

SOBRE LA TENACIDAD A LA ENTALLA Y LA FRAGILIDAD POR REVENIDO DE UNA ETAPA EN UN ACERO AL SILICIO PARA CONSTRUCCIONES MECÁNICAS

Daniel Eduardo Lescano⁽¹⁾, Reinaldo Mancini⁽²⁾ y Silvia Patricia Silvetti⁽¹⁾

⁽¹⁾FaMAF - Universidad Nacional de Córdoba. Ciudad Universitaria S/N- 5000 Córdoba – Argentina.

⁽²⁾CIMM-INTI Córdoba. Av. Velez Sarsfield 15561 –X5000JKC Córdoba - Argentina.

Email: delescano@arnet.com.ar T.E. (FAX) 54-351-4334050/53 interno 103

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia el fenómeno de Fragilidad por Revenido de una Etapa (FMR) para el caso del acero IRAM-IAS 9260 (equivalente al AISI 9260. Motiva este estudio la información precaria sobre este fenómeno en aceros donde el silicio es el principal aleante, aún en el caso de un acero muy usado como el IRAM-IAS 9260. Se comparan los resultados obtenidos con los correspondientes al acero IRAM-IAS 4340 que se estudió en el CIMM-INTI Córdoba. La diferencia de dureza de los dos aceros es coherente con el porcentaje de carbono de cada uno de ellos y el ablandamiento es una función monótona del revenido para ambos casos. Esta correspondencia se altera significativamente cuando se comparan las funciones de tenacidad a la entalla. El acero 4340 muestra claramente el fenómeno de FMR, mientras que para el 9260 es difícil definir FMR ya que tanto la energía absorbida por choque como los porcentajes de fractura dúctil medidos sobre las probetas Charpy rotas son bajos y varían muy poco para el rango de revenidos estudiados. En todos los casos son notablemente inferiores a los valores equivalentes medidos para el acero 4340. No obstante, a partir del revenido de 400°C, mostrando un retraso con respecto al comportamiento de la otra aleación, el acero 9260 muestra un leve ascenso en su tenacidad. Esto no es asociado con un aumento de fractura dúctil sino con un cambio en el modo predominante de fractura frágil, que pasa de intergranular, con respecto al grano de austenita previo al temple a cuasiclivaje (transgranular). La distribución de fractura intergranular en función de la temperatura de revenido muestra un máximo notable para el revenido de 400°C. Sin embargo la tenacidad a la entalla siempre es muy baja y no se aprecia claramente el fenómeno de FMR. El acero 9260 es apto para ablandarse, mientras que los valores de tenacidad, en el rango de revenidos estudiados, son significativamente bajos por lo tanto se sugiere que el Silicio en estas cantidades ocasiona pérdida en la tenacidad a la entalla, más allá de la disminución debida al porcentaje de carbono (superior al 0,5% en peso en nuestro caso). A pesar de todo esto el acero es capaz de presentar un mínimo asociado a la fractura intergranular, de acuerdo con el modo clásico de FMR.

TÓPICO 2: Materiales Metálicos

PALABRAS CLAVES: Martensita revenida, fragilización, intergranular, transgranular

1.INTRODUCCIÓN

Los aceros para construcciones mecánicas son generalmente usados en estado de temple y revenido. El último proceso se realiza con el objeto de mejorar la ductilidad de las estructuras obtenidas por el templado, manteniendo, en lo posible, el límite elástico y la resistencia requeridos en servicio. En el caso de aceros de alta resistencia a la fluencia (valores mayores a 1300 MN/m²), las temperaturas de revenido utilizadas están comprendidas entre 200°C y 450°C y los tiempos de revenido son de algunas horas.

Como resultado del tratamiento térmico se observa que la dureza y la resistencia a la fluencia decaen monótonamente cuando se incrementa la temperatura de revenido. Estas modificaciones de las propiedades mecánicas se deben a los cambios microestructurales. También sería de esperar un aumento monótono de la tenacidad. Sin embargo, cuando se mide la tenacidad a la entalla, mediante un ensayo de choque convencional como el de Charpy a temperatura ambiente, puede presentarse una disminución no esperada para los revenidos a

temperaturas alrededor de los 350°C, generalmente asociado a un tipo de fractura frágil. Este fenómeno es conocido como la Fragilidad de la Martensita Revenida (FMR) ó Fragilización por el Revenido de una Etapa.

La FMR de la martensita en los aceros de medio carbono está vinculado a efectos de composición y microestructura^[1-3]. La tenacidad a la entalla, medida a temperatura ambiente como una función de la temperatura de revenido, primero aumenta para luego disminuir y volver a aumentar con un mínimo correspondiente al revenido de 350°C. Esta pérdida de tenacidad, sobre todo en el mínimo alrededor de los 350°C asociada a un modo frágil de fractura del material, evidencia la presencia del fenómeno.

A pesar de que hace ya más de cuarenta ó cincuenta años que las causas de este fenómeno han sido establecidas, la complejidad de las microestructuras de los aceros comerciales hace que el tema siga siendo atractivo y motivo de controversias^[4].

La precipitación de carburos producida durante el revenido es una de las condiciones necesarias para la existencia de FMR, la otra es el debilitamiento del borde de grano de austenita previo al temple por impurezas segregadas a este borde durante el tratamiento de austenización principalmente. También se asocia la FMR a una posible metaestabilidad de la estructura de dilocaciones en la fase matriz (martensita tetragonal) que conduce a una disminución de la velocidad de endurecimiento por deformación cuando el material es deformado a velocidades de deformación altas, esta disminución de la velocidad de endurecimiento por deformación conduce a la FMR^[5].

El tipo de fractura asociado a FMR es, generalmente frágil, y se distinguen dos tipos: intergranular ó transgranular con respecto al grano de austenita previo. El primero es atribuido a la precipitación de cementita en el borde de grano de austenita previo ya debilitado por la segregación de impurezas^[1]. Mientras que el segundo se supone es causado por dos hechos bien diferenciados, la descomposición de la austenita retenida, entre los listones de la martensita, en carburos laminares y ferrita^[2] ó la formación de carburos engrosados entre los listones^[3], que precipitan desde la matriz martensítica. No hay coincidencias entre los diferentes enfoques para explicar la FMR. Los autores de este proyecto han evaluado este problema metalúrgico en el caso de un acero al boro^[6] y encontrado, para ese caso particular una combinación de efectos, una disminución de la tenacidad a la entalla apreciable y asociada preponderantemente al cuasiclivaje para 300°C y el tipo de fractura intergranular predominante sólo para el mínimo de los 350°C de revenido.

En el presente trabajo se muestran los resultados correspondientes al acero IRAM-IAS 9260. El resultado de muy baja tenacidad a la entalla que muestra el acero IRAM-IAS 9260 es coherente con la fracción de fractura dúctil observada en las probetas rotas para el rango de revenidos estudiados. Esta fracción de fractura dúctil siempre se mantiene por debajo del 25%. Por lo tanto es difícil definir FMR. Aunque sí se evidencia claramente que para el revenido de 400°C (mínimo de tenacidad para este acero) el modo de fractura predominante es el intergranular con respecto al grano de austenita previo al temple. Y luego a partir del revenido de 400°C, el acero 9260 muestra un leve ascenso en su tenacidad que se asocia a un cambio del mecanismo de fractura frágil, de intergranular a cuasiclivaje transgranular y no a un aumento del porcentaje de fractura dúctil. De modo tal que, a pesar del ablandamiento que el material evidencia por efecto del revenido, las distintas microestructuras de revenido resultan ser frágiles en el sentido de que su temperatura de transición está por encima de la temperatura ambiente.

2.MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se utilizó un acero IRAM-IAS 9260, equivalente al AISI 9260, provisto por la firma FAESA de la Provincia de Córdoba, Argentina. La composición química del mismo se determinó en los laboratorios del CIMM, midiendo porcentajes en peso. Se transcriben a continuación en la Tabla 1.

ACERO IRAM – IAS 9260							
Elemento de aleación	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	Ni
Porcentaje en peso	0.60	1.95	0.82	0.11	0.038	0.011	0.09

Tabla 1: Composición química del acero IRAM-IAS 9260 estudiado.

Se construyeron probetas de choque normalizadas con entalla en V (norma ASTM E-23), con las inclusiones orientadas en la dirección transversal a la dirección de laminación. Se decidió confeccionar dos grupos de

probetas: el primer grupo con la entalla paralela a las inclusiones para trabajar con el caso más desfavorable en cuanto a la medición de tenacidad al impacto, el segundo grupo con la entalla normal a las inclusiones.

Se efectuó el siguiente tratamiento térmico: austenizado al aire durante 45 minutos a 850°C, templado en aceite para motor de automóvil a temperatura ambiente, 20°C, e inmediatamente revenido a las siguientes temperaturas y atmósfera normal: 200°C, 300°C, 350°C, 400°C, 450°C, 500°C y 550°C.

Se midió la dureza Rockwell C y la dureza Vickers en función de la temperatura de revenido.

De tres en tres con el mismo tratamiento térmico, las probetas Charpy-V fueron rotas por impacto a temperatura ambiente. Las fracturas fueron analizadas mediante microscopía electrónica de barrido en el CIMM. El porcentaje de los distintos tipos de fractura en el centro de la superficie de falla se midió utilizando una grilla de conteo por puntos. La microestructura del material fue revelada al atacar con nital-4% a superficies previamente pulidas mecánicamente que fueron luego observadas con un microscopio óptico.

3.RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Dureza y microestructura

El acero 9260 es económico, se temple fácilmente y tiene buena penetración de temple. Se usa para resortes por su cualidad de resistir continuidad de golpes sin fatigarse. La microestructura del acero 9260 revelada por el nital-4% muestra la martensita revenida. Para los revenidos superiores (más de 400°C), la apariencia de la microestructura observada con el microscopio óptico es la típica de la martensita revenida. La forma acicular formando grupos en zig-zag a 60°, típicos de la martensita de temple han desaparecido completamente y ahora los límites entre los contrastes que revela el ataque químico no son tan rectos y dichos contrastes pasan a una apariencia de engrosamiento globular alargado. Es sabido que el Si disuelto en la matriz de ferrita retarda la formación de cementita y la endurece con pérdida de plasticidad. Si bien el Si no es un formador de carburos en los aceros, se ha reportado^[7] la formación de un carburo *t*, rico en Si, que se forma a partir de los 300°C de revenido. Este carburo *t* es responsable de un endurecimiento secundario que se hace visible cuando se mide la dureza Vickers. La dureza Rockwell C se compara con la obtenida para el acero 4340 y se muestra en la Figura 1 como una función de la temperatura de revenido. Estas curvas indican claramente como el cambio significativo de pendiente, asociado a un ablandamiento más rápido, está corrido hacia revenidos más altos para el acero 9260 (alrededor de los 400°C), mientras que para el acero 4340 este cambio se produce alrededor de los 250°C. En la Figura 2 se destaca el efecto de endurecimiento secundario que se asocia a la precipitación del carburo *t*. Se debe destacar que la diferencia de dureza de los dos aceros es coherente con el porcentaje de carbono de cada uno de ellos y que el ablandamiento es una función monótona del revenido para ambos casos. Estas correspondencias se alteran significativamente cuando se comparan las funciones de tenacidad a la entalla.

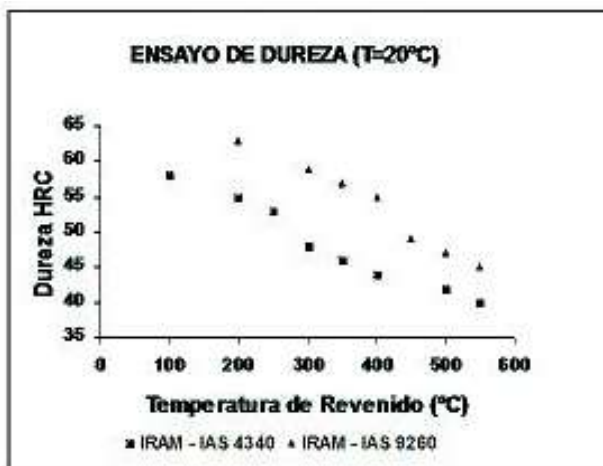


Figura 1: Dureza Rockwell C versus temperatura de revenido para los aceros IRAM – IAS 4340 y 9260 de temple y revenido.

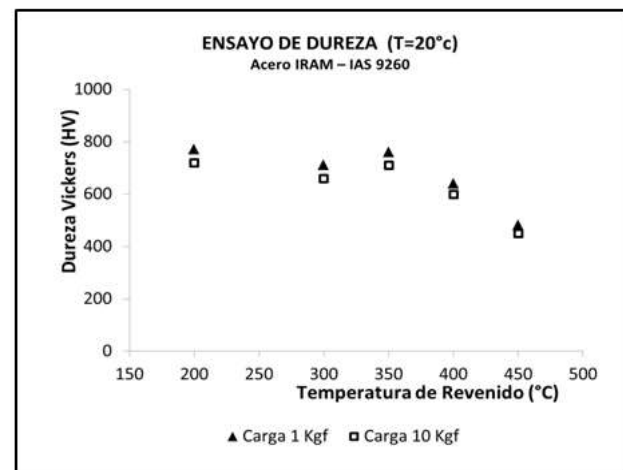


Figura 2: Dureza Vickers (HV) versus temperatura de revenido para el acero IRAM – IAS 9260 de temple y revenido.

Cuando el acero IRAM – IAS 9260 es austenizado, templado y revenido por tiempos cortos muestra una tenacidad a la entalla muy baja. Los valores de la energía absorbida por unidad de área durante el ensayo de choque varían entre 2 y 8 J/cm² para el rango de revenidos estudiados en el presente trabajo. No se detectaron diferencias entre los dos grupos de probetas que se distinguían por la disposición de la entalla en relación a las inclusiones grandes y que se mencionaron en el apartado anterior. La energía absorbida se compara con la del acero 4340 y se las muestra en la Figura 3. La tenacidad a la entalla del acero 9260 es siempre muy inferior a la del 4340. Esto es así ya que debido al porcentaje de carbono que contiene la aleación 9260 su temperatura de transición dúctil – frágil está por encima de la temperatura ambiente^[8]. No obstante la pérdida en tenacidad es muy severa por lo que se puede concluir que el Si es un aleante que ocasiona pérdida de tenacidad.

Cuando se analiza la fractura resultante de un ensayo por choque se reconocen distintas zonas sobre la superficie de fractura. La zona de inicio junto a la entalla y la de rápida propagación en el centro están íntimamente relacionadas con la tenacidad del material. Cuanto mayor es el área de fractura dúctil que las ocupa, el acero es más tenaz. En nuestro caso observamos que para el acero 9260 la zona de iniciación es muy pequeña o inexistente. Para revenidos superiores no alcanza a recorrer más de 50 micrones desde la entalla, siendo siempre una mezcla entre frágil y dúctil, con la característica de que siempre se observan algunas facetas de fractura intergranular. La zona central se observó con más detalle y se midieron los porcentajes de fractura dúctil y frágil. La fractura dúctil es el resultado de la coalescencia de pequeños dimples y siempre está por debajo del 25% y no cambia mucho cuando se eleva la temperatura de revenido siguiendo una tendencia coherente con la curva de tenacidad e indicándonos que todas estas microestructuras de revenido tienen una temperatura de transición dúctil-frágil por encima de la temperatura ambiente (el criterio de transición es 50% de fractura dúctil). Los correspondientes porcentajes de fractura se muestran en la Tabla 2.

ACERO IRAM – IAS 9260 templado y revenido			
Revenido por una hora [°C]	Fractura dúctil [%]	Fractura frágil intergranular [%]	Fractura frágil transgranular [%]
200	17	14	69
300	24	30	46
350	21	29	50
400	20	51	29
450	20	21	59
500	27	14	59

Tabla 2: Valores de porcentaje y tipo de fractura medidos sobre la superficie de fractura de probetas Charpy-V rotas por choque en función de la temperatura de revenido para un acero IRAM-IAS 9260 de temple y revenido.

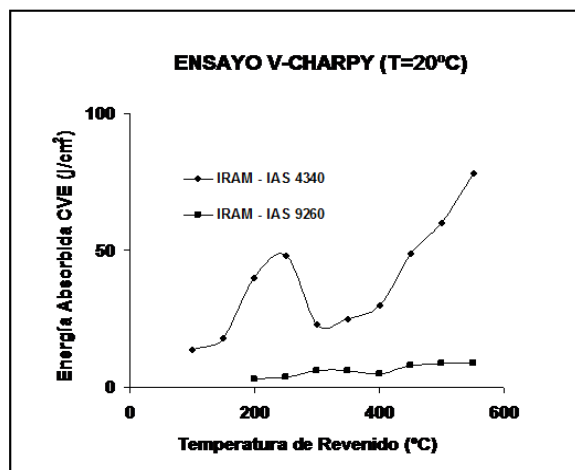


Figura 3: Tenacidad a la entalla medida como una función de la energía absorbida en el choque versus temperatura de revenido para los aceros IRAM – IAS 4340 y 9260.

La fractura frágil es para el revenido de 200°C mayormente transgranular de tipo cuasiclivaje, este cuasiclivaje es de facetas muy pequeñas y no se define bien, además se observan algunas facetas planas denominadas “lenguas”. Cuando se incrementa la temperatura de revenido ocurren dos fenómenos: el primero es que el cuasiclivaje se define mejor y sus facetas son de mayor tamaño; el segundo es que la fractura intergranular crece a expensas del cuasiclivaje, volviéndose significativa para el revenido de 400°C y luego vuelve a decaer. Cabe destacar que el crecimiento de las facetas de cuasiclivaje son asociadas a un ínfimo incremento de la tenacidad debido a que este mecanismo de fractura necesita de alguna deformación en la punta de la grieta al propagarse, y en parte utiliza el desgarro o la coalescencia de pequeñas cavidades para seguir creciendo. Por otro lado, el porcentaje de fractura dúctil se mantiene prácticamente igual para todos los revenidos, lo cual evidencia lo afirmado en el párrafo anterior. Cuando el mecanismo intergranular es mayoritario la tenacidad vuelve a descender. De esta forma la curva de tenacidad para el acero 9260 muestra un insignificante “pozo de tenacidad” que puede corresponderse con una débil evidencia de FMR. En la Figura 4 se muestran fotografías de campos de fractura para revenidos de 200°C, 400°C y 500°C.

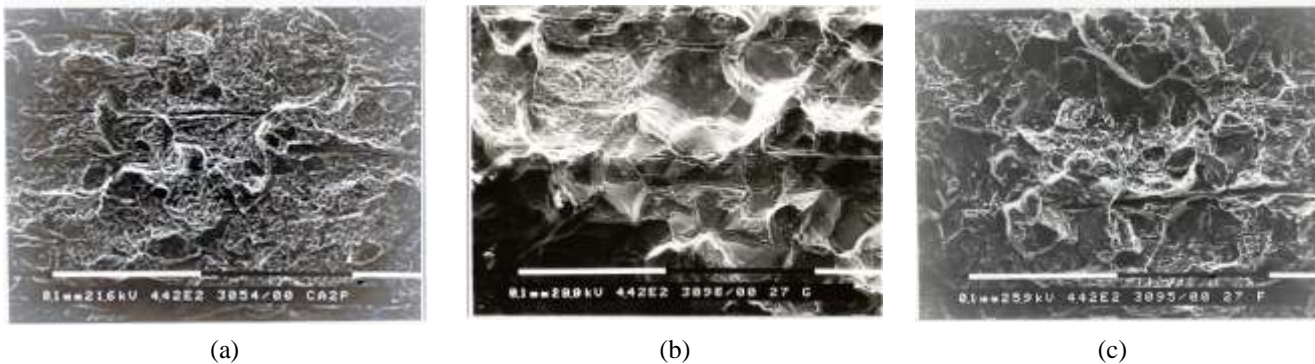


Figura 4: Fractura en el centro de la superficie de la falla para las probetas Charpy-V del acero IRAM-IAS 9260 de temple y revenido: (a) revenido a 200°C, (b) revenido a 400°C y (c) revenido a 500°C.

Actualmente se ha determinado que en el cuasiclivaje de aceros martensíticos templados y revenidos los planos de clivaje son los (100) y en el proceso de rotura por cuasiclivaje la fractura se inicia en el interior de la faceta^[9], existiendo una diferencia con el clivaje, en el cual la separación de los planos se inicia en el borde de éstos. Una característica del “cuasiclivaje” es que la fractura se va produciendo por delante del avance de la grieta. Las facetas creadas se van uniendo por desgarro o coalescencia de cavidades^[9]. En el clivaje no se observan estos bordes de desgarramiento entre los ríos de clivaje.

La forma en que la observación de la fractura nos indica dónde se inician las grietas consiste en distinguir un punto desde dónde irradian las fisuras o convergen los ríos de clivaje. Ese punto es dónde se originó la fractura localmente, en el interior de un grano cristalino. La dirección local de propagación no coincide con la dirección macroscópica, ésta es la resultante de la fractura simultánea e individual de los distintos granos cristalinos.

En el caso de un acero de martensita revenida no se define claramente el clivaje debido a que la fase matriz del grano cristalino no es bcc. La estructura cristalina es tetragonal centrada en el cuerpo y tanto los escalones como los ríos de clivaje no se delimitan claramente y necesitan de la coalescencia de pequeñas cavidades para su dispersión. Esto hace que la propagación de la fractura sea un proceso de cambio continuo y aparentemente confuso. Ya que es difícil determinar hacia dónde convergen los ríos de clivaje en cada grano cristalino.

Para aceros de más de 0.4%C (caso de nuestro acero al Si) se espera un porcentaje de austenita retenida durante el temple que evolucione a vainita durante el revenido a más de 300°C. Así podríamos esperar que esa descomposición de la austenita retenida sea importante a la hora de determinar el modo de fractura. Es presumible que la precipitación de la cementita proveniente de la austenita retenida entre los listones se retrase debido al contenido de Si y es de esperar que sea significativa para el revenido de 400°C. La evidencia experimental muestra que para el acero 9260 templado y revenido a 400°C el modo de fractura principal es el intergranular con respecto al grano de austenita previo y por lo tanto el efecto de debilitamiento por segregación de impurezas y

precipitación de carburos sobre borde de grano es más importante que la influencia de los carburos engrosados provenientes de la austenita retenida a la hora de definir el modo de fractura.

Es más una observación con mayor detenimiento sobre el plano de la fractura permite afirmar que es posible que la fractura se inicie sobre el límite de grano, probablemente debido a alguna partícula u otro defecto, para luego continuar en la forma de cuasiclivaje. Una ampliación de la fotografía para el caso de la fractura del acero revenido a 200°C se muestra en la Figura 5. Allí se señala con flechas a zonas que son lisas y probablemente parte de un límite de grano. A estos sitios convergen bordes de mayor reflectividad, bordes que pertenecen a los no muy bien definidos ríos escalonados del cuasiclivaje.

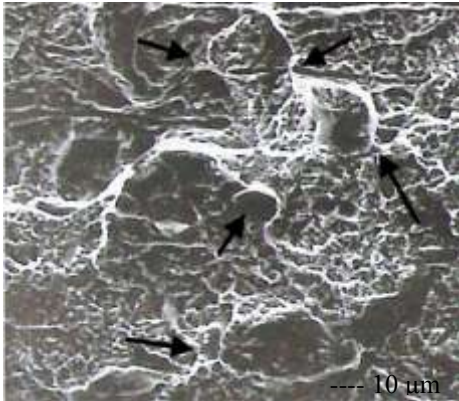


Figura 5: Fractura en el centro de la superficie de la falla para una probeta Charpy-V del acero IRAM-IAS 9260 de temple y revenido a 200°C, las flechas indican los posibles sitios de iniciación del “cuasiclivaje”.

Existe evidencia experimental del retraso de la precipitación de cementita debido al contenido de Si durante el revenido cuando el contenido de Carbono de la aleación es muy pequeño^[4]. Aún así se verifica también para un acero 4340 al cual se le ha modificado la composición de Si llevándola prácticamente al 1,5% en peso^[4]. Aparentemente en este caso la solución sólida creada durante el temple (supersaturada de Carbono) contiene una gran densidad de defectos. El mecanismo que controla la precipitación es la desaparición de los defectos de la red debido al tratamiento térmico^[4] ya que los átomos de soluto prefieren formar nubes de Cottrell alrededor del corazón de las dislocaciones a precipitar carburos ϵ o cementita. Por lo tanto la cantidad de átomos de Carbono en los sitios perfectos de la red se ha reducido y entonces la influencia del Si se hará notar nuevamente.

Para el caso del acero 9260 del presente trabajo el mayor porcentaje de fractura intergranular y una ínfima reducción de la ya muy baja tenacidad se observa para una temperatura de revenido mayor que los 350° y se podría decir que el “pozo de tenacidad” se corrió a una temperatura mayor. Aunque en este caso el Si parece ocasionar pérdida de tenacidad debido a que los valores de energía observados son muy bajos.

Históricamente, la aparición de la fragilidad de los 350°C, ha sido considerada como un fenómeno anómalo y no como una consecuencia lógica de la interrelación entre composición química y evolución microestructural del material debido al tratamiento térmico. En el presente trabajo los cambios que produce en el acero 9260 el rango de revenidos estudiados alcanza para una disminución de la resistencia a la fluencia y ablandamiento del material; pero no alcanza para lograr una microestructura con una temperatura de transición dúctil – frágil por debajo de la temperatura ambiente.

3.CONCLUSIONES

El acero IRAM-IAS 9260 de temple y revenido estudiado muestra una tenacidad a la entalla muy baja cuando se la mide a temperatura ambiente. Ya que es muy significativamente bajo este valor se sugiere que el Si en esas cantidades ocasiona pérdida de tenacidad a la entalla. Aunque es apto para ablandarse, debido al porcentaje de carbono el acero es frágil a temperatura ambiente para el rango de revenidos estudiados. Aún así es capaz de presentar un mínimo de tenacidad a la entalla asociado a la fractura intergranular y coherente con el modo clásico de fragilidad de los 350°C.

REFERENCIAS

1. C.L. Briant and S.K. Banerji, "Intergranular Failure in Steel: The Role of Grain Boundary Composition", *Int. Met. Rev.* (1978), p164-199.
2. G.Thomas, "Retained austenite and tempered martensite embrittlement", *Metall. Trans. A* (1978), V9A, p439-450.
3. R.M.Horn and R.O.Ritchie, "Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels", *Metall. Trans. A* (1978), V9A, p1039-1053.
4. E. Kozeschnik and H. K. D. H. Bhadeshia, "Influence of silicon on cementite precipitation in steels", *Materials Science and Technology* (2008), Vol 24, N° 3, p343-347.
5. J. Pietikainen, "Significance of Rate of Work Hardening in Tempered Martensite", *Journal de Physique IV* (1995), Colloque C8, supplkment au *Journal de Physique III*, Volume 5, p361-366.
6. D. Lescano, R. Mancini and C Lanzillotto, "Evaluation of tempered martensite embrittlement in AISI 15B41 steel", *Journal of Materials Science Letters* (1995), **14**, p1241-1242.
7. R. TEWARI and P. DHAR. *J Iron Steel Inst* (1970), **208**, p475-481.
8. S. ROLFE and J. BARSOM. *Fracture and fatigue control in structures. Applications of fracture mechanics.* (1999) Prentice Hall, inc. Englewood Cliffs. New Jersey.
9. M. Ipohorsky, "Fractografía electrónica: su contribución al análisis de fallas", *Revista SAM* (2004), V1, N°2, p3-17.