

Impact toughness of the duplex stainless steel SAF 2304, with heating between 1100°C y 1300°C

Laura Sáenz^{*,a}, Edwin Patiño^b

^aUniversidad de las Fuerzas Armadas ESPE Sangolquí- Ecuador.

^bEscuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Venezuela.

Abstract.- In the present investigation the impact toughness of a SAF 2304 duplex stainless steel, subjected to heating between 1100°C and 1300°C during a time of 30 minutes, was evaluated. The working conditions were, original condition, heating at 1100 °C, 1200 °C and 1300 °C for 30 min respectively. After the heat treatment to the tensile and impact specimens, the mechanical tests of tension, impact and hardness were carried out. The samples prepared metallographically were observed by the optical microscope (MO) and scanning electron microscope (SEM). It was observed the presence of inclusions with high proportion of aluminum, chromium, among others. From the Vickers microhardness test, an increase in microhardness was observed in the ferrite phase in the three conditions applied to the heat treatment compared to the original condition. For the austenite phase there is an increase of micro hardness Vickers for the conditions of 1100 °C and 1200 °C compared to the original condition while at 1300 °C it reduced with respect to the original condition. It was determined that there is a slight decrease in the impact toughness at 1100 °C and 1200 °C compared to the original condition while at 1300 °C a small recovery of its capacity to absorbed energy is carried out.

Keywords: duplex stainless steel SAF 2304; heating; impact toughness; microhardness; mechanical behavior.

Tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF-2304, con calentamientos entre 1100°C y 1300°C

Resumen.- En la presente investigación se evaluó la tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF 2304, sometido a calentamientos comprendidos entre 1100°C y 1300°C durante un tiempo de permanencia en el horno de 30 min. Las condiciones de trabajo fueron, condición original, calentamientos a 1100°C, 1200°C y 1300°C por 30 min respectivamente. Luego de efectuado el tratamiento térmico a las probetas de tracción e impacto se realizaron los ensayos mecánicos de tracción, impacto y dureza. Las muestras preparadas metalográficamente se observaron mediante el microscopio óptico (MO) y microscopio electrónico de barrido (MEB). Se observó la presencia de inclusiones con alta proporción de aluminio, cromo, entre otras. Del ensayo de microdureza Vickers, se observó en la fase ferrita ocurre un incremento en la microdureza en las tres condiciones aplicadas el tratamiento térmico comparado con la condición original. Para la fase austenita hay un incremento de micro dureza Vickers para las condiciones de 1100°C y 1200°C comparados con la condición original mientras que en 1300°C decae respecto a la condición original. Se determinó que hay una leve disminución de la tenacidad de impacto a 1100°C y 1200°C comparándola con la condición original mientras que a 1300°C se efectúa una pequeña recuperación de su capacidad de absorber energía.

Palabras claves: acero inoxidable dúplex SAF 2304; calentamiento; tenacidad de impacto; microdureza; comportamiento mecánico.

Recibido: marzo 2018

Aceptado: octubre 2018

1. Introducción

Los aceros dúplex se han convertido en aleaciones de uso creciente en la industria química y del gas, así como las industrias derivadas del petróleo, y en general donde se trabajen con fluidos y ambientes corrosivos. Estos aceros se desarrollaron a fin de conseguir una mayor resistencia a la corrosión en medios ricos en

*Autor para correspondencia:

Correo-e: lasaenz@espe.edu.ec (Laura Sáenz)

cloruros, como el agua de mar y en ambientes con altos contenidos de sulfuros, características que les confiere una gran aplicabilidad en la industria petrolera y química. Por este motivo y debido al acelerado crecimiento industrial, resulta de gran importancia e interés conocer los estudios realizados a estos aceros. Para de este modo tener una información detallada sobre su comportamiento y propiedades mecánicas en distintas condiciones de trabajo y de esta manera fomentar su aplicación en todos los campos de la industria en los que sus excelentes propiedades le confieren grandes beneficios respecto a otros aceros inoxidable [1, 2].

El acero inoxidable ha llegado a situarse dentro de la industria moderna como un material básico para los procesos productivos y aplicaciones industriales. Su alto grado de resistencia, durabilidad así como la excelente estabilidad lo han convertido en un elemento indispensable, pero es sin duda su resistencia a la corrosión lo que lo ha dotado de una situación privilegiada en los industrias química, petroquímica y gas, en las cuales ofrecen una elevada resistencia a la corrosión y excelentes propiedades mecánicas así como un bajo costo de mantenimiento, también en las industria de alimentos, bebidas y en la industria farmacéutica, ya que proveen al producto excelentes condiciones de higiene y duración a largo plazo permaneciendo casi inalterables en el tiempo [1, 2].

Los aceros inoxidables se caracterizan principalmente por su resistencia a la corrosión, elevada resistencia y ductilidad, y elevado contenido de cromo. Se llaman inoxidables porque el Cr es un metal reactivo y se combina con el oxígeno (aire) o en cualquier otra condición oxidante para formar una película forman una película delgada y dura muy adherente de óxido de cromo (Cr_2O_3) u óxido de níquel (Ni_2O_3), que protege al metal contra el ataque de sustancias químicas y la corrosión (pasivación). Esta película protectora se vuelve a formar en caso de que se raye la superficie. Para que ocurra la pasivación, el contenido mínimo de cromo debe ser 10 a 12 % por peso [3].

Para aumentar la resistencia a la corrosión el cromo puede aumentarse y pueden añadirse otros elementos tales como níquel o molibdeno. El grado

de impenetrabilidad de la capa de óxido en ciertos ambientes depende no sólo de la composición de la aleación, sino también en el medio específico, de la temperatura de éste, y de la concentración del agente corrosivo.

Los aceros inoxidables no son atacados por el ácido nítrico u otros ácidos oxidantes, sino más bien estos ácidos facilitan la formación de la película protectora; por otra parte estos aceros no resisten la presencia de ácidos reductores como el ácido clorhídrico o fluorhídrico, y son atacados por las sales de ellos (cloruros, fluoruros, bromuros y yoduros) [3].

Debe recordarse que cuando los aceros inoxidables sufren corrosión esta no es uniforme como en el caso de los aceros al carbono, sino localizada, por picaduras (pitting) o fisuras por corrosión bajo tensión. Debido a ello no puede prevenirse por el agregado de sobre espesores sino que debe evitarse la corrosión misma por medio de un conocimiento profundo del medio corrosivo y el acero utilizado [3].

Según la estructura microscópica que presenten los granos, además de su composición química los aceros inoxidables se clasifican en cuatro grandes grupos como son: aceros inoxidables austeníticos, aceros inoxidables ferríticos, aceros inoxidables martensíticos y aceros inoxidables dúplex. La selección adecuada dependerá de los requerimientos como son: resistencia a la corrosión y a la oxidación a temperaturas elevadas, propiedades mecánicas del acero, características de los procesos de transformación a que será sometido, costo total (reposición y mantenimiento) y disponibilidad de acero [4].

La denominación dúplex se aplica a un tipo de acero inoxidable, cuya composición química ha sido cuidadosamente ajustada para lograr una estructura cristalina mixta, esta microestructura bifásica está formada por fracciones de volumen similares de austenita (γ) que le brinda un grado de tenacidad mayor y ferrita (α) que confiere resistencia al acero. Este tipo de acero inoxidable se logra incorporando a un acero ferrítico, una cantidad pequeña y controlada de Ni (en ocasiones N) [4].

El empleo del N como elemento de aleación

revolucionó el desarrollo de los aceros inoxidables, lo cual dio cabida a los aceros inoxidables de segunda generación; estos aceros poseen propiedades físicas y mecánicas superiores, es como unir las mejores características de dos estados del acero en un solo material. Entre sus principales componentes químicos se encuentran el cromo (Cr) con un porcentaje mínimo de 11 % que le da gran resistencia a la corrosión, el níquel (Ni) (entre 4,5 y 6,5 %) que favorece a sus propiedades mecánicas. Estos materiales tienen la ventaja de poseer una elevada resistencia mecánica alcanzado valores de límite elástico entre 700-900 MPa [4].

En la actualidad los aceros inoxidables dúplex representan el tercer tipo de acero inoxidable con más demanda en el mercado. Su principal característica dentro de los aceros inoxidables radica en su comportamiento superior al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo o stress corrosión cracking (SCC), proceso en el cual los aceros inoxidables convencionales presentan muy baja resistencia.

Los aceros inoxidables dúplex son una excelente alternativa para sustituir a los aceros inoxidables ferríticos y austeníticos debido a que mejoran las debilidades de estos aceros; en caso de los primeros su fragilidad frente a la corrosión por fatiga causada por cloruros, y en los segundos sus complicaciones para fabricarlos y soldarlos [5, 6, 7].

El acero inoxidable se utiliza para las tuberías y tanques de refinerías de petróleo o plantas químicas con condiciones extremas de trabajo, también se usa para fabricar instrumentos y equipos quirúrgicos, o para fijar o sustituir huesos rotos, ya que resiste a la acción de los fluidos corporales. Debido a las características y su amplia utilización es indispensable el estudio del acero a situaciones críticas que permitan evaluar su comportamiento y por ende clasificar sus ventajas y desventajas al aplicar tratamientos térmicos. Las propiedades mecánicas, la microestructura y la composición química son características determinantes para poner de manifiesto el comportamiento mecánico y metalúrgico que tendrá un material frente a procesos posteriores a los cuales será sometido, debido a que en la actualidad se han hecho pocos estudios en cuanto a las propiedades mecánicas significativas para la optimización del uso de

este material, se llevará a cabo esta investigación, para evaluar la tenacidad de impacto del acero inoxidable dúplex SAF-2304 sometido a un tratamiento térmico de calentamiento comprendido entre 1100°C y 1300°C.

2. Procedimiento experimental

2.1. Material

El material usado es un acero inoxidable dúplex SAF 2304, la composición química, se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1: Composición química del Acero dúplex SAF 2304 (en porcentaje peso).

Nombre	C	N	Cr	Ni	Mo
ASTM	0,02	0,10	23	4,8	0,30
Sandvick	0,02	0,10	22,25	4,1	0,35

2.2. Mecanizado de las probetas

El mecanizado de las probetas fue realizado a través de corte por chorro de agua y corte por electroerosión por hilo, las probetas fueron maquinadas acorde con las normas ASTM A -370 [8] para el ensayo de tracción y ASTM E-23 [9]. Para el ensayo de impacto Charpy, tipo sub-size. Las dimensiones de las probetas se especifican en las Figuras 1 y 2.

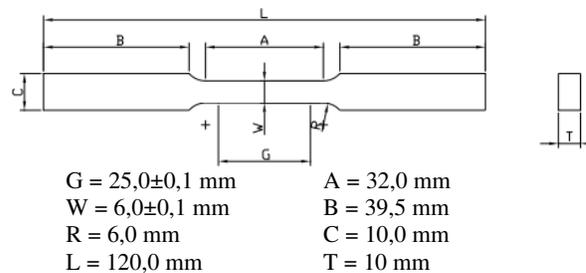


Figura 1: Dimensiones de probetas planas de tracción según normal ASTM A -370 [8].

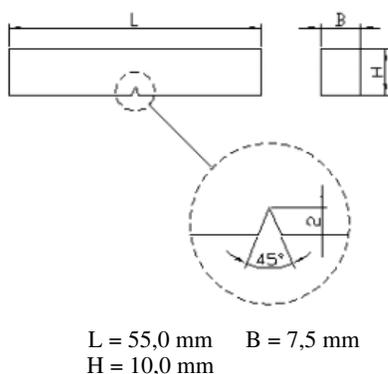


Figura 2: Dimensiones de probetas para el ensayo Charpy en “V” según norma ASTM E-23 [9].

2.3. Tratamiento Térmico

El acero inoxidable dúplex SAF-2304 fue tratado térmicamente en un horno marca Steriltech, modelo KLC-10/15 con un rango de temperatura de 0 a 1500°C. Las probetas Charpy y las de tracción fueron sometidas a un tratamiento térmico de recocido a temperaturas de 1100°C, 1200°C y 1300°C, la permanencia en el horno de las probetas fue de 30 min con un enfriamiento lento dentro de mismo.

2.4. Ensayos

El ensayo de tracción se realizó con una máquina Galdabini con capacidad máxima de carga de 200.000 N, en un área de agarre máximo de 176,71 mm², una velocidad máxima de máquina de 30 mm/min. Para el ensayo de impacto se utilizó una máquina marca Tinius Olsen la cual posee un rango de 0 a 41,5 Kpm. La microdureza Vickers fue evaluada utilizando un microdurómetro marca Leitzwetzlar Germany. Para evaluar la microestructura se utilizó el microscopio marca Versmet-2 Unión 7761. Mediante el procedimiento EDS se evaluó la composición química de cada una de las fases presentes en el material, se utilizó un detector de EDS marca Jeon modelo JSM-6390.

3. Resultados y Discusión

3.1. Propiedades Mecánicas

En la Tabla 2 se presenta un resumen de las propiedades mecánicas evaluadas a través del ensayo de tracción. El comportamiento de la

resistencia mecánica y la ductilidad se puede observar en las Figuras 3 y 4.

Tabla 2: Propiedades mecánicas promedio para las diferentes condiciones [10].

Cond.	σ_y MPa	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa	σ_{Rup} MPa	e (%)	RA (%)
Original	578,70	696,76	495,10	48,55	65,56
1100°C	594,38	708,34	420,18	49,85	75,33
1200°C	586,23	723,38	473,30	50,83	70,78
1300°C	586,70	725,33	470,16	51,92	73,60

σ_y : esfuerzo de fluencia. $\sigma_{m\acute{a}x}$: resistencia máxima.
 σ_{Rup} : esfuerzo de ruptura. e: % deformación ingenieril.
RA: % reducción de área.

En la Tabla 2 se presentan los valores promedio de cada una de las propiedades mecánicas evaluadas para las diferentes condiciones y la representación gráfica se observa en las Figuras 3 y 4 donde se observa como a medida que incrementa la temperatura de recocido incrementa la ductilidad del material (Figura 2) siendo más evidente con la deformación de ingeniería %e, que incrementó de 48,55 a 51,92 a la temperatura de recocido de 1300°C, lo que indica un ablandamiento del material por efecto del tratamiento de recocido, mientras que la resistencia mecánica (Figura 1) incrementó a 1100°C y luego se mantiene constante en el rango de 1200 y 1300°C.

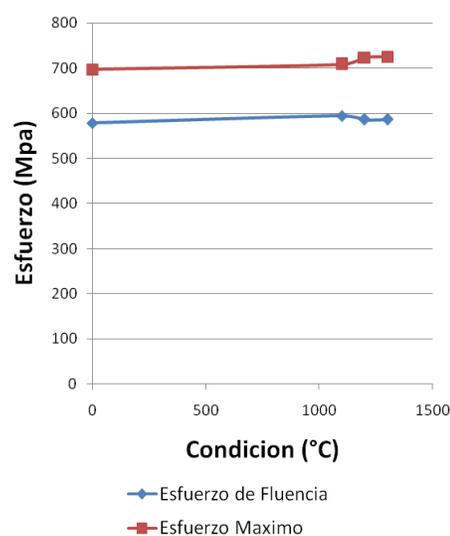


Figura 3: Curva de resistencia mecánica en función de las condiciones de investigación. [10].

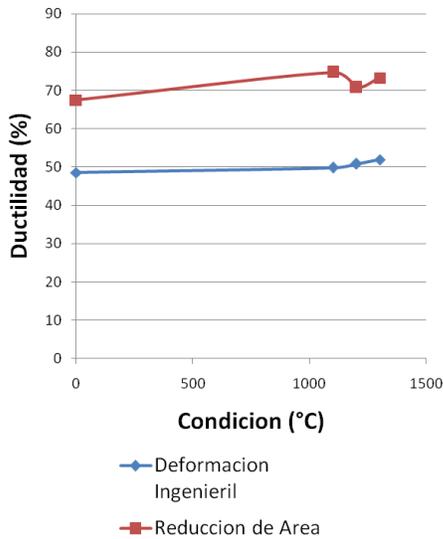


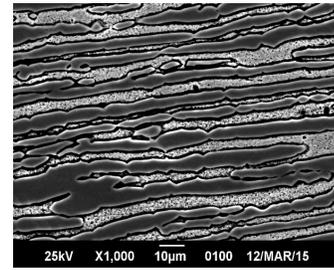
Figura 4: Curva Ductilidad en función de las condiciones de investigación [10].

3.2. Microestructuras

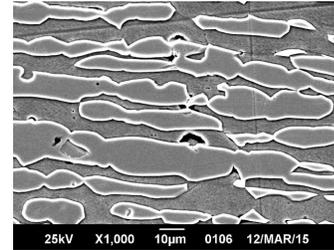
En la Figura 5 se observan por microscopia electrónica de barrido las microestructura del acero inoxidable Dúplex SAF 2304 en: Figura 5a la condición original, formada por ferrita y austenita (islas) típica de los aceros doble fase. En la Figura 5b se observa la microestructura del acero en la condición con tratamiento térmico de calentamiento a 1100°C, donde se observa precipitado, crecimiento de grano de la fase austenita. En la Figura 5c la condición es con tratamiento térmico de recocido a 1200°C a 500X donde se observan precipitados entre la intercara ferrita- austenita y los granos direccionados en el sentido de fabricación. En la Figura 5d se toma de la Figura 5c a 3500X con EDS un Punto de estudio 1 [10]. Para determinar la composición el punto de estudio de la figura 5d se realizó el EDS en punto 1 de la fotomicrografía Figura 5 [10]. Encontrándose los resultados reportados en la Tabla 3, lo que determinó la presencia de un nitruro de cromo.

3.3. Composición química determinada por EDS

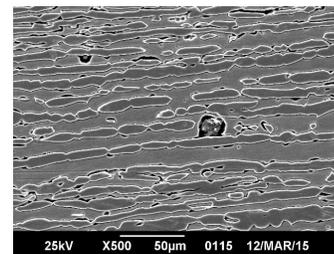
En las Tablas 4 y 5 se presentan los análisis por EDS determinados para cada una de las fases presentes en las diferentes condiciones de la investigación, así como de las zonas de transición y puntos de contaminantes(inclusiones y precipitados) del acero dúplex estudiado.



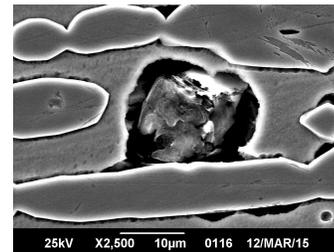
(a) Condición original



(b) Con tratamiento térmico de calentamiento a 1100°C, con tratamiento térmico de recocido a 1200°C.



(c) 500X.



(d) 3500X con EDS Punto de estudio 1.

Figura 5: Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2304 [10].

Tabla 3: EDS en punto 1 de la fotomicrografía Figura 5 [10].

Elemento	NK	Cr K	Fe K
% Peso	62,59	9,38	28,03
% Atómico	86,75	3,50	9,74

Tabla 4: Resumen de la composición química (% peso) determinada por EDS en las fases presentes del acero inoxidable dúplex SAF 2304 [10].

	Fase	Cr	Fe	Ni
Condición original	α	25,00	68,73	3,42
	γ	21,63	71,18	5,25
TT 1100°C	α	26,02	67,70	2,95
	γ	21,44	71,59	5,33
TT 1200°C	α	26,45	68,69	2,87
	γ	21,37	71,71	5,37
TT 1300°C	α	25,43	68,71	2,84
	γ	21,90	71,17	4,95

TT: tratamiento térmico.

Tabla 5: Zonas de transición y contaminantes [10].

Condición	PE	O K	Al K	Fe K	Cr K	Ni K
Original	Z T	9,89	8,49	54,90	21,59	2,63
	I y P	27,59	21,20	30,13	13,14	1,42
		5,79	3,59	64,55	20,26	4,22
TT 1100°C	ZT			71,38	21,56	5,15
	I y P	43,58	35,60	9,28	3,91	0,38
		4,13		62,61	23,68	4,24
TT 1200°C	I y P	3,38		65,72	24,87	3,41
				68,17	27,08	3,15
	ZT	38,66	27,25	16,38	8,20	
TT 1300°C	I y P			28,03	9,38	62,59
				70,04	24,30	3,87
	ZT	41,38	35,91	12,10	5,47	0,52

PE: punto de estudio.
 TT: tratamiento térmico.
 ZT: zona de transición.
 I y P: inclusiones y precipitados.

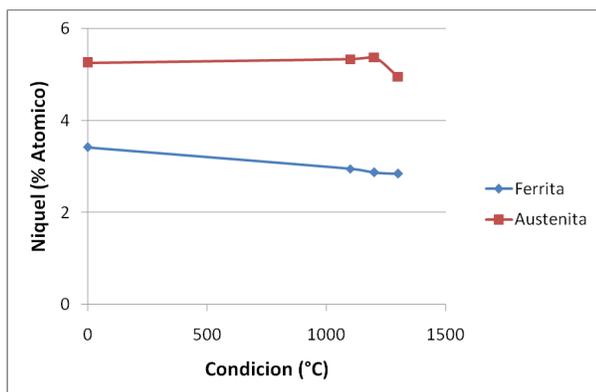


Figura 6: % Atómico Níquel en función de las condiciones de ensayo [10].

En la Tabla 5 se observa que la austenita es la fase que tiene el mayor porcentaje de Níquel

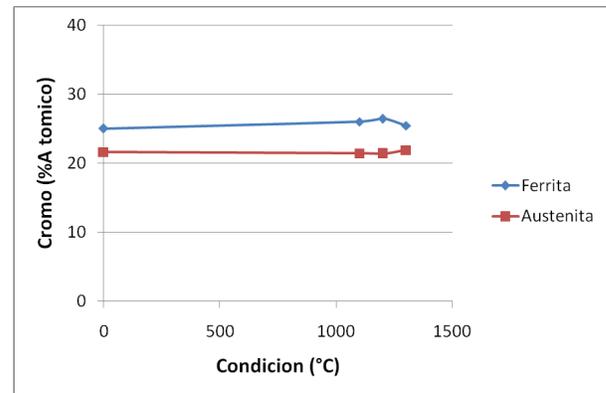


Figura 7: % Atómico Cromo en función de las condiciones de ensayo [10].

tanto para la condición original como para las condiciones de recocido, la ferrita se observa que tiene el mayor porcentaje de Cromo en todas las condiciones investigadas.

En la Figura 7 se observa que hay una tendencia a aumentar el porcentaje de Cromo en la fase ferrita desde la condición original hasta la condición de 1200 °C pero en la condición de 1300 °C sufre una decaída pero se mantiene por encima del valor de la condición original con un porcentaje de 2 %, algo similar pasa con la austenita con la diferencia que el porcentaje de Cromo disminuye en las condiciones de 1100 °C y 1200 °C y sufre un aumento de 2 %; para el elemento Níquel se puede observar en la Figura 7. La tendencia decreciente que experimenta este elemento en la fase ferrita a medida que aumenta la temperatura, mientras que en la austenita tiende a aumentar entre la condición original y las temperaturas de 1100 °C y 1200 °C, a 1300 °C. Este cambio indica que el elemento Níquel está migrando, de la fase Ferrita a la austenita, debilitando la fase ferrítica. Al detallar la Tabla 4 se evidencia la presencia de inclusiones de óxido de aluminio, así como, un precipitado (Nitruro) en la condición de 1200°C, además, se observa la migración de los elemento Cr y Ni. Cabe destacar que el elemento Molibdeno solo se encontró presente en la condición original del material y la condición de 1100°C.

3.4. Micro Dureza

Los valores promedio de microdureza Vickers fueron obtenidos al realizar diez identaciones

por cada fase aplicando 25 gr de carga por 55 segundos, y son reportados en la Tabla 6 y la Figura 8, se observa incremento de dureza en la fase ferrita a excepción del recocido a 1200 °C, mientras que la fase austenita incrementó desde la condición original hasta el recocido a 1100°C y luego a medida que incrementó la temperatura del tratamiento de recocido se redujo la dureza. Este comportamiento indica que el tratamiento térmico realizado provocó el endurecimiento de la ferrita generando la fragilización de la fase y por otra parte se observa el ablandamiento de la fase austenita.

Tabla 6: Valores promedio de dureza obtenidos en el acero SAF 2305 para cada condición (P=25 g por 55 seg) [10].

Microdureza (HV)	Austenita	Ferrita
Original	276	230
Recocido 1100°C	291	262
Recocido 1200°C	287	248
Recocido 1300°C	266	275

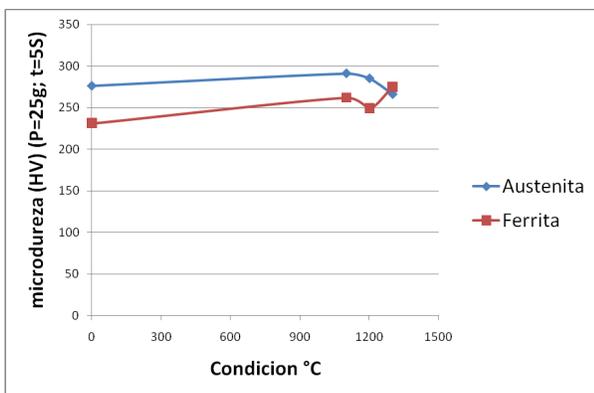


Figura 8: Microdureza Vickers en función de las condiciones de ensayo [10].

3.5. Ensayo de impacto Charpy en V

Se realizó un ensayo Charpy con entalle en “V”, se utilizaron 5 probetas tipo subsize para cada condición de ensayo, los ensayos fueron realizados de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM E-23 [9].

Existen ciertas relaciones empíricas entre los valores de K_{IC} y CVN han sido propuestas en

base a los resultados de diferentes investigaciones Barson et al. [11] observaron que el efecto de la temperatura y la velocidad de carga en los valores de CVN y K_{IC} son las mismas, las cuales sugieren la posibilidad de establecer ciertas relaciones empíricas entre los resultados de estos dos ensayos. La relación propuesta por Barson et al., [11] es la siguiente:

$$(K_{IC}/\sigma_y)^2 = (5/\sigma_y)[CVN - (20/\sigma_y)] \quad (1)$$

Donde:

K_{IC} : Factor de intensidad de esfuerzo crítico bajo condiciones de estado plano de deformación en unidades de Ksi x pulg.

σ_y : Esfuerzo de fluencia en unidades de Ksi.

CVN: Energía absorbida por impacto en unidades de pie x lb.

Mediante la relación empírica (ecuación (1)) propuesta por Rolfe, Novack y Barson [11], se procedió a determinar el factor de intensidad de esfuerzo K_{IC} en la Tabla 7 y Figura 9, se muestran los valores obtenidos del ensayo. No hay cambios resaltantes en los valores obtenidos de CVN y K_{IC} se puede decir que permanece constantes el tratamiento térmico realizado a 1100, 1200 y 1300 °C, no afectó el acero inoxidable dúplex.

Tabla 7: Resultados de Energía absorbida por impacto promedio, CVN y Tenacidad de impacto promedio K_{IC} de las condiciones experimentadas [10].

Condición	original	TT		
		1100 °C	1200 °C	1300 °C
CVN Pie x lb	245,49	234,13	241,87	242,74
K_{IC} Ksi.√pulg	318,18	314,70	317,79	318,50

TT: tratamiento térmico de recocido.

4. Conclusiones

El acero inoxidable dúplex SAF-2304, al ser sometido a un tratamiento térmico de recocido a temperaturas de 1100, 1200 y 1300 °C, durante un

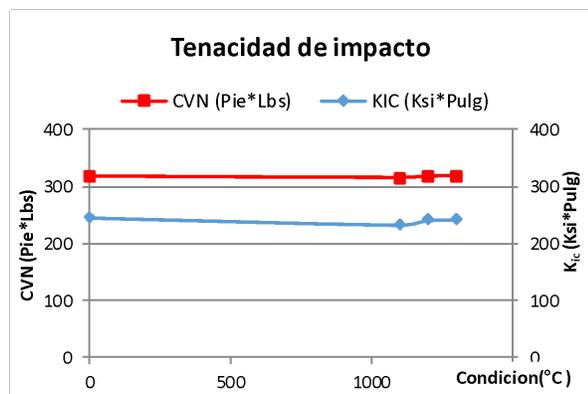


Figura 9: CVN y K_{IC} para cada condición de ensayo [10].

tiempo de 30 min respectivamente, género como resultado el siguiente comportamiento:

No hubo cambios significativos en la resistencia mecánica, ni en la ductilidad del acero inoxidable dúplex, ya que los cambios observados no superaron un mínimo de 10 % de variación, aun cuando el esfuerzo máximo tuvo un leve aumento en las condiciones de 1100 °C, 1200 °C y 1300 °C con respecto a la condición original.

No se evidenciaron cambios en la microestructura del acero al aumentar la temperatura, asimismo se verificó que en todas las condición de trabajo las fases presentes fueron la austenita y ferrita, fases características de un acero inoxidable dúplex.

Se observó a través de EDS un incremento del tamaño de grano y una distribución más homogénea de las fases presentes durante el tratamiento y, se reveló la presencia de inclusiones con alta proporción de Aluminio, Cromo y otros elementos. Se determinó por EDS la migración del Níquel de la fase ferrita a la fase austenita, que provocó el endurecimiento de la ferrita generando la fragilización de la fase ferrita en las muestras tratadas térmicamente.

La micro dureza Vickers evidenció que para la fase ferrita ocurre un incremento en la dureza para las tres condiciones aplicadas de tratamiento térmico al ser comparado con la condición original. Para las condiciones de 1100 °C y 1300 °C se observa un incremento del 12,14 % y 16,24 % respectivamente mientras que en la condición de tratamiento térmico de 1200 °C se observa un

cambio de 7,38 %. Para la fase austenita hay un incremento para las condiciones de 1100 °C y 1200 °C comparados con la condición original mientras que en 1300 °C decae respecto a la condición original.

La tenacidad de impacto, para los tratamientos térmicos de recocido realizados a 1100°C y 1200°C se observa una leve disminución de la tenacidad de impacto al ser comparada con la con la condición original, mientras que a 1300 °C se efectúa una pequeña recuperación de su capacidad de absorber energía.

5. Referencias

- [1] S. K. Ghosh and S. Mondal. High temperature ageing behaviour of a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 59(12):1776–1783, 2008.
- [2] Serope Kalpakjian y Steven R. Schmid. *Manufactura, ingeniería y tecnología*. Pearson Educación, México, cuarta edición, 2002.
- [3] Sandra Mora Guzmán. Fabricación y caracterización microestructural de un acero inoxidable dúplex grado 2205. Tesis fde Maestría, Instituto Politécnico Nacional, México DF, 2007.
- [4] Laura A. Sáenz, Oswaldo A. Hilders, Ruben D. Hergueta y Reinaldo A. Zabala. Estudio de un acero inoxidable dúplex SAF 2507 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850 °C por tiempos entre 1 hora y 48 horas. *Revista de la Facultad de Ingeniería de la UCV*, 22(3):37–46, 2007.
- [5] Laura Sáenz. Naturaleza fractal e inestabilidad plástica en un acero inoxidable dúplex envejecido. *Ingeniería y Sociedad UC*, 6(1):7–20, 2011.
- [6] N. Lopez, M. Cid, and M. Puiggali. Influence of α -phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 41(8):1615 – 1631, 1999.
- [7] Michael Pohl, Oliver Storz, and Thomas Glogowski. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials characterization*, 58(1):65–71, 2007.
- [8] ASTM. ASTM A370 - 14, standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products, 2014.
- [9] ASTM. ASTM E 23, Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, 2014.
- [10] Edwin J. Patiño B. Evaluar la tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF-2304, sometido a un calentamiento comprendido entre 1100°C y 1300°C. Trabajo Especial de Grado, Escuela Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Venezuela, 2015.

- [11] John M. Barsom and Stanley Theodore Rolfe. *Fracture and fatigue control in structures: applications of fracture mechanics*. Prentice-Hall, 1987.