

Facultad de Ingeniería - Universidad Nacional de Mar del Plata

Diseño y caracterización de un acero para la fabricación de tubos sin costura



Proyecto final presentado por Florencia Cioffi para aspirar al grado de Ingeniera en Materiales

Director: Ricardo Dommarco
Mar del Plata, Diciembre de 2008



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

Índice

1. Resumen y Objetivos	4
2. Introducción	5
2.1 Metalurgia de los aceros de baja aleación	5
2.1.1 Diagrama de fases Fe-C	5
2.1.2 Propiedades en función del contenido de Carbono	7
2.1.3 Características de la martensita	7
2.1.4 Revenido de martensita	8
2.1.5 Efectos de elementos aleantes	10
2.1.6 Los elementos de aleación en el templado	12
2.1.7 Efecto de los aleantes en la templabilidad y el revenido	12
2.1.8 Tenacidad a la fractura	17
2.1.9 Efecto de los aleantes en la tenacidad a la fractura	18
2.1.10 Clasificación de los aceros al carbono	19
2.1.11 Aceros de baja aleación y alta resistencia	20
2.1.12 Aceros de baja aleación templados y revenidos	20
2.1.13 Productos tubulares para petróleo	21
2.2 Proceso productivo	22
2.3 Técnicas de caracterización utilizadas	26
2.3.1 Análisis de composición química mediante espectrometría de emisión atómica (espectrómetro de chispa)	26
2.3.2 Ensayo de dureza Rockwell	26
2.3.3 Ensayo de tracción	28
2.3.4 Ensayo de impacto Charpy	30
2.3.5 Microscopía óptica	31
3. Caracterización del acero diseñado	33
3.1 Desarrollo	33
3.2 Resultados	34
3.2.1 Propiedades mecánicas requeridas	34
3.2.2 Resultados experimentales correspondientes a los casing pipes	34
3.2.2.1 Análisis de composición química	34
3.2.2.2 Templabilidad	35
3.2.2.3 Curvas de revenido	35
3.2.2.4 Ensayos de tracción	37
3.2.2.5 Ensayos de impacto	37
3.2.2.6 Microestructura y tamaño de grano austenítico	44
3.2.2.7 Ensayo de colapso	44

3.2.3 Resultados experimentales correspondientes a las cuplas	46
3.2.3.1 Análisis de composición química	46
3.2.3.2 Templabilidad	46
3.2.3.3 Ensayos de tracción	47
3.2.3.4 Ensayos de impacto	47
3.2.3.5 Microestructura y tamaño de grano austenítico	47
4. Comparación del acero diseñado con aceros preexistentes	50
4.1 Desarrollo	51
4.2 Resultados	51
4.2.1 Propiedades mecánicas requeridas	51
4.2.2 Comparación de composiciones químicas	51
4.2.3 Resultados de ensayos de tracción	52
4.2.4 Comparación de resultados de ensayos de impacto	52
5. Conclusiones	53
6. Referencias	59
7. Anexos	60
7.1 Anexo I: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8118, Acero B, 273.9 x 33 mm	60
7.2 Anexo II: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8420, Acero C, 269.9 x 29 mm	63
7.3 Anexo III: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8317, Acero C, 157.7 x 20 mm	63
7.4 Anexo IV: Resultados experimentales complementarios de: Producto 63987, Acero D, 244.48 x 11.99 mm	66
7.5 Anexo V: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8516, Acero E, 269.9 x 30.33 mm	69
7.6 Anexo VI: Resultados experimentales complementarios de: Producto 68299, Acero F, 196.9 x 15.11 mm	70
7.7 Anexo VII: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8415, Acero F, 273.9 x 33 mm	70

1. Resumen y Objetivos

En este proyecto final se describen parte de las actividades realizadas durante la Pasantía Educativa de Verano, en la empresa TenarisSiderca en la ciudad de Campana, durante período comprendido entre enero y abril de 2007. El trabajo se realizó en el Área de Metalurgia de Producto en conjunto con el Área de Desarrollo de Producto. La planta se dedica a la fabricación de tubos de acero al carbono, sin costura. Gran parte de la producción esta destinada a la fabricación de productos tubulares para la industria petrolera, lo cual implica niveles altos de calidad a nivel internacional.

El informe central se basa en la caracterización de las propiedades mecánicas de un acero de baja aleación. Los ensayos realizados con este objetivo incluyen: determinación de composición química, ensayos de tracción, ensayos de dureza Rockwell, ensayos Charpy a diferentes temperaturas y observación en microscopio óptico.

Los objetivos planteados surgen a partir de la intensión del sector de Desarrollo de Producto de satisfacer los requisitos del grado P110 de la norma API CT5 PSL2 con un acero de menor costo, al asignado para la fabricación del mismo hasta el momento. En respuesta a esta inquietud el Área de Metalurgia de Producto diseñó una composición química con contenido nulo de Molibdeno (por ser este aleante uno de los que mayor costo le imprime al acero), y realizó una prueba a plena escala. La misma implica una colada del acero con la composición diseñada, la determinación del tratamiento térmico ideal para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas por el grado mediante la construcción de una curva de revenido y, una vez determinados dichos parámetros, la producción de tubos y cuplas.

En función de los resultados experimentales se determinó que la composición diseñada no era apropiada para la fabricación del grado P110 de la norma API CT5 PSL2, ya que no cumplía con los requerimientos de tenacidad del mismo.

Luego de realizar los ensayos y completar la caracterización, se realizaron ensayos a otros aceros de composición química similar, pero con diferente contenido de Molibdeno, con el objetivo de comparar las propiedades obtenidas. Finalmente, se efectuó una búsqueda bibliográfica que, junto con los resultados experimentales, intentará explicar el efecto del agregado de Mo en las propiedades mecánicas de este tipo de aceros.

A medida que se avanzaba con la caracterización surgió la idea de utilizar la composición diseñada en la producción del grado propietario TN 110 HC, el cual también tenía asignada una composición más costosa. Con este objetivo se sometió parte de los tubos terminados a un tratamiento de alivio de tensiones y se realizaron ensayos de colapso. Si bien esta parte del trabajo se aparta del tema de estudio principal, se incluyeron los resultados para dar una conclusión al diseño de la composición.

2. Introducción

A modo de contextualización se presenta a continuación una introducción teórica a la metalurgia de los aceros de baja aleación, una breve descripción del proceso productivo correspondiente a los productos en estudio y de las técnicas de caracterización utilizadas para la obtención de resultados experimentales.

2.1 Metalurgia de los aceros de baja aleación

La performance de los aceros depende de las propiedades asociadas con sus microestructuras, esto es, las fracciones volumétricas, tamaños y morfologías de las distintas fases que constituyen una sección macroscópica de acero de una composición dada, en una condición de procesamiento determinado. Como todas las fases en los aceros son cristalinas, las microestructuras de los aceros se conforman de varios cristales, muchas veces tantos como 3 o cuatro tipos, los cuales están mezclados físicamente por solidificación, cambios de fase en estado sólido, deformación en caliente, en frío y tratamiento térmico. Cada tipo de microestructura y producto está desarrollada para un rango característico de propiedades mediante rutas de procesamiento específicas que controlan y explotan los cambios microestructurales.

A continuación se describirá brevemente las características principales de las microestructuras presentes, y la relación entre ellas y las propiedades del acero. También, se analizará la relación entre la ruta de procesamiento que siguen los productos estudiados con su microestructura, y finalmente, el efecto de los aleantes en la misma.

2.1.1 Diagrama de fases Fe-C

El componente mayoritario del acero es el hierro, el cual existe en dos formas cristalinas por debajo de su punto de fusión. Una tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) la cual es estable de temperaturas menores a la ambiente hasta los 912 °C, α -ferrita, y desde los 1394 °C hasta el punto de fusión 1530 °C, δ -ferrita. Entre medio es estable otra forma alotrópica cúbica centrada en las caras (fcc), la austenita.

Los aceros además contienen carbono en porcentajes que van desde 0.005 % p/p hasta 2 % p/p. El carbono cambia profundamente la relación entre fases, la microestructura y propiedades del acero. Generalmente el contenido de carbono se mantiene bajo en aceros que requieren alta ductilidad, alta tenacidad y buena soldabilidad, mientras que se prefiere alto en aceros que requieran alta resistencia, alta dureza, resistencia a la fatiga y al desgaste.

En la Figura 1 se muestra el diagrama de fases metastable Fe-C, hasta un contenido de carbono del 7%.

El carbono es un estabilizador de la austenita, es decir que amplía el rango de temperatura en que esta fase es estable. Su solubilidad es mucho mayor en austenita que en ferrita, aunque en ambos casos es una función de la temperatura. Cuando los átomos de C no pueden acomodarse más en los huecos intersticiales octaédricos que se forman entre los átomos de Fe, se forma una nueva fase que puede acomodar más átomos de C en su estructura cristalina, esta fase es llamada cementita o carburo de hierro (Fe_3C) y tiene una estructura cristalina ortorrómbica.

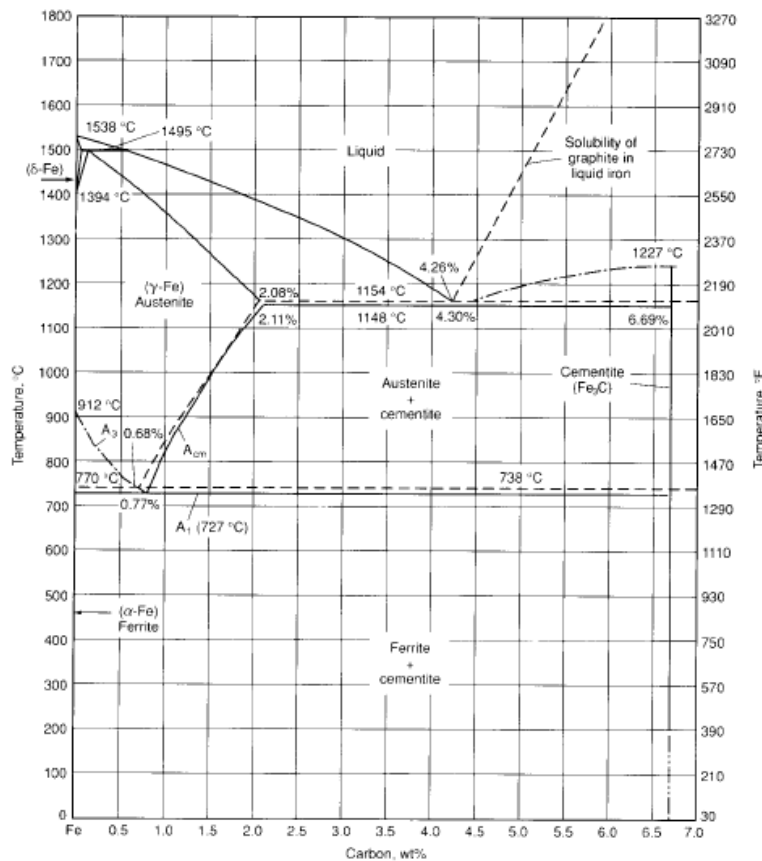


Figura 1. Diagrama de fases metaestable Fe-C hasta un contenido de C de 7% p/p.

Las aleaciones de hierro con un contenido menor al 2% de C se denominan aceros, mientras que las de un contenido mayor se denominan fundiciones. El grafito es la forma estable o de equilibrio del carbono, su formación es promovida por una alta concentración de C y la presencia de grandes cantidades de elementos como el silicio. Por lo tanto el grafito es una fase importante en las fundiciones, pero raramente se encuentra en los aceros. Cuando el grafito efectivamente se forma, los límites de solubilidad y los rangos de temperatura cambian, como se ve en las líneas punteadas de la Figura 1.

El campo de fase de la austenita mostrado en la Figura 1 es la base para la trabajabilidad en caliente y los tratamientos térmicos de los aceros al carbono. La austenita siendo la única fase es fácilmente trabajada en caliente, es decir que grandes secciones de acero pueden ser reducidas a menores secciones y a formas estructurales. Al enfriarse la austenita se transforma a distintas microestructuras. Si se enfría muy lentamente, en condiciones cercanas al equilibrio, se obtienen mezclas de ferrita y cementita. En cambio si se enfría rápidamente se obtendrá martensita. Estas transformaciones son las que dan la base a los tratamientos térmicos del acero.

Las temperaturas críticas de transformación de la austenita como función del contenido de carbono se designan con la letra A, siendo A₁, A₃ y A_{cm} el límite superior del campo de fase ferrita-cementita, el límite entre los campos ferrita-cementita y austenita y el límite entre los campos de austenita y austenita-cementita. Las temperaturas críticas varían levemente tanto en calentamiento como en enfriamiento debido a que las transformaciones están controladas por difusión y las condiciones de equilibrio se alcanzan en tiempos infinitos.

Además del carbono, los aceros contienen muchos otros elementos que mueven los límites del diagrama de fases Fe-C. Elementos como el Manganeso y el Níquel son estabilizadores de la austenita, que disminuyen las temperaturas críticas. Elementos como el Silicio, el Cromo y el Molibdeno son estabilizadores de ferrita y formadores de carburos, aumentan las temperaturas críticas y achican el campo de fase de la austenita. Otros elementos como el Titanio, Niobio y Vanadio, formarán dispersiones dependientes de la temperatura de nitruros, carburos o

carbonitruros en la austenita. Estos efectos se deben tener en cuenta cuando se eligen las temperaturas de procesamiento.

2.1.2 Propiedades en función del contenido de Carbono

La Figura 2 muestra la dureza de diferentes microestructuras en función del contenido de C.

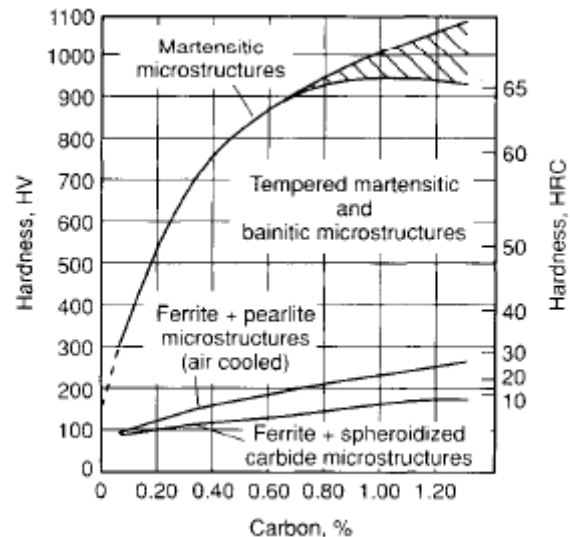


Figura 2. Dureza de distintas microestructuras en función del contenido de carbono.

Una representación más acertada se lograría con una franja en lugar de una línea para cada microestructura, ya que la dureza, no sólo depende del contenido de carbono, sino de otros factores, como pueden ser la separación entre láminas en caso de las microestructuras ferrita + perlita o el tamaño de grano en las de ferrita.

Todos los tipos de microestructuras representadas aumentan su dureza al aumentar el contenido de carbono, pero las estructuras martensíticas y bainíticas tienen una dependencia más fuerte.

La Figura 2 demuestra que para un acero de contenido de Carbono dado es posible producir cualquier tipo de microestructura, aunque existen límites prácticos para esta observación. Los aceros de bajo carbono no tienen suficiente templabilidad como para formar martensita excepto que sean secciones muy pequeñas y, en el otro extremo, los aceros de medio y alto carbono aleados con Cromo, Níquel y/o Molibdeno pueden tener tan alta templabilidad que para producir microestructuras que no sean martensíticas o bainíticas son necesarios tratamientos térmicos de annealing.

Dado que los productos estudiados tienen estructura martensítica, se describirá a continuación las características principales de este microconstituyente.

2.1.3 Características de la martensita

Martensita es la fase que produce los aceros de mayor dureza y resistencia. La transformación martensítica es adifusional y ocurre cuando la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta como para suprimir las transformaciones controladas por difusión de austenita a ferrita, perlita y bainita. Ni los átomos de Fe, ni los de C difunden. Por lo tanto, la transformación ocurre por corte o el movimiento cooperativos de gran número de átomos. La Figura 3 muestra esquemáticamente la formación de un cristal de martensita. No sólo cambia la estructura cristalina de fcc a bcc, sino que además la martensita producto de la transformación queda deformada, por las contracciones creadas por mantener el plano de hábito (sin rotaciones ni distorsiones) correspondiente a la austenita. La deformación de la martensita hace que ésta contenga gran densidad de dislocaciones. Esta estructura, junto con los átomos de C atrapados

dentro de los huecos intersticiales octaédricos de la estructura tetragonal centrada en el cuerpo, produce la gran resistencia de la martensita.

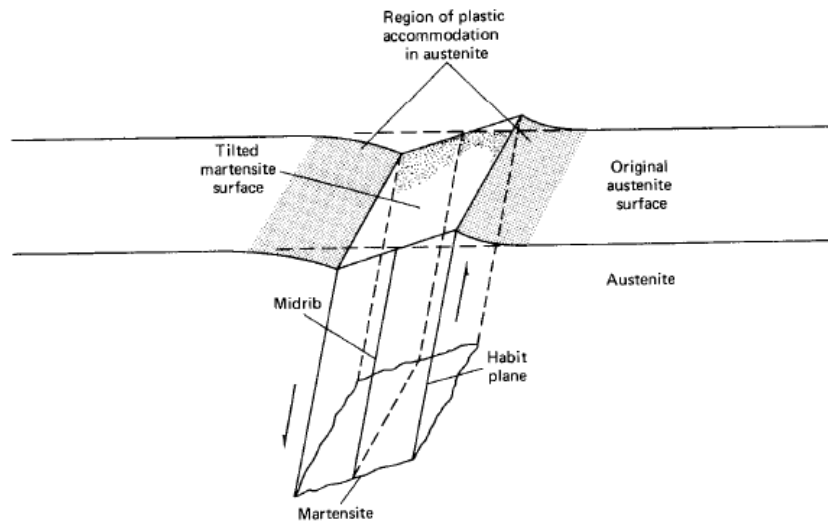


Figura 3. Esquema del corte y la inclinación de la superficie asociadas con la formación de una placa de martensita.

La martensita se comienza a formar a una temperatura crítica definida como M_s . La transformación se alcanza por nucleación y crecimiento de muchos cristales. Debido a que la matriz se contrae, el ancho de las unidades de martensita es limitado, y la transformación procede en principio por la nucleación sucesiva de nuevos cristales. Este proceso ocurre solo enfriando a menores temperaturas y es independiente del tiempo.

La temperatura M_s es función del contenido de carbono y otros aleantes, se han desarrollado ecuaciones mediante las cuales se puede calcular M_s , basándose en la composición del acero. Tanto el carbono, como la mayoría de los aleantes, hacen que M_s disminuya. El efecto más importante de esta disminución, es que a temperatura ambiente la transformación martensítica no se completa y queda en la estructura austenita retenida.

Sólo es posible producir martensita si se suprimen las transformaciones controladas por difusión de la austenita. A un nivel práctico, esto se logra con un templado rápido, por ejemplo en baños de agua o salmuera. Sin embargo, un enfriamiento tan rápido introduce tensiones residuales en la superficie que pueden causar la fisuración. Por lo tanto, los aceros son aleados con elementos como Níquel, Cromo y Molibdeno, que dificultan la ocurrencia de las transformaciones difusionales, permitiendo que ocurra la transformación martensítica con una menor velocidad de enfriamiento. El diseño de aceros y sus condiciones de enfriamiento para producir determinadas cantidades de martensita es sujeto de estudio de la templabilidad.

2.1.4 Revenido de martensita

La martensita tiene una gran resistencia, pero su tenacidad es muy baja. Por lo tanto, casi todos los aceros que son templados también son revenidos o calentados a alguna temperatura menor a A_1 , para aumentar su tenacidad. Dependiendo del tiempo y temperatura, los tratamientos térmicos pueden producir gran variedad de microestructuras y propiedades.

La martensita luego del templado está supersaturada de carbono, tiene altas tensiones residuales, contiene una alta densidad de dislocaciones, tiene una muy alta área de borde de bastón o placa por unidad de volumen y contiene austenita retenida. Todos estos factores hacen que las estructuras martensíticas sean muy inestables y conduce a varias transformaciones de fase y cambios microestructurales durante el revenido.

Los cambios más importantes son resultado de fenómenos de envejecimiento y precipitación, que son causados por la sobresaturación de C, son ejemplo de este tipo de fenómenos la precipitación de carburos de transición, la formación de cementita y la esferoidización. En la Tabla 1 muestra un resumen de las reacciones que ocurren a distintos rangos de temperaturas de revenido.

Rango de temperatura (°C)	Reacción
-40 a 100	Aglomeración de dos a cuatro átomos de carbono en sitios octaédricos, segregación de átomos de carbono a dislocaciones y bordes de grano
20 a 100	Núcleos de átomos de carbono se forman en los planos (102) de la martensita
60 a 80	Fases ordenadas a largo alcance con átomos de carbono ordenados
100 a 200	Precipitación de carburos de transición en forma de partículas de 2 nm de diámetro alineadas
200 a 350	Transformación de austenita retenida en ferrita y cementita
250 a 700	Formación de cementita y ferrita, desarrollo eventual de carburos bien esferoidizados en una matriz de granos equiaxiales de ferrita
500 a 700	Formación de carburos de aleación en aceros que contengan cromo, molibdeno, vanadio o tungsteno. La mezcla y composición de los carburos puede cambiar significativamente con el tiempo.
350 a 550	Segregación de impurezas y elementos de aleación sustitucionales, responsables de la fragilización de revenido.

Tabla 1. Reacciones durante el revenido.

El revenido a temperaturas entre los 150 y 200 °C mantienen una alta dureza pero con mayor tenacidad. El revenido a mayores temperaturas produce la formación de cementita y carburos, si hubiera presentes elementos formadores de carburos. Generalmente los bastones y placas se engrosan y la densidad de dislocaciones disminuye por mecanismos de recuperación. Además la austenita retenida se transforma en mezclas de cementita y ferrita que quedan entre las placas o bastones de martensita. Los carburos formados en revenidos de alta temperatura son más gruesos que los carburos de transición y están dispersos en la ferrita y la martensita revenida.

La Figura 4 muestra el rango de dureza que puede ser obtenido por revenido a varias temperaturas como función del contenido de C del acero. La mayor dureza para aplicaciones ingenieriles esta asociada con microestructuras con carburos de transición obtenidos por revenido a 150°C. Estas microestructuras tienen excelentes propiedades ante la fatiga y el desgaste y son usadas en aplicaciones como rulemanes o engranajes. Las menores durezas están asociadas con microestructuras de carburos esferoidizados en una matriz de ferrita equiaxial. Aceros con estas estructuras son usados cuando se requiere una alta tenacidad o alta resistencia a la corrosión.

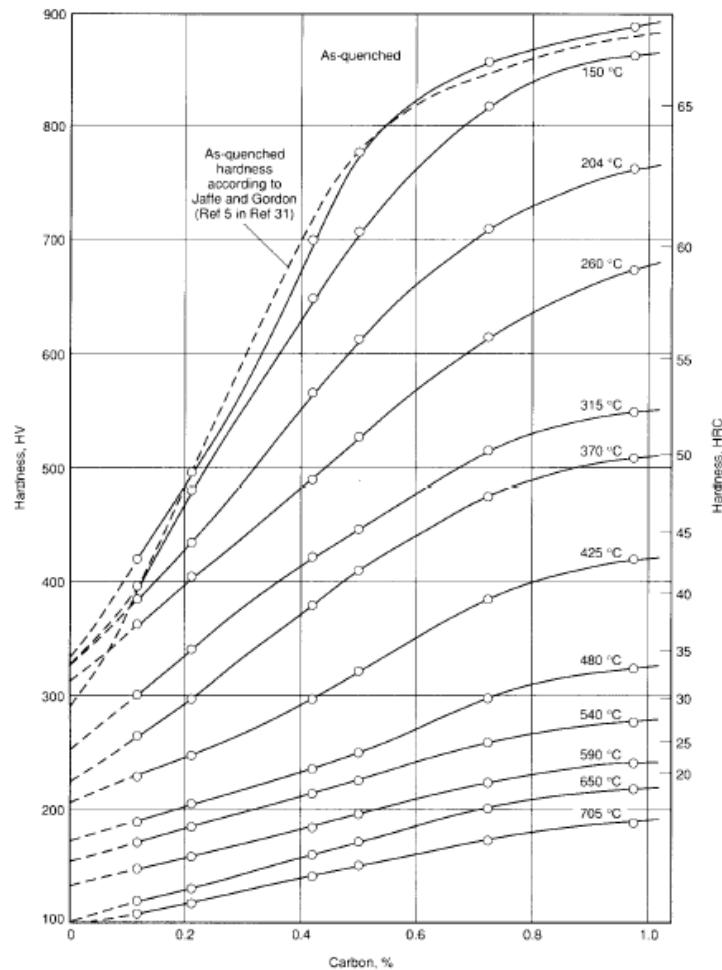


Figura 4. Dureza en función del contenido de C en aleaciones Fe-C templadas y revenidas a distintas temperaturas.

La tenacidad generalmente aumenta con la temperatura de revenido, pero varios tipos de fragilizaciones o disminuciones de la tenacidad pueden desarrollarse. El contenido de carbono tiene una importante influencia en la tenacidad; mientras que los aceros de contenido medio de carbono son bastante tenaces, los aceros de alto carbono tienen poca resistencia al impacto y su aplicación queda limitada a condiciones de carga compresivas sin impacto, como por ejemplo rodamientos.

2.1.5 Efectos de elementos aleantes

Los aceros forman uno de los grupos de aleaciones más complejo. El efecto sinérgico de los elementos de aleación y los tratamientos térmicos produce una tremenda variedad de microestructuras y propiedades.

A continuación se describirá brevemente el efecto de los distintos elementos de aleación. Si bien el efecto de cada uno de ellos se ve influenciado por su interacción con el resto, por simplicidad se discutirá su efecto por separado.

Carbono: La cantidad de carbono requerida en el acero terminado limita el tipo de acero que se puede producir. A medida que el contenido de carbono aumenta, la calidad de superficie se ve perjudicada. El carbono tiene una tendencia moderada a la segregación, y muchas veces la segregación de carbono es más significativa que la de otros elementos. El carbono es el

elemento endurecedor principal. La resistencia del acero recién laminado aumenta con el contenido de carbono (hasta aproximadamente 0.85%C). La ductilidad y soldabilidad, en cambio, disminuyen.

Manganeso: Tiene menor tendencia a la macrosegregación que cualquiera de los aleantes comunes. El manganeso es beneficioso para la calidad de superficie en todos los rangos de contenido de carbono. Contribuye a la resistencia y dureza, pero en menor medida que el carbono, y su aporte depende del contenido de carbono. El manganeso tiene un fuerte efecto en mejorar la templabilidad del acero.

Fósforo: Produce segregación, pero en menor grado que el carbono y azufre. Aumentar el contenido de fósforo aumenta la resistencia y la dureza, disminuyendo la ductilidad y la resistencia al impacto. El detrimento de la ductilidad y la tenacidad es mayor en aceros de mayor contenido de carbono templados y revenidos. Mejora la maquinabilidad de aceros de bajo carbono.

Azufre: Disminuye la ductilidad y resistencia al impacto. Desmejora la soldabilidad. Este elemento empeora la calidad superficial, particularmente en aceros de bajo carbono y bajo manganeso. Por estas razones sólo se especifica un máximo contenido de azufre en la mayoría de los aceros. Tiene mayor tendencia a la segregación que cualquier otro elemento. Por todos los efectos negativos que produce en los aceros, el azufre es considerado una impureza y se suele limitar su contenido máximo acorde a la calidad buscada para el acero.

Silicio: Es uno de los principales agentes desoxidantes, por lo tanto la cantidad de silicio presente está relacionada con el tipo de acero, en cuanto a técnicas de desoxidación se refiere. El silicio es de alguna forma menos efectivo que el manganeso como endurecedor. Tiene poca tendencia a la segregación.

Cobre: Tiene una tendencia moderada a la segregación. Es perjudicial para la calidad superficial y exagera los defectos superficiales típicos de los aceros resultantes. Es beneficioso para la corrosión atmosférica.

Boro: Se agrega para mejorar la templabilidad y es más efectivo en aceros de bajo carbono. Cuando se substituye el boro por otros aleantes, siempre se debe tener en mente la templabilidad.

Cromo: Se agrega generalmente para aumentar la resistencia a la corrosión y oxidación, para aumentar la templabilidad, mejorar la resistencia a altas temperaturas o para mejorar la resistencia a la abrasión de aceros de alto carbono. Es un fuerte formador de carburos. Los carburos de cromo y hierro entran en solución en la austenita lentamente, por lo tanto se necesita un tiempo considerable de calentamiento antes del temple. Puede ser usado como un elemento endurecedor y suele usarse en conjunto con un elemento que aumente la tenacidad como puede ser el níquel para producir propiedades mecánicas superiores. A mayores temperaturas, el cromo contribuye a aumentar la resistencia, en aplicaciones de esta naturaleza se suele usar en conjunto con molibdeno.

Níquel: En aceros para la construcción sirve como endurecedor de ferrita. Como no forma carburos permanece en solución en la ferrita, endureciéndola y aumentando su resistencia. Los aceros al níquel son fácilmente tratados térmicamente porque el níquel disminuye la velocidad crítica de enfriamiento. En combinación con cromo produce aceros con mayor templabilidad, mayor resistencia al impacto y mayor resistencia a la fatiga.

Molibdeno: Cuando el molibdeno se encuentra en solución sólida con la austenita antes del temple, las velocidades de reacción para la transformación se vuelven considerablemente más

lentas en comparación con aceros al carbono. El molibdeno puede inducir endurecimiento secundario durante el revenido de aceros templados y realza la resistencia al creep de los aceros de baja aleación.

Niobio: Pequeñas adiciones de niobio aumentan la tensión de fluencia y en menor medida, la resistencia a la tracción de los aceros al carbono.

Aluminio: Es muy usado como desoxidante y para controlar el tamaño de grano. Controla el crecimiento de grano austenítico en aceros recalentados. De todos los elementos aleantes, el aluminio es el más efectivo en controlar el tamaño de grano anterior al templado. El titanio, zirconio y vanadio también son buenos inhibidores del crecimiento de grano, sin embargo para aceros tratados térmicamente (templados y revenidos) estos tres elementos tienen efectos adversos en la templabilidad ya, que forman carburos muy estables y difíciles de disolver en la austenita antes del templado.

2.1.6 Los elementos de aleación en el templado

Debido a que las secciones tratadas suelen ser grandes y a que los elementos de aleación tienen el efecto general de bajar el rango de temperaturas a las cuales se forma martensita, las tensiones térmicas y propias de la transformación que se producen durante el templado tienden a ser mayores en las piezas de aceros aleados que en las necesariamente más pequeñas piezas de acero al carbono. En general las tensiones resultan en distorsiones y riesgo de fisuras.

Sin embargo, los elementos de aleación tienen dos funciones que tienden a disminuir esta aparente desventaja. La primera, y probablemente más importante, es la capacidad de permitir el uso de un acero de menor carbono para una dada aplicación. La disminución de la templabilidad que acompaña a la disminución del contenido de carbono, se ve compensada por el aumento de templabilidad que provoca el agregado de los aleantes, y el acero de menor porcentaje de carbono es menos susceptible a la fisuración. Esta menor susceptibilidad se debe a la plasticidad de la martensita de menor contenido de carbono y a que el rango de temperaturas en el cual se forma la martensita también aumenta al disminuir el contenido de carbono.

La segunda función de los elementos de aleación en el templado es permitir velocidades de enfriamiento menores para una sección determinada, debido a la mayor templabilidad, con lo cual el gradiente de temperaturas es menor y las tensiones térmicas disminuyen.

Para prevenir las fisuras, las tensiones en la superficie deben ser de compresión o bien relativamente bajas. En general, el uso de un templado menos severo, adecuado con la templabilidad del acero, resultara en menor distorsión.

2.1.7 Efecto de los aleantes en la templabilidad y el revenido

En general un mayor contenido de aleantes produce una mayor templabilidad y un mayor contenido de carbono implica una mayor dureza disponible. La respuesta al tratamiento térmico es la función más importante de los elementos de aleación en los aceros de baja aleación templados y revenidos.

La templabilidad se define como la “susceptibilidad al endurecimiento por un enfriamiento veloz” o como “la propiedad, en aleaciones ferrosas, que determina la profundidad y distribución de dureza producida por el templado”. Ambas definiciones enfatizan la dureza. Como se discutió anteriormente, la fuente de dureza es la formación y la presencia de martensita, y de aquí una tercera definición de templabilidad es “la capacidad de un acero de

transformar total o parcialmente de austenita a martensita a una profundidad determinada cuando se lo enfría bajo ciertas condiciones”.

La templabilidad de un acero es el criterio más importante para seleccionar un acero de baja aleación. Para asegurar una adecuada templabilidad los aleantes deben estar en solución en la austenita, de forma tal de retardar la transformación controlada por difusión de austenita a ferrita-perlita. Esto permite un enfriamiento más lento de la pieza o el temple de una pieza más grande en un medio determinado, sin la subsecuente transformación indeseada de austenita a productos de transformación ferrita-perlita.

La templabilidad se mide en términos de un diámetro ideal (D_i), el cual facilita la comparación de la respuesta al temple de diferentes aceros en el mismo medio. El diámetro ideal es afectado por el tamaño de grano austenítico, el contenido de carbono y el contenido de aleantes, el incremento de cualquiera de estos factores reduce o elimina las transformaciones controladas por difusión y, por lo tanto, promoviendo la formación de martensita. El carbono es el elemento más potente para aumentar la templabilidad, pero tiene efectos adversos en la soldabilidad y tenacidad.

Otra forma de evaluar la templabilidad es mediante ensayos de dureza de temple. Existe una correlación entre la dureza y el porcentaje de martensita, para los distintos contenidos de carbono, la misma se muestra en la Figura 5.

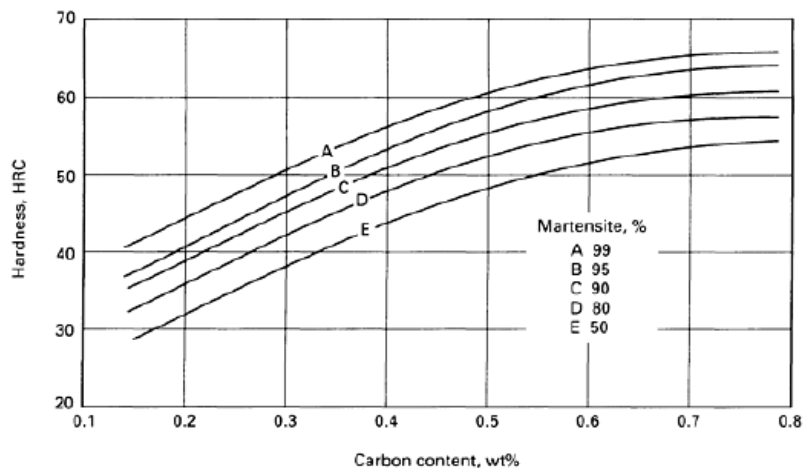


Figura 5. Relación entre dureza, contenido de carbono y cantidad de martensita.

El tamaño de grano austenítico no solo influye en la templabilidad sino también en la resistencia y la tenacidad. Aumentos en el tamaño de grano austenítico reducen la resistencia del producto de transformación pero permiten un temple más profundo que aceros de grano fino.

En 1942 Grossman demostró que el efecto de los elementos de aleación en la templabilidad es multiplicativo más que aditivo. Luego de la subsecuente investigación se desarrollaron factores de multiplicación y se descubrió que en ciertas ocasiones ocurren efectos de interacción entre los elementos (es decir, el factor de multiplicación para un porcentaje dado de un elemento no era el mismo cuando se agregaba en conjunto con otro elemento que cuando se usaba solo). Por ejemplo el factor de multiplicación del molibdeno varía con el contenido de níquel, como se puede ver en la Figura 6.

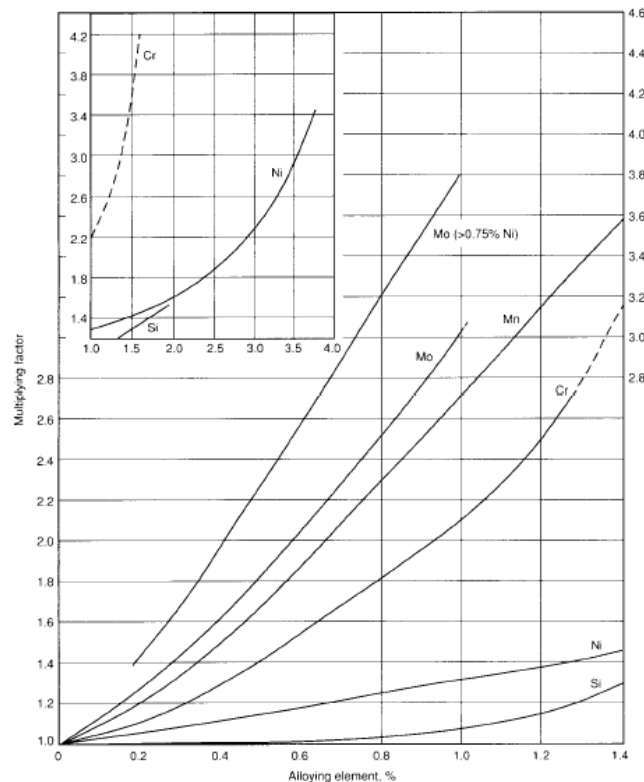


Figura 6. Factores de multiplicación promedio para varios elementos de aleación en aceros aleados con 0.15 a 0.25% C.

Algunos de los efectos de los elementos de aleación en la templabilidad se muestran en la Tabla 2. Como ya se dijo anteriormente los elementos de aleación pueden dividirse en estabilizadores de austenita, como el manganeso, níquel y cobre y estabilizadores de ferrita como el molibdeno, silicio, titanio, vanadio, zirconio, tungsteno y niobio. Los estabilizadores de ferrita requieren una adición mucho menor que los estabilizadores de austenita para un aumento equivalente de la templabilidad. Sin embargo, con muchos de estos estabilizadores de ferrita el proceso de precipitación de carburos reduce el contenido de carbono y aleantes en la austenita, disminuyendo la templabilidad. Los precipitados producen un refinamiento de grano, el cual también disminuye la templabilidad.

Efecto del aleante en la templabilidad	Efecto del aleante en el revenido
<p>El manganeso contribuye marcadamente a la templabilidad, especialmente en cantidades mayores al 0.8%. El efecto del manganeso hasta un 1.0% es mas fuerte en aceros de bajo y alto carbono que en aceros de carbono medio.</p>	<p>El manganeso aumenta la dureza de la martensita revenida retardando la coalescencia de carburos, lo cual previene el crecimiento del grano de la matriz ferrítica.</p>
<p>El níquel es similar al manganeso en pequeñas adiciones, pero es menos potente en niveles altos de aleación. El níquel también es afectado por el contenido de carbono, pero en este caso el efecto mayor se ve en los aceros de carbono medio. Existe cierta interacción entre el níquel y el manganeso, que debe tenerse en cuenta a temperaturas de austenización bajas.</p>	<p>El níquel tiene un leve efecto en la dureza de la martensita revenida, que a su vez es igual a todas las temperaturas de revenido. Se considera que su influencia es debida a un débil endurecimiento por solución solida, ya que el níquel no es un formador de carburos.</p>
<p>El cobre se suele agregar por su contribución a la resistencia a la corrosión atmosférica y a mayores niveles por su endurecimiento por precipitación. El efecto del cobre en la templabilidad es similar al del níquel, incluso en cálculos de templabilidad se sugiere usar la suma del contenido de cobre y níquel con le factor de multiplicación del ultimo.</p>	<p>El cobre precipita cuando el acero es calentado entre 425-650°C y por lo tanto puede proveer cierto grado de endurecimiento por precipitación.</p>
<p>El silicio es más efectivo que el manganeso a niveles bajos de aleación y tiene un efecto de aumento de la resistencia en aceros de baja aleación. Sin embargo, a niveles mayores al 1% este elemento es mucho menos efectivo que el manganeso. El efecto del silicio también varía considerablemente con el contenido de carbono y de otro aleantes.</p>	<p>El silicio aumenta la dureza de la martensita revenida a cualquier temperatura de revenido. También tiene un efecto retardador del ablandamiento a 316°C, el cual ha sido atribuido al efecto inhibitor del silicio en la conversión del e-carburo a cementita.</p>
<p>El molibdeno es muy efectivo en la mejora de la templabilidad. La presencia de cromo disminuye su factor de multiplicación, mientras que la de níquel lo aumenta. Tiene mayor efecto en aceros de alto carbono.</p>	<p>El molibdeno retarda el ablandamiento de la martensita a cualquier temperatura de revenido. Por encima de 540°C, el molibdeno divide los carburos y por lo tanto mantiene las partículas pequeñas y numerosas. Además, el molibdeno reduce la susceptibilidad a la fragilización de revenido.</p>
<p>El cromo se comporta de forma similar al molibdeno y tiene su mayor efecto en aceros de medio carbono. En aceros de bajo carbono y aceros carburizados el efecto es menor pero importante de todas formas. Por ser el carburo de cromo muy estable, a bajas temperaturas de austenizado el cromo se vuelve menos efectivo.</p>	<p>El cromo, al igual que el molibdeno, es un fuerte formador de carburos, por lo tanto retarda el ablandamiento de la martensita a toda temperatura. También es retardada la coalescencia de carburos porque el cromo substituye algunos átomos de hierro en la cementita.</p>

Efecto del aleante en la templabilidad	Efecto del aleante en el revenido
<p>El vanadio no suele agregarse para aumentar la templabilidad sino para producir endurecimiento secundario durante el revenido. El vanadio es un fuerte formador de carburos y el acero debe ser austenizado a alta temperatura y por largo tiempo para asegurar que el vanadio este en solución y por lo tanto pueda contribuir a la templabilidad. De todas formas, solo es posible lograr disolverlo si se agregan pequeñas cantidades.</p>	<p>El vanadio es un formador de carburos más fuerte que el molibdeno y el cromo, por lo tanto es esperable que tenga un efecto mas potente para niveles equivalentes de aleación. El fuerte efecto del vanadio se debe probablemente a que forma un carburo de aleación que reemplaza a los carburos tipo-cementita a altas temperaturas de revenido y persiste como una fina dispersión hasta la temperatura de transformación A₁.</p>
<p>El tungsteno es más efectivo en aceros de alto contenido de carbono. Tiene fuertes efectos de interacción con elementos como manganeso, molibdeno y cromo.</p>	<p>El tungsteno es un formador de carburos y se comporta como el molibdeno en aceros simples.</p>
<p>El titanio, niobio y zirconio son todos fuertes formadores de carburos que no suelen agregarse para mejorar la templabilidad por las mismas razones que se dieron para el vanadio. Además el titanio y el zirconio son fuertes formadores de nitruros, una característica que afecta su solubilidad en austenita y por lo tanto, su contribución a la templabilidad.</p>	<p>El titanio, niobio y zirconio se comportan de igual forma que el vanadio.</p>
<p>El boro puede mejorar considerablemente la templabilidad, el efecto varia notoriamente con el contenido de carbono del acero. El efecto completo del boro en la templabilidad sólo se obtiene en aceros completamente desoxidados.</p>	<p>El boro no tiene efecto alguno en las características del revenido de la martensita, pero un efecto adverso en la tenacidad del acero puede resultar de la transformación en productos no martensíticos.</p>

Tabla 2. Efecto de los aleantes en la templabilidad y en el revenido.

La martensita producida por el templado además de ser muy dura es muy frágil, por lo tanto, todos los aceros se someten a un tratamiento térmico subcrítico llamado revenido. El revenido, como se dijo anteriormente, mejora la tenacidad de los aceros templados, aumenta la ductilidad y disminuye la resistencia. Estos resultados son más marcados a medida que aumenta la temperatura y el tiempo de revenido, esto se debe, principalmente, a la veloz aglomeración de la cementita con el aumento de la temperatura de revenido y a la reducción de la densidad de dislocaciones.

Los elementos de aleación pueden ayudar a retardar el grado de ablandamiento durante el revenido, algunos elementos son más efectivos que otros. Los aleantes que actúan como endurecedores por solución solida (Ni, Si, Al y Mn) se mantienen disueltos en la martensita y no retardan significativamente el ablandamiento, excepto el silicio que inhibe la aglomeración del carburo de hierro, cementita. Los elementos más efectivos en disminuir la velocidad de ablandamiento durante el revenido son los formadores de carburos como el molibdeno, cromo, vanadio, niobio y titanio. Los carburos metálicos formados por estos elementos son más duros que la martensita y forman una fina dispersión, ya que la velocidad de difusión de dichos elementos es menor a la del carbono. La baja velocidad de difusión de los elementos formadores de carburos inhibe el engrosamiento de los carburos de hierro (Fe₃C) y, por lo tanto, retardan el ablandamiento a elevadas temperaturas.

El grado de ablandamiento también depende de la cantidad de elemento formador de carburos que se agregue. Por ejemplo, la Figura 7 muestra la disminución de dureza con varios porcentajes de molibdeno y se puede observar que a mayor porcentaje de Mo el efecto de retardo es mayor. Además, se aprecia un endurecimiento secundario, cada vez mayor a temperaturas de revenido entre los 500 y 600 °C. Este tipo de efecto sólo se da para porcentajes elevados de aleantes formadores de carburos.

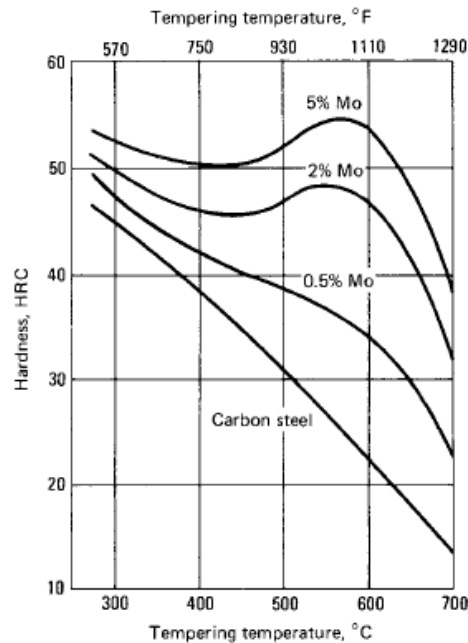


Figura 7. Retardo del ablandamiento y endurecimiento secundario durante el revenido de un acero con 0.35%C con varios porcentajes de molibdeno.

2.1.8 Tenacidad a la fractura

La tenacidad a la fractura es una indicación de la capacidad del acero de absorber energía cuando un concentrador de tensiones o entalla esta presente.

En los metales de estructura cristalina bcc, se encuentra una característica única durante el ensayo de impacto, a temperaturas de 120 a -130°C, ésta es una transición dúctil-frágil en la tenacidad. A las temperaturas más altas del rango el comportamiento a la fractura es dúctil con gran deformación plástica. La fractura dúctil esta asociada más comúnmente con la coalescencia de microhuecos. A las temperaturas menores del rango de ensayo, la fractura es frágil, y el modo de fractura es el clivaje con poca o ninguna deformación plástica.

Todos los aceros de baja aleación sufren una transición dúctil-frágil cuando disminuye la temperatura. Dependiendo del material esta transición puede ocurrir a mayor o menor temperaturas. Un número considerable de ensayos de impacto con entalla se han desarrollado para evaluar y ranquear los materiales de acuerdo a su tenacidad, y para determinar su temperatura de transición dúctil-frágil, de estos ensayos el más popularmente usado es el Charpy con entalla en forma de V. Más adelante, en este trabajo, se explicarán los fundamentos y procedimiento de este ensayo (ver “2.3.4 Ensayo de impacto Charpy”).

La Figura 8 es una curva Charpy, que muestra la transición dúctil-frágil en un acero. La región estable a altas temperaturas se llama “upper shelf” y la estable a bajas temperaturas “lower shelf”. La región entre medio de las zonas estables es llamada zona de transición y el comportamiento a la fractura es una competencia entre los mecanismos de coalescencia de microhuecos y clivaje.

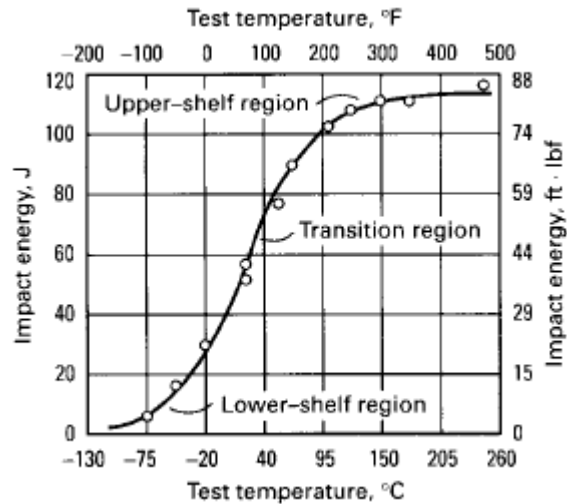


Figura 8. Curva Charpy (energía vs. temperatura de ensayo) de un acero al Ni-Cr-Mo.

Además de la energía absorbida, existe otra magnitud a evaluar para determinar el comportamiento del material a la fractura, ésta tiene que ver con la apariencia de la superficie de fractura. Este valor es el porcentaje de área dúctil (fractura fibrosa) de la superficie de fractura. De la misma forma que se obtenían curvas Charpy de energía absorbida vs. temperatura de ensayo, se verá el comportamiento a la fractura graficando porcentaje de área dúctil en las ordenadas (ver Figura 9). En algunos aceros la zona de transición puede no coincidir en cada gráfico, es por eso que en las especificaciones y requerimientos de los grados se suelen fijar valores mínimos para ambas magnitudes en simultáneo.

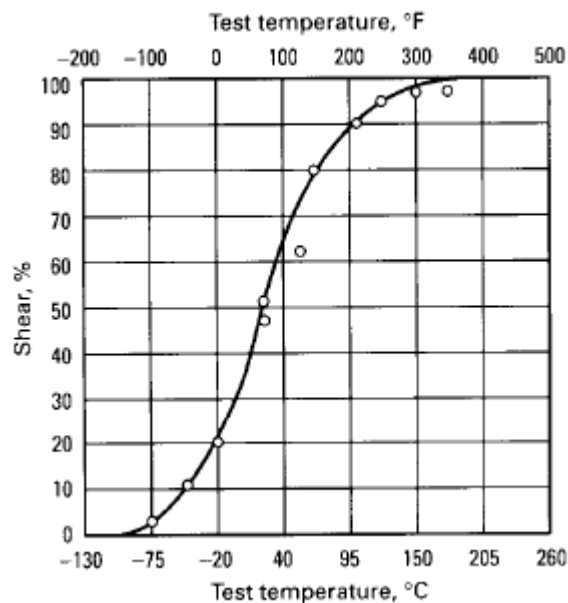


Figura 9. Curva Charpy (área dúctil vs. temperatura de ensayo) del mismo acero.

2.1.9 Efecto de los aleantes en la tenacidad a la fractura

La composición del acero, así como también la microestructura y la historia de procesamiento, afecta significativamente tanto al rango de temperaturas de transición dúctil-frágil como a la energía absorbida durante la fractura a cualquier temperatura en particular. Cada elemento de aleación contribuye en distinto grado a la tenacidad.

Aumentar el contenido de carbono aumenta la temperatura de transición y disminuye la energía del “upper shelf”, como resultado de un aumento de la resistencia y la dureza. Es uno de los aleantes más potentes en este efecto, por lo tanto, para una máxima tenacidad el contenido de carbono debe mantenerse lo más bajo posible consistentemente con los requisitos de resistencia. Los aceros de bajo carbono tienden a tener curvas de transición muy bruscas.

El manganeso tiene una variedad de efectos en la temperatura de transición. En aceros de bajo carbono, reduce sustancialmente la temperatura de transición. En aceros de mayor contenido de carbono el manganeso puede ser menos beneficioso.

El azufre y el fósforo tienen efectos negativos en la tenacidad siendo más fuerte el del segundo. El azufre hace más marcada la direccionalidad de los resultados. El fósforo además puede provocar fragilidad en caliente durante el revenido.

El silicio en cantidades del 0.15 al 0.30% en aceros desoxidados, generalmente disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil y aumenta la energía del “upper shelf”.

El nitrógeno por si mismo baja la energía del “upper shelf” y aumenta la temperatura de transición. Sin embargo, la mayoría de los aceros nitrogenados se desoxidan con silicio y aluminio, los cuales se combinan con el nitrógeno. Los nitruros de aluminio formados durante la desoxidación sirven para estabilizar el tamaño de grano y por lo tanto mejoran la tenacidad a la fractura de estos aceros.

Aumentar el contenido de aluminio por arriba del necesario para formar nitruros de aluminio (0.075% aproximadamente) perjudica a la tenacidad.

El níquel, como el manganeso, es útil mejorando la tenacidad de los aceros a bajas temperaturas. El cromo aumenta levemente la temperatura de transición. Se suele agregar para aumentar la templabilidad. El aumento en la templabilidad suele ser suficiente para desarrollar una microestructura martensítica, la cual provee una alta energía del “upper shelf”.

El molibdeno en las cantidades habituales de aleación (hasta un 0.60%) aumenta el porcentaje de área dúctil para una temperatura dada. El molibdeno se suele agregar para aumentar la templabilidad y esto influye en la tenacidad primeramente a través de su efecto en la microestructura.

Para aceros templados y revenidos, una forma práctica de mejorar la tenacidad sin reducir la resistencia es usar un grado que contenga boro con un contenido menor de carbono.

El cobre en aceros que no fueron sometidos a endurecimiento por precipitación parece ser moderadamente beneficioso para la tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, el cobre promueve el endurecimiento por precipitación, lo cual puede afectar adversamente la tenacidad a la fractura, especialmente si la temperatura de revenido se encuentra entre los 400 y 565°C.

2.1.10 Clasificación de los aceros al carbono

Los aceros al carbono se pueden clasificar según el método que se utiliza para la desoxidación, en con mazarota, bloqueados, semicalmados y calmados. Sin embargo, la variación del contenido de carbono tiene un mayor efecto en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, los aceros al carbono se suelen categorizar de acuerdo a su contenido de carbono.

Hablando en general, los aceros al carbono contienen hasta un 2% de aleantes en total y pueden ser divididos en aceros de bajo, medio, alto y ultra-alto carbono.

Aceros de bajo carbono: contienen hasta un 0.30% de C. La mayor categoría dentro de esta clase de aceros es la de productos planos laminados. Dentro de esta categoría el contenido de carbono es muy bajo, menor al 0.10%, con hasta 0.4% de Mn, lo cual los hace fácilmente deformables. Los usos típicos de esta categoría de aceros son para paneles automotrices, placas finas y cables.

Para placas y secciones estructurales laminadas, el contenido de carbono aumenta hasta 0.30% aproximadamente, con un contenido de manganeso de hasta 1.5%. Estos materiales se usan para estampado, forja y tubos sin costura.

Aceros de medio carbono: son similares a los aceros de bajo carbono con rangos de 0.30 a 0.60% de C y manganeso de 0.60 a 1.65%. Se utilizan para mangos, cigüeñales, ejes forjados y engranajes.

Aceros de alto carbono: contiene de 0.60 a 1.00% de C con porcentajes de manganeso de 0.30 a 0.90. Se utilizan en la producción de cables de alta resistencia y resortes.

Aceros de ultra alto carbono: son aceros experimentales que contienen aproximadamente 1.25 a 2.0% de C. Estos aceros son termotratados para producir microestructuras de granos equiaxiales ultrafinos de ferrita y una distribución uniforme de pequeñas partículas esféricas de carburos proeutectoides. Este tipo de microestructuras dieron origen al comportamiento superplástico.

2.1.11 Aceros de baja aleación y alta resistencia

Los aceros de baja aleación constituyen una categoría de materiales ferrosos, que exhiben propiedades mecánicas superiores a los aceros que sólo contienen carbono, como resultado del agregado de aleantes como níquel, cromo y molibdeno. Se los clasifica como aceros de alta resistencia cuando su tensión de fluencia supera los 275 MPa (40 ksi). El contenido total de aleantes puede ir desde 2.07% hasta niveles justo por debajo de los de los aceros inoxidables, que contienen un mínimo de 10% cromo. Para muchos de los aceros de baja aleación, la función primera de los elementos de aleación es aumentar la templabilidad, de forma tal de optimizar las propiedades mecánicas y la tenacidad luego del tratamiento térmico. En algunos casos, sin embargo, se agregan aleantes para reducir la degradación ambiental bajo condiciones de servicio específicas. Dentro de esta denominación se puede clasificar en cuatro grupos:

- Aceros al carbono-manganeso laminados
- Aceros microaleados laminados
- Aceros al carbono termotratados (normalizados o templados y revenidos)
- Aceros de baja aleación termotratados

Estos cuatro tipos de aceros tienen mayor tensión de fluencia que un acero al carbono laminado. Además los aceros microaleados laminados y los aceros de baja aleación termotratados tienen una temperatura de transición dúctil frágil menor.

Las diferencias entre estos tipos de aceros residen en las propiedades mecánicas y en las formas en que se encuentran disponibles como productos terminados. En términos de propiedades mecánicas los aceros de baja aleación templados y revenidos son los que ofrecen la mejor combinación de resistencia y tenacidad. Sin embargo, puede ser difícil producir formas estructurales con este tipo de aceros, debido a que durante el templado se generan grandes tensiones residuales que llevan a la deformación del perfil.

En todos los casos los niveles de resistencia tienden a disminuir al aumentar la sección de la pieza. En aceros laminados en caliente o normalizados, esto resulta de una microestructura más gruesa que se desarrolla por una velocidad de enfriamiento menor. En aceros templados y revenidos, las resistencias menores resultan de que el templado se dificulta al aumentar el espesor y la cantidad de martensita disminuye.

2.1.12 Aceros de baja aleación templados y revenidos

Los aceros de baja aleación templados y revenidos combinan una alta tensión de fluencia (de 350 a 1035 MPa) y alta resistencia a la rotura con buena tenacidad, ductilidad, resistencia a la corrosión y soldabilidad. Los distintos aceros tienen diferentes combinaciones de estas características dependiendo de su aplicación. Composiciones químicas típicas de aceros de baja aleación templados y revenidos se muestran en la Tabla 3.

Acero	Composición, % p/p								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Otros
A 514/ A 517 grado A	0.15 – 0.21	0.40 – 0.80	0.80-1.10	0.035	0.04	-	0.50 – 0.080	0.18 – 0.28	0.05 – 0.15 Zr 0.0025 B
A 514/ A 517 grado F	0.10 – 0.20	0.15 – 0.35	0.60 1.00	0.035	0.04	0.70 – 1.00	0.40 – 0.65	0.40 – 0.60	0.03 – 0.08 V 0.15 – 0.50 Cu 0.0005-0.005 B
A 514/ A 517 grado R	0.15 – 0.20	0.20 – 0.35	0.85 – 1.15	0.035	0.04	0.90 – 1.10	0.35 – 0.65	0.15 – 0.25	0.03 – 0.08 V
A 533 tipo A	0.25	0.15 – 0.40	1.15 – 1.50	0.035	0.04	-	-	0.45 – 0.60	-
A 533 tipo C	0.25	0.15 – 0.40	1.15 – 1.50	0.035	0.04	0.70 – 1.00	-	0.45 – 0.60	-
HY - 80	0.21 – 0.18	0.15 – 0.35	0.10 – 0.40	0.025	0.025	2.00 – 3.25	1.00 – 1.80	0.20 – 0.60	0.25 Cu
HY - 100	0.12 – 0.20	0.15 – 0.35	0.10 – 0.40	0.025	0.025	2.25 – 3.50	1.00 – 1.80	0.20 – 0.60	0.25 Cu 0.03 V 0.02 Ti

Tabla 3. Composición química de distintos aceros de baja aleación templados y revenidos.

2.1.13 Productos tubulares para petróleo

“Oil country tubular goods” es un la denominación usada en las industrias de gas y petróleo, a tres tipos de tubos usados en instalaciones petroleras: drill pipe, casing y tubing. Estos productos conforman las especificaciones API 5CT (casing y tubing) y 5D (drill pipe). Los requerimientos de composición química se muestran en la Tabla 4 y los mecánicos en la Tabla 5.

Especificación API	Proceso de fabricación	Grado	Composición, % p/p									
			C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	
5CT	Soldados o sin costura	C75 tipo 1	0.50	1.90	0.040	0.060	0.45				0.15-0.30	
		C75 tipo 2	0.43	1.50	0.040	0.060	0.45	-	-	-	-	-
		C75 tipo3	0.38-0.48	0.75-1.00	0.040	0.040	-	0.80-1.10	-	-	0.15-0.25	-
		L80 tipo 1	0.43	1.90	0.040	0.060	0.45	-	0.25	-	-	0.35 max
		N80	-	-	0.040	0.060	-	-	-	-	-	-
		C95	0.45	1.90	0.040	0.060	0.45	-	-	-	-	-
	Sin costura	C75, L80 tipo 9Cr	0.15	0.30-0.60	0.020	0.010	1.00	8.0-10.0	0.5	0.90-1.10	0.25	
		C75, L80 tipo 13Cr	0.15-0.22	0.25-1.00	0.020	0.010	-	1.20	0.99	0.75	-	
		C90 tipo1	0.35	1.00	0.020	0.010	-	1.20	0.99	0.75	-	
		C90 tipo 2	0.50	1.90	0.030	0.010	-	-	0.99	-	-	
	Soldados o sin costura	P105, P110	-	-	0.04	0.06	-	-	-	-	-	
		Q125 tipo 1	0.35	1.00	0.020	0.010	-	1.20	0.99	0.75	-	
		Q125 tipo 2	0.35	1.00	0.020	0.020	-	-	0.99	-	-	
		Q125 tipo 3	0.50	1.90	0.030	0.010	-	-	0.99	-	-	
5D	Soldados	X56, X60	0.26	1.35	0.04	0.05	-	-	-	-	-	
		X65	0.26	1.40	0.04	0.05	-	-	-	-	-	
		X70	0.23	1.60	0.04	0.05	-	-	-	-	-	
	Sin costura	X56, X60	0.26	1.35	0.04	0.05	-	-	-	-	-	
		X65, X70, X80	Por acuerdo									

Tabla 4. Requerimientos de composición química de la norma API 5CT y D.

Especificación API	Proceso de fabricación	Grado	Tensión de rotura		Tensión de fluencia	
			MPa	ksi	MPa	Ksi
5CT (casing o tubing)	Soldado o sin costura	H-40	415	60	275	40
		J-55	517	75	380	55
		N-80	690	100	552	80
5CT (casing)	Soldado o sin costura	K-55	655	95	380	55
5CT	Sin costura	C-75	655	95	517	75
5CT	Soldado o sin costura	L-80	655	95	552	80
		C-90	690	100	620	90
		C-95	724	105	655	95
5CT (casing)	Soldado o sin costura	Q-125	930	135	860	125
5CT (casing)	Sin costura	P-110	862	125	758	110
5CT (tubing)	Sin costura	P-105	825	120	725	105
5D (dril pipe)	Sin costura	X-95	725	105	655	95
		G-105	793	115	725	105
		S-135	1000	145	930	135
		E-75	690	100	517	75

Tabla 5. Requerimientos mecánicos de la norma API 5CT y D.

2.2 Proceso productivo

El proceso productivo de tubos sin costura en la planta de TenarisSiderca, parte del mineral de hierro y pasa por numerosas etapas, hasta llegar al despacho del producto terminado. Describiremos aquellas etapas que son más relevantes para este trabajo.

El mineral de hierro (Fe_mO_n) se somete a un proceso de reducción directa transformándose en hierro esponja (Fe). Las partículas finas y el polvo de hierro se separan del hierro esponja más grande y se mezclan con una solución de sodio potasio que sirve como aglomerante, luego se lleva la mezcla a una máquina, que mediante un sistema hidráulico de alta presión y dos rodillos con moldes que rotan en dirección opuesta, aplastan la mezcla formando briquetas de hierro.

Finalmente una combinación de hierro esponja, briquetas de hierro y chatarra seleccionada (comprada en el mercado o reciclada de la producción interna), se carga al horno de arco eléctrico para producir acero fundido.

Posteriormente, el acero fundido se lleva desde el horno hasta la cámara de colada continua en la cuchara de afino, en la misma se agregan los aleantes necesarios para obtener la composición química deseada, se homogeniza temperatura mediante el burbujeo de gas caliente y se agrega silicato de calcio para mejorar la limpieza del acero, separando las inclusiones del baño y aumentar su fluidez.

La cuchara de afino se transporta a una zona cercana a la torre de la colada continua y se vuelca el acero líquido en el tundish, o distribuidor, para fluir hacia las líneas de solidificación de la colada continua.

Luego del proceso de colada continua, las barras se cortan del largo deseado y se llevan a las camas de enfriado, donde disminuyen su temperatura por convección natural de aire. En el caso de la colada de lingotes el largo queda determinado por el molde y no es necesaria la operación de corte de los mismos.

La Figura 10 se muestra un esquema del proceso de acería descrito anteriormente:



Figura 10. Esquema de los procesos llevados a cabo en la acería.

El proceso de laminación de tubos sin costura, esquematizado en la Figura 11, tiene como material de partida las barras obtenidas mediante el proceso de colada continua o de lingotes. Luego de ser trasladadas desde la acería, las barras son calentadas en un horno rotatorio (Figura 11 (01)) hasta alcanzar una temperatura adecuada para la perforación, aproximadamente 1300°C (Figura 11 (02)). Luego se coloca un mandril a los tubos y se los lamina para conferirles el espesor de pared y diámetro interno deseados (Figura 11 (03)). Se realiza un recalentamiento en el “walking beam furnace” para homogeneizar temperaturas (Figura 11 (04)) y nuevamente son laminados para obtener las dimensiones finales (Figura 11 (05)).

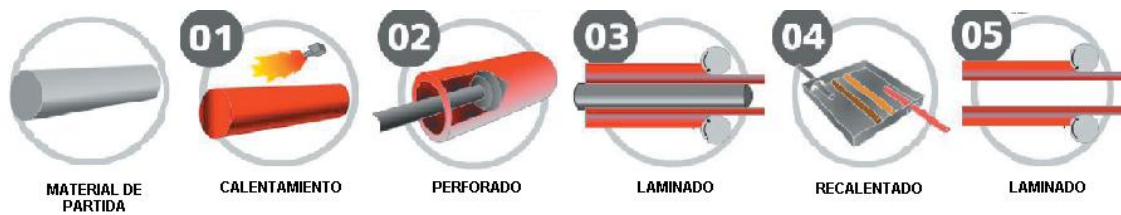


Figura 11. Esquema del proceso de perforación de barras y laminación de tubos.

Una vez obtenidas las dimensiones buscadas, los tubos son sometidos al tratamiento térmico adecuado en función de las propiedades mecánicas requeridas, la Figura 12 muestra esquemáticamente los pasos del tratamiento térmico de templado y revenido. Los productos estudiados en el presente trabajo se someten al mismo tipo de tratamiento térmico que consta de una etapa de austenizado, seguida por el templado y, finalmente, el revenido. Los parámetros de las últimas dos etapas varían según la aleación.

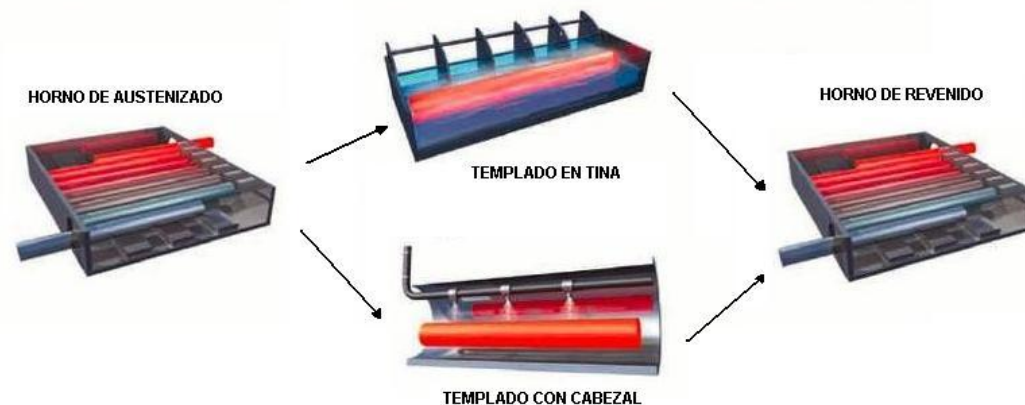


Figura 12. Esquema de las etapas de tratamiento térmico.

A continuación se explica brevemente cada uno de los procesos de tratamiento térmico nombrados y en la Figura 13 se muestran gráficos esquemáticos de la evolución de la temperatura durante los mismos:

Austenizado: el material es calentado por encima de la temperatura de transformación austenítica (aproximadamente 900 °C) y posteriormente mantenido por un período determinado a dicha temperatura. El tiempo de residencia en el horno se determina teniendo en cuenta varios factores como: la temperatura de salida, el espesor de pared y el diámetro del tubo y los movimientos que el tubo hace dentro del horno.

Templado: el material que sale del horno de austenizado es enfriado rápidamente mediante rociadores de agua (superficie externa), o bien sumergido en una pileta de agua o aceite, dependiendo la severidad de temple buscada. La estructura formada en el templado es martensita, sumamente dura y frágil, por lo que el tratamiento de templado es seguido del tratamiento de revenido.

Revenido: el material templado es calentado hasta una temperatura menor a la de transformación austenítica de manera de reducir su fragilidad. La estructura obtenida es martensita revenida cuyas propiedades varían dependiendo de la temperatura y tiempo de estadía en el horno de revenido.

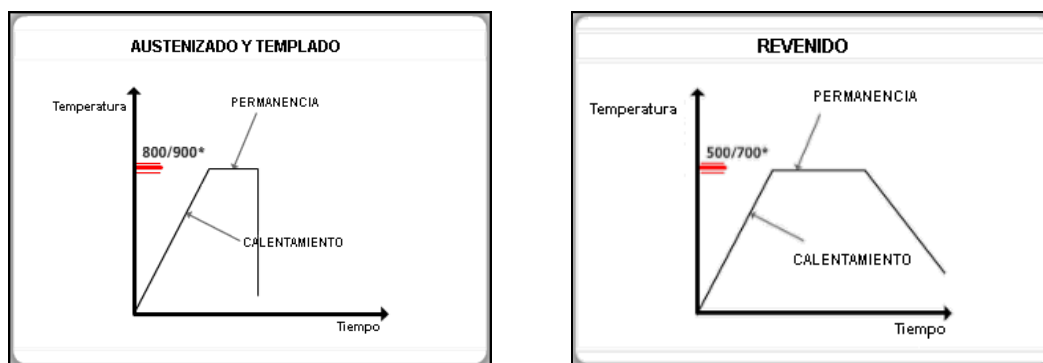


Figura 13. Gráficos esquemáticos Temperatura vs. Tiempo de los tratamientos térmicos.

Finalmente los tubos son enderezados mecánicamente (Figura 14), se les da rectitud y se reduce la ovalidad que pudiera haberse producido durante el tratamiento térmico previo. El tratamiento de enderezado se lleva a cabo a temperatura ambiente o a unos 450°C, dependiendo de las especificaciones del producto.

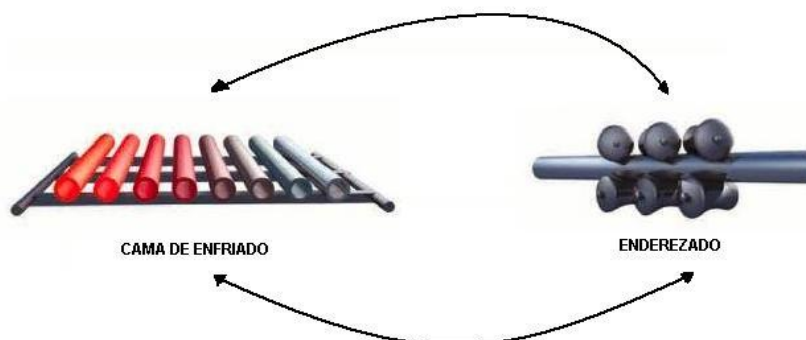


Figura 14. Esquema de las etapas de enderezado y enfriamiento de tubos.

En el proceso productivo siguen etapas de ensayos no destructivos (inspección visual, campos electromagnéticos y ultrasonido) y terminado (recalque, roscado, pintado, dimensionado, pesaje, identificación, etc.).

Cada uno de los productos que se fabrican en la planta tiene asignado una o varias composiciones químicas. Cada una de ellas con un tipo de tratamiento térmico asociado y los parámetros de los mismos que le permiten cumplimentar las propiedades buscadas en el producto terminado. Cada vez que se recibe del sector comercial una orden de fabricación nueva, se elige la ruta más, conveniente tratando de minimizar costos de producción y tiempos de entrega.

Cuando se trata de aleaciones nunca antes coladas, como es el caso de la aleación estudiada en el presente trabajo, se copia la ruta de proceso de una aleación similar hasta el proceso de templado. Se extrae una muestra transversal del material (anillo de temple) y se hacen ensayos de dureza en todo su espesor. Los resultados se comparan con un mínimo que asegura un temple correcto, es decir un porcentaje de martensita mínimo, Figura 5.

Una vez pasada esta prueba, se corta la muestra en varias partes y se somete a cada una de ellas a un tratamiento de revenido en mufla diferente (variando la temperatura y el tiempo de revenido), se extrae una probeta de tracción de cada muestra y con los resultados de los ensayos de tracción se traza la curva de revenido. Del estudio de la misma surgen los parámetros del proceso de revenido que seguirán los tubos en la planta de tratamientos térmicos.

2.3 Técnicas de caracterización utilizadas

2.3.1 Análisis de composición química mediante espectrometría de emisión óptica (espectrómetro de chispa)

La técnica de emisión óptica utiliza una chispa de alta energía creada a través de un una atmósfera de argón en el espacio que separa un electrodo de la muestra del material analizado. La chispa excita la superficie provocando una emisión de radiación con longitudes de onda características de la composición química elemental. El espectro de radiación es separado en líneas correspondientes a los elementos presentes y se midiéndolo la intensidad de cada línea se conoce su concentración.

Se usa para el análisis de elementos metálicos en muestras sólidas. Para materiales no conductores, se usa polvo de grafito para hacer conductora la muestra.

Las fuentes de chispa con descargas controladas bajo una atmósfera de argón, como es el caso del equipo utilizado en el LAQU, permiten que este método pueda ser considerado cuantitativo, y su uso está muy extendido en los laboratorios de control de producción de fundiciones y acerías. En la Tabla 6 se muestran los rangos de concentración que permite medir el equipo utilizado.

Elemento	% min.	% max.	Elemento	% min.	% max.
C	0.01	4.50	Mn	0.002	4.00
Si	0.01	2.50	P	0.001	0.110
S	0.001	0.200	Ni	0.002	10.00
Cr	0.002	20.00	Mo	0.002	3.00
Cu	0.002	1.00	Sn	0.0002	0.285
Al	0.0005	0.500	V	0.0002	1.100
Ti	0.0002	1.00	Nb	0.0002	0.600
As	0.0002	0.300	B	0.0001	0.1000
Sb	0.0002	0.300	Ca	0.0001	0.0200
Bi	0.0001	0.0300	Pb	0.0002	0.1000

Tabla 6. Rango de concentraciones medibles para cada elemento.

2.3.2 Ensayo de dureza Rockwell

El ensayo Rockwell es un método para determinar la dureza, es decir, la resistencia de un material a ser penetrado. Es el método más usado para medir la dureza debido a que es muy simple y rápido, está menos expuesto a errores de operación, posee un mayor rango de aplicación y una impronta menor que el ensayo de dureza Brinell. Se pueden utilizar diferentes escalas que provienen de la utilización de distintas combinaciones de penetradores y cargas, lo cual permite ensayar prácticamente cualquier metal o aleación. Existen dos tipos de penetradores: penetradores esféricos de acero endurecido de 1/16, 1/8, 1/4 y 1/2 pulgada de diámetro, y un penetrador cónico de ángulo de 120° +/- 30' y vértice esférico de diamante de radio 0,20 mm, el cual se utiliza para los materiales más duros. La Tabla 7 muestra las distintas escalas de medición del ensayo, el indentador y la carga máxima correspondiente a cada una y las aplicaciones más frecuentes.

Escala	Penetrador	Carga máxima (kg)	Aplicaciones
A	Diamante	60	Aceros tratados y sin tratar. Materiales muy duros. Chapas duras y delgadas.
B	Bola de 1/16 pulgada	100	Aceros recocidos y normalizados.
C	Diamante	150	Aceros tratados térmicamente.
D	Diamante	100	Aceros cementados.
E	Bola de 1/8 pulgada	100	Metales blandos y antifricción.
F	Bola de 1/16 pulgada	60	Bronce recocido.
G	Bola de 1/16 pulgada	150	Bronce fosforoso y otros materiales.
H	Bola de 1/8 pulgada	60	Metales blandos con poca homogeneidad, fundiciones con base hierro.
K	Bola de 1/8 pulgada	150	Hierro fundido, aleaciones de aluminio.

Tabla 7. Descripción de escalas de dureza Rockwell.

El ensayo consiste en disponer el material a ensayar con dos superficies planas y paralelas en la base de la máquina. Se aplica una precarga de 10 kg, para eliminar la deformación elástica y obtener un buen contacto con el penetrador. Luego se le aplica durante unos 15 segundos la carga de trabajo que puede ser de 60 a 100 o 150 kg. Se retira la carga de trabajo y mediante un reloj comparador se obtiene la dureza. En valor de la dureza será menor cuanto mayor sea la profundidad de penetración que alcance el indentador. La Figura 15 muestra un esquema de la secuencia de aplicación de carga en el ensayo Rockwell.

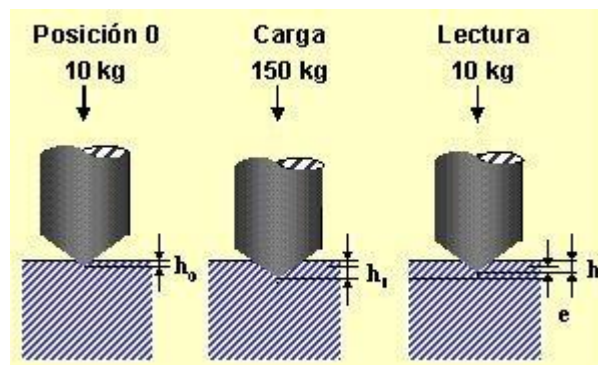


Figura 15. Esquema de las etapas de aplicación de carga del ensayo de dureza Rockwell.

La dureza se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$HR = 130 - e = 130 - (h - h_0)$$

Siendo:

- h_0 , h_1 y h : profundidad medida en mm en la precarga, carga y lectura, respectivamente.
- e : profundidad efectiva.

Para minimizar errores el espesor de la probeta del material debe ser al menos diez veces la profundidad de la impronta.

La norma API 5CT fija un método de testeo que consiste en 36 mediciones en 4 cuadrantes (Q) del anillo tomado como muestra. Además fija distancias mínimas que deben existir entre las improntas, de forma que cada una no afecte a la contigua. En la Figura 16 se muestra un esquema extraído de la norma que indica la posición de las mediciones.

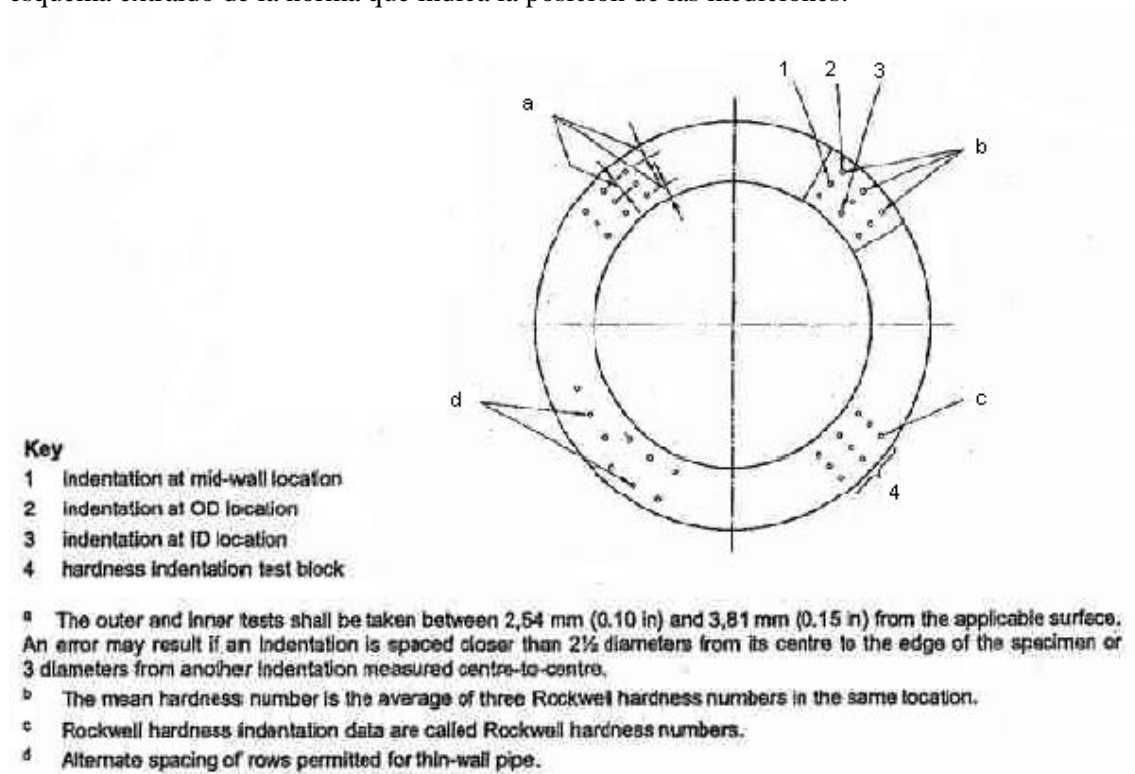


Figura 16. Esquema de medición de dureza según norma AP 5CT.

2.3.3 Ensayo de tracción

El ensayo de tracción es uno de los ensayos más comúnmente usados para evaluar materiales. En su forma más simple, el ensayo se lleva a cabo sujetando los extremos opuestos de una probeta dentro del marco de carga de la máquina de ensayo, que aplica una fuerza de tracción, y resulta en una elongación gradual y una eventual fractura del espécimen de ensayo. Un esquema de la máquina de ensayo de tracción se muestra en la Figura 17. Durante este proceso, datos de fuerza-extensión, una medida cuantitativa de cómo el espécimen se deforma bajo la acción de una carga de tracción, se suele monitorear y grabar. Un ensayo de tracción llevado a cabo correctamente permite cuantificar varias propiedades mecánicas del material, entre las cuales se incluye:

- Propiedades de deformación elástica, como el modulo de elasticidad (modulo de Young) y el modulo de Poisson.
- Tensión de fluencia (YS) y tensión máxima (UTS).
- Propiedades de ductilidad, como la elongación o la reducción de área transversal.
- Características del endurecimiento por deformación.

Estas características del ensayo de tracción son usadas por los controles de calidad de producción, para ranquear la performance de materiales estructurales, para la evaluación de aleaciones recientemente desarrolladas y para enfrentar los requerimientos de resistencia estática al diseñar.

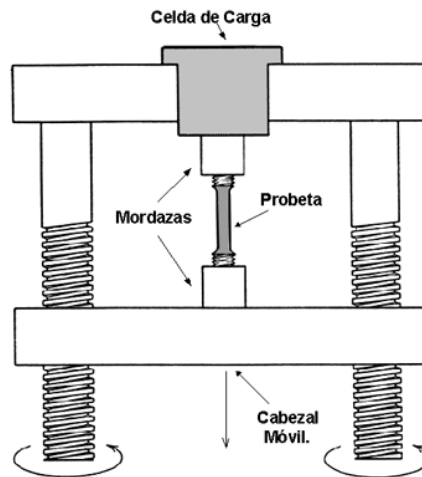


Figura 17. Esquema de una máquina de ensayos de tracción.

En los ensayos llevados a cabo en máquinas de tornillo, se aplica a la probeta un desplazamiento a velocidad constante mientras se mide la fuerza mediante la celda de carga. Además en una zona calibrada de la probeta se coloca un extensómetro que medirá la deformación durante el ensayo.

Para construir la curva de tensión-deformación se mide el alargamiento de la probeta entre dos puntos fijos de la misma a medida que se incrementa la carga aplicada y se representa graficamente en función de la tensión (carga aplicada dividida por la sección inicial de la probeta). Esta gráfica se denomina Curva Ingenieril, en la Figura 18 se muestra una curva de este tipo:

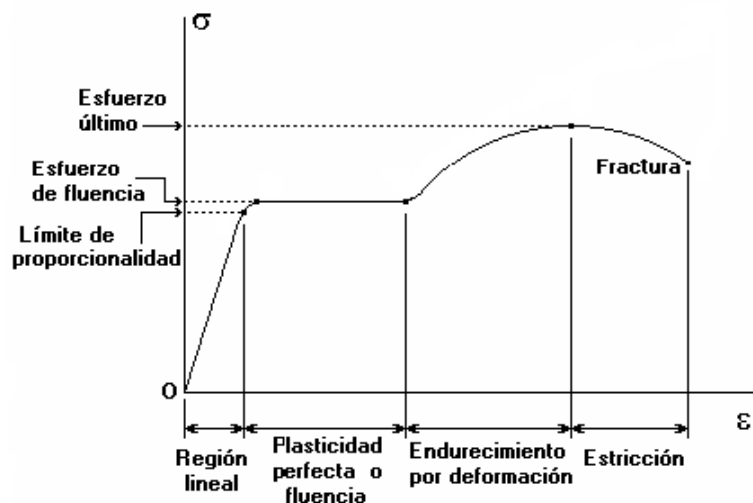


Figura 18. Esquema de curva ingenieril.

Los ensayos realizados para este trabajo se hicieron en máquinas de tornillo, siguiendo las normas ASTM E8M e ISO 6892. Dependiendo de las dimensiones de los tubos de los cuales se extrajeron las muestras las probetas se maquinaron probetas TLR (de sección rectangular y

extremos lisos) para los tubos de menor espesor y probetas TST (de sección circular y extremos roscados) para los tubos de mayor espesor de pared. Por las características de la curva tensión-deformación de los materiales ensayados, la tensión de fluencia se calcula por el método de extensión bajo carga. El cálculo lo hace automáticamente el software de la máquina de ensayos.

2.3.4 Ensayo de impacto Charpy

Un esquema de la máquina de ensayos Charpy se muestra en la Figura 19 y un espécimen correspondiente al mismo ensayo se muestra en la Figura 20, las dimensiones mostradas son las correspondientes a la norma ASTM E23, medidas en milímetros.

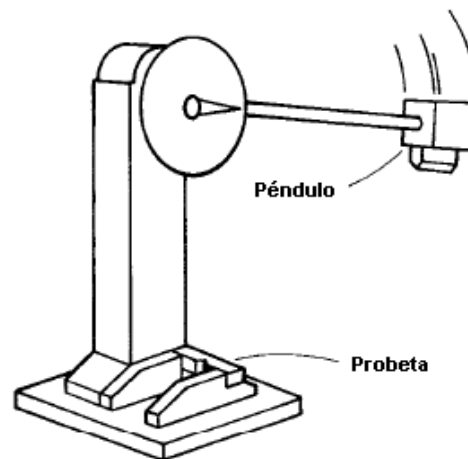


Figura 19. Esquema de la máquina de ensayo Charpy.

La orientación (longitudinal o transversal) de la probeta, respecto de la dirección de laminación, se selecciona de acuerdo a la especificación del producto. La probeta se mantiene por diez minutos a la temperatura de ensayo y luego se rompe con un solo golpe del péndulo en caída libre. De la rotura de la probeta Charpy se pueden medir tres magnitudes, la energía absorbida por la muestra al romperse, la apariencia de la superficie de fractura (se puede evaluar en términos de porcentajes de área dúctil y frágil) y la expansión lateral en la base de la fractura opuesta a la entalla. Cualquiera de estas tres magnitudes puede ser graficada vs. la temperatura de ensayo, para obtener la curva de transición dúctil-frágil. La medida más comúnmente usada es la de energía absorbida.

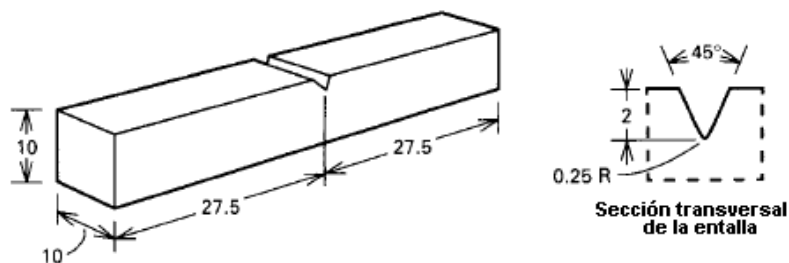


Figura 20. Geometría y dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos Charpy.

Para todos los ensayos de impacto incluidos en este trabajo se utilizaron probetas full size (ver dimensiones en Figura 20) de dirección CL, la de mayor criticidad (ver Figura 21).

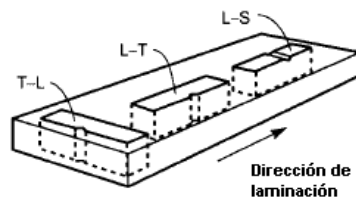


Figura 21. Nomenclatura de las probetas Charpy según su dirección con respecto al laminado.

2.3.5 Microscopía óptica

La microscopía óptica sigue siendo la herramienta más importante para el estudio de la microestructura, a pesar de la evolución de los sofisticados instrumentos metalográficos electrónicos. La microscopía electrónica de barrido (SEM) y de transmisión (TEM) son herramientas valiosas también, sin embargo, deben ser usadas en conjunto con la microscopía óptica, más que como substitutas.

Todos los estudios de microestructura deben empezar con el uso del microscopio óptico, comenzando por bajos aumentos, seguido progresivamente por mayores aumentos. La mayoría de las microestructuras pueden ser observadas con el microscopio óptico e identificadas basándose en sus características. La identificación de constituyentes cuestionables puede ser ayudada por la observación de su dureza relativa a la matriz, por su color, por su respuesta a la luz polarizada o por su respuesta a distintos agentes reveladores o de ataque. Estas observaciones son comparadas con detalles conocidos sobre la metalurgia física del material que se está examinando. Si continúa la duda o si la microestructura es demasiado fina para verla, se deben implementar técnicas más sofisticadas.

El microscopio óptico se usa para examinar especímenes pulidos con o sin ataque. Ciertos constituyentes se ven más fácilmente sólo pulidos, porque no se oscurecen con el ataque, por ejemplo, las inclusiones, nitruros, algunos carburos y fases intermetálicas. El espécimen debe ser preparado adecuadamente para asegurar una observación correcta y una buena interpretación de la microestructura.

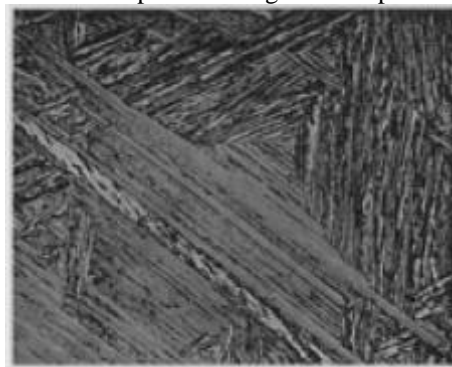
Sin embargo, en la mayoría de los casos es necesario atacar las muestras para poder observar la microestructura. Un agente de ataque de propósito general es normalmente usado en primera instancia para revelar la estructura de granos y las fases presentes, luego se sigue con agentes específicos que atacan o colorean fases de interés. Los agentes selectivos suelen usarse en técnicas cuantitativas, especialmente cuando se llevan a cabo por aparatos automáticos (software de análisis de imagen). En la Figura 22 se muestran fotografías de observaciones metalográficas, donde se puede ver el relieve superficial ocasionado por la transformación martensítica y el efecto de las distintas operaciones de preparado de muestras (pulido, ataque, etc.).



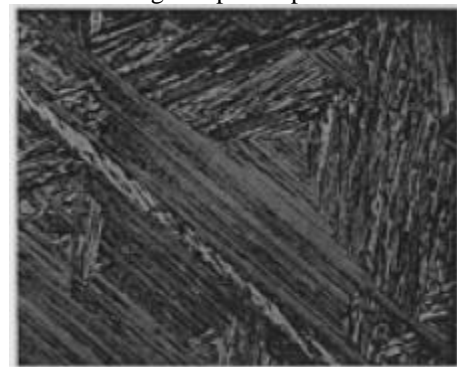
Relieve superficial luego del templeado



Luego de pulido parcial



Luego del ataque con Nital



Luego del pulido completo y segundo ataque

Figura 22. Metalografías de una microestructura martensítica en una aleación Fe-0.2C. Observada a 175X.

En el presente trabajo sólo se observaron al microscopio óptico estructuras martensíticas, las que poseen los tubos luego del temple. Éste procedimiento no es parte de la rutina de calidad de la planta sino que se hace como parte de los proyectos de desarrollo.

3. Caracterización del acero diseñado

3.1 Desarrollo

Para el presente estudio se realizaron dos coladas, las que fueron procesadas hasta obtener dos productos de diámetros y espesores diferentes, según se lista en la Tabla 8.

Producto	Colada	Grado	Diámetro externo (mm)	Espesor (mm)
64031	85281	P110	244.48	13.84
27944	85709	P110	273.9	33

Tabla 8. Detalles del material caracterizado.

El primer producto es un *casing pipe* y el segundo un *coupling stock* (tubo de mayor espesor, a partir del cual se fabrican cuplas roscadas). Como se puede observar la principal diferencia en los productos reside en su espesor. Como se dijo anteriormente, el espesor del tubo afecta la microestructura resultante del templado y, por lo tanto, la tenacidad del producto terminado.

Los resultados se dividirán en dos partes, una para cada producto.

Un total de veintinueve tubos (para casing) fueron laminados y termotratados en la planta TRA3. Se tomaron muestras templadas y se las sometió a distintos tratamientos de revenido en el horno mufla de laboratorio. Luego se las ensayó a tracción y se construyó la curva de revenido, a partir de la cual se determinaron los parámetros del tratamiento térmico que se muestran en la Tabla 9.

Producto	Tipo de tratamiento térmico	Temperatura objetivo para el austenizado (°C)	Tiempo de permanencia en el austenizado (min.)	Tipo de templado	Temperatura objetivo en el revenido (°C)	Tiempo de permanencia en el revenido (min.)
64031	Templado y revenido	920	35	Tanque	550	58
27944	Templado y revenido	920	85	Tanque	550	142

Tabla 9. Parámetros del tratamiento térmico.

Una vez determinada la temperatura de revenido correcta, los tubos siguieron su curso en la planta. Luego del tratamiento térmico se extrajeron muestras para realizar los ensayos Charpy necesarios para trazar las curvas de transición.

Luego de realizar el informe en el Área de Metalurgia de Producto, se decidió realizar un segundo tratamiento térmico de alivio de tensiones, con el objetivo de reducir las tensiones residuales provocadas por el proceso de enderezado de los tubos. Finalmente, se realizaron ensayos de colapso en tres muestras, para evaluar si el acero satisface un grado propietario de alto colapso (la resistencia al colapso es importante para tuberías off-shore).

3.2 Resultados

3.2.1 Propiedades mecánicas requeridas

En la Tabla 10 se muestran los requerimientos en propiedades mecánicas correspondientes al grado P110 PSL2 de la norma API 5CT.

Tracción				Dureza	Charpy	
YS (MPa)		UTS (MPa)		HRc	Energía mínima individual (J)	Área dúctil mínima individual (%)
mínima	máxima	mínima	máxima			
758	965	862	*	*	40** and 50 ***	75

* No hay requerimientos. ** Para casing. *** Para coupling stock.

Tabla 10. Propiedades mecánicas requeridas para el grado P110 PSL-2 .

3.2.2 Propiedades correspondientes al casing pipes (colada 85281)

Se realizaron los siguientes ensayos o estudios:

- 1) de composición química
- 2) de templabilidad
- 3) curvas de revenido
- 4) de tracción
- 5) de impacto
- 6) de microestructura
- 7) de colapso

3.2.2.1 Análisis de composición química

Se realizó un análisis de composición química de la colada 85281 en el LAQU (Laboratorio de análisis químico dentro de la planta), mediante un espectrómetro de emisión óptica en vacío.

En la Tabla 11 se muestran los resultados obtenidos y una comparación con los valores máximos, mínimos y objetivo para cada elemento. Se observa que la composición cumple con los requisitos establecidos.

Elemento	Máximo %	Mínimo %	Objetivo %	Obtenido %
C	0.26	0.23	0.24	0.25
Mn	1.25	1.1	1.17	1.14
S	0.005	-	-	0.0016
P	0.015	-	-	0.01
Si	0.3	0.2	0.25	0.24
Ni	0.15	-	-	0.031
Cr	1.05	0.95	1	0.95
Mo	0.08	-	-	0.02
V	0.01	-	-	0.003
Cu	0.15	-	-	0.058
Al	0.04	0.01	0.018	0.024
Nb	0.035	0.03	0.033	0.034
Ti	0.015	0.008	0.01	0.01
B	0.0018	0.0008	0.0012	0.0012
N	0.01	-	-	0.0039

Tabla 11. Composición de la colada 85281 (% peso).

3.2.2.2 Ensayo de templabilidad

La templabilidad se evalúa mediante ensayos de dureza de temple. Se extrae un anillo del tubo templado y se releva la dureza en todo el espesor de la muestra, de acuerdo con el patrón descripto en 2.3.2.

La dureza mínima correspondiente a un 50, 90 y 95 % de martensita se determinó mediante las siguientes ecuaciones:

$$HRC_{\min 50\%} = 52 \times (\% \text{ carbono}) + 21$$

$$HRC_{\min 90\%} = 58 \times (\% \text{ carbono}) + 27$$

$$HRC_{\min 95\%} = 59 \times (\% \text{ carbono}) + 29$$

Reemplazando el contenido de carbono correspondiente a la colada:

$$HRC_{\min 50\%} = 52 \times 0.25 + 21 = 34$$

$$HRC_{\min 90\%} = 58 \times 0.25 + 27 = 41.5$$

$$HRC_{\min 95\%} = 59 \times 0.25 + 29 = 43.75$$

Se midió la dureza de temple en tres muestras, los resultados se listan en la Tabla 12:

	Q1 (HRC)			Promedio	Q2 (HRC)			Promedio
Externo	46.6	46.7	46.6	46.6	46.8	46.1	46.4	46.4
Centro	48.0	48.1	47.9	48.0	47.9	47.7	48.1	47.9
Interno	47.5	47.7	47.6	47.6	47.1	47.5	47.6	47.4
Externo	46.4	46.6	47.1	46.7	46.9	47.0	47.2	47.0
Centro	49.3	49.0	48.8	49.0	47.8	47.7	47.5	47.7
Interno	49.8	49.7	49.5	49.7	48.2	48.7	48.9	48.6
Externo	46.2	46.4	46	46.2	45.9	45.7	46	45.9
Centro	47.3	47.5	47.1	47.3	46.8	46.5	46.7	46.7
Interno	46.4	47	46.2	46.5	46	45.8	46.3	46.0
	Q3 (HRC)			Promedio	Q4 (HRC)			Promedio
Externo	46.7	46.6	46.8	46.7	46.4	46.8	47.1	46.8
Centro	47.9	47.5	47.7	47.7	47.8	47.9	47.7	47.8
Interno	48	48.1	48.4	48.2	47.7	47.8	47.8	47.8
Externo	46.3	46.2	46.1	46.2	46.4	47	47	46.8
Centro	47.6	47.7	48.2	47.8	47.5	47.4	47.3	47.4
Interno	49.3	49.1	49.1	49.2	49.2	49.2	48.8	49.1
Externo	45.2	45.5	45.8	45.5	46.7	46.7	46.7	46.7
Centro	46.2	46.8	46.4	46.5	47.7	47.2	47.4	47.4
Interno	45.5	45.4	46	45.6	46.7	47.7	47.7	47.4

Tabla 12. Resultados de la dureza de temple.

Se puede observar en que la dureza mínima supera a la correspondiente a un 95% de martensita en todas las mediciones, sin encontrarse mayores variaciones en los resultados correspondientes a las distintas muestras, ni dentro de las mismas en las distintas posiciones y cuadrantes.

3.2.2.3 Curvas de revenido

Se construyeron curvas de revenido para dos tiempos de permanencia, 12 y 20 minutos. Las muestras fueron revenidas a temperaturas de 550, 560, 580, 600, 620, 640, 660 y 680°C. Luego se realizaron los ensayos de tracción correspondientes. Los resultados se muestran en la Tabla 13:

Identificación	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (min.)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
T3288	550	12	931.47	1008.99	21.75
T3284	560	12	873.66	955.88	23.08
T3285	580	12	862.40	934.71	23.82
T3286	600	12	825.44	893.54	25.14
T3287	620	12	785.92	893.54	25.14
T3290	640	12	792.21	872.79	25.40
T3291	660	12	751.13	845.23	26.24
T3292	680	12	701.87	819.04	26.82
T3289	550	20	897.46	976.75	23.26
T3293	560	20	878.39	961.59	22.49
T3294	580	20	849.95	934.16	23.20
T3300	620	20	794.04	882.27	25.64
T3301	640	20	778.11	864.82	25.58
T3298	660	20	750.21	844.55	26.25
T3299	680	20	705.77	805.89	27.85
T3302	690	20	666.25	776.09	29.09
T3303	700	20	646.98	760.26	29.50
T3304	710	20	622.29	739.52	30.78
T3305	715	20	620.55	736.7	30.9

Tabla 13. Resultados de los ensayos de tracción correspondientes a las muestras revenidas en el laboratorio.

Con los datos anteriores se construyeron las curvas de revenido de la Figura 23. Para comparar, se muestran además, los requerimientos mecánicos correspondientes al grado P110 (ver Tabla 10).

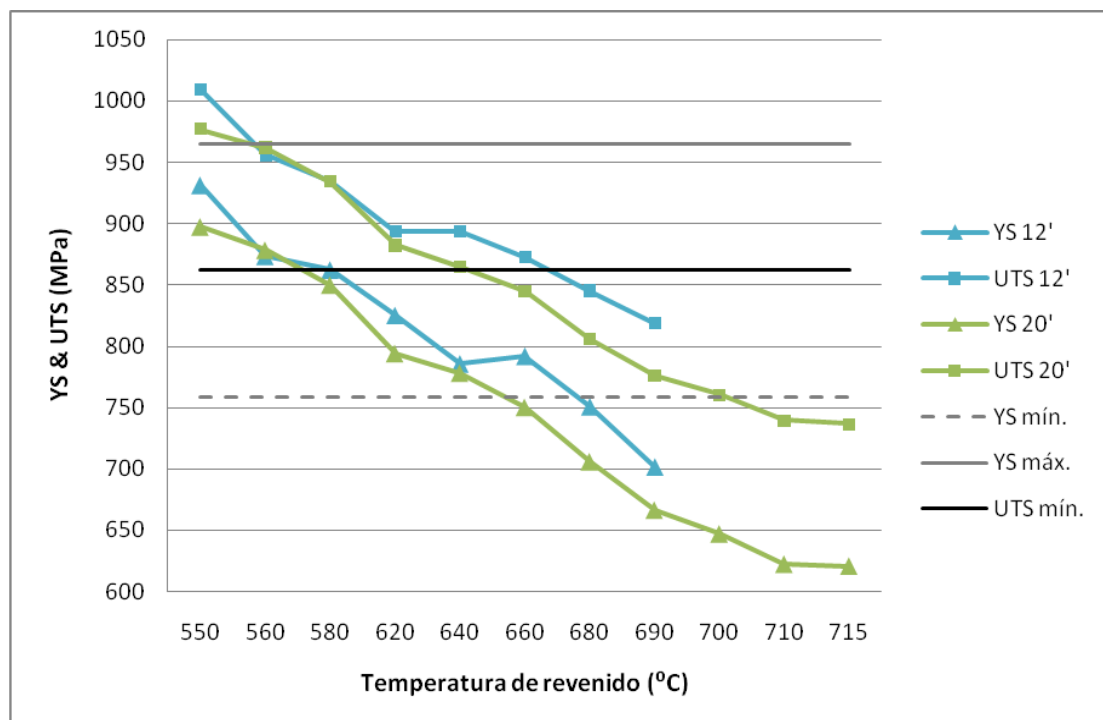


Figura 23. Curvas de revenido.

Se observa que el revenido de mayor duración produce una menor tensión de fluencia y menor tensión máxima o de rotura, para todas las temperaturas de revenido. Además, los requerimientos mecánicos del grado P110 se cumplen para temperaturas de revenido de 550 a 640 °C inclusive, para ambos tiempos de permanencia.

3.2.2.4 Ensayos de tracción

Como parte de la rutina de control de calidad de los productos se extraen muestras de los tubos luego del tratamiento térmico y se realizan ensayos de tracción. Para este producto se realizaron cuatro ensayos, los resultados se muestran a continuación:

Especímen	Tubo	Extremo	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
1201150	14	este	853.0	923.8	22.2
1201153	14	oeste	843.1	915.1	23
1201163	1	oeste	858.4	928.6	24.5
1201156	28	este	869.9	935.7	22.5

Tabla 14. Resultados de ensayos de tracción.

Comparando los resultados de la Tabla 14 con los requerimientos mecánicos de la Tabla 10, se puede observar que todas las muestras cumplen holgadamente con los requerimientos del grado P110.

3.2.2.5 Ensayos de impacto

Se realizaron ensayos Charpy en especímenes full size (10x10) transversales, procedentes de tres fuentes:

- muestras revenidas en el horno de mufla del laboratorio (utilizadas para construir las curvas de revenido)
- muestras extraídas de producción luego del tratamiento térmico para construir las curvas de revenido
- muestras de producción que se extraen y ensayan automáticamente como parte del protocolo de calidad de la planta

Del primer grupo de muestras se realizaron ensayos Charpy a cuatro temperaturas -60, -45, -10°C y temperatura ambiente, para cada temperatura de revenido y cada tiempo de permanencia. Los resultados se muestran en la Tabla 15.

Id.	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (min)	Temperatura Charpy (°C)	Energía (J)				Área dúctil (%)			
				Individual			Prom.	Individual			Prom.
T3288	550	12'	-60	34	40	33	35.7	32	34	31	32.3
			-45	44	45	35	41.3	40	41	36	39.0
			-10	87	86	82	85.0	82	83	81	82.0
			Ambiente	101	105	102	102.7	10	100	10	100.0
T3284	560	12'	-60	44	42	42	42.7	36	31	29	32.0
			-45	49	44	48	47.0	38	34	37	36.3
			-10	80	85	84	83.0	82	84	83	83.0
			Ambiente	110	113	107	110.0	10	100	10	100.0
T3285	580	12'	-60	40	33	37	36.7	31	25	29	28.3
			-45	47	44	41	44.0	37	32	30	33.0
			-10	83	83	91	85.7	79	81	89	83.0
			Ambiente	119	116	117	117.3	10	100	10	100.0
T3286	600	12'	-60	35	28	32	31.7	27	21	23	23.7
			-45	36	42	45	41.0	27	32	33	30.7
			-10	66	84	83	77.7	68	81	80	76.3
			Ambiente	113	118	118	116.3	10	100	10	100.0
T3287	620	12'	-60	38	36	32	35.3	29	25	26	26.7
			-45	41	40	36	39.0	27	25	22	24.7
			-10	83	69	76	76.0	77	70	72	73.0
			Ambiente	126	127	123	125.3	10	100	10	100.0
T3290	640	12'	-60	34	27	35	32.0	22	20	24	22.0
			-45	39	34	42	38.3	33	31	35	33.0
			-10	77	77	68	74.0	70	68	64	67.3
			Ambiente	123	128	125	125.3	10	100	10	100.0
T3291	660	12'	-60	33	30	37	33.3	20	21	24	21.7
			-45	47	40	43	43.3	32	30	29	30.3
			-10	90	92	81	87.7	73	70	68	70.3
			Ambiente	134	139	138	137.0	10	100	10	100.0
T3292	680	12'	-60	49	42	35	42.0	28	26	21	25.0
			-45	38	54	35	42.3	31	35	32	32.7
			-10	108	106	110	108.0	82	83	85	83.3
			Ambiente	88	142	146	125.3	10	100	10	100.0
T3289	550	20'	-60	31	41	35	35.7	22	28	26	25.3
			-45	41	55	52	49.3	40	44	41	41.7
			-10	78	83	78	79.7	79	83	81	81.0
			Ambiente	142	89	92	107.7	10	100	10	100.0
T3293	560	20'	-60	30.6	39.6	28.3	32.8	26	34	29	29.7
			-45	47.6	45.2	38.6	43.8	44	48	43	45.0
			-10	91.3	84	91.3	88.9	80	84	87	83.7
			Ambiente	106.	117	111.	111.7	10	100	10	100.0
T3294	580	20'	-60	32	23.9	26.9	27.6	27	23	24	24.7
			-45	38.7	40.7	29.9	36.4	31	38	32	33.7
			-10	78.2	74.1	76.4	76.2	81	74	75	76.7
			Ambiente	111.	112.	114.	112.9	10	100	10	100.0

Tabla 15. Resultados de ensayos Charpy para muestras revenidas en el laboratorio.

A partir de los datos de la tabla anterior se construyeron curvas que muestran la energía absorbida promedio y el porcentaje de área dúctil promedio en función de la temperatura de revenido, para cada tiempo de permanencia en el horno y para cada temperatura de ensayo Charpy. Las curvas se muestran en las Figuras 24 a 27.

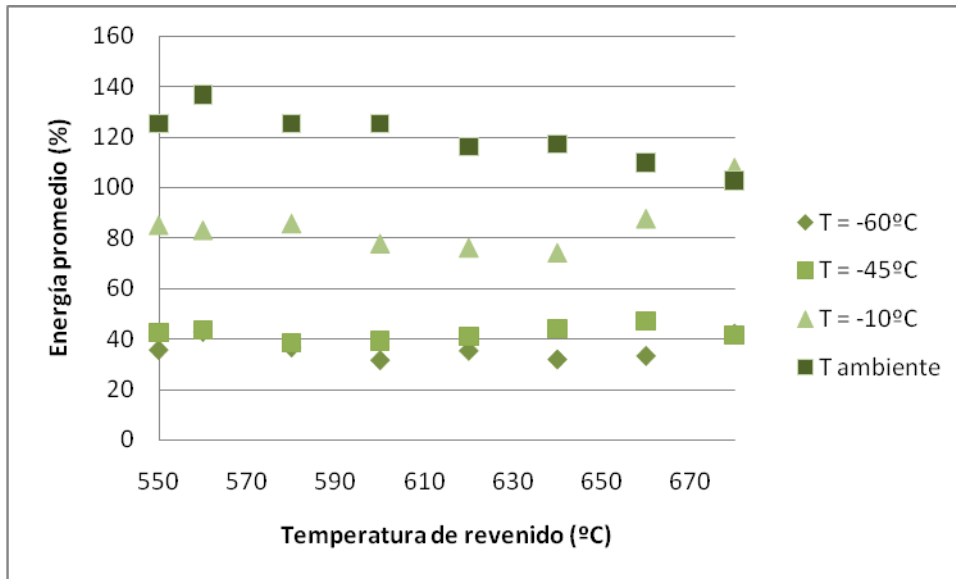


Figura 24. Energía absorbida en el ensayo Charpy para muestras revenidas durante 12 minutos.

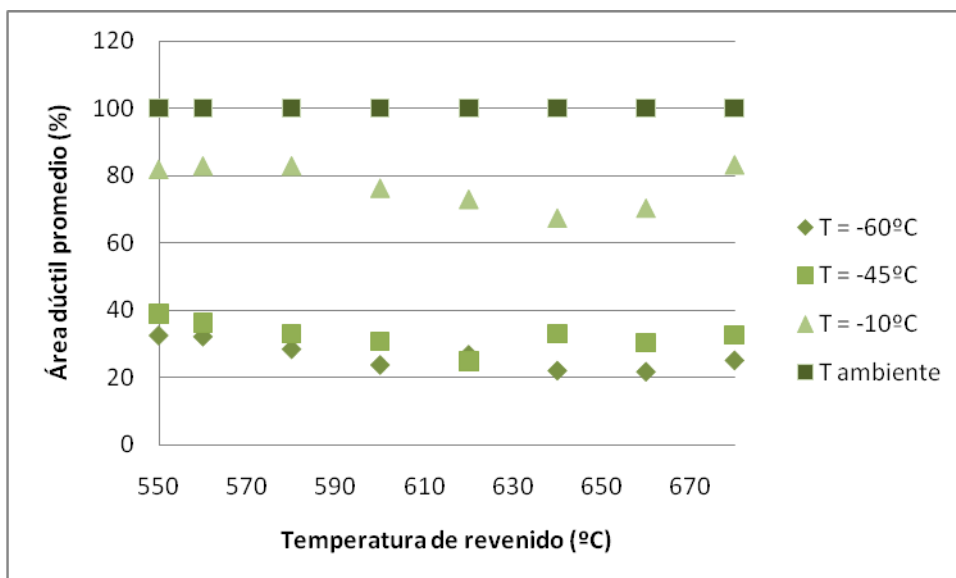


Figura 25. Área dúctil en el ensayo Charpy para muestras revenidas durante 12 minutos.

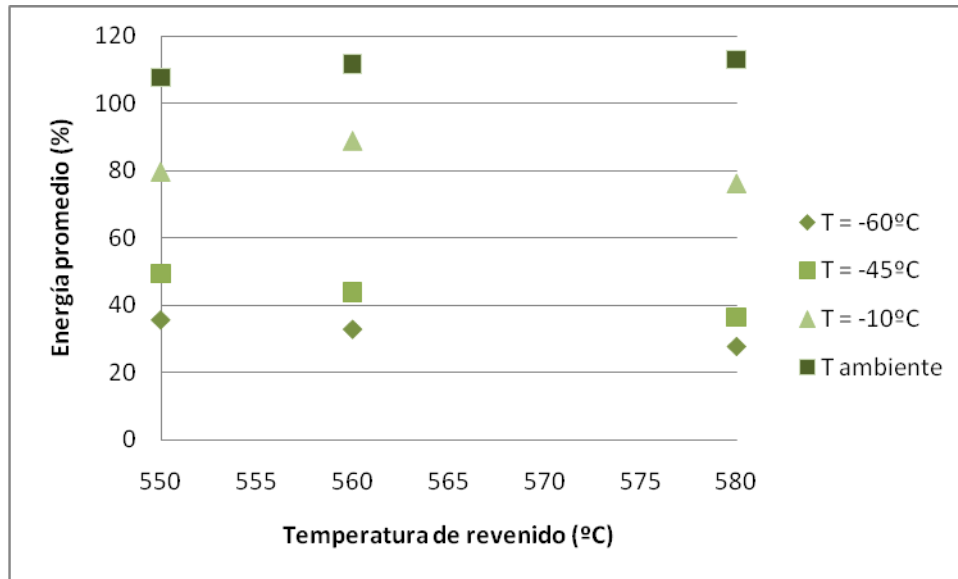


Figura 26. Energía absorbida en el ensayo Charpy para muestras revenidas durante 20 minutos.

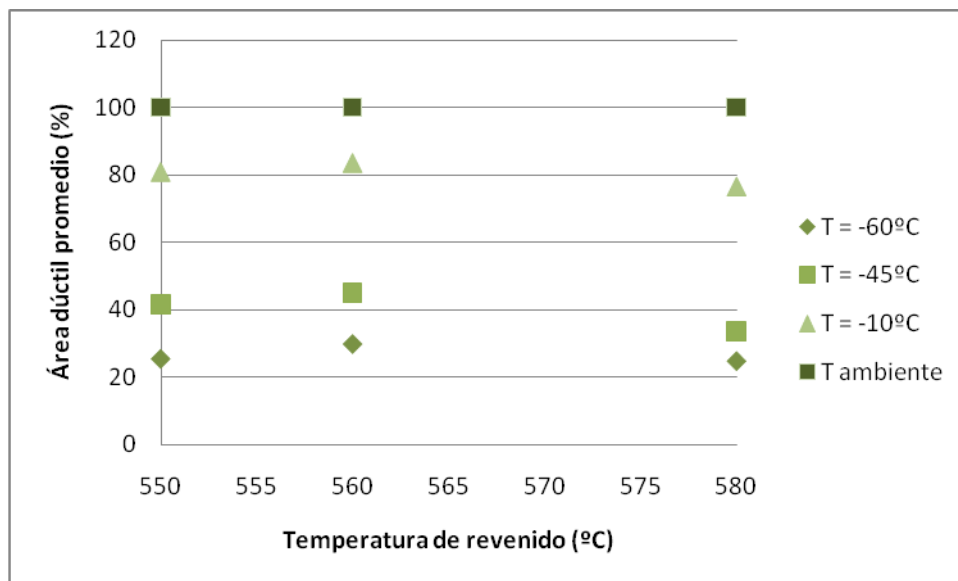


Figura 27. Área dúctil en el ensayo Charpy para muestras revenidas durante 20 minutos.

Se puede observar que el requisito de mínima energía (40 J individual) se cumple consistentemente para temperaturas de ensayo de -10°C y mayores, para todas las temperaturas de revenido a ambos tiempos de permanencia.

En cambio el requisito de área dúctil sólo se cumple para ensayos a temperatura ambiente. A -10°C no se alcanza el mínimo consistentemente a todas las temperaturas y tiempos de revenido. Se tomaron cuatro muestras de producción y se las ensayaron a -80, -60, -40, -20, -10 y 0°C, a estos resultados se les sumaron los obtenidos de otras cuatro muestras de producción a una temperatura de -45°C. En todos los casos se midió energía absorbida y porcentaje de área dúctil. Los resultados se muestran en la Tabla 16.

Muestra	Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)	
		individual	promedio	individual	promedio
771760	0	104	105	100	100
		108		100	
		104		100	
771764	0	112	109	100	100
		104		100	
		112		100	
771765	0	111	109	100	100
		112		100	
		105		100	
771766	0	111	109	100	100
		110		100	
		105		100	
771760	-10	90	93.3	76	78.7
		96		81	
		94		79	
771764	-10	93	91	84	80.3
		90		79	
		90		78	
771765	-10	98	96.3	91	88.3
		95		86	
		96		88	
771766	-10	101	93.3	88	81.3
		89		77	
		90		79	
771760	-20	82	77.7	74	72
		76		72	
		75		70	
771764	-20	79	72	74	68.3
		65		64	
		72		67	
771765	-20	92	87.7	82	79.3
		90		80	
		81		76	
771766	-20	82	77.3	74	70
		70		65	
		80		71	
771760	-40	63	58	60	54
		55		52	
		57		50	
771764	-40	68	61	64	58
		55		54	
		61		55	

Muestra	Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)	
		individual	promedio	individual	promedio
771765	-40	71	65	60	59
		61		53	
		63		64	
771766	-40	60	63	56	59
		63		56	
		65		64	
771760	-45	57.7	52.4	47	44.7
		56		46	
		43.5		41	
771764	-45	45.7	46.5	40	42
		45.7		41	
		48		45	
771766	-45	63.6	58	50	48
		51.3		46	
		59.2		48	
771765	-45	62.8	63.2	50	50.7
		66.7		52	
		60		50	
771760	-60	47	41	31	23
		36		19	
		39		20	
771764	-60	41	42	16	17
		44		15	
		42		20	
771765	-60	35	33	13	15
		29		13	
		35		19	
771766	-60	36	36	12	11
		37		10	
		35		12	
771760	-80	35	31	18	17
		26		17	
		33		18	
771764	-80	32	27	17	17
		22		17	
		27		16	
771765	-80	28	29	19	19
		28		19	
		32		18	
771766	-80	30	28	18	17
		24		16	
		29		16	

Tabla 16. Resultados de ensayos Charpy para muestras de producción.

Con los datos anteriores se construyeron curvas de transición para energía absorbida (individual y promedio) y porcentaje de área dúctil (individual y promedio). Las mismas se muestran en las Figuras 28 a 31.

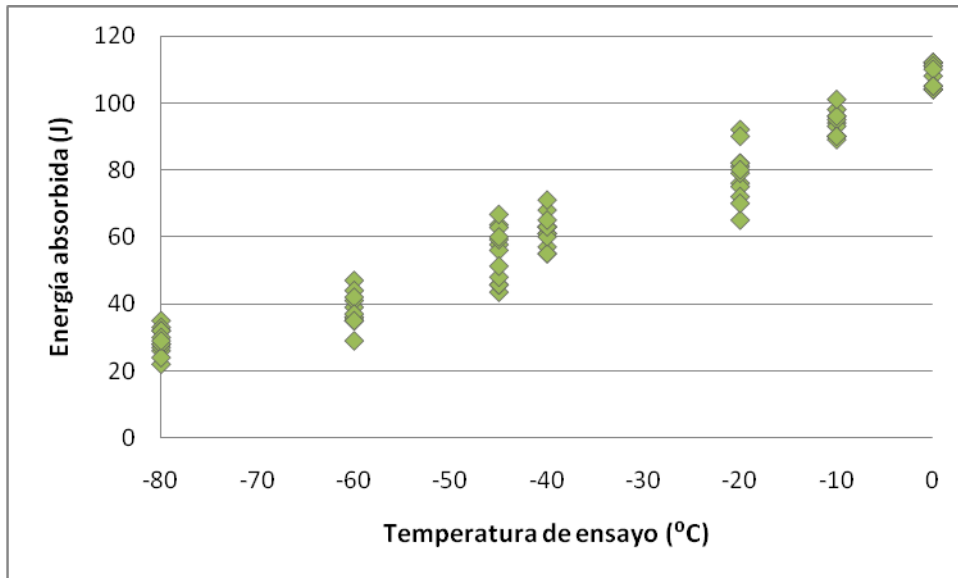


Figura 28. Curva de transición para energía absorbida.

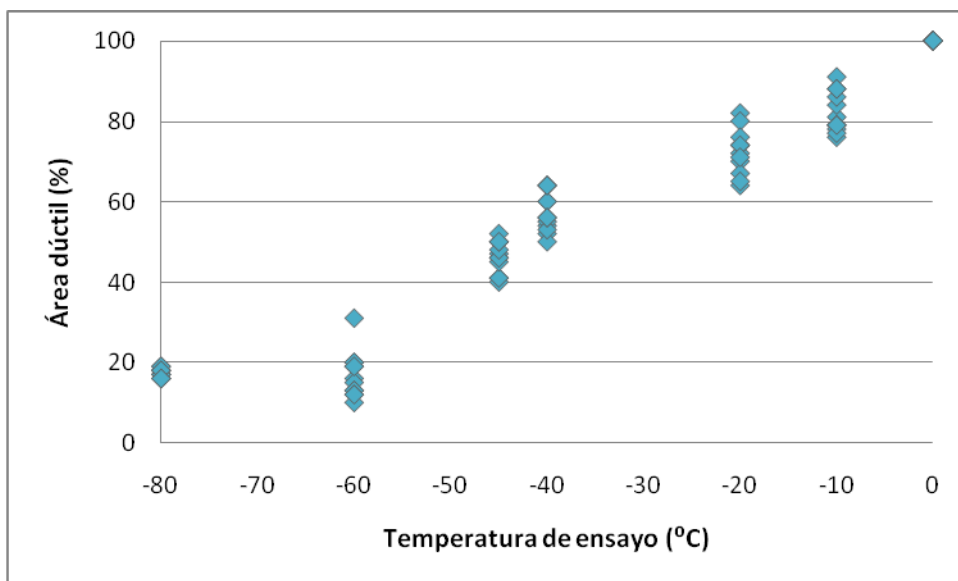


Figura 29. Curva de transición para área dúctil.

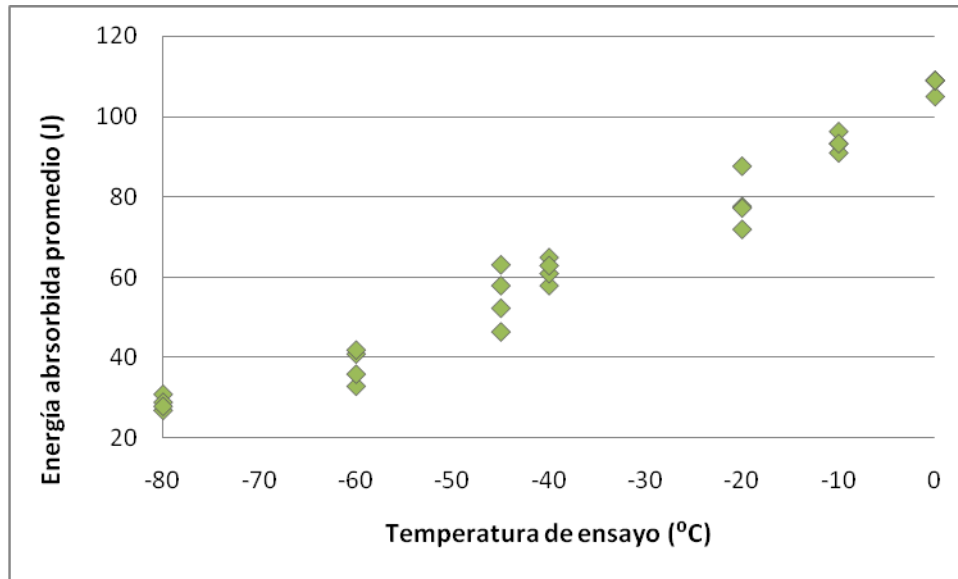


Figura 30. Curva de transición para energía promedio.

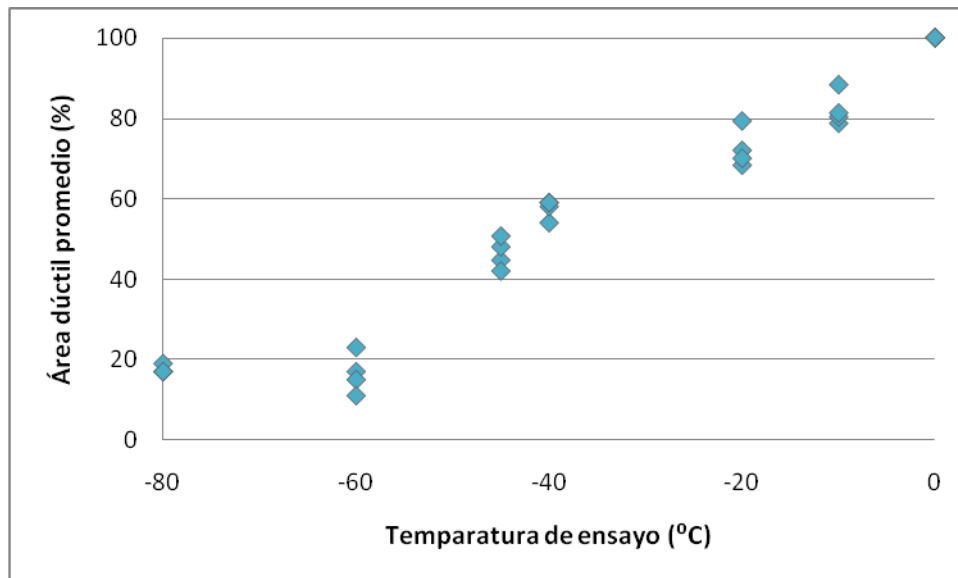


Figura 31. Curva de transición para área dúctil promedio.

Para temperaturas de ensayo iguales o mayores a -45°C la energía absorbida supera el requerimiento mínimo. El porcentaje de área dúctil es mayor al requerido en los ensayos a 0°C y -10°C , aunque a ésta última temperatura los valores arrojados son muy cercanos al mínimo. Ésta cercanía no permite asegurar que el requisito se vaya a cumplir en una orden de producción.

Al comparar los valores obtenidos para las muestras revenidas en el laboratorio a 550°C con las muestras de producción, se observa que aunque la diferencia no es grande, las últimas tienen mayores propiedades de tenacidad. Esto es esperable si se observa que la resistencia de las muestras de laboratorio es mayor a las de producción.

3.2.2.6 Microestructura y tamaño de grano austenítico

Dos muestras templadas de producción se observaron al microscopio óptico con una magnificación de 1000X. En la Figura 32 muestran las micrografías externa, media e interna de cada una de las muestras.

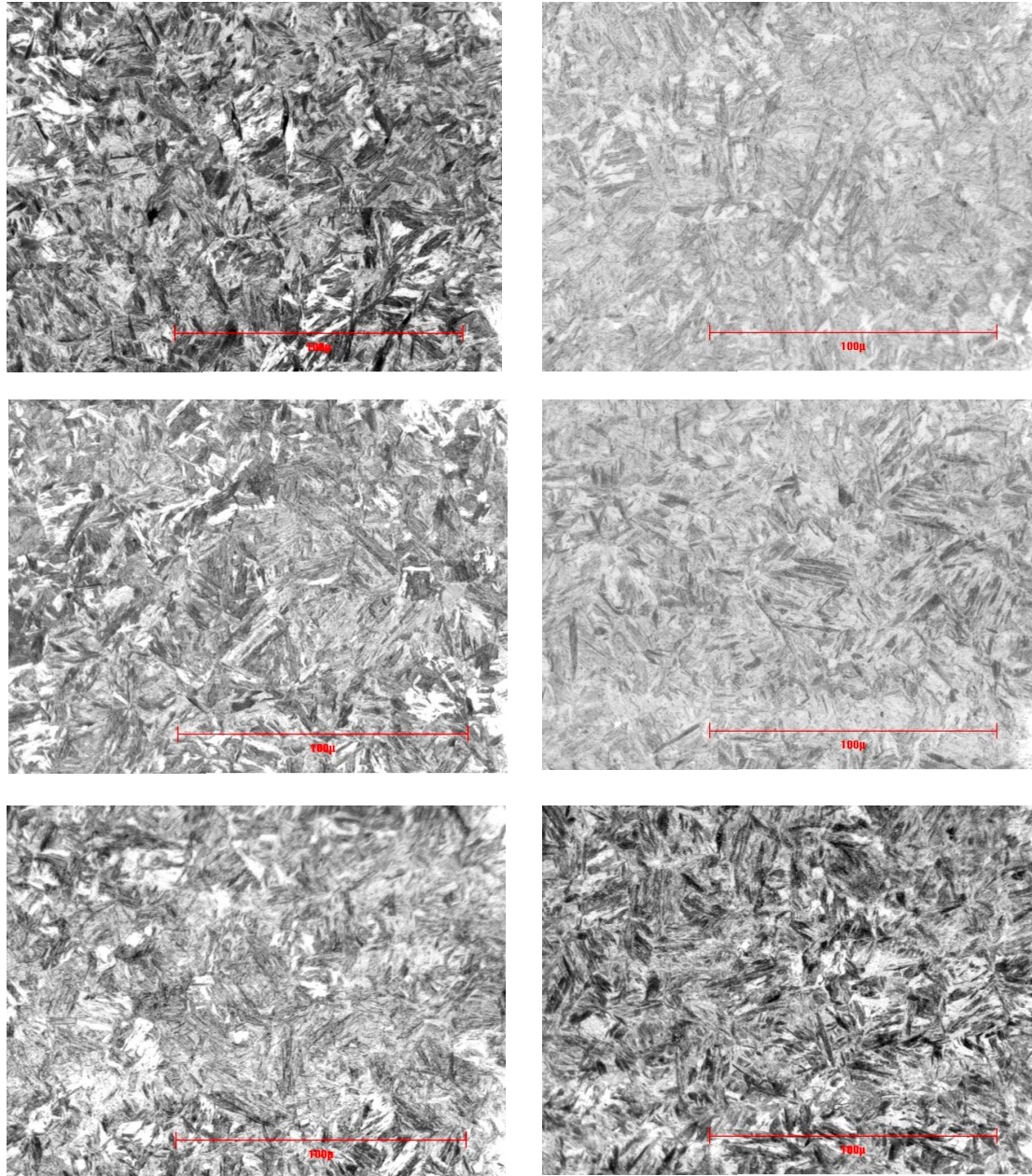


Figura 32. Microestructuras de temple, de arriba a abajo: externas, medias e internas.

En las seis micrográficas se puede observar martensita, sin mayores diferencias entre muestras o entre las distintas posiciones de cada una de ellas. La microestructura martensítica se condice con los valores de dureza de temple obtenidos (mayores al mínimo correspondiente a un 95% de martensita).

A pesar de que la norma API 5CT no fija un límite superior para el tamaño de grano austenítico en este grado, se midió en dos muestras de producción. Los resultados en Tabla 17.

Intersecciones	Posición	Diámetro promedio (mm)	Diámetro promedio (μm)	Tamaño de grano
84	Externo	0.0168	16.8	8.5
78	Centro	0.0168	16.8	8.5
84	Externo	0.0141	14.1	9.0
94	Centro	0.0133	13.3	9.5

Tabla 17. Resultados de tamaño de grano austenítico.

3.2.2.7 Ensayo de colapso

Como se dijo anteriormente los tubos se sometieron a un segundo tratamiento térmico de relajación de tensiones, luego se cortaron tres muestras de distintos tubos y se hicieron ensayos de colapso en el laboratorio de plena escala (LEPE) de la planta. Los resultados se muestran en la Tabla 18.

Producto	Presión de colapso (Psi)	Presión de colapso mínima admitida (Psi)	Espesor de pared				Ovalidad (%)	Tensión residual (%)
			Promedio (mm)		Excentricidad %			
			Izq.	Der.	Izq.	Der.		
64031	10 820	10 520	14.02	13.95	4.49	6.74	0.203	15.2
64031	10 800	10 520	13.82	13.9	8.18	6.96	0.252	14.7
64031	11 040	10 520	13.81	13.90	4.63	5.54	0.290	13.4

Tabla 18. Resultados de ensayos de colapso.

Como se puede apreciar de la tabla la presión de colapso es mayor a la mínima admitida en los tres casos. La presión mínima queda determinada por el requerimiento del grado propietario TN 110 HC. Estos resultados favorables no son suficientes para asignar la composición diseñada al grado TN 110 HC, pero sirven como punto de partida para futuras investigaciones.

3.2.3 Propiedades correspondientes al coupling stock (colada 85709)

Se realizaron los siguientes ensayos o estudios:

- 1) de composición química
- 2) de templabilidad
- 3) de tracción
- 4) de impacto
- 5) de microestructura

3.2.3.1 Análisis de composición química

Se realizó un análisis de composición química en la colada 85709. La Tabla 19 muestra los límites superior e inferior para cada elemento, al igual que la composición objetivo y obtenida. Se observa que la composición química de la colada cumple con los requerimientos.

Elemento	Máximo %	Mínimo %	Objetivo %	Obtenido %
C	0.26	0.23	0.24	0.26
Mn	1.25	1.1	1.17	1.11
S	0.005	-	-	0.001
P	0.015	-	-	0.009
Si	0.3	0.2	0.25	0.26
Ni	0.15	-	-	0.055
Cr	1.05	0.95	1	0.99
Mo	0.08	-	-	0.03
V	0.01	-	-	0.003
Cu	0.15	-	-	0.054
Al	0.04	0.01	0.018	0.022
Nb	0.035	0.03	0.033	0.032
Ti	0.015	0.008	0.01	0.009
B	0.0018	0.0008	0.0012	0.0012
N	0.01	-	-	0.0035

Tabla 19. Composición química de la colada 85709 (% peso).

3.2.3.2 Ensayo de templeabilidad

Se tomó un anillo de temple de los tubos de producción y se midió su dureza. Los resultados se muestran en la Tabla 20, donde se observa que cumple con la dureza mínima asegura un 95% de martensita.

$$HRC_{\min 95\%} = 59 \times 0.26 + 29 = 44.34$$

	Q1 (HRC)			Promedio	Q2 (HRC)			Promedio
Externo	46.3	46.1	45.7	46.0	46.6	46.6	46.3	46.5
Centro	47.9	48.2	48.2	48.1	47.2	47.6	47.5	47.4
Interno	47.7	47.5	47.9	47.7	46.6	46.3	45.9	46.3
	Q3 (HRC)			Promedio	Q4 (HRC)			Promedio
Externo	45	44.4	44.7	44.7	46	45	44.9	45.3
Centro	46.6	46	47.1	46.6	46.7	47.7	48	47.5
Interno	46.3	47.1	47.6	47.0	47.6	46.3	46.7	46.9

Tabla 20. Resultados de dureza de temple.

3.2.3.3 Ensayos de tracción

Los resultados de los ensayos de tracción realizados en dos muestras de producción se pueden ver en la Tabla 21. Los requerimientos se cumplen en ambas muestras.

Especímen	Tubo	Extremo	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
586424	1	este	863.2	953.9	18.2
586425	21	oeste	828.2	963.1	18.1

Tabla 21. Resultados de ensayos de tracción.

3.2.3.4 Ensayos de impacto

Dos muestras de producción se ensayaron a temperaturas de -10 y -45°C, los resultados se muestran en la Tabla 22. Los requerimientos de energía absorbida y porcentaje de área dúctil no se cumplen en ninguno de los casos.

Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)	
	individual	promedio	individual	promedio
-45	37.6	29.8	46	41.3
	30.1		41	
	21.8		37	
-10	61.6	52.8	70	66.7
	41.1		60	
	55.8		70	

Tabla 22. Resultados de ensayos Charpy de rutina.

Se extrajeron muestras de producción para construir curvas de transición, para las mismas se seleccionaron temperaturas de ensayo Charpy de -60, -40, -30, -20, -10 y 0°C. Los resultados se muestran en la Tabla 23.

Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil(%)	
	individual	promedio	individual	promedio
-60	27	21	24	19.3
	18		19	
	18		15	
-40	35	31	38	36
	20		30	
	40		40	
-30	32	38.3	41	45.7
	42		49	
	41		47	
-20	48	49.3	49	53.3
	50		55	
	50		56	
-10	52	54.7	53	57
	51		53	
	61		65	
0	67	65.3	75	71
	65		70	
	64		68	

Tabla 23. Resultados de ensayos Charpy.

Con los resultados mostrados arriba se construyeron cuatro curvas de transición para energía absorbida (individual y promedio) y para porcentaje de área dúctil (individual y promedio). Las mismas se muestran en las Figuras 33 a 36.

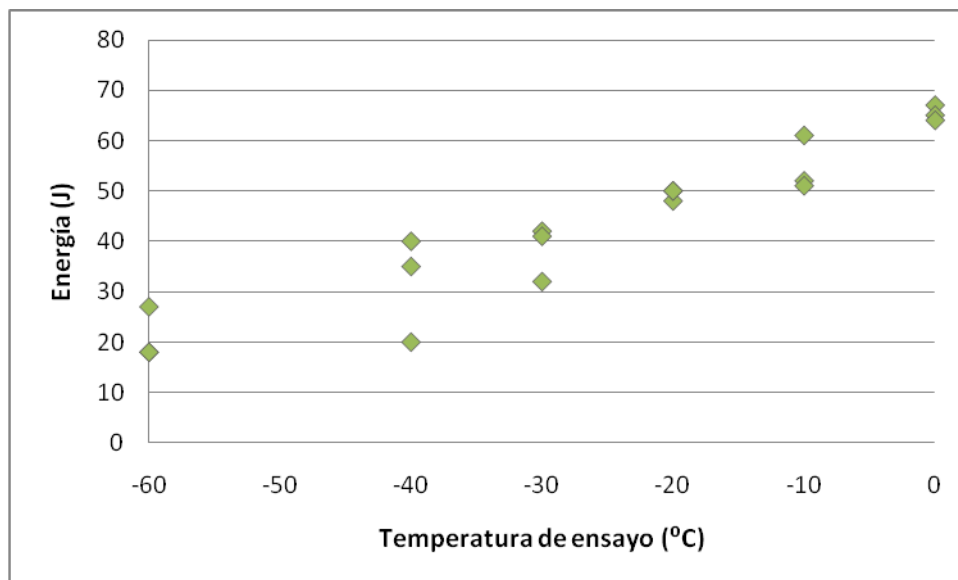


Figura 33. Curva de transición para energía absorbida.

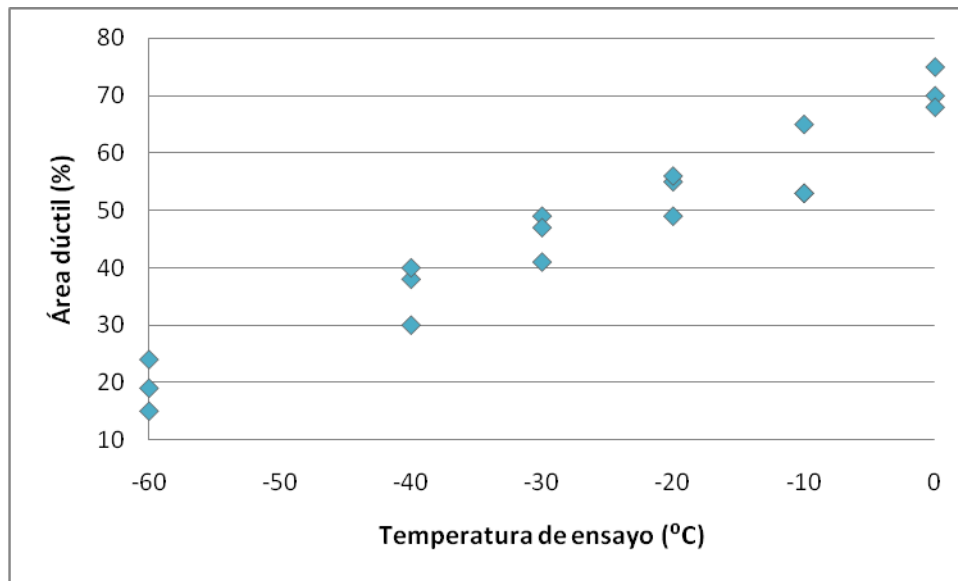


Figura 34. Curva de transición para área dúctil.

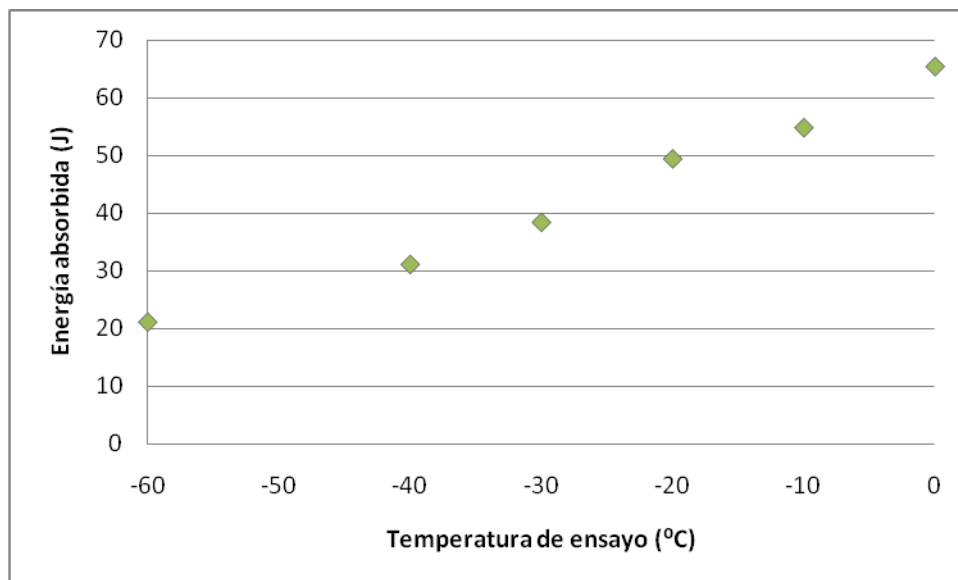


Figura 35. Curva de transición para energía promedio.

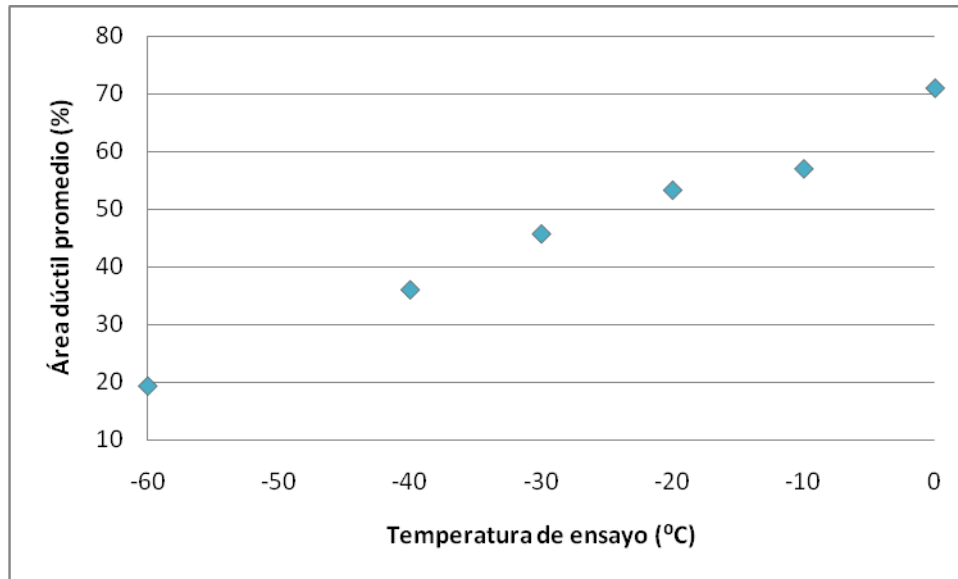


Figura 36. Curva de transición para área dúctil promedio.

Los requerimientos de energía se cumplen para temperaturas de ensayo de -10°C o mayores. Mientras que los requerimientos de área dúctil no se cumplen en ningún caso.

3.2.3.5 Microestructura y tamaño de grano austenítico

Una muestra templada de producción fue observada al microscopio óptico con aumentos de 500 y 100x. La Figura 37 muestra las microfotografías obtenidas, donde se puede observar una microestructura compuesta de martensita, como lo predecía la dureza de temple.

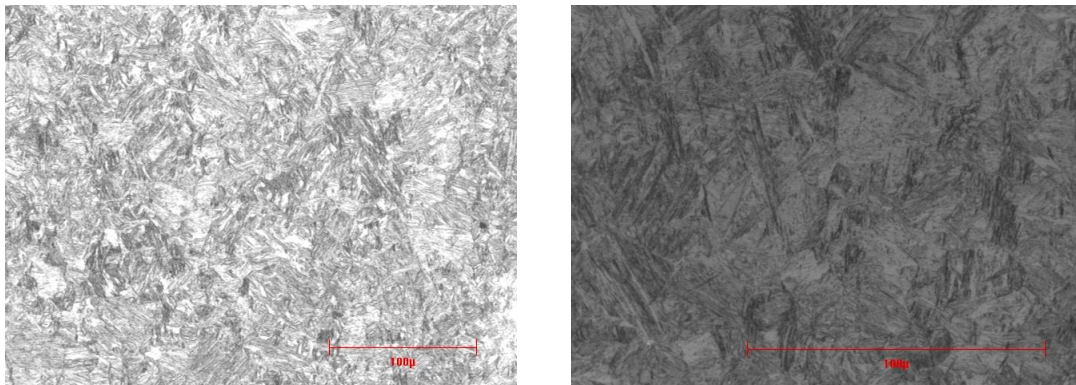


Figura 37. Micrografías de temple, de izquierda a derecha: 500X y 1000X.

La Tabla 24 muestra los resultados para la evaluación del tamaño de grano austenítico, de los mismos se puede concluir que el valor se mantiene constante a través de todo el espesor de la muestra.

Intersecciones	Posición	Diámetro promedio (mm)	Diámetro promedio (µm)	Tamaño de grano
98	Externa	0.0164	16.4	8.5
70	Media	0.0173	17.3	8.5
74	Interna	0.0166	16.6	8.5

Tabla 24. Resultados de tamaño de grano austenítico.

4. Comparación del acero diseñado con aceros preexistentes

4.1 Desarrollo

Para comparar las propiedades del acero diseñado (A) con otros aceros preexistentes (B-F), se seleccionaron composiciones químicas similares a las del primero buscando variación en el contenido de molibdeno y manganeso, para evaluar el efecto de estos aleantes. Una vez seleccionados los aceros a comparar, se buscaron productos de grado P110 que fueran a fabricarse durante el período en que se realizó el informe y que tuvieran asignada alguna de las composiciones (B-F). Dentro de las órdenes de fabricación que cumplían con los requisitos de la búsqueda se seleccionaron los tubos de mayor espesor de pared, para maximizar la criticidad de las condiciones y de poder comparar con mayor facilidad.

Los productos comparados se muestran en la Tabla 25.

Producto	Colada	Acero	Diámetro (mm)	Espesor (mm)
64031	85281	A	244.48	13.84
27944	85709	A	273.9	33
8118	74214	B	273.9	33
8371	70564	C	153.7	20
8420	85669	C	269.9	29.02
63987	85665	D	244.48	11.99
8516	20885	E	269.9	30.33
68299	76190	F	196.9	15.11
8415	85707	F	273.9	33

Tabla 25. Lista de aceros comparados.

4.2 Resultados

A continuación se muestra una selección de los resultados experimentales correspondiente al material listado anteriormente, sólo se incluyeron aquellos que permitían una comparación completa. El resto de los resultados se pueden encontrar en los anexos al final de este trabajo.

Para cada uno de los productos se trató de obtener la mayor cantidad de información en lo que a propiedades mecánicas se refiere. En algunos casos se verá que la caracterización es más completa que en otros. Esto se debe a que la extracción de muestras de la línea de fabricación se dificulta en los casos en que no es una operación que forme parte de la rutina de los procesos de calidad. Sumado a esto, dentro de los laboratorios de ensayos físicos y metalográficos, tienen prioridad las órdenes de ensayo provenientes de producción frente a las de desarrollo.

4.2.1 Propiedades mecánicas requeridas

En la Tabla 26 se muestran los requerimientos en propiedades mecánicas correspondientes al grado P110 PSL2 para los productos enumerados en la Tabla 25.

Acero	Producto	Tenacidad		Tracción			
		Energía (J)	Área dúctil (%)	YS mín. (MPa)	YS máx. (MPa)	UTS mín. (MPa)	Elongación mín. (%)
A	27944	50	75	758	965	862	11.7
A	64031	22					
B	8118	50					
C	8371	35					
C	8420	45.2					
D	63987	20.3					
E	8516	47					
F	68299	23.1					
F	8415	50					

Tabla 26. Propiedades mecánicas requeridas para los productos evaluados.

Los requerimientos citados fueron extraídos de la norma API 5CT.

4.2.2 Comparación de composiciones químicas

La Tabla 27 muestra la composición química obtenida en algunas de las coladas que se utilizaron para fabricar los productos evaluados (una colada de cada tipo de acero). El objetivo es comparar las composiciones en los elementos de aleación principales, es por eso que muchos aleantes se dejaron fuera de la comparación.

Comparación entre las composiciones químicas									
Producto	Acero	Colada	Elemento (% obtenido)						Costo (US\$/T)
			C	Mn	Cr	Mo	Ti	B	
27944	A	85709	0.25	1.14	0.95	0.02	0.01	0.0012	245.8
8118	B	74214	0.27	0.57	0.98	0.03	0.009	0.0011	285.1
8420	C	85669	0.26	1.33	0.94	0.21	0.004	0.0001	401.4
63987	D	85665	0.25	0.55	0.98	0.26	0.009	0.0011	433.4
8516	E	20885	0.23	0.55	0.93	0.51	0.014	0.0017	578.9
8415	F	85707	0.24	0.41	1	0.75	0.012	0.0012	702.2

Tabla 27. Comparación de composiciones químicas y costo de producción.

Se incluyó además en la Tabla 26 el costo por tonelada de los distintos aceros. Se puede observar que el aleante que más influye en el costo del acero es el molibdeno.

Al comparar las composiciones químicas de los aceros se puede ver que el contenido de carbono es similar (alrededor de 0.25%), también los de cromo, titanio y boro.

4.2.3 Resultados de ensayos de tracción

Todos los productos evaluados se sometieron a ensayos de tracción en el laboratorio de ensayos físicos (LAFI). Los resultados se recopilaron en la Tabla 28.

Acero	Producto	Dimensiones		Propiedades Tracción		
		Diámetro (mm)	Espesor (mm)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
A	64031	244.5	13.8	794.0	882.3	25.6
A	27944	273.9	33	864.8	950.4	22.9
B	8118	273.9	33	841	937.5	17.5
C	8371	153.7	20	905.7	1002.0	18.1
C	8420	269.9	29.0	878.9	977.4	18.3
D	63987	244.5	11.9	827.2	914.6	24.6
E	8516	269.9	30.3	877.2	972.2	17.9
F	68299	196.9	15.1	952.2	1058	31
F	8415	273.9	33	902.5	986.2	21.1

Tabla 28. Resultados de ensayos de tracción.

Como se puede observar todos los productos cumplieron con los requisitos que indica la norma API 5 CT (ver Tabla 26).

4.2.4 Comparación de resultados de ensayos de impacto

De los múltiples resultados de ensayos Charpy de los productos seleccionados para la comparación, se eligieron los correspondientes a las temperaturas críticas, esto es -20, -10 y 0°C. Además, para cada acero se eligió el producto de mayor espesor, cuando fue posible. Los resultados a comparar se muestran en la Tabla 29.

Producto	Acero	Resultados ensayos Charpy		
		Temperatura de ensayo (°C)	Energía promedio (J)	Área dúctil promedio (%)
27944	A	-20	49.3	53.3
		-10	54.7	57
		0	65.3	71
8118	B	-20	111.83	100
		-10	118.17	100
		0	111.95	100
8420	C	-20	83.7	75.7
		-10	102.7	88.3
		0	109	95
63987	D	-20	120.7	100
		-10	118.3	100
		0	122.7	100
8516	E	-20	137	100
		-10	135	100
		0	140	100
8415	F	-20	-	-
		-10	141	100
		0	-	-

Tabla 29. Resultados de ensayos Charpy.

Los valores de energía absorbida y de porcentaje de área dúctil fueron calculados como el promedio de tres mediciones, en cada una de las temperaturas correspondientes a cada uno de los productos.

Con los resultados mostrados en la Tabla 29 se construyeron dos curvas que muestran la energía absorbida y el porcentaje de área dúctil para cada tipo de acero, en orden creciente de contenido de molibdeno. Las mismas se pueden ver en las Figuras 38 y 39.

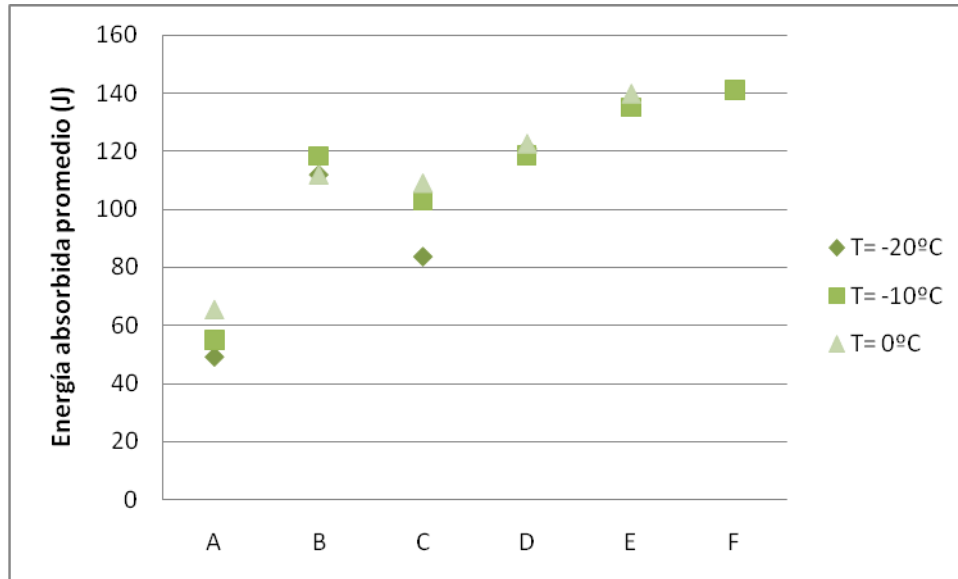


Figura 38. Curva de energía absorbida en función del tipo de acero.

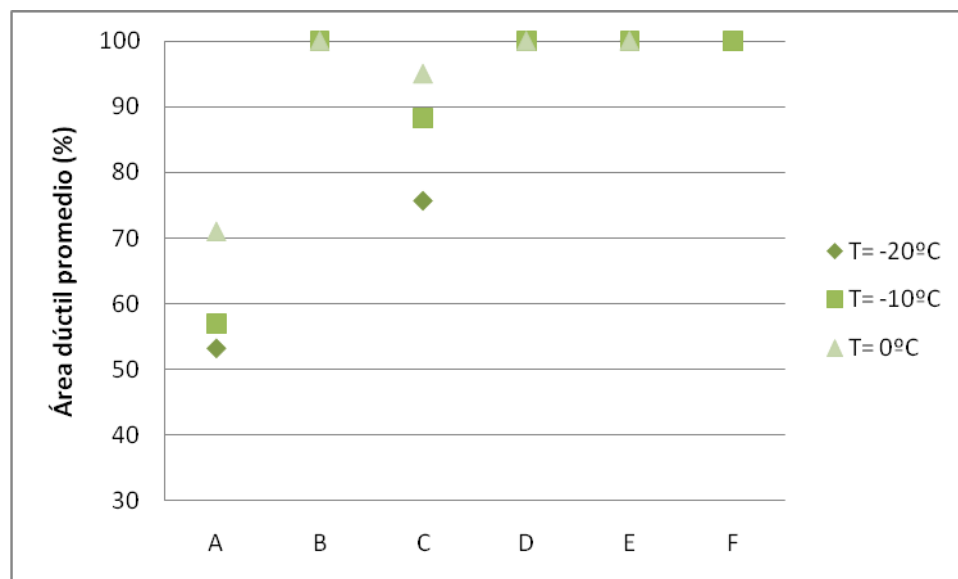


Figura 39. Curva de área dúctil en función del tipo de acero.

Para poder comparar efectivamente los resultados mostrados anteriormente se buscó aislar los distintos factores que afectan a la tenacidad de los productos ensayados.

Por un lado se quiso evaluar el efecto del porcentaje de molibdeno agregado al acero. Para poder separarlo del efecto que produce el manganeso, se eligieron composiciones con distinto agregado de molibdeno pero igual de manganeso. Los resultados a comparar se muestran en la Tabla 30.

Acero	Composición química		Resultados ensayos Charpy		
	% Mo	% Mn	Temperatura de ensayo (°C)	Energía promedio (J)	Área dúctil promedio (%)
B	0.03	0.57	-20	111.83	100
			-10	118.17	100
			0	111.95	100
D	0.26	0.55	-20	120.7	100
			-10	118.3	100
			0	122.7	100
E	0.51	0.55	-20	137	100
			-10	135	100
			0	140	100

Tabla 30. Efecto del contenido de Mo en los resultados de ensayos Charpy, de aceros con contenido de Mn similar.

Los resultados en lo que respecta a porcentaje de área dúctil alcanzan el máximo (100%) para todas las composiciones a todas las temperaturas de ensayo. Por lo tanto, para apreciar el efecto del Mo en la tenacidad, se comparan los resultados de energía absorbida en la Figura 40.

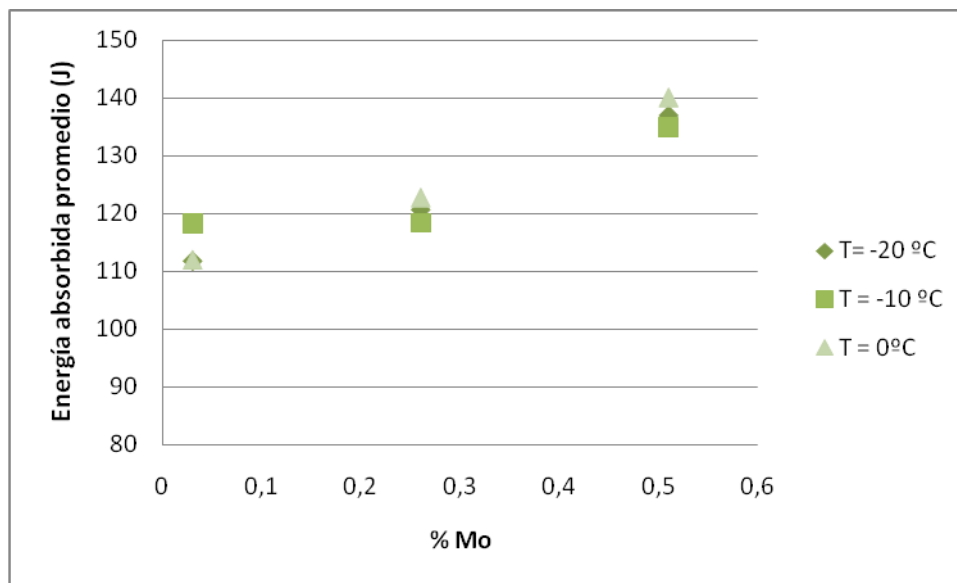


Figura 40. Efecto del contenido de Mo en la energía absorbida en ensayos Charpy.

Se observa que para un contenido de manganeso de alrededor de 0.56%, se cumple con los requisitos de tenacidad (energía absorbida y porcentaje de área dúctil), a todas las temperaturas de ensayo evaluadas, para contenidos de molibdeno de 0.02, 0.26 y 0.51%. Además, la energía absorbida aumenta al aumentar el contenido de molibdeno, mientras que el porcentaje de área dúctil se mantiene en el máximo.

En segundo término se evaluó el efecto del agregado de manganeso. De la misma forma que se hizo para el molibdeno, se compararon los resultados de los ensayos Charpy de aquellas composiciones que tuvieran un porcentaje de molibdeno aproximadamente igual pero diferente contenido de manganeso. Los resultados a comparar en este caso se muestran en la Tabla 31.

Acero	Composición química		Resultados ensayos Charpy		
	% Mo	% Mn	Temperatura de ensayo (°C)	Energía promedio (J)	Área dúctil promedio (%)
A	0.02	1.14	-20	49.3	53.3
			-10	54.7	57
			0	65.3	71
B	0.03	0.57	-20	111.83	100
			-10	118.17	100
			0	111.95	100
C	0.21	1.33	-20	83.7	75.7
			-10	102.7	88.3
			0	109	95
D	0.26	0.55	-20	120.7	100
			-10	118.3	100
			0	122.7	100

Tabla 31. Efecto del contenido de Mn en los resultados de ensayos Charpy, de aceros con contenido de Mo similar.

Se eligieron dos pares de composiciones a comparar, A – B, de contenido aproximadamente nulo de molibdeno, y C – D, con alrededor de 0.22% Mo. Luego, para facilitar la comparación se construyeron gráficos de energía absorbida y porcentaje de área dúctil (valores promedio) vs. contenido de manganeso, Figuras 41 y 42, respectivamente.

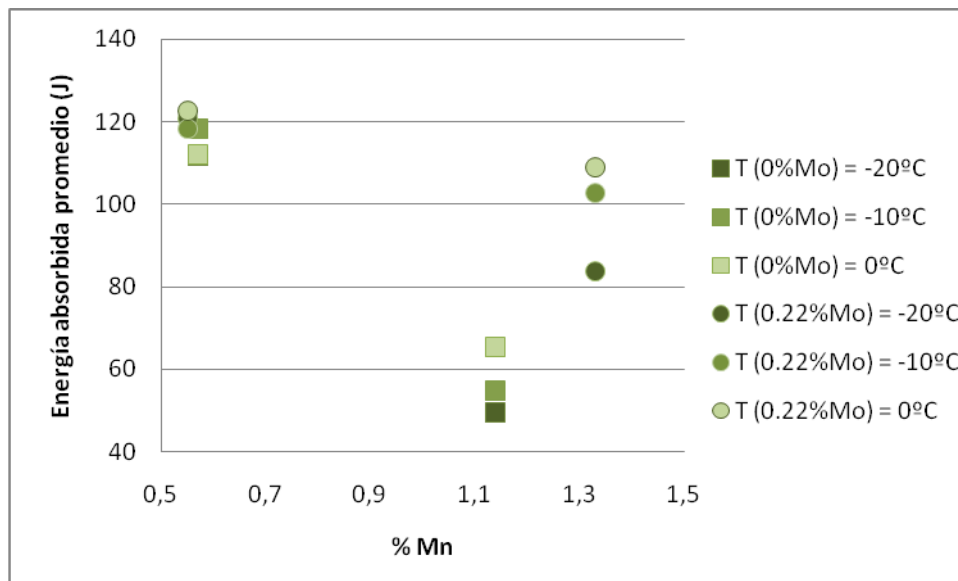


Figura 41. Efecto del contenido de Mn en la energía absorbida, en ensayos Charpy de aceros con contenido de Mo similar.

En ambos pares de composiciones, al aumentar el contenido de manganeso, disminuye la energía absorbida a todas las temperaturas de ensayo. Además, se observa que, a pesar de que la diferencia de contenido de manganeso que existe entre las composiciones A y B es mayor a la que existe entre C y D, la disminución en la energía absorbida es mayor al comparar los aceros A y B. Esto indicaría que, el efecto del agregado de Mn en la energía absorbida es mayor en ausencia de molibdeno.

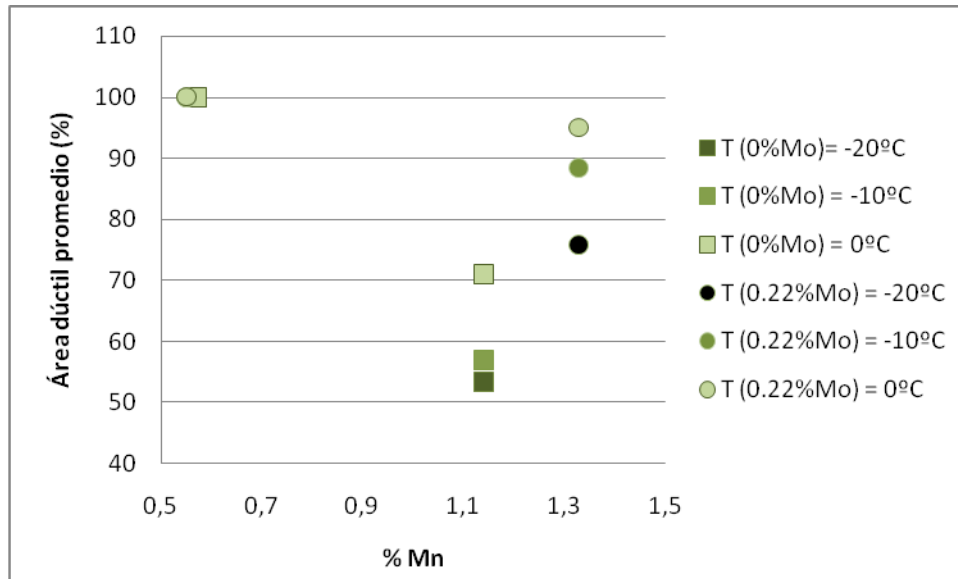


Figura 42. Efecto del contenido de Mn en el área dúctil, en ensayos Charpy de aceros con contenido de Mo similar.

Un efecto similar al descrito para la energía absorbida se observa en la variación del área dúctil en función del porcentaje de Mn. En ambos pares de composiciones el aumento del contenido de manganeso produce una disminución en el porcentaje de área dúctil, siendo más marcado el efecto en las aleaciones A y B.

Tanto el molibdeno como el manganeso, mejoran la templabilidad de los aceros de baja aleación, pero por mecanismos diferentes.

El manganeso es un estabilizador de austenita y no forma carburos, por lo tanto permanece disuelto en la matriz aún después del revenido. Mejora la templabilidad lentificando la velocidad de las transformaciones difusionales de austenita a productos ferrita-perlita. Aumenta la dureza de martensita revenida por el conocido mecanismo de endurecimiento por solución sólida, el cual a su vez retarda levemente el ablandamiento lentificando la coalescencia de carburos y previniendo el crecimiento de grano.

El molibdeno en cambio, es un estabilizador de ferrita y fuerte formador de carburos. Un correcto austenizado (para una correcta disolución requiere mayor tiempo que el manganeso) asegura un aumento equivalente en la templabilidad incluso a niveles de aleación menores. Durante el revenido precipitan los carburos de molibdeno (entre los 500 y 700°C). Los mismos retardan notoriamente el ablandamiento y la coalescencia de los carburos de carbono, siendo este efecto mucho mayor que el que produce el manganeso.

5. Conclusiones

Se puede decir que la composición química tiene buena templabilidad. El acero diseñado respondió correctamente al temple en tina de agua, logrando porcentajes de martensita mayores al 95% en los dos productos analizados.

En referencia al diseño del tratamiento térmico, se observó la utilidad de la curva de revenido en la elección de la temperatura de revenido. Se comprobó que el acero diseñado permite alcanzar las propiedades a la tracción requeridas por el grado API P110 PSL2, mediante la elección de los parámetros correctos para el tratamiento térmico.

El material de los tubos para casing (colada 85281), alcanzó las propiedades de tenacidad requeridas por el grado P110, con un margen muy estrecho. Estos resultados permitieron predecir que los tubos para coupling stock (colada 85709) no cumplirían con los requerimientos, lo cual se comprobó en los ensayos Charpy subsiguientes.

Al final de la caracterización programada, la composición diseñada no se asignó a la fabricación del grado API P110 PSL2 debido a que las propiedades de tenacidad, especialmente el requerimiento de porcentaje de área dúctil, no se cumplieron satisfactoriamente.

En vista de estos resultados se decidió evaluar la utilización del acero diseñado para la fabricación del grado propietario TN 110 HC. Para esto se sometió a los tubos de menor espesor a un segundo tratamiento térmico y se realizaron tres ensayos de colapso, los cuales arrojaron resultados favorables.

La comparación del acero diseñado con otros cinco aceros preexistentes, permitió explicar el efecto del agregado de molibdeno y manganeso en aceros de baja aleación templados y revenidos.

Se observó que manteniendo el contenido de manganeso alrededor del 0.55% el agregado de molibdeno mejora la tenacidad. Mientras que para contenidos nulos y de alrededor de 0.22 % de molibdeno, el aumento del contenido de manganeso es perjudicial para la tenacidad.

Por lo tanto, el reemplazo de molibdeno por manganeso en el diseño de una nueva composición química permite producir un acero más económico con templabilidad similar, pero con una tenacidad menor.

6. Bibliografía consultada

- ASM Handbook, Volume 1: Properties and selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, Volume 4: Heat Treating, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation, Volume 9: Metallography and Microstructures, Volume 10: Materials Characterization, 2005, ASM International.
- GEORGE KRAUSS, STEELS: Heat Treatment and Processing Principles, 1990, ASM International.
- ASTM A370 Standard – Latest edition – “Methods and definitions for mechanical testing of steel products”.
- ASTM E18 Standard – Latest edition – “Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials”.
- ISO 6508-1 Standard – Latest edition – “Metallic materials – Rockwell hardness test – Part 1: Test method (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)”.
- ASTM Standard E 158 – Latest edition – “Practice for fundamental calculations to convert intensities into concentrations in optical emission vacuum spectrochemical analysis”.
- ASTM Standard E415 – Latest edition – “Optical emission vacuum spectrometric analysis of carbon and low alloy steel”.
- ASTM Standard E1086 – Latest edition – “Sampling steel and iron for determination of chemical composition”.
- ISO 14284 Standard – Latest edition – “Steel and iron – Sampling and preparation of samples for the determination of chemical composition”.
- ISO 148 Standard – Latest edition – “Metallic materials – Charpy impact test (v-notch)”.
- ASTM Standard E23 – Latest edition – “Notched bar impact testing of metallic materials”.
- ASTM Standard E8M – Latest edition – “Tension testing of metallic materials (metric)”.
- ISO 6892 Standard – Latest edition – “Metallic materials – Tensile testing at ambient temperature”.

7. Anexos

7.1 Anexo I: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8118, Acero B, 273.9 x 33 mm

HRC						
	Posición	Q1	Q2	Q3	Promedio	Mín. req. 50%
Este	Externo	45.5	46.1	45.7	45.8	35.04
	Medio	42.2	42.6	43	42.6	
	Interno	45.7	46	46.4	46	
Oeste	Externo	47.7	48.1	48.1	48	
	Medio	43.3	42.6	42.8	42.9	
	Interno	46.1	46.2	46	46.1	

Tabla AI.1 Resultados de dureza de temple.

Extremo	Temperatura de revenido (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
Oeste	500	965.60	1077.89	14.96
Oeste	550	835.00	938.00	17.80
Oeste	645	735.73	837.77	19.74
Oeste	700	633.07	753.85	22.35
Este	500	1009.22	1115.73	15.00
Este	550	847.00	937.00	17.20
Este	645	731.54	833.81	20.09
Este	700	625.02	743.61	22.74

Tabla AI.2 Resultados de ensayos de tracción para muestras revenidas a distintas temperaturas.

Temperatura de revenido	Temperatura de ensayo (°C)	Energía (J)				Área dúctil (%)				Requerimientos mínimos individuales	
		Individual		Prom.		Individual		Prom.		Energía (J)	Área dúctil (%)
Oeste									50	75	
500°	-80	16	21	17	18.0	12	16	14	14.0		
	-70	29.1	29	26.1	28.1	22	19	21	20.7		
	-60	29.7	35	34.3	33.0	27	26	28	27.0		
	-50	45.2	41.1	38.8	41.7	40	37	36	37.7		
	-40	44.9	46.1	44.7	45.2	39	50	47	45.3		
	-30	54	49	58	53.7	63	54	66	61.0		
	-20	66	71	60	65.7	73	79	67	73.0		
	-10	68	73	73	71.3	72	80	82	78.0		
	0	74	64	66	68.0	86	72	75	77.7		
550°	-80	37.1	34.8	41.3	37.7	25	27	30	27.3		
	-60	59	64	62	61.7	57	62	60	59.7		
	-50	76	72	61	69.7	67	63	60	63.3		
	-40	85	97	95	92.3	74	80	76	76.7		
	-30	103	104	99	102.0	96	100	90	95.3		
	-20	113	118	112	114.3	100	100	100	100.0		
	-10	116	121	125	120.7	100	100	100	100.0		
	0	113.6	122.3	112.8	116.2	100	100	100	100.0		
	ambiente	130	124	125	126.3	100	100	100	100.0		
645°	-80	61	59	56	58.7	48	46	42	45.3		
	-70	81.3	79.4	34	64.9	58	52	26	45.3		
	-60	84.4	65.4	71.3	73.7	59	50	58	55.7		
	-50	94.1	102.4	84.5	93.7	70	76	63	69.7		
	-40	115.8	104.2	110.8	110.3	79	80	79	79.3		
	-30	114	119	140	124.3	84	92	100	92.0		
	-20	143	140	142	141.7	100	100	100	100.0		
	-10	140	144	139	141.0	100	100	100	100.0		
	0	150	148	144	147.3	100	100	100	100.0		
700°	-80	50	57	62	56.3	38	40	44	40.7		
	-70	46.1	66.6	60	57.6	35	40	43	39.3		
	-60	80.1	71.6	88.8	80.2	54	52	55	53.7		
	-50	82.4	112.1	98	97.5	70	80	68	72.7		
	-40	117.1	119.8	120.8	119.3	72	75	81	76.0		
	-30	155	150	140	148.3	88	86	83	85.7		
	-20	157	160	146	154.3	100	100	100	100.0		
	-10	155	164	166	161.7	100	100	100	100.0		
	0	158	166	165	163.0	100	100	100	100.0		

Temperatura de revenido	Temperatura de ensayo (°C)	Energía (J)				Área dúctil (%)				Requerimientos mínimos individuales	
		Individual		Prom.	Individual		Prom.	Energía (J)	Área dúctil (%)		
Este											
500°	-80	26	27	20	24.3	19	17	15	17.0		
	-70	30.7	33.8	26	30.2	20	20	17	19.0		
	-60	30.4	37.1	31.8	33.1	26	30	29	28.3		
	-50	33	40	38	37.0	30	40	40	36.7		
	-40	42.1	46	44	44.0	40	53	45	46.0		
	-30	55	72	50	59.0	64	70	61	65.0		
	-20	50	45	64	53.0	63	57	75	65.0		
	-10	59	69	61	63.0	71	84	74	76.3		
	0	78	74	77	76.3	100	98	100	99.3		
550°	-80	35	31	37	34.3	28	25	30	27.7		
	-70	48.6	41.3	40.3	43.4	44	35	37	38.7		
	-60	56.1	62.1	57.2	58.5	45	57	49	50.3		
	-50	66	72.2	73	70.4	60	70	67	65.7		
	-40	91.8	78	85.6	85.1	79	75	80	78.0		
	-30	92	101	94	95.7	79	100	95	91.3		
	-20	108	114	106	109.3	100	100	100	100.0		
	-10	124	112	111	115.7	100	100	100	100.0		
	0	106	105	112	107.7	100	100	100	100.0		
645°	-80	39	31	40	36.7	28	24	31	27.7		
	-70	58.7	49.3	77.8	61.9	41	37	74	50.7		
	-60	71.8	64.5	61.1	65.8	52	50	45	49.0		
	-50	80.6	83.8	79	81.1	65	65	57	62.3		
	-40	107.8	102.8	108.6	106.4	84	73	76	77.7		
	-30	117	129	135	127.0	85	87	89	87.0		
	-20	144	146	142	144.0	100	100	100	100.0		
	-10	148	154	144	148.7	100	100	100	100.0		
	0	152	142	145	146.3	100	100	100	100.0		
700°	-80	68	61	73	67.3	45	40	46	43.7		
	-70	61.4	60.1	68.3	63.3	40	45	44	43.0		
	-60	92	91.2	100.2	94.5	65	61	60	62.0		
	-50	120.4	135.1	129.8	128.4	74	83	81	79.3		
	-40	138.4	103.5	149.2	130.4	83	69	89	80.3		
	-30	163	177	161	167.0	100	100	100	100.0		
	-20	172	169	169	170.0	100	100	100	100.0		
	-10	179	178	177	178.0	100	100	100	100.0		
	0	172	174	174	173.3	100	100	100	100.0		

Tabla AI.3 Resultados de ensayos Charpy de muestras revenidas a distintas temperaturas.

7.2 Anexo II: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8420, Acero C, 269.9 x 29 mm

	Q1			Promedio	HRC min 95%
Externo	47.8	48.2	47.9	48.0	44.93
Medio	48.6	49	48.9	48.8	
Interno	48.2	47.9	48.4	48.2	

Tabla AII.1 Resultados de dureza de temple.

Producto	Fecha	Porción	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
8371	13/02/07	cuerpo	905.66	1002.03	18.06

Tabla AII.2 Resultados de ensayos de tracción.

Temperatura (°C)	Energía (J)				Área dúctil %				Requerimientos mínimo API (individual)	
	individual			promedio	individual			promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
-10	105	104	113	107	98	98	90	95	35	75
-10	97	90	93	93	84	84	80	82		
-20	84	84	75	81	76	74	73	74		
-40	71	53	62	62	53	48	55	52		

Tabla AII.3 Resultados de ensayos Charpy.

7.3 Anexo III: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8317, Acero C, 157.7 x 20 mm

	Q1			Promedio	Q2			Promedio	HRC min 50%
Externo	42.9	43.6	43.2	43.2	39.7	42.1	42.3	41.4	34.5
Medio	45.6	46	45.8	45.8	43.5	43.3	41.3	42.7	
Interno	44.5	44.3	43.9	44.2	38.3	39.1	38.7	38.7	
	Q3			Promedio	Q4			Promedio	
Externo	41.4	43.8	46.4	43.9	37.9	42.4	42.7	41.0	
Medio	47.7	47.5	45.6	46.9	44.2	44	41.9	43.4	
Interno	45.3	48	48.1	47.1	35.4	38.3	38.4	37.4	

Tabla AIII.1 Resultados de dureza de temple.

Fecha	Porción	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (min)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
21/02/2007	cuerpo	500	25	1100.57618	1200.85	14.28
21/02/2007	cuerpo	525	25	1061.79	1158.53	15.24
21/02/2007	cuerpo	550	25	993.56	1084.28	16.27
21/02/2007	cuerpo	575	25	952	1043.36	17.37
21/02/2007	cuerpo	600	25	878.88	977.45	18.31

Tabla AIII.2 Resultados de ensayos de tracción para muestras revenidas a distintas temperaturas.

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura de ensayo (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)		Requerimiento mínimo API (individual)	
		individual	promedio	individual	promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
500	-60	26	26.3	13	14.7	45.2	75
		27		17			
		26		14			
	-40	34	33.3	31	30		
		34		31			
		32		28			
	-20	41	42.3	45	46.7		
		42		47			
		44		48			
	-10	42	49.3	48	54		
		60		64			
		46		50			
	0	53	55	64	64.3		
		52		63			
		60		66			
525	-60	27	27	17	18.3		
		27		18			
		27		20			
	-40	34	33	31	30		
		32		28			
		33		31			
	-20	41	43	45	46.7		
		41		46			
		47		49			
	-10	50	50.3	61	61		
		52		63			
		49		59			
	0	56	55.7	68	67		
		56		67			
		55		66			

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura de ensayo (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)		Requerimiento mínimo API (individual)	
		individual	promedio	individual	promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
550	-60	29	29.7	20	20		
		27		19			
		33		21			
	-40	37	35.0	37	35.7		
		33		34			
		35		36			
	-20	48	50	56	56.3		
		54		61			
		48		52			
	-10	64	63	63	63.7		
		58		60			
		67		68			
	0	76	72.7	76	75		
		78		78			
		64		71			
575	-60	47	38.3	32	26.3		
		36		27			
		32		20			
	-40	38	42	35	39		
		45		40			
		43		42			
	-20	62	68	63	66		
		67		65			
		75		70			
	-10	76	72.7	74	73.7		
		67		71			
		75		76			
	0	88	86.3	85	83		
		80		76			
		91		88			
600	-60	37	41.7	28	33.7		
		41		34			
		47		39			
	-40	51	60.3	50	55.7		
		64		57			
		66		60			
	-20	87	83.7	78	75.7		
		89		80			
		75		69			
	-10	100	102.7	87	88.3		
		95		85			
		113		93			
	0	113	109	100	95		
		106		92			
		108		93			

Tabla AIII.3 Resultados de ensayos Charpy para muestras revenidas a distintas temperaturas.

**7.4 Anexo IV: Resultados experimentales complementarios de: Producto 63987,
Acero D, 244.48 x 11.99 mm**

Producto	Fecha	Temperatura de revenido (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)	YS mín.	YS máx.	UTS mín.
63987	07/03/2007	500	1064.82	1125.11	19.18	758	965	862
63987	07/03/2007	525	1044.21	1115.06	19.49	758	965	862
63987	07/03/2007	550	989.05	1084.21	21.21	758	965	862
63987	07/03/2007	575	958.27	1007.78	21.27	758	965	862
63987	18/03/2007	600	883.7	952.79	22.36	758	965	862
63987	18/03/2007	625	827.17	914.62	24.6	758	965	862
63987	18/03/2007	650	806.72	878.88	24.58	758	965	862
63987	18/03/2007	675	747.02	830.49	26.72	758	965	862

Tabla AIV.1 Resultados de ensayos de tracción para muestras revenidas a distintas temperaturas.

Producto	Fecha	Porción	Extremo	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
63987	13/02/2007	cuerpo	oeste	644.75	762.86	29.6

Tabla AIV.2 Resultados de ensayos de tracción.

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)		Requerimiento mínimo API (individual)	
		individual	promedio	individual	promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
500	-60	35	40	33	40.3	20.3	75
		43		45			
		42		43			
	-40	47	51	52	55		
		49		53			
		57		60			
	-20	70	68.7	85	83.3		
		68		82			
		68		83			
	-10	68	70	96	98.7		
		71		100			
		71		100			
0	79	80.7	100	100			
	77		100				
	86		100				
525	-60	43	45.3	47	49		
		46		50			
		47		50			
	-40	65	59.0	78	72.7		
		55		69			
		57		71			
	-20	72	72.7	100	100		
		76		100			
		70		100			
	-10	78	76.7	100	100		
		76		100			
		76		100			
0	76	78.3	100	100			
	80		100				
	79		100				
550	-60	50	54	53	59		
		60		69			
		52		55			
	-40	77	76.7	74	79		
		79		82			
		74		81			
	-20	85	87.7	100	100		
		90		100			
		88		100			
	-10	90	90.3	100	100		
		94		100			
		87		100			
0	95	92.7	100	100			
	91		100				
	92		100				
575	-60	49	57.3	45	54		
		60		57			
		63		60			
	-40	95	96.3	100	96.7		
		93		100			
		101		90			
	-20	107	104	100	100		
		105		100			
		100		100			

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)		Requerimiento mínimo API (individual)	
		individual	promedio	individual	promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
	-10	100	101.3	100	100		
		100					
		104					
	0	108	109	100			
		106					
		113					
600	-60	66	80	60	71		
		69					
		105					
	-40	107	107	100	100		
		108					
		106					
	-20	118	119	100	100		
		110					
		129					
	-10	117	114	100	100		
		115					
		110					
	0	112	110.7	100	100		
		109					
		111					
	625	-60	94	90	85	81	
			77				
			99				
-40		116	113.3	100	100		
		114					
		110					
-20		118	120.7	100	100		
		124					
		120					
-10		119	118.3	100	100		
		117					
		119					
0		124	122.7	100	100		
		118					
		126					
650	-60	116	121.7	94	94.7		
		119					
		130					
	-40	134	134.7	100	100		
		133					
		137					
	-20	136	137.7	100	100		
		140					
		137					
	-10	144	146.3	100	100		
		151					
		144					
	0	144	144	100	100		
		147					
		141					

Tabla AIV.3 Resultados de ensayos Charpy de muestras revenidas a distintas temperaturas.

7.5 Anexo V: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8516, Acero E, 269.9 x 30.33 mm

Espécimen	Producto	Extremo	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
779720	8516	oeste	871.53	950.1	20.4
779710	8516	este	870.48	962.95	19.4
781867	8516	este	902.28	988.34	19.9
781866	8516	oeste	880.96	957.56	20.1

Tabla AV.1 Resultados de ensayos de tracción.

Temperatura (°C)	Energía (J)		Área dúctil (%)	
	individual	promedio	individual	promedio
CL				
22	151	143	100	100
	136		100	
	143		100	
0	146	140	100	100
	125		100	
	148		100	
-10	144	135	100	100
	131		100	
	131		100	
-20	130	137	100	100
	149		100	
	133		100	
-40	120	125	100	100
	129		100	
	127		100	
-60	122	108	84	80
	100		75	
	104		80	
-80	113	96	65	60
	72		52	
	102		62	
LC				
22	161	149	100	100
	143		100	
	144		100	
0	145	148.0	100	100
	138		100	
	160		100	
-10	150	145.0	100	100
	140		100	
	146		100	
-20	139	141.0	100	100
	148		100	
	137		100	
-40	142	136.0	100	100
	133		100	
	134		100	
-60	95	106	79	76
	116		72	
	107		78	
-80	90	94	62	59
	102		63	
	90		53	

Tabla AV.2 Resultados de ensayos Charpy.

7.6 Anexo VI: Resultados experimentales complementarios de: Producto 68299, Acero F, 196.9 x 15.11 mm

Espécimen	Producto	Colada	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)
T306	68299	76190	952.2	1058	31

Tabla AVI.1 Resultados de ensayos de tracción.

Temperatura (°C)	Energía (J)				Área dúctil (%)				Requerimiento mínimo API (individual)	
	Individual			Promedio	Individual			Promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
-60	85	94	82	87.00	50	55	50	51.67	23.1	75
-40	104	102	110	105.33	100	100	100	100		
-20	124	124	122	123.33	100	100	100	100		
0	122	130	121	124.33	100	100	100	100		
ambiente	134	132	132	132.67	100	100	100	100		

Tabla AVI.2 Resultados de ensayos Charpy.

7.7 Anexo VII: Resultados experimentales complementarios de: Producto 8415, Acero F, 273.9 x 33 mm

Espécimen	Producto	Fecha	Porción	Extremo	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)
586422	8415	15/02/07	cuerpo	este	828.47	917.83	20.5
586423	8415	15/02/07	cuerpo	oeste	805.58	897.2	21.6
584697	8415	04/02/07	cuerpo	este	804.47	896.75	22
584693	8415	04/02/07	cuerpo	oeste	785.27	882.42	22.2

Tabla AVII.1 Resultados de ensayos de tracción.

Temperatura (°C)	Energía (J)				Área dúctil %				Requerimiento mínimo API (individual)	
	individual			promedio	individual			promedio	Energía (J)	Área dúctil (%)
-10	150.4	143.9	146.6	146.97	100	100	100	100	50	75
-10	141.7	140.5	143	141.73	100	100	100	100		
-10	148.8	149.6	148.9	149.1	100	100	100	100		
-10	152.4	145.8	151.6	149.93	100	100	100	100		

Tabla AVII.2 Resultados de ensayos Charpy.