**X CONFERENCIA INTERNACIONAL DE INGENIERÍA MECÁNICA COMEC 2019**

**Descripción Teórica y Experimental de la Coalescencia de la Microestructura en Aceros Inoxidables Duplex**

***An Experimental and Theoretical Description of Microstructure Coarsening in Duplex Stainless Steel***

**Roberto Silva González1**

1. Roberto Silva González. Universidad Central Marta Abreu de las Villas, Cuba. Email: rsilva@uclv.edu.cu

**Resumen:** La caracterización de las propiedades y la microestructura en los aceros inoxidables dúplex (DSS), durante el revenido isotérmico a 11000C, ha reflejado que existe coalescencia en la estructura dual de estos aceros. La descripción de este fenómeno se dificulta por el reducido rango de temperaturas en el que ocurre, la ausencia de una medida confiable para evaluar la evolución de la microestructura y por el desconocimiento de los mecanismos difusivos que intervienen. Se ha identificado al espaciado de la austenita como una medida confiable para evaluar la evolución de la microestructura [[1](#_ENREF_1)]. La distribución experimental de tamaños para el , normalizado respecto al valor medio de la muestra, fue ajustada a una distribución lognormal estacionaria [[2](#_ENREF_2)]. Se obtienen los intervalos de confianza para el valor geométrico medio del espaciado de la austenita y la desviación estándar geométrica de la función de distribución ajustada a los datos experimentales [[3](#_ENREF_3)]. Se comprobó que el fenómeno de coalescencia observado se puede describir usando las teorías reportadas en la literatura [[1](#_ENREF_1), [2](#_ENREF_2), [4-9](#_ENREF_4)]. La microestructura fue evaluada utilizando análisis de regresión [[1](#_ENREF_1)]. El cálculo de permitió inferir en la estabilidad de los mecanismos cinéticos que controlan el crecimiento en el tiempo y para diferentes temperaturas en estos aceros. Se discuten la aplicación y los resultados de los test Chi – Cuadrado y de Kolmogorov – Smirnov para justificar el ajuste de la distribución lognormal a los datos experimentales, y la confiabilidad de los parámetros del ajuste [[5](#_ENREF_5), [10-13](#_ENREF_10)].

***Abstract:*** *The characterization of the properties and the microstructure in duplex stainless steels (DSS), during the isothermal ageing at 1100*0*C, has reflected that there is coarsening in the dual structure of these steels. The description of the phenomenon is difficult because the reduced temperature range in which it occurs, the lack of a reliable measure to evaluate the evolution of the microstructure and the lack of knowledge of the diffusive mechanisms that intervene. The austenite spacing (AS) has been identified as a reliable measure to evaluate the evolution of the microstructure [1]. The experimental distribution of sizes for the AS, normalized with respect to the mean value of the sample, was adjusted to a stationary lognormal distribution [2]. The confidence intervals were obtained for the mean geometric value of the spacing of the austenite and the geometric standard deviation ( of the distribution function adjusted to the experimental data [3]. It was found that the observed coarsening can be described using the theories reported in the literature [1, 2, 4-9]. The microstructure was evaluated using regression analysis [1]. The calculation of allowed to infer in the stability of the kinetic mechanisms that control the growth in time and for different temperatures in these steels. The application and results of the Chi - Square and Kolmogorov - Smirnov tests are discussed to justify the adjustment of the lognormal distribution to the experimental data, and the reliability of the adjusted parameters [5, 10-13].*

**Palabras Clave:** Función de Distribución Lognormal; Maduración de Ostwald; Análisis de Regresión; Energía de Activación; Intervalos de Confianza.

***Keywords:*** *Lognormal Distribution Function; Ostwald Ripening; Regression Analysis; Activation Energy; Confidence Intervals*.

**1. Introducción**

La coalescencia de la microestructura de los aceros inoxidables dúplex (DSS) es afectada por el rango de temperaturas dentro del cual el fenómeno puede ser estudiado. En estos aceros por debajo de 1000°C la ferrita () se descompone en fases secundarias tales como la (900°C), los carburos (950-1050°C) y (600-950°C), los nitruros de cromo del tipo (800°C) y la fase intermetálica (800°C); teniendo la fase una marcada influencia en la dureza y el comportamiento del material ante la corrosión. En el rango de temperaturas entre 1000°C-1200°C las únicas fases termodinámicamente estables son la ferrita () y la austenita (). Por encima de los 1300°C aparecen problemas de oxidación [[1](#_ENREF_1), [14-16](#_ENREF_14)]. Hasta el presente solo dos trabajos tratan la coalescencia de la microestructura en aceros inoxidables dúplex, los trabajos de Abe et al. 1984 [[17](#_ENREF_17)] y Wessman et al. 2013[[1](#_ENREF_1)].

Abe et al. 1984 [[17](#_ENREF_17)] realizaron un estudio teórico y experimental del crecimiento de granos en un acero inoxidable dúplex Fe - Cr – Ni. Los resultados fundamentales de este estudio son: (i) para los DSS enriquecidos en ferrita el crecimiento de la ferrita () y la austenita () es controlado por la difusión en volumen en la fase ; para los DSS enriquecidos en austenita () el crecimiento de grano de la ferrita () y la austenita () es controlado por la difusión a lo largo de la frontera de grano de la fase austenita (). En ambos casos el crecimiento de grano fue descrito según , donde es la constante de velocidad, el radio de grano y un exponente asociado al mecanismo de crecimiento del grano. (ii) existen diferentes mecanismos que controlan el crecimiento a diferentes temperaturas debido a que la fracción de austenita depende de la temperatura. (iii) los autores reportan los valores de los parámetros y en cada caso.

Wessman et al. 2013[[1](#_ENREF_1)] estudian teórica y experimentalmente, en el rango de temperaturas entre 1000°C - 1300°C, la coalescencia de la microestructura de dos aceros inoxidables dúplex, el acero dúplex estándar 2205 (DSS 2205, EN 1.4426) y el superdúplex 2507 (SDSS 2507, EN 1.4410). La coalescencia de la microestructura fue evaluada cuantificando el espaciado de la austenita (AS) según , donde es el espaciado de la austenita en la condición de entrega del material y previo al tratamiento térmico. Utilizando análisis de regresión sobre los valores medios del espaciado de la austenita () se evaluaron y ; los resultaros fueron comparados con los correspondientes valores de la modificación realizada por Ardell [[18](#_ENREF_18)] sobre la teoría de la coalescencia de Lifshitz y Slezov [[19](#_ENREF_19)] donde se incluye el efecto de la fracción de volumen finita de los precipitados. Wessman et al. 2013[[1](#_ENREF_1)] concluyen que: (i) la diferencia en la metodología para cuantificar la evolución de la microestructura respecto al trabajo de Abe et al. [[17](#_ENREF_17)] no afecta los resultados del análisis de regresión, (ii) la regresión permite estimar la energía de activación para la difusión del molibdeno, resultando un valor muy superior al reportado por Terada [[20](#_ENREF_20)], (iii) si se considera una fracción transformada y los parámetros reportados en la literatura [[1](#_ENREF_1), [21-23](#_ENREF_21)] ; el crecimiento del AS (ec.1, [[1](#_ENREF_1)]), descrito mediante la corrección de Voorhees et al. 1984 [[8](#_ENREF_8), [24](#_ENREF_24), [25](#_ENREF_25)] a la teoría de Ardell [[18](#_ENREF_18)], muestra valores considerablemente menores que los observados experimentalmente.

Este trabajo presenta un estudio de la coalescencia en la microestructura de los DSS utilizando como punto de partida el ajuste entre la distribución experimental de los tamaños del espaciado de la austenita y la función de distribución de probabilidad (p.d.f) empírica que reproduzca los resultados experimentales. Diferentes test estadísticos se utilizarán para validar o descartar el ajuste de la PSD a la distribución experimental de tamaños. Bajo el supuesto del ajuste de la distribución experimental de tamaños a una PSD lognormal se construyen intervalos de confianza para los parámetros de la distribución de ajuste según la metodología reportada en [[3](#_ENREF_3)]. Mediante un análisis de regresión se estiman los valores de los parámetros , y de la energía de activación para el elemento que controla la difusión [[1](#_ENREF_1)]. Además, se realiza una comparación entre las distintas leyes de crecimiento reportadas en las teorías de coalescencia [[9](#_ENREF_9), [22](#_ENREF_22), [26](#_ENREF_26), [27](#_ENREF_27)] donde se describe la distribución de los tamaños de los precipitados por una p.d.f de cola derecha. Finalmente, se discute la alternativa de utilizar los valores geométricos medios de las muestras de mediciones del espaciado de la austenita () para realizar el análisis de regresión donde se estima, mediante el índice , el mecanismo de crecimiento de la microestructura de DSS.

**2. Metodología**

Para la construcción de la distribución experimental de tamaños se utilizaron las micrografías para el acero dúplex estándar 2205 (DSS 2205, EN 1.4426) y el superdúplex 2507 (SDSS 2507, EN 1.4410) reportados por Wessman et al.[[1](#_ENREF_1)]. Los materiales fueron tratados térmicamente a 1100°C en tiempos entre 1 h y 700 h. Adicionalmente, en el DSS 2205 fue ensayado durante 24 h un rango de temperaturas entre 1000°C y 1300°C con incrementos en la temperatura de 50°C (ADSS 2205) [[1](#_ENREF_1)].

La coalescencia de la microestructura fue evaluada midiendo el espaciado de la austenita para los distintos tiempos de tratamiento isotérmico, utilizando una práctica descrita en DNV-RP-F112 [[28](#_ENREF_28)]. A las micrografías de microscopía óptica de las secciones longitudinales en las tres condiciones del tratamiento térmico se superpusieron 20 líneas, la longitud de la línea que cae en cada unidad de ferrita fue medida. El contenido de austenita fue determinado mediante el análisis digital con el software ImageJ, en las imágenes de microscopia óptica reportadas por Wessman et al.2013 [[1](#_ENREF_1)].

Fig. 1. Contenido de Austenita (%) versus tiempo (h) a 1100°C

**3. Resultados y discusión**

La distribución experimental de tamaños del AS se presentó en la forma de un histograma de frecuencias relativas. El número de intervalos de clase para cada condición de tratamiento térmico se obtuvo según la regla de Sturges [[11](#_ENREF_11)]

En (1), es el número de clases de la distribución experimental y la cantidad de mediciones realizadas en cada acero y para cada condición de tratamiento térmico. Con el número de clases y el rango de los datos , se calculó la longitud del intervalo de clase

Las mediciones fueron agrupadas en intervalos de clase de longitud . Las frecuencias relativas en cada intervalo se obtuvieron dividiendo el producto del número de mediciones en cada intervalo de clase () y el punto medio de cada intervalo () por el número total () de mediciones realizadas [[12](#_ENREF_12), [13](#_ENREF_13)].

El carácter asimétrico y de cola derecha de los histogramas de frecuencia relativas sugiere el ajuste a una p.d.f con las mismas características. Estudios sobre la caracterización de los tamaños de partículas en crecimiento normal de granos y en coalescencia de precipitados (e.g. carburos en aceros) concluyen que la p.d.f lognormal o una modificación de la distribución de Rayleigh son posibles candidatos para ajustar teóricamente los resultados experimentales [[2](#_ENREF_2), [5](#_ENREF_5), [6](#_ENREF_6), [26](#_ENREF_26)]. Dado que la modificación de la distribución de Rayleigh y la lognormal son similares elegimos para representar la población de mediciones del AS la p.d.f lognormal:

donde es el valor del espaciado de la austenita u otra medida característica de los precipitados en la muestra, es la desviación estándar geométrica y es la media geométrica de la muestra de AS en cada condición de tratamiento térmico.

Los parámetros y son determinados según [[3](#_ENREF_3)] por las expresiones:

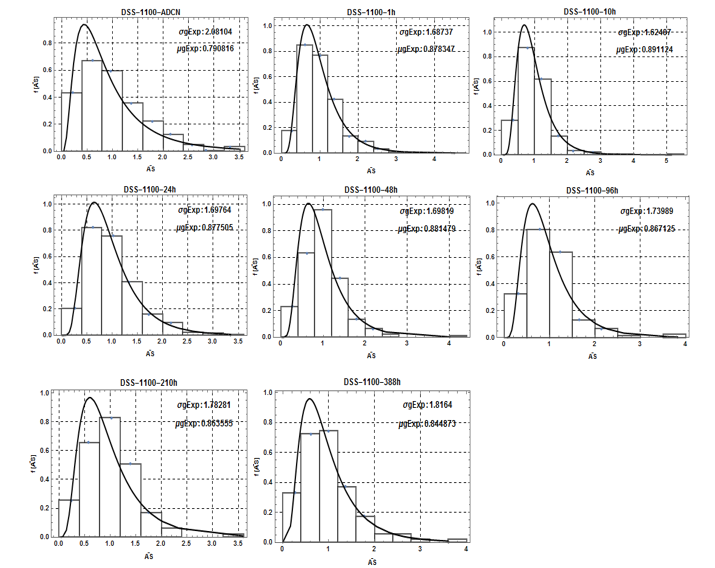
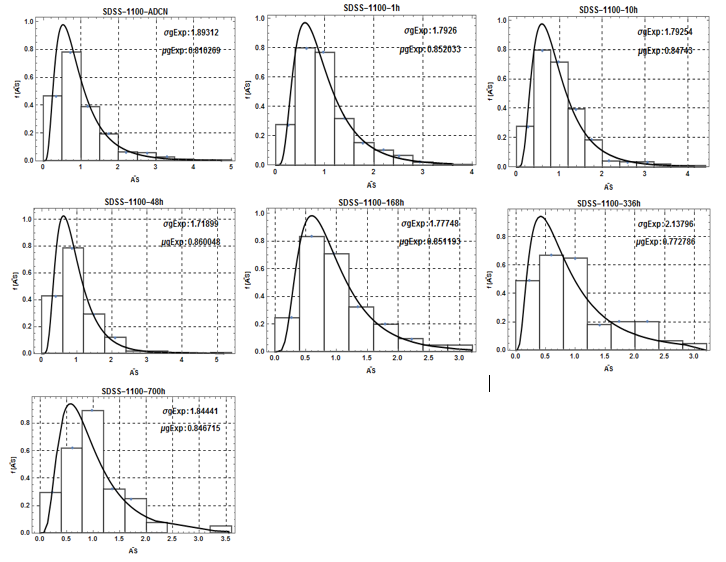
Las mediciones realizadas fueron normalizadas respecto al valor medio de la muestra (). Los histogramas experimentales, para los valores normalizados , se construyeron siguiendo la metodología expuesta en (1) – (2). Posteriormente se calcularon los parámetros experimentales y (ecs. (4) - (5)) y se superpuso la p.d.f lognormal (3), evaluada en estos parámetros, a los histogramas correspondientes a cada condición de tratamiento térmico. Los resultados de la superposición de la función

Fig. 2. Superposición de la p.d.f lognormal (ec.3) a la distribución experimental de tamaños AS para DSS 2205 tratado térmicamente a 1100°C en el rango de tiempo entre 1 y 388 horas

de distribución lognormal experimental a los histogramas correspondientes a cada condición de tratamiento térmico se muestran en las figuras 2, 3 y 4. El análisis de los resultados muestra un carácter estacionario para la función de distribución, lo cual queda reflejado en los valores aproximadamente constantes de los parámetros experimentales y cuando los datos son normalizados respecto a su valor medio aritmético. En las figuras 5, 6 y 7 se muestra el comportamiento del versus el tiempo para DSS 2205 y SDSS 2507, y versus la temperatura para ADSS 2205. El carácter aproximadamente constante del indica que el mecanismo de crecimiento para el AS no cambia durante el tratamiento térmico.

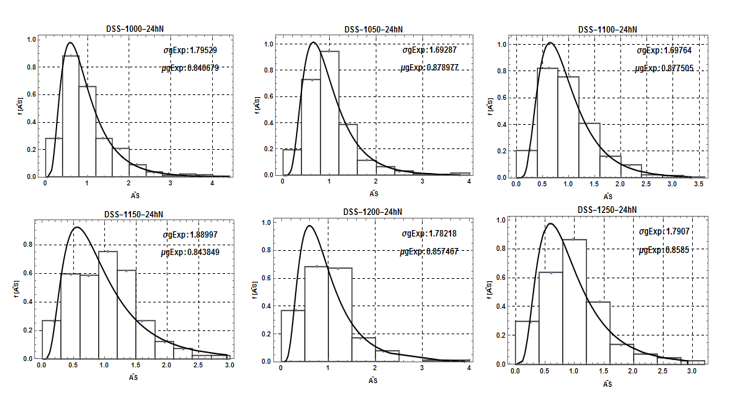


Fig. 3. Superposición de la p.d.f lognormal (ec.3) a la distribución experimental de tamaños AS para SDSS 2507 tratado térmicamente a 1100°C en el rango de tiempo entre 1 y 700 horas

Fig. 4. Superposición de la p.d.f lognormal (ec.3) a la distribución experimental de tamaños AS para DSS 2205 tratado térmicamente por 24 horas en el rango de temperaturas entre 1000°C y 1250°C

Fig. 5. Espaciado geométrico medio de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para DSS 2205.

Fig. 6. Espaciado geométrico medio de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para SDSS 2507.

Fig. 7. Espaciado geométrico medio de la austenita (m) versus temperatura por 24 h entre 1000⁰C y 1000⁰C para DSS 2205.

Para validar el ajuste entre la función de distribución y los histogramas experimentales se utilizó el test Chi – Cuadrado (). El estadígrafo depende del número de grados de libertad de la muestra () y un nivel de significación () tal que la probabilidad de rechazar el ajuste de los datos a una distribución, no es mayor que [[5](#_ENREF_5), [11-13](#_ENREF_11), [29](#_ENREF_29)]. El estadígrafo responde a la expresión:

donde son las frecuencias observadas en cada intervalo de clase, las frecuencias esperadas y el número de intervalos de clase. Raabe (1971), plantea que el número de grados de libertad de la muestra () se obtiene según

En (7), el término se asocia al número de intervalos de clase independientes. Al número de intervalos independientes se debe restar el número de parámetros estimados de la población; garantizando que nunca sea menor de cuatro. El nivel de significación se elige arbitrariamente, en nuestro caso . Con el objetivo de evitar resultados erróneos en la aplicación del test el número de mediciones en cada intervalo de clase nunca puede ser menor que cinco. En nuestro caso, se modificó la extensión del intervalo para garantizar al menos un número de mediciones igual al valor mínimo requerido por el test [[12](#_ENREF_12)].

Alternativamente, se utilizó el test de Kolmogorov - Smirnov para determinar la bondad de ajuste entre la distribución lognormal y la distribución experimental de los AS [[5](#_ENREF_5), [10](#_ENREF_10)].

D:\ROBERTO\SALVAS MATHEMATICA 26-01-2019\1. TIFF. DSS 2205 ATHERMAL & NON NORM CASE\3. Resume Table S&J Method.TIFFLa correspondencia entre la distribución de tamaños de partículas (PSD), experimental y empírica, se analizó según la metodología discutida en [[13](#_ENREF_13)] junto a los criterios reportados por los test Chi – Cuadrado y de Kolmogorov – Smirnov. En todos los casos se observó y validó el ajuste entre la función de distribución lognormal y los histogramas experimentales.

Fig. 8. Tabla resumen método de Smith and Jordan, 1964. DSS 2205 - 1100°C - 24 h

A manera de ejemplo. En las columnas 1,2,3,6 y 7 de la tabla de la Fig. 8. se resume la longitud del intervalo de clase (L), el punto medio de cada intervalo (), el número de mediciones en cada clase de tamaño (), las frecuencias experimentales observadas () y las frecuencias experimentales esperadas . Aplicando el test a los resultados de las columnas 6 y 7 se determina la bondad del ajuste entre la distribución experimental de tamaños del AS y la p.d.f lognormal para el nivel de significación () elegido.

Entre las magnitudes que caracterizan la población de mediciones del AS las representativas para el presente estudio son la media aritmética (), la media geométrica (), la varianza () y la desviación estándar geométrica (). Los valores promedios y los intervalos de confianza para las magnitudes que representan la población se obtienen mediante los valores de la media aritmética , la desviación estándar , la media geométrica y la desviación estándar geométrica de la muestra; sustituyendo los parámetros y en las expresiones:

El valor de la varianza de la población y la desviación estándar de la muestra se relacionan mediante la expresión:

El cálculo de los valores promedios para la desviación estándar geométrica () y la media geométrica (), se realiza sustituyendo los parámetros de la muestra por los parámetros de la población en las ecuaciones (8) y (9):

Los intervalos de confianza para la varianza () y la media aritmética de la población () se construyen utilizando las expresiones:

En las expresiones (15) y (16) es el valor crítico de la distribución de Student de dos colas; el parámetro depende del número de grados de libertad y del nivel de significación ( elegido, en este caso y el número de grados de libertad coincide con el total de mediciones del AS realizada en cada condición de tratamiento térmico.

Los valores de los límites inferior y superior del intervalo de confianza para la desviación estándar geométrica se calculan mediante las expresiones:

Análogamente, los valores de los límites inferior y superior del intervalo de confianza para la media geométrica se calculan mediante las expresiones:

El crecimiento del AS, posterior a los tratamientos térmicos, fue caracterizado utilizando los valores medios aritméticos y los valores medios geométricos según la ley de crecimiento

donde AS0 es el valor aritmético medio o geométrico medio del AS previo al tratamiento térmico.

El uso de los resultados para el DSS 2205 tratado térmicamente por 24 h en el rango de temperaturas entre 1000°C y 1300°C permite hallar la energía de activación del elemento que controla la difusión. Para ello es necesario evaluar y en una ley del tipo Arrhenius

El exponente y la constante de velocidad en (21), para los valores aritméticos medios del AS, fueron evaluados utilizando análisis de regresión. Debido a que las mediciones del AS se obtuvieron por una metodología diferente a la realizada en [[1](#_ENREF_1)], primero se realizó un análisis de regresión con n = 3 para evaluar , adicionalmente se realizó otro análisis donde se obtuvieron los valores del exponente n y la constante de velocidad k1 del mejor ajuste a los datos experimentales; los resultados se muestran en las tablas 1 y 2.

|  |  |  |
| --- | --- | --- |
|  | n | k1 |
| 2205 | 3 |  |
|  | 3.47 |  |
|  |  |  |
| 2507 | 3 |  |
|  | 3.86 |  |
|  |  |  |

Tabla 1. Resultados de regresión para a 1100⁰C

|  |  |  |
| --- | --- | --- |
|  | n | k1 |
| 2205 | 3 |  |
|  | 3.47 |  |
|  |  |  |
| 2507 | 3 |  |
|  | 3.87 |  |
|  |  |  |

Tabla 2. Resultados de regresión para a 1100⁰C

Cuando el exponente n y la constante de velocidad k1 varían arbitrariamente se observa un mejor ajuste a los datos experimentales del tratamiento isotérmico a 1100⁰C, comparado con el ajuste obtenido para n = 3. La discusión de un análisis similar y los resultados obtenidos en estudios anteriores se realiza en [[1](#_ENREF_1)].

Los resultados experimentales y de regresión para el espaciado de la austenita versus el tiempo son dados en las figuras 9 y 10 para los valores aritméticos medios . Un análisis similar se realiza para los valores geométricos medios ; los resultados se muestran en las figuras 11 y 12. En sistemas de alta fracción transformada donde la coalescencia es descrita por una p.d.f lognormal estacionaria, el valor crítico en la ley de crecimiento del diámetro de los precipitados coincide con su valor geométrico medio [[2](#_ENREF_2)]. En el caso de los aceros inoxidable dúplex, Wessman et al. (2013) [[1](#_ENREF_1)] plantea, que el AS resulta una medición más adecuada para caracterizar la microestructura. El objetivo del análisis adicional utilizando los valores geométricos medios del AS es comprobar si existe mejoría en la descripción de la coalescencia de la microestructura comparado con el uso de los valores aritméticos medios.

Fig. 9. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para DSS 2205, los puntos son los valores experimentales aritméticos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (15) – (16), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Fig. 10. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para SDSS 2507, los puntos son los valores experimentales aritméticos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (15) – (16), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Fig. 11. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para DSS 2205, los puntos son los valores experimentales geométricos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (19) – (20), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Fig. 12. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para SDSS 2507, los puntos son los valores experimentales geométricos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (19) – (20), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Los resultados experimentales y de regresión para el espaciado de la austenita versus el inverso de la temperatura en el DSS 2205 durante 24 h, son mostrados en la figura 13 para los valores aritméticos medios y en la figura 14 para los valores geométricos medios .

Fig. 13. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para SDSS 2507, los puntos son los valores experimentales geométricos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (19) – (20), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Fig. 14. Espaciado de la austenita (m) versus tiempo a 1100⁰C para SDSS 2507, los puntos son los valores experimentales geométricos medios, las barras de error representan los intervalos de confianza calculados usando ecs. (19) – (20), las líneas son los resultados del análisis de regresión.

Los resultados de la regresión para los tratamientos térmicos realizados entre 1000°C y 1300°C por 24 h muestran una tendencia lineal cuando son graficados en una escala logarítmica versus el inverso de la temperatura absoluta. La regresión utilizando la ecuación (22) da un buen ajuste a las mediciones experimentales, el valor resultante de 30139.33 K para k3 corresponde a una energía de activación de 250578.43 J mol-1 la cual es mucho menor comparada con el valor calculado por Wessman et al. [[1](#_ENREF_1)] y cercana al valor adoptado por Terada et al. [[20](#_ENREF_20)] para la difusión del Mo. El cálculo de k3 utilizando los valores geométricos medios del AS dio un pobre estimado de la energía de activación para la difusión del Mo, necesitándose un análisis más profundo para identificar las causas físicas de la diferencia entre los valores estimados mediante los y .

El contenido de austenita medido para los tratamientos isotérmicos a 1100°C indica que no existe un cambio en el balance de las fases, en cada caso 38 - 57%. Los tratamientos térmicos entre 1000 - 1250°C alteran el contenido de austenita, desde 54 % a 1000 °C hasta 36% a 1250°C, como consecuencia el acero se vuelve más ferrítico con el aumento de temperatura.

El estudio realizado se limita a las secciones transversales longitudinales, a pesar de que la coalescencia ocurre en todas las dimensiones. Las imágenes de la microestructura indican que secciones delgadas y alargadas de austenita son reemplazadas con secciones más redondeadas con el transcurso del tiempo para las temperaturas ensayadas. Esto requiere un intercambio de los elementos sustitucionales principales Cr, Mo, Ni entre la ferrita y la austenita para que la frontera de fase se desplace.

Los resultados para el AS, los cuales se presentaron como valores medios o geométricos medios de entre 127 y 581 mediciones por tratamiento térmico, permitieron estimar el valor del exponente n entre 3 y 4. La comparación de estos resultados, con los reportados en estudios donde se describe el crecimiento de precipitados debido a los mecanismos de difusión en volumen o en la frontera de grano, se encuentra limitado por la dimensionalidad [[26](#_ENREF_26), [27](#_ENREF_27)] .

**4. Conclusiones**

La coalescencia de la microestructura en el acero dúplex estándar 2205 (DSS 2205, EN 1.4426) y el superdúplex 2507 (SDSS 2507, EN 1.4410) fue evaluada teórica y experimentalmente utilizando las micrografías obtenidas por Wessman et al. (2013), para el tratamiento isotérmico a 1100°C hasta 700h. Para el DSS 2205 la influencia de la temperatura fue evaluada entre 1000°C y 1250°C por 24h. Los tamaños del espaciado de la austenita fueron descritos en cada caso por una p.d.f lognormal estacionaria. El ajuste entre la función de distribución y los histogramas experimentales se validó utilizando los test de Kolmogorov - Smirnov y Chi-cuadrado. Adicionalmente se comprobó el ajuste mediante la metodología propuesta por [[13](#_ENREF_13)]. El crecimiento con el tiempo se describe como donde es el espaciado de la austenita previo a los tratamientos térmicos. El análisis de regresión muestra que el crecimiento del AS para cada material, utilizando unidades de [m] y [s], puede describirse como:

para los valores aritméticos medios del AS. En el caso de los valores geométricos medios del AS, el análisis de regresión realizado muestra que el crecimiento se describe según:

La dependencia de la temperatura para el DSS 2205 evaluada para 24 h, puede describirse como:

**5. Referencias bibliográficas**

[1] S. Wessman, A. Wilson, S. Hertzman, and R. Pettersson, "An experimental and theoretical evaluation of microstructure coarsening in duplex stainless steels," *steel research international,* vol. 84, pp. 1126-1137, 2013.

[2] S. Colbeck, "Theory of particle coarsening with a log-normal distribution," *Acta metallurgica,* vol. 35, pp. 1583-1588, 1987.

[3] Y. Endo, "Estimate of confidence intervals for geometric mean diameter and geometric standard deviation of lognormal size distribution," *Powder Technology,* vol. 193, pp. 154-161, 2009.

[4] R. R. Bitti and P. Di Nunzio, "On the shape of the particle size distribution in coarsening processes," *Scripta materialia,* vol. 3, pp. 335-340, 1998.

[5] P. Di Nunzio, H. Hougardi, and Y. Lan, "Modelling of particle growth and application to the carbide evolution in special steels for high temperature service," *EUR(Luxembourg),* 1999.

[6] C. Pande, "On a stochastic theory of grain growth," *Acta metallurgica,* vol. 35, pp. 2671-2678, 1987.

[7] L. Ratke and P. W. Voorhees, *Growth and coarsening: Ostwald ripening in material processing*: Springer Science & Business Media, 2013.

[8] P. Voorhees and M. Glicksman, "Ostwald ripening during liquid phase sintering—Effect of volume fraction on coarsening kinetics," *Metallurgical and Materials Transactions A,* vol. 15, pp. 1081-1088, 1984.

[9] P. W. Voorhees, "The theory of Ostwald ripening," *Journal of Statistical Physics,* vol. 38, pp. 231-252, 1985.

[10] S. Colbeck, "Statistics of coarsening in water-saturated snow," *Acta metallurgica,* vol. 34, pp. 347-352, 1986.

[11] T. Hatch and S. P. Choate, "Statistical description of the size properties of non uniform particulate substances," *Journal of the Franklin Institute,* vol. 207, pp. 369-387, 1929.

[12] O. G. Raabe, "Particle size analysis utilizing grouped data and the log-normal distribution," *Journal of Aerosol Science,* vol. 2, pp. 289-303, 1971.

[13] J. E. Smith and M. L. Jordan, "Mathematical and graphical interpretation of the log-normal law for particle size distribution analysis," *Journal of Colloid Science,* vol. 19, pp. 549-559, 1964.

[14] M. Metallography, "Marina Knyazeva & Michael Pohl."

[15] J.-O. Nilsson, "Super duplex stainless steels," *Materials science and technology,* vol. 8, pp. 685-700, 1992.

[16] B. Voronenko, "Austenitic-ferritic stainless steels: A state-of-the-art review," *Metal Science and Heat Treatment,* vol. 39, pp. 428-437, 1997.

[17] M. ABE, A. HIURA, K. ISHIDA, and T. NISHIZAWA, "Grain growth in duplex stainless steels," *Tetsu-to-Hagané,* vol. 70, pp. 2025-2032, 1984.

[18] A. Ardell, "The effect of volume fraction on particle coarsening: theoretical considerations," *Acta metallurgica,* vol. 20, pp. 61-71, 1972.

[19] I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov, "The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions," *Journal of physics and chemistry of solids,* vol. 19, pp. 35-50, 1961.

[20] D. Terada, F. Yoshida, H. Nakashima, H. Abe, and Y. Kadoya, "In-situ observation of dislocation motion and its mobility in Fe-Mo and Fe-W solid solutions at high temperatures," *ISIJ international,* vol. 42, pp. 1546-1552, 2002.

[21] J. W. Martin, R. D. Doherty, and B. Cantor, *Stability of microstructure in metallic systems*: Cambridge University Press, 1997.

[22] V. Slezov and V. Sagalovich, "Diffusive decomposition of solid solutions," *Soviet Physics Uspekhi,* vol. 30, p. 23, 1987.

[23] C. Smith, "The shapes of metal grains, with some other metallurgical applications of topology Metal Interfaces," ed: Cleveland: ASM, 1952.

[24] P. t. Voorhees and M. Glicksman, "Solution to the multi-particle diffusion problem with applications to Ostwald ripening—I. Theory," *Acta metallurgica,* vol. 32, pp. 2001-2011, 1984.

[25] P. W. Voorhees and M. Glicksman, "Solution to the multi-particle diffusion problem with applications to Ostwald ripening—II. Computer simulations," *Acta metallurgica,* vol. 32, pp. 2013-2030, 1984.

[26] R. Vengrenovich, B. Ivanskii, and A. Moskalyuk, "Ostwald ripening of nanoislands in semiconductor heterosystems and its influence on optical properties," *Opto-Electronics Review,* vol. 18, pp. 168-175, 2010.

[27] R. Vengrenovich, B. Ivanskii, I. Panko, Y. M. Kushnir, and V. Kryvetskyi, "Size distribution of InAsSbP/InAs (100) quantum dots in the frames of modified for surface LSW theory," *Journal of Contemporary Physics (Armenian Academy of Sciences),* vol. 49, pp. 158-164, 2014.

[28] D. N. Veritas, "Design of duplex stainless steel subsea equipment exposed to cathodic protection," *Recommended Practice DNV-RP-F112,* 2008.

[29] J. Aitchison and J. A. Brown, "The lognormal distribution with special reference to its uses in economics," 1957.