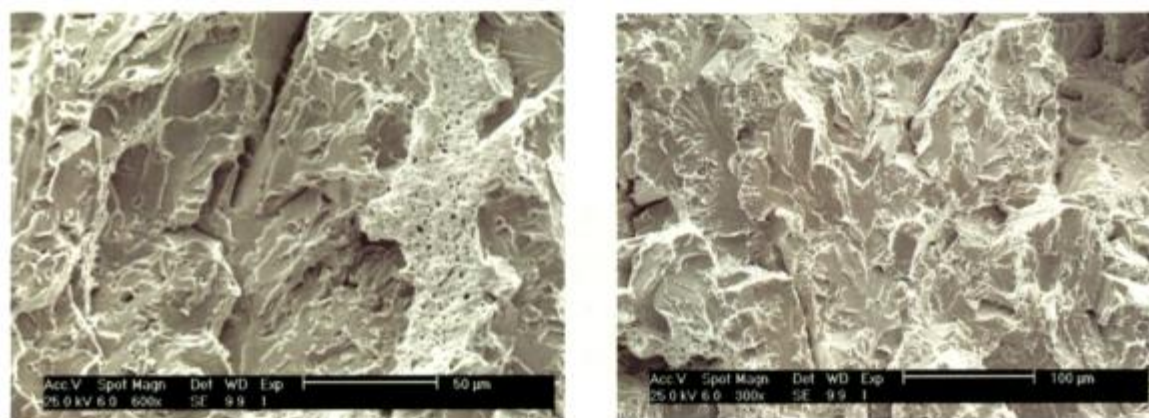


Figura 4.26. Superficie de fractura en probeta Charpy cupón CFT-1 ensayada a -30°C .

4.7- Ensayo de CTOD

Para las probetas ensayadas se midieron los parámetros “a” correspondiente a las nueve divisiones de la longitud inicial de fisura, realizadas en la superficie de fractura para cada una de ellas. En la tabla 4.13 se presentan los resultados obtenidos.

Se observa, en la tabla 4.13, que los valores de a_0 para las probetas C2, C3, E1, E2, E3 y F1 no son válidos si se tiene en cuenta la norma de ensayo BS 7448 - Part 1(punto 8.7.2 y 10.2.2) y el punto 12.4.1 de la BS 7448 - Part 2.

Parámetro "a"	Medición del parámetro a (mm)											
	CFT-1			CF-1			CLM-1			CLMT-1		
	A1	A2	A3	B1	B2	B3	C1	C2	C3	D1	D2	D3
a1	10,61	10,51	10,30	10,57	10,32	10,42	10,39	9,52	10,05	10,3	10,4	10,3
a2	11,01	11,02	10,66	10,82	10,59	10,92	10,7	10,43	10,54	10,92	10,98	10,85
a3	11,02	11,03	10,73	10,41	10,73	10,97	10,17	10,77	10,91	11,03	11,05	10,96
a4	11,24	11,10	10,75	10,36	10,59	10,86	10,18	10,91	10,92	11,08	11,06	10,98
a5	11,21	11,05	10,74	10,50	10,30	10,45	10,65	10,68	10,55	11,11	11,22	11,02
a6	11,16	11,14	10,66	10,83	10,40	10,30	10,99	10,13	9,86	11,15	11,11	11,12
a7	11,15	11,05	10,08	10,96	10,61	10,25	11,02	10,13	9,91	11,13	10,99	11,15
a8	11,02	10,93	10,69	10,91	10,81	10,70	10,80	10,66	10,57	11,00	10,92	11,03
a9	10,53	10,35	10,34	10,50	10,45	10,52	10,30	10,37	10,26	10,48	10,37	10,47
a ₀	10,86	10,74	10,52	10,61	10,48	10,55	10,49	10,24	10,31	10,73	10,72	10,70
Obs.	V	V	V	V	V	V	V	NV	NV	V	V	V

V: probeta válida según la norma de ensayo 8.7.2 y 10.2.2 de BS 7448 - Part 1, considerando el punto 12.4.1 de BS 7448 - Part 2.

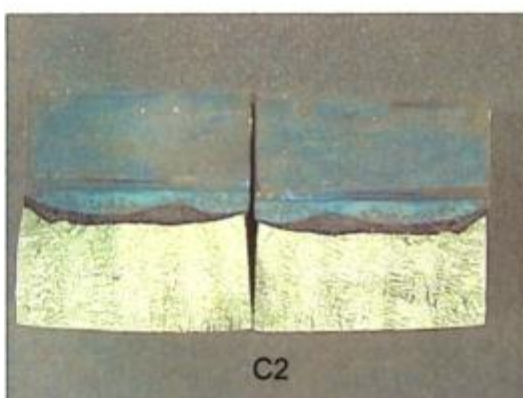
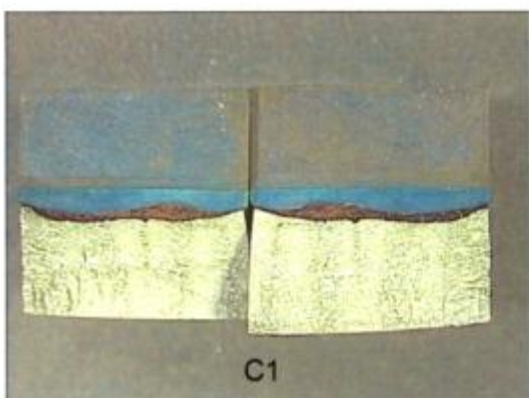
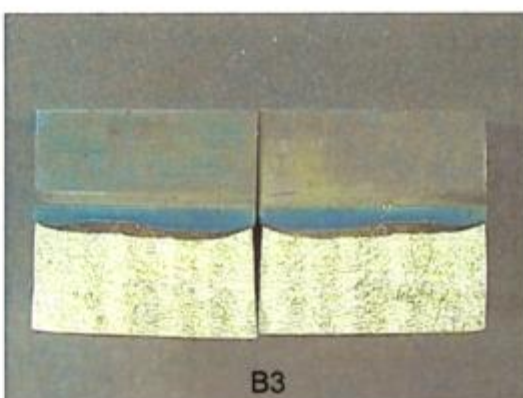
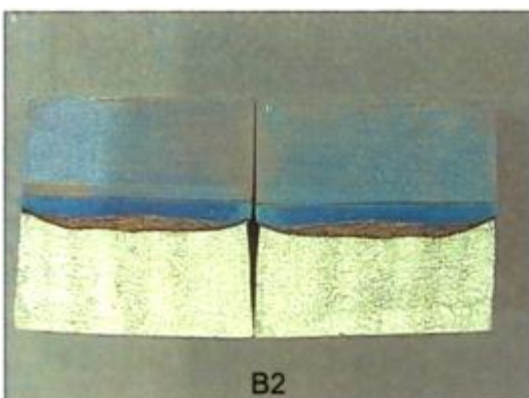
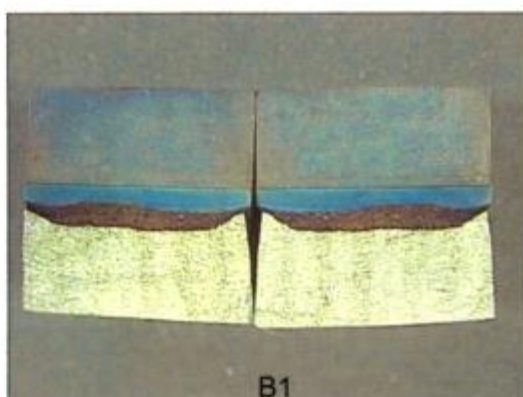
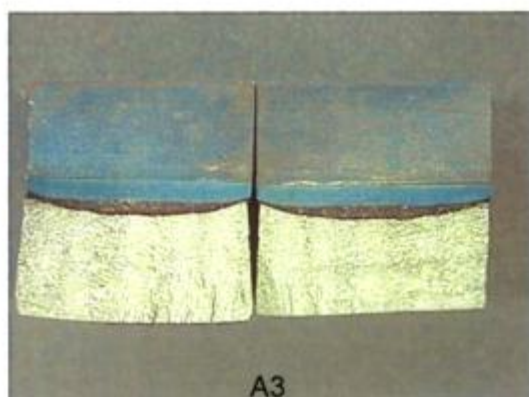
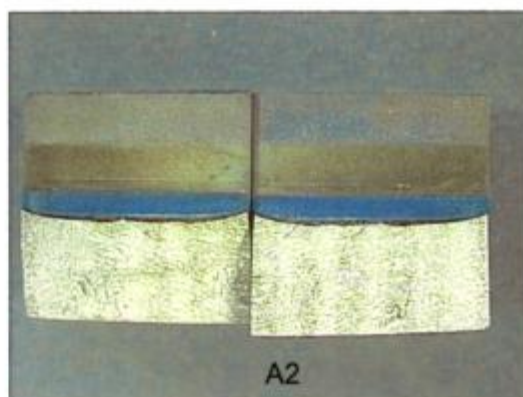
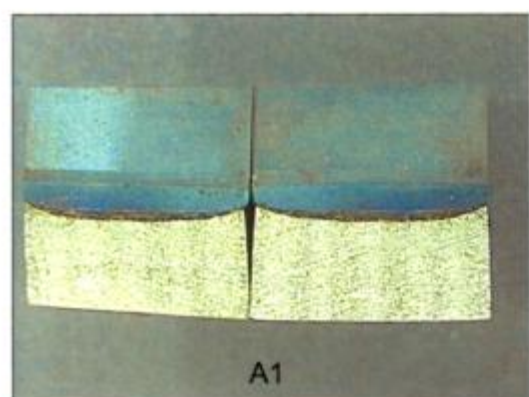
NV: probeta no válida según norma de ensayo 8.7.2 y 10.2.2 de BS 7448 - Part 1, considerando el punto 12.4.1 de BS 7448 - Part 2.

Tabla 4.13. Valores del parámetro "a" en los distintos cupones.

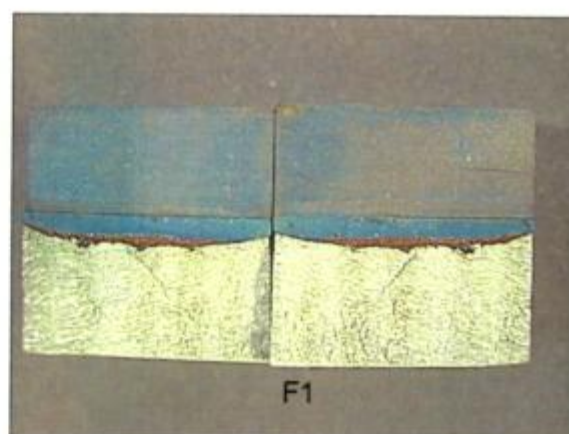
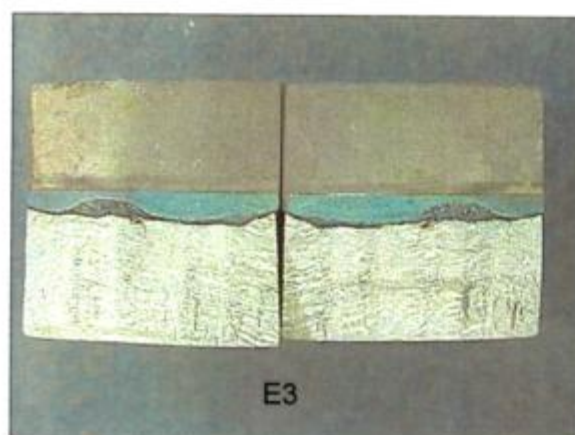
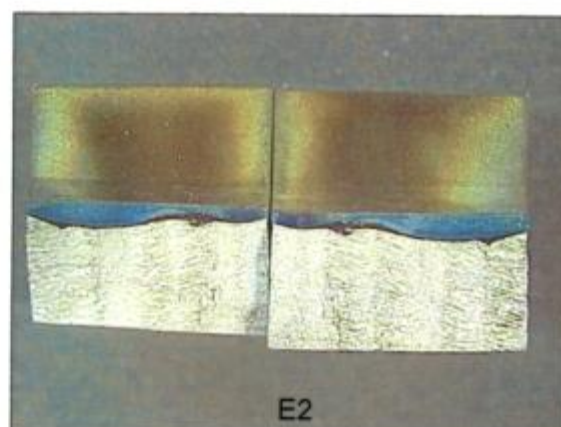
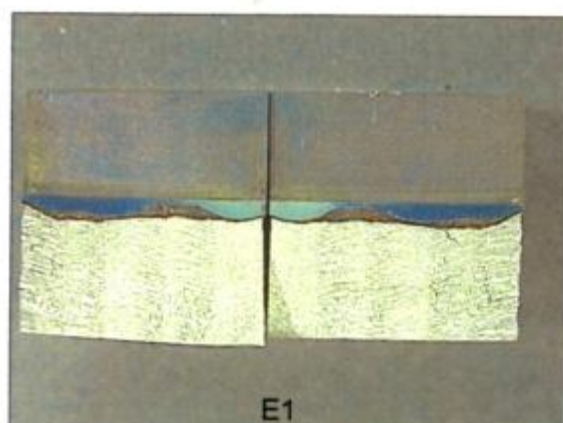
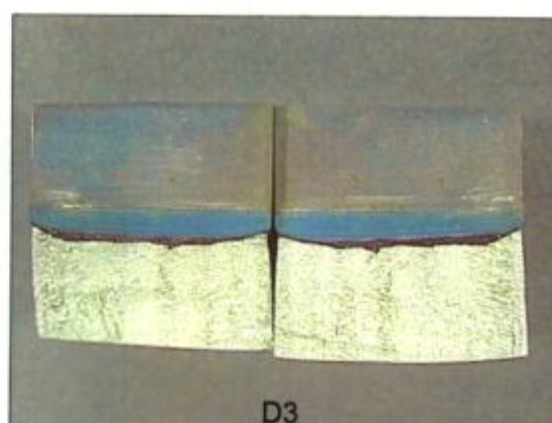
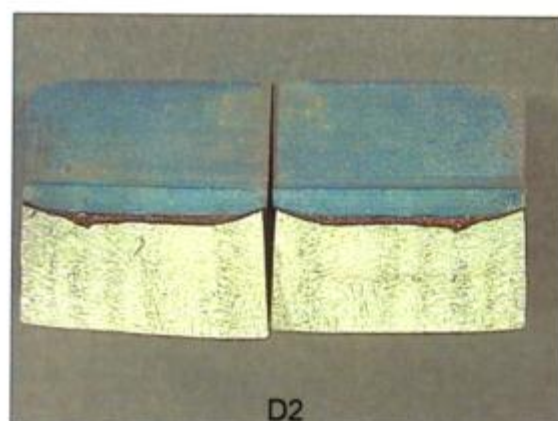
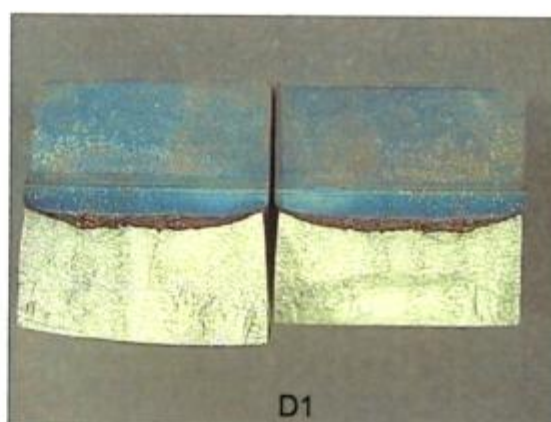
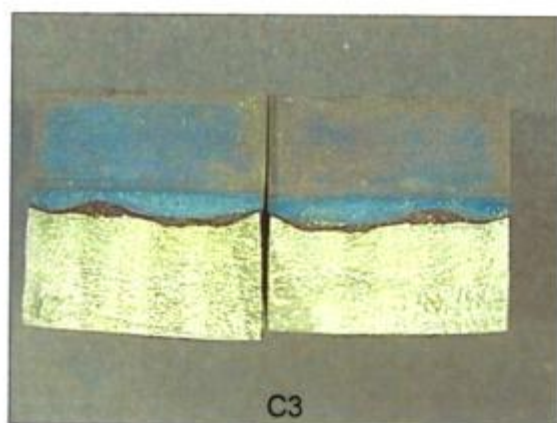
Parámetro "a"	Medición del parámetro a (mm)					
	CL-1			CLT-1		
	E1	E2	E3	F1	F2	F3
a1	9,50	10,77	10,2	9,82	10,30	10,33
a2	10,18	11,03	11,02	10,26	10,81	10,91
a3	10,23	10,54	11,2	10,5	11,03	10,89
a4	10,49	10,60	11,21	10,61	11,09	10,83
a5	10,16	11,40	10,73	10,42	11,13	11,01
a6	9,35	11,71	9,55	10,47	11,04	11,10
a7	9,56	11,76	9,60	10,59	11,04	11,10
a8	10,47	11,54	10,66	10,51	10,97	10,87
a9	10,20	11,11	10,30	10,36	10,56	10,36
a ₀	9,96	11,08	10,41	10,29	10,72	10,65
Obs.	NV	NV	NV	NV	V	V

Tabla 4.13. Valores del parámetro "a" en los distintos cupones.

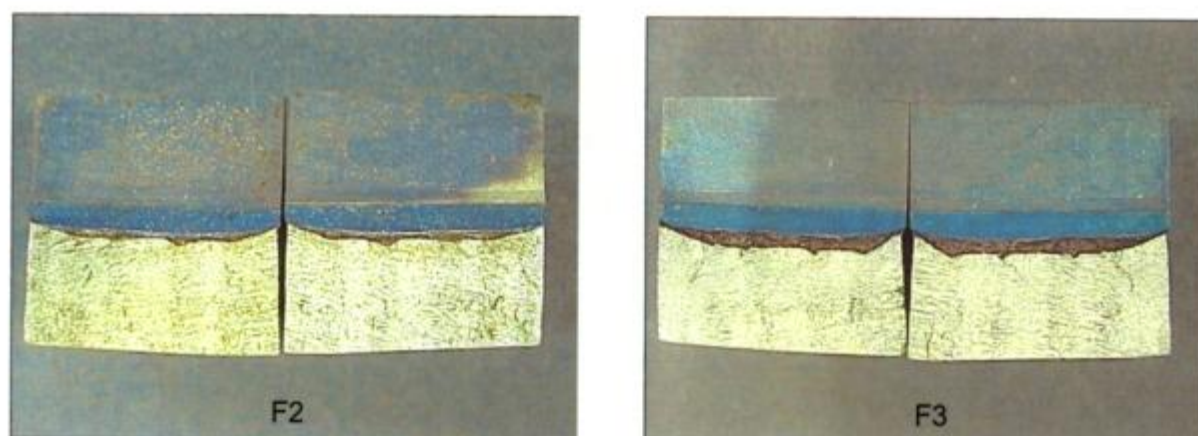
En la figuras 4.27 se muestran distintas fotografías obtenidas de las superficies de fractura de las probetas ensayadas.



Figuras 4.27. Fractura de probetas para CTOD



Figuras 4.27. Fractura de probetas para CTOD



Figuras 4.27. Fractura de probetas para CTOD

En la tabla 4.14 se muestran los distintos parámetros utilizados en el cálculo del CTOD. La determinación de la componente plástica (V_p) se realizó gráficamente de la curva Carga-Apertura de entalla obtenida en la máquina INSTRON 1131. En la figura 4.28 se muestra el gráfico característico para la probeta A2, donde la componente V_p se determina por la intersección entre una recta que tiene una pendiente igual a la que posee la recta del periodo elástico que pasa por el punto de máxima carga y el eje de abscisa del gráfico.

Parámetro	Cupones de soldadura											
	CFT-1			CF-1			CLM-1			CLMT-1		
	A1	A2	A3	B1	B2	B3	C1	C2	C3	D1	D2	D3
$f(a_0/W)$	-2,88	-2,72	-2,43	-2,54	-2,37	-2,46	-2,39	-2,08	-2,16	-2,7	-2,69	-2,66
V_p (mm)	2,4	1,4	2,99	3,54	2,5	2,44	2,64	2,77	2,05	2,96	1,82	2,26
P_{max} (Kg)	1941,3	1881,2	2088,5	2123,8	2230,4	2206,2	2316,8	2307,8	2402,6	2083,6	2122,8	2129,3

Tabla 4.14. Valores de los distintos parámetros utilizados en cálculo del CTOD.

Parámetro	Cupones de soldadura					
	CL-1			CLT-1		
	E1	E2	E3	F1	F2	F3
$f(a_0/W)$	-1,8	-3,21	-2,29	-2,14	-2,69	-2,6
V_p (mm)	1,6	1,28	1,82	1,33	1,7	3,056
P_{max} (Kg)	2723,3	2155,6	2531,4	2200,5	2334,2	2228,2

Tabla 4.18. Valores de los distintos parámetros utilizados en cálculo del CTOD.

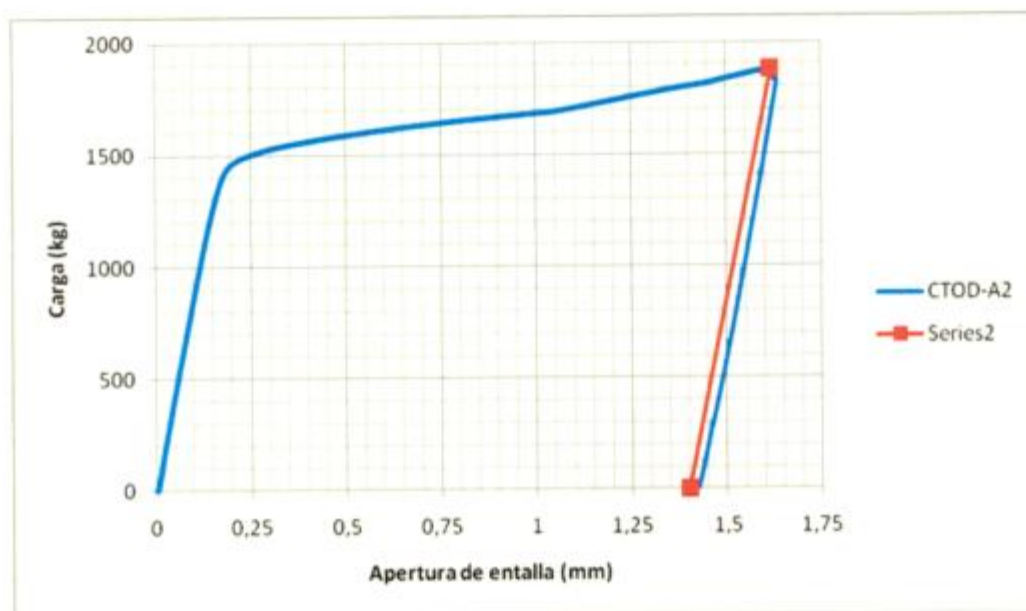


Figura 4.28. Gráfico de Carga-Apertura de la boca de fisura.

Las ecuaciones utilizadas para el cálculo del CTOD corresponden a la norma BS7448-91. La tensión de fluencia empleada en los cálculos es la misma que la mostrada en la tabla 4.15 para cada probeta, el valor del módulo de elasticidad utilizado es para acero 21000 Kg/mm^2 , la separación de los rodillos fue de 84mm, el coeficiente de Poisson $\nu=0,3$, la altura de las cuchillas $z=1,7\text{mm}$ y las longitudes de B, W de 21mm. En la tabla 4.15 se muestran los valores de CTOD obtenidos en las probetas estudiadas. Se reportan los valores individuales correspondientes a las probetas válidas, si bien lo estipulado por las normas es que tres probetas deben ser válidas para dar por aceptado el CTOD del material.

Cupón	Probeta	CTOD (mm)
CFT-1	A1	0,61
	A2	0,37
	A3	0,79
CF-1	B1	0,91
	B2	0,66
	B3	0,64
CLM-1	C1	0,70
CLMT-1	D1	0,76
	D2	0,48
	D3	0,59
CLT-1	F2	0,45
	F3	0,79

Tabla 4.15 Valores CTOD

En la tabla 4.15 se observa que existe una dispersión entre los valores, atribuida a la heterogeneidad del material estudiado. No obstante todos los valores reportados están por encima del mínimo 0,25mm fijado para las probetas con tratamiento térmico post-soldadura fijado por la norma de Petrobras N-1859 y de 0,35mm para aquellas sin PWHT.

4.8- Tratamiento térmico de restitución de propiedades y ensayo Charpy a -30°C

Una de las características que presenta el mecanismo de fragilización por revenido es su reversibilidad si se efectúa un tratamiento térmico adecuado. Con el objetivo de poner en evidencia si dicho mecanismo podría ser el que opera en este caso se realizó un tratamiento térmico que permita poner en solución impurezas que pudieran haber segregado a borde de grano, para luego evitar su nueva migración a dichos lugares con un enfriamiento mucho más rápido al utilizado en el tratamiento térmico de alivio de tensiones previamente hecho.

Se soldó un cupón con el alambre E81T1-Ni1J utilizando similares parámetros a los empleados en cupones soldados con alto calor aportado (4,1 kJ/mm), luego se realizó el tratamiento térmico de alivio de tensiones mostrado en el capítulo 3 para luego ejecutar el nuevo ciclo térmico diseñado.

En la figura 4.29 se muestra el detalle del tratamiento térmico realizado posteriormente. La velocidad de calentamiento máxima empleada durante el calentamiento fue de 1600°C/h, registrada a los 300°C. Una vez que la temperatura del cupón llegó a 670°C se mantuvo dentro del horno durante 15 minutos y finalmente se enfrió al aire. La velocidad máxima de enfriamiento registrada fue de 1500°C/h en los primeros minutos luego de que el cupón fue sacado del horno.

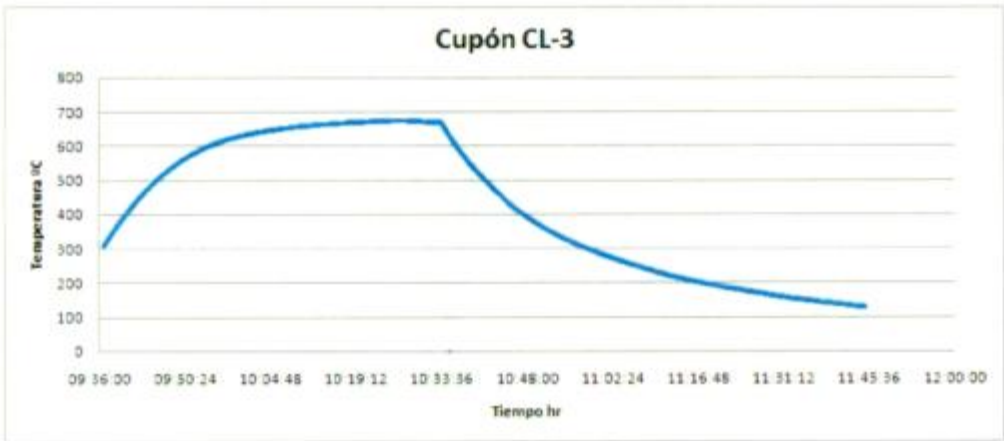


Figura 4.29. Tratamiento térmico de restitución de propiedades.

Al finalizar el último tratamiento térmico se extrajeron seis probetas Charpy con ubicación y dimensiones similares a las utilizadas en los cupones anteriores. Éstas probetas fueron ensayadas a la temperatura de -30°C , con valores registrado de energía absorbida de 12, 16, 13, 11, 18 y 14 Joule.

El tratamiento térmico efectuado demostró que no se pudieron restituir las propiedades de impacto esperadas para este aporte, sino que disminuyeron aún más. Estos resultados, junto con el tipo de fractura observada en las probetas Charpy muestran que hay una baja posibilidad de que exista el mecanismo de fragilización por revenido como causante de la pérdida en la energía absorbida.

CAPÍTULO 5

DISCUSION

Respecto al efecto del calor aportado, al aumentar el heat input, se verificó un aumento del tamaño de grano columnar y un incremento en el porcentaje de ferrita en borde de grano producto de una menor velocidad de nucleación durante la solidificación, así como de una menor velocidad de enfriamiento durante las transformaciones de fase en estado sólido. Este crecimiento también se detectó en el tamaño de grano de la zona recristalizada y en el tamaño de las acículas de ferrita acicular.

Este incremento en los tamaños de grano llevó a una reducción de las propiedades mecánicas y simultáneamente a un deterioro de la tenacidad. Una excepción a este efecto del calor aportado sobre la tenacidad es el caso del alambre CL en el cual por la secuencia de pasadas resultó, para el menor calor aportado, mayor porcentaje de zona columnar en la región de la entalla de las probetas Charpy. El tener menor porcentaje de zona de grano equiaxial produce un efecto negativo en la tenacidad; dicho efecto fue también detectado por G.M. Evans (29) para soldadura con electrodo manual, con desplazamientos de la temperatura de transición del orden de 15 a 20°C .

Respecto al efecto del tratamiento de relevamiento de tensiones, se detectó notoria reducción de la tenacidad para los alambres E81T1-Ni1J (CL) tanto en el caso de alto como de bajo calor aportado; para el alambre E71T-12 MJ H8 (CLM) este efecto fue mucho más notorio para el cordón soldado con bajo calor aportado. En el caso del E81T1-Ni1MJ (CF) no se observó un deterioro. En todos los casos las superficies de fractura de las probetas Charpy en la zona de rotura frágil fueron transgranulares, no detectándose ninguna superficie con morfología intergranular, que es típica en los casos de fragilización por revenido. Como otra alternativa para verificar la factibilidad de este mecanismo, dado que se caracteriza por ser reversible, se efectuó un tratamiento térmico en el cupón E81T1-Ni1J, que consistió en realizar un calentamiento rápido hasta una temperatura de 670°C, luego se mantuvo 15 minutos dentro del horno y finalmente se enfrió al aire (la velocidad máxima de enfriamiento registrada fue de 1500°C/h). Dicho tratamiento permitiría eliminar la segregación de P y B a borde de grano durante el calentamiento, y con el enfriamiento rápido impedir la nueva segregación de dichas impurezas a borde de grano. Este tratamiento térmico no logró recuperar las propiedades de impacto lo cual también indica que el mecanismo de fragilización por revenido no sería el operativo.

La dureza cae para aquellos cupones que recibieron un PWHT, tanto en la zona columnar como la recrystalizada, por lo tanto no está operando un mecanismo de endurecimiento.

Las observaciones al TEM permitieron detectar en los cupones con alto aporte térmico sin y con tratamiento térmico (CL2 y CLT2) partículas de tamaños entre 20nm y 150nm con importante contenidos de Nb y algo de V. En las réplicas obtenidas del cordón con tratamiento térmico (CLT-2) se observó una mayor cantidad de partículas del rango considerado, facilitando su identificación y análisis. Esto estaría indicando la presencia de un fenómeno de precipitación durante el tratamiento térmico. En el caso del alambre E81T1-Ni1MJ (CF) no se apreciaron partículas con contenidos de niobio y vanadio para el cupón "como soldado" (cupón CF-1). Apareciendo algunas partículas con contenido de vanadio y niobio para la condición "como tratado" (CFT-1). Es de destacar que este alambre es el que tiene un menor contenido de Nb (0,001%). Estas observaciones estarían indicando que el mecanismo de formación y crecimiento de precipitados de Nb – V sería el operativo en el proceso de deterioro de la tenacidad de alguno de estos materiales a causa del tratamiento térmico post soldadura.

El único alambre que mostró malas propiedades de impacto antes y después del tratamiento térmico post soldadura fue el E71T-12 MJ H8. Esta caída, mostrada sin haber realizado el PWHT, podría deberse a la formación de precipitados durante el enfriamiento de los cordones de soldadura.

Para verificar el mecanismo propuesto sería necesario un análisis por TEM de mayor número de probetas; el tiempo de desarrollo de esta tesis no permitió su realización.

No se observó un aumento en la tensión de fluencia y la tensión máxima registrada durante el ensayo de tracción para las probetas tratadas térmicamente, es decir que tanto la cementita como los posibles precipitados de Nb deben haber crecido como para perder su capacidad endurecedora, pero sí se observó una pérdida de las propiedades de impacto.

En lo referente a la cuantificación microestructural, en una primera instancia se intentó efectuarla usando la magnificación sugerida por el Instituto Internacional de Soldadura "IIW" (200X ó 500X), pero los tamaños de grano involucrados con esas magnificaciones no llegaba a incluirse, en cada una de las micrografías, los distintos micro-constituyentes. Por lo anterior se debió usar una menor magnificación.

CONCLUSIONES

Los estudios llevados a cabo, en los alambres de soldadura, permitieron obtener las siguientes conclusiones:

- El mecanismo de fragilización más probable en los alambres con un PWHT es la "Fragilización debido a la formación y crecimiento de carburos".
- La fractura de tipo transgranular observada en todas las probetas Charpy con rotura frágil, permite considerar que no es operativo como mecanismo de pérdida de ductilidad durante el tratamiento térmico la fragilización por revenido. En caso de ser este el mecanismo las superficies de fractura deberían ser intergranulares.
- El alambre E81T1-Ni1MJ, con el menor contenido de niobio pero mayor cantidad de níquel, muestra las mejores propiedades de impacto antes y después del tratamiento térmico de alivio de tensiones.
- Respecto al efecto del calor aportado en la microestructura se detectó el aumento del grano columnar y recristalizado con el heat input. También disminuyó el porcentaje de ferrita acicular y se incrementó de tamaño de las acículas.
- El heat input modifica la cantidad de inclusiones presentes en el metal de soldadura, verificándose menor cantidad en aquellos cupones soldados con bajo calor aportado.

ANEXO A

Especificación de Procedimiento de soldadura: WPSN°CLT-2 Según AWS D 1.1 - 2004

WELDING PROCESS / Proceso: **FCAW-GS** TYPE / Tipo: **MANUAL** REVISION / Revisión: **00**
 REVISION DATE / Fecha de revisión: **23/2/2006** BY / Por: **G. BRITO** SUPPORTING BY / Soportado por: **NA**

JOINT DESIGN USED / Diseño de Junta

TYPE / Tipo: **VER ESQUEMA**

DESIGN N° / Diseño N°: **--**

THICKNESS/ Espesor (**T1**)

25.4 mm

GROVE ANGLE / Ángulo (**A**)

45°

ROOT OPENING/ Abertura de Raíz (**R**)

12.7mm

ROOT FACE / Cara de raíz (**f**)

NA

BACKING / Respaldo:

SI

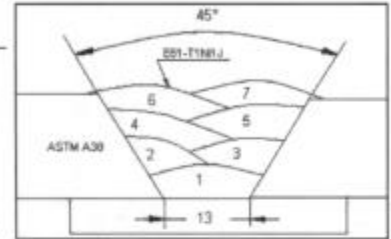
BACKING MAT. /
Material de Respaldo

MATERIAL BASE

BACK GOUGING/Saneado de Raíz (**BG**)

NA

METHOD / Método:



BASE METALS / Material Base

MATERIAL SPEC. / Especificación de Material: **ASTM A 36**

AWS GROUP N° / Grupo AWS N°:

1

THICKNESS / Espesor: GROOVE / A tope:

25.4 mm

FILLET / Filete:

NA

DIMENSIONS / Dimensiones:

25.4 X 200 X 750

FILLER METAL / Material de Aporte

AWS SPECIFICATION / Especificación AWS

A 5.29

AWS CLASS. / Clase AWS

E81T1-Ni1J

NOTE

SHIELDING / Gas

FLUX / Fundente:

NA

ELECT - FLUX (CLASS) / Clase de electrodo-fundente:

NA

GAS / Gas:

CO₂

COMPOSITION / Composición:

99.9%

FLOW RATE / Caudal:

18 - 20 l/min

GAS CUP SIZE / Dimensión de la buza:

12/16 mm

PREHEAT / Precalentamiento

PREHEAT TEMP / Temp de Precalentamiento

MIN **100 °C**

INTERPASS TEMP / Temp. entre pasadas

MAX. **250 °C**

NOTE :

POSTWELD HEAT TREATMENT / Tratamiento Térmico

TEMPERATURE / Temperatura

610+/-10°C

TIME / Tiempo

6 h

POSITION / Posición

POSITION / Posición: GROOVE / A tope:

3G

FILLET / Filete:

NA

PROGRESSION / Progresión :

Ascend.

ELECTRICAL CHARACTERISTICS / Características Eléctricas

CURRENT / Corriente: **CC**

POLARITY / Polaridad: **(+)**

PULSED / Pulsada:

NA

TRANSFER MODE (GMAW) / Modo de Transferencia:

GLOBULAR

TUNGSTEN ELECTRODE (GTAW) / Electrodo de Tungsteno:

SIZE / Tamaño:

NA

TYPE / Tipo:

NA

TECHNIQUE / Técnica

PASS PER SIDE / Pasadas:

MÚLTIPLES PASADAS

N° OF ELECTRODES / N°
de electrodos

Simples

OSCIL. MAX

25 mm*

ELECT. SPACING LONG.

NA

LATERAL

NA

ANGLE

NA

STRINGER OR WEAVE BEAD / Cordón recto
u oscilante:

ÁMBOS

INTERPASS CLEANING /
Limpieza entre pasadas:

CEPILLADO O AMOLADO

CONTACT TUBE -WORK DIST/ Distancia boquilla de contacto-pieza:

20 a 25 mm

PEENING / Martillado: **NA**

WELDING PROCEDURE / Procedimiento

WELD SEQUENCE	PROCESS / Proceso	FILLER METAL / Aporte		CURRENT / Corriente		VOLTS	TRAVEL SPEED / Velocidad de avance [cm / min]
		CLASS / Clase	DIAM mm	TYPE & POLARITY/ Tipo y Polaridad	AMP		
1 a n	FCAW-GS	E81T1-Ni1J Marca: Lincoln	1.2	CC (+)	200-240	24-26	18 - 20 cm/min.

*Nota: Se debe buscar una oscilación de 25 mm y un espesor de capa igual a 10 mm.

Registro de Procedimiento

AWS D 1.1

PR No. 2

Fecha de Emisión / Emission Date: 02/05/06

Fecha de Revisión / Revision Date:

Número de WPS's / Welding Procedure Specification No. CLT-2

PROCESO DE SOLDADURA(S)
WELDING PROCESS(ES)

GTAW

SMAW

FCAW

SAW

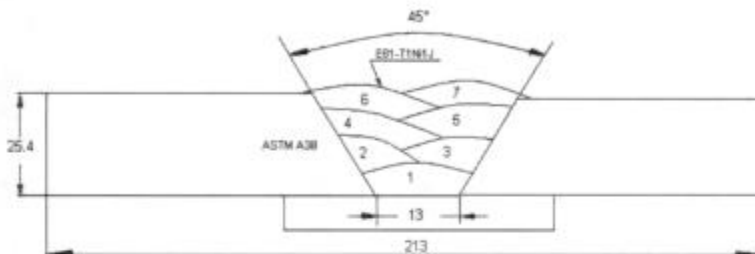
TYPE(S)

MANUAL

SEMIAUTOMATIC

MACHINE

Junta / JOINTS



ALL DIMENSIONS ARE EXPRESSED IN mm.
Todas las dimensiones están expresadas en mm.

Material Base / BASE METALS

Especificación del Material / Material Specification:

Tipo o Grado / Type or Grade: ASTM A 36

AWS GROUP N° / Grupo AWS N°: 1

Espesor de Cupón / Thickness of Test Coupon: 25.4 mm

DIMENSIONS / Dimensiones: 25.4 X 200 X 750

Otros / Other:

Tratamiento Térmico Post-Soldadura POSTWELD HEAT TREATMENT

Temperatura / Temperature: 610°C

Tiempo / Time: 6 h

Otros / Other: Calentamiento a una velocidad que no superó los 70°C/h con un enfriamiento a 60°C/h max.

GAS

Gas(es) Mixture (%) Flow Rate (l/min)

Metal de Aporte / FILLER METALS

Especificación / Specification AWS.

A 5.29

Clasificación / Classification AWS No.

E81T1-Ni1J

Número F / F NumberF-No.

6

Análisis / Weld Metal Analysis
A-No.

1

Diámetro / Size (mm):

1.2

Espesor soldado / Weld Metal Thickness(mm):

25.4

Otros / Other:

Protección / Shielding:

CO₂

Mixture (%)

NA

Flow Rate (l/min)

20 l/min

COMPOSITION /

Composición:

99.9%

GAS CUP SIZE /

Dimensión de la buza:

16 mm

Características Eléctricas ELECTRICAL CHARACTERISTICS

Corriente / Current: CC

Polaridad / Polarity: (+)

Amps: ver tabla en página 88

Volts: ver tabla en página 88

TRANSFER MODE (GMAW) / Modo de Transferencia: GLOBULAR

Diámetro del Tugsteno / Tungsten Electrode Size: NA

Otros / Other:

Posición / POSITION

Clasificación / Classification: Vertical

Progresión / Progression: Ascendente

Otros / Other:

Técnica / TECHNIQUE

Velocidad de Avance / Travel Speed: ver tabla en página 88

Cordones Rectos u Osilantes / String or Weave Bead: ÁMBOS

Osilación / Oscillation: 25 mm

Pasadas Múltiples o simples

Multipass or Single Pass (per side): MÚLTIPLES PASADAS

Electrodo Simple o Múltiple / Single or Multiple Electrode: Simples

Otros / Other:

Pre-Calentamiento / PREHEAT

Temperatura de Pre-Calentamiento

Preheat Temperature: 100 °C

Temperatura entre Pasadas

Interpass Temperature: 250 °C

Otros / Other:

Tabla con las Variables Operativas usadas
TABLE OF OPERATIVE VARIABLES USED

Pasada N° / PASS No.	1	2	3	4	5	6	7
Proceso / PROCESS	FCAW-GS	FCAW-GS	FCAW-GS	FCAW-GS	FCAW-GS	FCAW-GS	FCAW-GS
Electrodo / ELECTRODE (Classification AWS)	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J	E81T1-Ni1J
Diámetro / DIAMETER (mm)	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2
AMPS	210-222	210-220	211-219	210-218	213-225	214-224	213-225
VOLTS	24	24	24	24	24	24	24
Velocidad de Avance / TRAVEL SPEED (cm/min)	4.5	4.6	4.6	5.0	6.3	7.5	7.8
Velocidad del Alambre / WIRE FEED SPEED (in/min)	325	300	300	300	300	300	300
Corriente / CURRENT - AC/DC(polarity)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)
Calor Aportado / HEAT INPUT (KJ/mm.)	6.8	6.8	6.7	6.2	5.0	4.2	4.0
Gas de Protección / SHIELDING GAS	100%CO ₂	100%CO ₂	100%CO ₂	100%CO ₂	100%CO ₂	100%CO ₂	100%CO ₂
Caudal / FLOW RATE (l/min)	20 l/min	20 l/min	20 l/min	20 l/min	20 l/min	20 l/min	20 l/min
Gas de Respaldo / BACKING GAS	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
FLUX (Trade name)	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Posición / POSITON (Progression) (U↑ ó D↓)	U↑	U↑	U↑	U↑	U↑	U↑	U↑

Otros / OTHER:

ANEXO B

Gráficos de CTOD

