

ORIGEN DE MANCHAS EN LÁMINAS DE ALEACIONES DE ALUMINIO

Omar Quintero Sayago

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Simón Bolívar. Caracas. Venezuela

e-mail: oquint@usb.ve

RESUMEN

Se explica el probable mecanismo que da origen a la formación de manchas de color marrón claro, apreciadas en la superficie de láminas en aleaciones industriales de aluminio producidas por colada continua entre rodillos. Ese mecanismo se basa en fundamentos teóricos semi-empíricos de la teoría de aleaciones aplicados a la disolución de elementos no-metálicos en metales líquidos, al interrelacionarlos con evidencias microestructurales de microscopía electrónica de barrido junto a perfiles lineales de rayos-X y de análisis puntuales EDAX para los elementos contenidos en las fases que originan las manchas. Los principales rasgos microestructurales en varias aleaciones comerciales de aluminio, son: partículas de segundas fases observadas en bandas de colada de 6 mm de espesor. Las morfologías son variadas, algunas son idiomórficas facetadas que contienen Si y Al, otras poseen morfología de cruz maltesa que contienen B, Cl, Na, K y Al. Las interacciones donación-recepción de electrones de los solutos en el aluminio líquido muestran tendencias favorables al enlace de los racimos Al-Si por sobre el enlace Al-C que dan origen a las partículas idiomórficas; sin embargo, la alta surfactancia generada por la presencia de sales haluras disueltas mejora la tendencia a la reacción Al-C. Estos racimos rodean a las partículas inmiscibles de sales haluras que al solidificar producen las morfologías dendríticas; al contacto con la atmósfera ambiental, las reacciones entre los elementos contenidos y la humedad van a producir las manchas superficiales observadas en las láminas de aluminio comercial.

Palabras clave: manchas en aluminio, aleaciones de aluminio, carburos de aluminio, sales haluras, solidificación.

ON THE ORIGIN OF STAINS IN ALUMINUM ALLOY SHEETS

ABSTRACT

Brownished shadows on the surface of twin-roll casting strips origin is explained by the use of semi-empirical alloy theory fundamentals, when applied to non-metallic elements dissolved in liquid metals. SEM microstructural features and X-ray line profile of elements and EDAX point analysis are evidences to support the proposed mechanism formation. Faceted idiomorphs containing Si and Al and also maltese-cross morphologies where B, Cl, Na, K, and Al are second phase particles observed in 6 mm strip thickness in commercial aluminum alloys. Solvent-solute electron donor-acceptor interaction characteristics in the liquid system show favorable tendencies to Al-Si clusters bonding instead Al-C clusters. However, these Al-C clusters, which are the main cause of the idiomorphic stability, is helped when promotion of high surfactance effects by dissolved halide salt additions lead to their development. During solidification the undissolved immiscible halide salts produce dendritic morphologies that react with humid ambient atmosphere to generate the brownished shadows seen on the strip surface.

Keywords: stains in aluminum, aluminum alloys, aluminum carbides, halide salts, solidification.

1. INTRODUCCIÓN

En aleaciones comerciales de aluminio cumplir las características del producto relativas a especificaciones y a calidad estructural son importantes; en especial, si en sus aplicaciones el brillo superficial es primordial. Por supuesto, las condiciones de fabricación durante las etapas de fusión de las aleaciones, tienen extrema incidencia sobre la calidad química y estructural donde el fenómeno metalúrgico Constitución del Metal Líquido es imprescindible de ser tenido en cuenta. Este concepto (CML) se refiere a^[1,2] la sumatoria de la cantidad y de la potencia de los núcleos controlados y de los heterogéneamente extraños que estén presentes en el volumen líquido de las aleaciones. Los parámetros del proceso de fusión que ejercen influencia sobre la CML son^[1] las etapas del tratamiento del líquido: desgasificación, desoxidación y sobrecalentamiento. Las manifestaciones que estos factores generan en la aleación fundida conducen a sustanciales diferencias en las microestructuras de

vaciado, esencialmente si en ese líquido hay la presencia de elementos superficialmente activos^[2] que restringen y que también modifican el crecimiento de los cristales durante el proceso de solidificación. Para cumplir con las especificaciones impuestas por el mercado consumidor, a las temperaturas de proceso, el metalúrgico debe añadir al líquido pequeñas proporciones de fundentes con propósitos de limpiarlo y de controlar las múltiples reacciones entre él y el medio que lo rodea. Los fundentes para estos tipos de aleaciones son^[3,4] mezclas sólidas halógenas que contienen cloruros y fluoruros metálicos; durante la fusión del aluminio, en sus reacciones con el líquido pueden formar sales haluras. La remoción de estos productos representa^[3] para el metalúrgico, un reto tecnológico formidable porque los típicos filtros industriales para limpieza del aluminio no están diseñados para separar líquidos inmiscibles. Este hecho, trae como consecuencia que las operaciones de fusión y de vaciado deben ser cuidadosamente controladas, porque en especial la presencia de solutos superficialmente activos altera la energía superficial del sistema.

Para evaluar la transición que ocurre en la disolución de una sal en un metal fundido, se utiliza la teoría microscópica de no-metal/metall, visualizada como el balance entre la ganancia en energía libre a partir de los electrones de valencia y el exceso de energía libre de los iones apantallados por electrones. La disolución se debe^[5-8] a que cuando un ion negativo se añade a un líquido metálico, este metal es rápidamente apantallado por los electrones sin localización de los átomos del solvente, por lo cual este intercambio energético en los electrones de conducción producen disminución en la energía potencial a grandes distancias de ese ion.

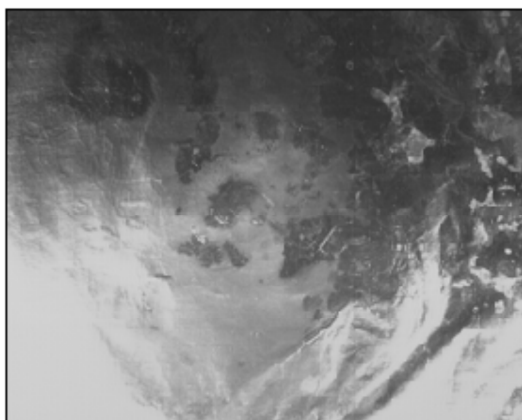


Figura 1. Fotografía que muestra manchas superficiales de color marrón claro en láminas delgadas de Al.

El objetivo de este trabajo es explicar los probables mecanismos de formación de las partículas formadas en el líquido, que dan origen al defecto mancha marrón, figura 1, fácilmente apreciables en productos comerciales fabricados a partir de las láminas delgadas (hoja o foil) en las aleaciones comerciales de base aluminio.

2. PARTE EXPERIMENTAL

La aleación (Al-0,50%Si-0,01%Mn) proviene del proceso industrial de la fabricación de bandas de colada de 6 mm de espesor y 2000 mm de ancho en aleaciones de base aluminio en máquinas de colada continua entre rodillos, cuya solidificación está esquematizada en la figura 2. La temperatura de tratamiento del metal líquido para adición de sal fundente, es del orden de 860 °C.

En el transcurso de tiempo del trasvase del líquido desde el horno a la máquina de colada continua, en un determinado punto de esa trayectoria se ejecuta la operación de adición del refinador de grano, seguido de la desgasificación y del filtrado. De inmediato, el líquido estacionariamente debe entrar a la boquilla distribuidora en la máquina de colada, figura 2, para que entre los rodillos refrigerados por agua solidifique, sufra deformación plástica y finalmente se enfríe para producir la banda de colada cuyo espesor es de 6 mm. Esta banda es enrollada y posteriormente es deformada plásticamente a temperatura ambiente, sin sufrir ningún tipo de

tratamiento térmico, para producir láminas de diversos espesores; después de recocidas, el papel (hoja, foil) es su producto final. La figura 2 muestra que la preparación metalográfica se realizó sobre la sección transversal perpendicular a la dirección de salida de las bandas de colada. Previo a la observación microestructural en MEB, las muestras pulidas sin ataque fueron limpiadas ultrasónicamente con etanol. Se grabaron los valores de intensidad en cada uno de los 55 puntos barridos por el haz de rayos-X para detectar los solutos contenidos en las segundas fases y en sus alrededores.

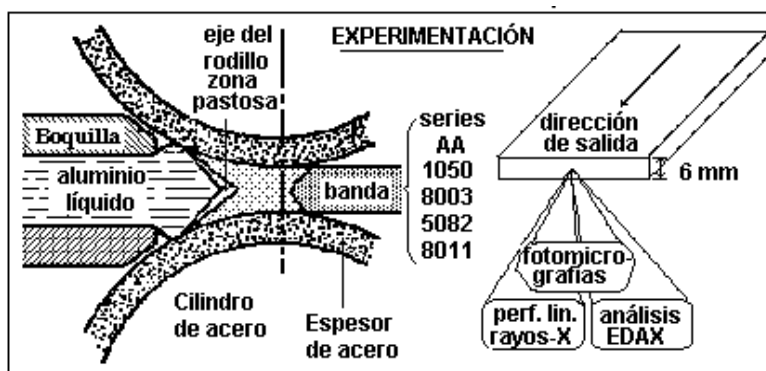


Figura 2. Esquematación del proceso de solidificación en las máquinas de colada continua entre rodillos y la descripción gráfica de los ensayos realizados.

3. RESULTADOS

En la figura 3, lado izquierdo, se presenta la fotomicrografía MEB a 5000x; a la derecha muestra que las partículas idiomórficas contienen Al-Si-C y también están disueltos^[4] los solutos minoritarios Cu, Mn, Cr. En la figura 3, derecha, se presenta el perfil lineal de rayos-X ampliado, al considerar la relación entre intensidades: $[(I_{inst}/I_{máx.}) \text{ vs distancia}]$ para el solvente Al y para los solutos B y C. El perfil lineal demuestra que las partículas idiomórficas están enriquecidas en Si y en C, pero empobrecidas en Al; mientras que en las regiones entre ellas, el C se mantiene segregado y hay empobrecimiento en Si, y enriquecimiento en Al. Los idiomorfos también contienen disueltos^[4] Cu, Mn, y Cr.

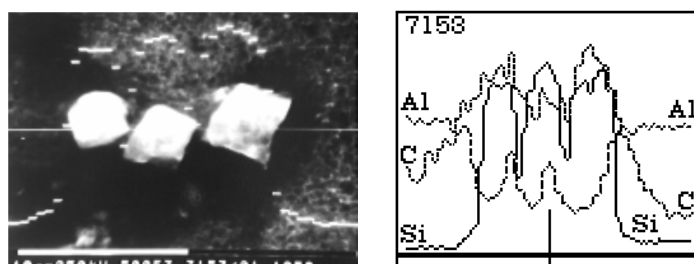


Figura 3. Segundas fases idiomórficas sus perfiles de distribuciones elementales.

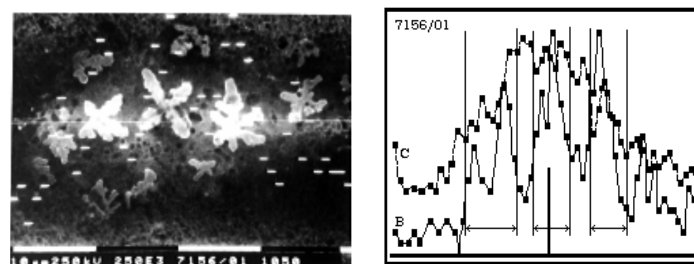


Figura 4. Segunda fase maltesa y sus perfiles elementales.

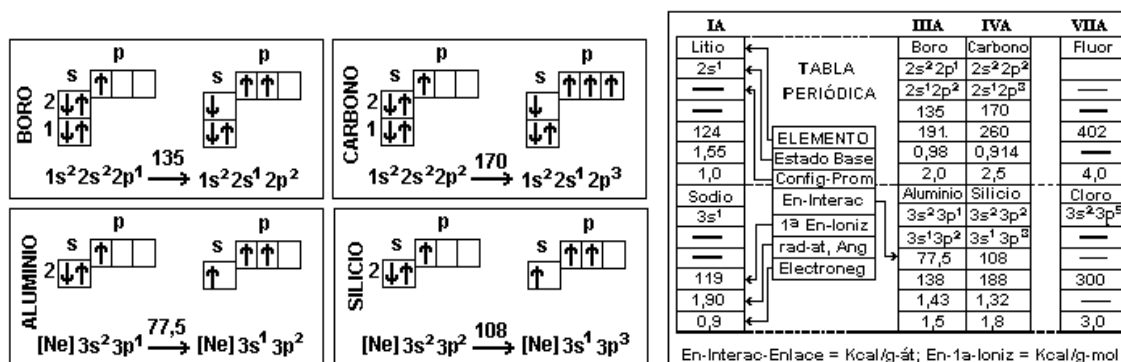


Figura 5. Esquematisaciones: (a), distribuciones electrónicas en sus estados base y de promoción; (b), Tabla Periódica hipotética que contiene parámetros requeridos para el análisis.

La figura 4, presenta la fotomicrografía MEB a 2500x donde se aprecia partículas de morfología de cruz maltesa junto a la distribución de intensidades relativas del perfil ampliado para los solutos B y C. Análisis puntual en una partícula de morfología dendrítica evidencia^[3,4] Na, Al, Cl, K que se hallan uniformemente distribuidas en toda el área de la microestructura. Los perfiles de distribución de los elementos B y C en el interior de las dendritas es aproximadamente similar; sin embargo, en la región entre ellas es completamente opuesto. La figura 5 presenta esquematisaciones de las distribuciones electrónicas para el solvente Al y para los solutos B, C, y Si, tanto en sus estados base como de promoción y la energía requerida para promoción de electrones. En ella, también se muestra una Tabla Periódica hipotética que incluye las energías de enlace entre átomos y las características importantes de ser consideradas en el análisis del presente trabajo.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Estructuralmente, el estado líquido de cualquier aleación ternaria de base aluminio (Al-X-Y) está constituida^[5-7] por racimos atómicos cristalinos con orden de corto alcance (Al-Al, Al-X, Al-Y, X-X, X-Y, YY) en estado metaestable que heredan la distribución electrónica de valencia en sus estados de promoción; tabla periódica hipotética de la figura 5. Esta diversidad de racimos, se encuentra flotando dentro de los átomos desordenados del solvente que constituye la mayoría del sistema. Termodinámicamente^[7], la energía de excitación está conectada al concepto de sobresaturación. En la aleación fundida hipoeutéctica de base Al hay presencia de Si, los átomos de Al tienden a reforzar la configuración estable “ sp^2 ” de los electrones en los subniveles más externos y acepta electrones de valencia del Si, figura 5. Los estados energéticos del Al y del Si se balancean y por lo tanto, no afectan mucho a la estabilidad configuracional “ sp^3 ” de los átomos de Si; sin embargo, la presencia de elementos superficialmente activos sí puede crear disturbios en ese balance y la redistribución electrónica dentro del sistema crea cambios sustanciales en la energía de los enlaces químicos que se formen. Los racimos Al-Si por tener densidades mayores a la del líquido tienden a sumergirse y a distribuirse al azar en su interior^[8]. Cuando las condiciones termodinámicas de estos racimos durante la solidificación son favorables, conducen^[4] a la generación de las partículas idiomórficas observados a 5000x en la figura 3; el perfil lineal de rayos-X muestra que en su interior hay C disuelto. Estas partículas corresponden^[9,10] a segundas fases complejas derivadas de los racimos de Al_4C_3 que han incorporado en su estructura, al Si y a otros solutos metálicos: Cu, Mn, y Cr en tenores minoritarios. El C presente en la aleación líquida, proviene^[4] de la pirolización por volatilización de contaminantes orgánicos contenidos en la materia prima: chatarra pintada, grasa, aceite, residuos de lubricantes, entre otros, que a las temperaturas de tratamiento del líquido promueven la formación de racimos Al-C-Si suspendidos en el líquido. A ≥ 816 °C, las reacciones termodinámicamente posibles^[11] son favorecidas por presencia tanto del exceso de sales fundidas como de la elevada temperatura, 860 °C, que produce Al_4C_3 , $\Delta G = 12.1$ Kcal/g át °C; este carburo contiene^[4] disueltos Cu, Mn, y Cr. También puede formarse ($Al_4C_3 + Si$), $\Delta G = 11.0$ Kcal/g át °C; si hay presencia de SiC, proviene de reacciones entre el solvente líquido y los refractarios del horno. Para la ocurrencia de todas estas reacciones es necesario^[8,11] que haya condiciones de

mojado entre las especies reaccionantes, junto al exceso de fundentes y de altas temperaturas. La mojabilidad implica existencia de una interfaz de íntimo contacto entre el Al y las fuentes de C. En estos tipos de reacciones, hay formación de enlaces covalentes, relacionados^[7] a fenómenos de promoción (excitación) de electrones de valencia y a hibridización, eventos que a su vez generan metaestabilidad.

La teoría de aleaciones^[12], establece que las interacciones entre el Al y los solutos Si y C para formar los racimos desordenados, están afectados por otros parámetros: diferencias en solubilidad de cada soluto, y fuerzas de enlace entre átomos metal/no-metal. De la tabla en la figura 5, los solutos C y Si son elementos “sp” de configuración externa, y únicamente los electrones “s” y/o “p” sin aparear son los que van a formar soluciones con el Al. Por lo tanto, para explicar la formación de los idiomorfos, se considera las propiedades donante-aceptante de electrones^[12]. La transferencia de electrones conductores “s” a “p” reduce el número de electrones “p” sin compensar, para conducir^[5-7] a reducción en la energía de interacción atómica. Las interacciones entre el C y el Si con el Al líquido suceden así^[3-8]: el Si y el C compiten entre sí como donantes de electrones de valencia a la banda “s” del solvente Al, lo que genera aumento en la concentración de electrones móviles del C en el líquido. Estos eventos al producir mayor cantidad de electrones móviles, son los responsables del enlace en los racimos Si-C conducentes al aumento en su número y en su tamaño, lo cual mejora la submicroheterogeneidad del líquido a elevadas temperaturas. En el líquido, el número de electrones de conducción es enorme^[5] y cada ion positivamente cargado está apantallado casi totalmente por su nube electrónica negativamente cargada que tiene gran movilidad; por lo tanto, es posible considerar que la estructura local alrededor de un átomo no-metálico disuelto en un líquido metálico, es similar a la de un líquido iónico en vez de un verdadero líquido metálico. La energía interatómica Si-C está gobernada por las configuraciones “sp³” en sus estados excitados; en la figura 5, son respectivamente 108 y 170 Kcal/g-át. En la competencia entre el Si y el C para reaccionar con el Al, las fuerzas de repulsión Si-C estrechan las regiones de distribución estadísticamente uniformes de estos racimos para dificultar el libre desplazamiento de los átomos de Si, eventos que tienden a favorecer el enlace Al-Si. Otro factor importante es que el aumento en la temperatura del líquido^[13], hace que en los racimos de Si se genere aumento en la ruptura de su enlace covalente, lo cual significa incremento en su reactividad para mejorar el enlace Al-Si. A consecuencia del descenso en la energía electrónica en su estado excitado y del incremento de reactividad, en los átomos de Si habrá mayor tendencia al enlace Si-Al, en preferencia al enlace C-Al en el líquido. Estos argumentos explican por qué las distribuciones de Si y de C son opuestos en las regiones entre partículas idiomórficas, figura 3.

La presencia de B dentro de las morfologías dendríticas y la formación de cruces maltesas, fotomicrografía de la figura 4, se plantea según el siguiente análisis: (1).- Después de haberse añadido el fundente, en la aleación líquida a 860 °C, al existir en su interior racimos tanto de sal sin disolver como de sal disuelta, ésta libera los elementos activos Na⁺, K⁺, F⁻, y Cl⁻. En presencia de C proveniente de la pirolización de contaminantes orgánicos, la promoción de electrones genera los siguientes efectos: (a), contacto iónico y, (b) intercambio iónico; eventos que dentro del líquido, mejoran las interacciones donante-aceptantes de electrones. Estos eventos son importantes, debido a la generalizada práctica industrial de añadir al líquido cantidades de sales fundentes en exceso durante proceso de fusión y a su mantenimiento a elevadas temperaturas.

En el Al líquido, esta simultaneidad de factores hace que aumente la amplitud de las oscilaciones de los átomos desordenados de Al alrededor de sus posiciones de equilibrio, para generar un mayor número de átomos desordenados de Al y el mejoramiento en la creación de partículas carbonosas. Lo anterior indica dos aspectos importantes: (a) La promoción del contacto iónico significa mojado o surfactancia, que conduce a que los átomos de C rodeen a los racimos de sales haluras sin disolver; y (b) El intercambio iónico aumenta la transferencia de electrones de valencia entre las especies contenidas en la solución líquida. Más aún, las diferencias en electronegatividad dan indicación de la fuerza motora para transferencia de carga; al tomar en cuenta la figura 5, las diferencias en electronegatividades con respecto al Al, son: F -2,5 y Cl -1,5 indicando 79 % y 43 % de carácter iónico, respectivamente, en sus interacciones con el solvente. En consecuencia, los solutos F y Cl tienen contribución significativa de sus cargas negativas a las entalpías de mezcla causadas por la liberación de electrones en la aleación metálica, efectos que conducen a una sustancial disminución de la energía superficial del líquido. (2).- La teoría de la disolución de no-metales en metales líquidos establece^[5] que una

reducción sustancial de la tensión superficial del solvente, es debida a la localización de electrones en los orbitales atómicos del soluto asociados a la formación de pantallas de las cargas positivas ocasionadas por los electrones no-localizados. Al ser añadido el refinador de grano Al-Ti-B al líquido, sucede la disolución parcial de B; sin embargo, hay una contribución adicional de B que proviene de la materia prima.

En la figura 4 los perfiles lineales de rayos-X evidencian, para los solutos C y B que: (a), Por efectos advectivos, dentro del Al líquido, las segundas fases inmiscibles de sales haluras adquieren la morfología esférica. La presencia de B disuelto y su absorción en esas partículas inmiscibles sucede de la siguiente manera: el B tiene tendencia a donar electrones a la banda “s” del Al y compite con los átomos de C. Esa inyección aumenta la concentración de electrones móviles que pueden pasar a los orbitales “s” del Al, para desplazar el equilibrio “s”-“p” hacia los electrones “p” dando como resultado el reforzamiento de enlaces Al-C y Al-B dentro de estas partículas, para conducir a aumentar el número y el tamaño de estos racimos inmiscibles. Por lo tanto, la incorporación de B en las inclusiones haluras genera mejoramiento en la microheterogeneidad del líquido. (b), Los solutos no-metálicos B y C son^[5] superficialmente inactivos; a menudo, la disolución de dos tipos de solutos con estas características puede conducir^[5] a formar un compuesto superficialmente activo; efecto debido a valores positivos del parámetro de autointeracción donde también tiene influencia el tamaño atómico. Se puede ver en la tabla de la figura 5, que los radios atómicos del B y del C son aproximadamente iguales, indicando que sus efectos estructurales sobre el sistema son aparentemente muy similares.

Para una solución binaria regular diluida del sistema Al(sal halura)-C, la variación en tensión superficial por efectos del soluto, $[d\gamma/d(\%X)]$, se va a discutir en términos del exceso de concentración superficial de sal halura en exceso $\Gamma_{Al(Sal\ halura)}$, que se satura a un valor $\Gamma_{Al(Sal\ halura)}^{Sat}$. Cuando en el sistema binario Al-(Sal Halura) hay saturación superficial, indica que la superficie está completamente cubierta por los átomos de soluto adsorbidos sobre ella; en consecuencia, el área superficial por átomo adquiere el valor: $A_{Al}^{\Omega} = (1/\Gamma_{Al}) = [1/(\Gamma_{Al(Sal\ halura)}^{Sat})]$. Estos argumentos termodinámicos, permiten sustentar que los racimos de la sal halura no disuelta en el líquido se ven rodeadas por las fuentes de C provenientes de la pirólisis de productos carbonosos. Todos estos eventos, conducen a cambios en la viscosidad de las partículas inmiscibles. (3).- En la solución líquida altamente diluida, el signo de $(d\gamma/dX_{Sal\ halura})$ está fundamentalmente determinada por la magnitud tanto del factor compresibilidad $[d\chi_T/dX_{Sal\ halura}]_{X(Sal\ halura)=0}$, como por el factor tamaño δ_{vol}^2 . El término factor tamaño da idea de la tendencia superficialmente activa en la región diluida porque indica solubilidad, aún cuando el factor compresibilidad sea desfavorable; en consecuencia, para la solución diluida, se establece^[5]:

$$\left[\frac{d\gamma}{dX_D} \right] = - \left[\frac{\delta_{vol}^2}{k_d} \right] \gamma \quad (2) \quad \text{y} \quad (\delta_{vol}) = \left[\frac{(V_A - V_D)}{V_m} \right]$$

(3); el factor $k_d = nk_B T \chi_T$; χ_T es la compresibilidad isotérmica; V_A y V_D los volúmenes molares parciales del solvente y del soluto; V_m el volumen molar de la mezcla. Para el sistema Al-B, figura 5, el radio atómico para el B (0,98 Å) es menor que el radio atómico del solvente Al (1,43 Å), indica que el factor tamaño es favorable para que haya absorción del B en el interior de las partículas inmiscibles, como se aprecia en el perfil lineal de rayos-X para este elemento.

Se concluye que la presencia y la incorporación de B en las inclusiones haluras inmiscibles de la figura 4, se ven favorecidas por los factores: tamaño atómico, energía de cohesión, propiedades donantes de electrones y electronegatividad.

Las partículas inmiscibles de sales haluras al solidificar adquieren morfología dendrítica o de cruz maltesa, figura 4 a 2500x. ¿Por qué razones?: las velocidades de enfriamiento creadas en el sistema de producción industrial colada continua entre rodillos, figura 2, están^[14] entre 10^2 y 10^3 °C/s para las aleaciones de aluminio, lo cual significa que sus condiciones de solidificación se alejan sustancialmente del equilibrio local y por lo tanto hay factibilidad de producir segundas fases no esperadas en los diagramas de equilibrio de fases.

En el perfil lineal de rayos-X, figura 4, en las regiones interdendríticas los solutos B y C tienen comportamientos opuestos. El aumento de B en la región interdendrítica es consecuencia de interacciones mutuas entre estos solutos en la región justamente enfrente de la interfaz líquido-sólido, probablemente debido a una condición límite de sobresaturación de C durante la solidificación, lo cual se puede explicar de la siguiente forma: (1).- Durante la solidificación, la disminución en la tensión superficial del líquido enfrente de la interfaz L-S es

debida al soluto C que es superficialmente inactivo, se demostró en el aparte (2). Que el soluto C sea inactivo en esa región, significa un incremento en el potencial químico del soluto B, que trae como consecuencia aumento en su actividad. Estos fenómenos conducen a atrapamiento del B en el frente de interfaz durante la solidificación, para traer como consecuencia que en la intercara del frente de solidificación, la concentración superficial de B, Γ_B , sea mucho menor que la concentración superficial de C, Γ_C , para conducir a su acumulación en el líquido; este efecto genérico es conocido como efecto cinético de la interfaz. (2).- Se ha explicado, que por adición del refinador de grano, el B disuelto en el Al líquido que fluye hacia la máquina de colada continua, se encuentra en su estado de promoción, Figura 5, cuya configuración electrónica excitada es $2s^1p^2$: Este soluto es incorporado en las inclusiones viscosas inmiscibles de sales haluras que son deformables; por efectos de limitación en su difusión dentro de ellas durante la solidificación, produce aumento en su concentración en los espacios interdendríticos, figura 4, lo que trae como consecuencia limitaciones en su crecimiento.

En consecuencia, la morfología de cruz maltesa en las partículas de sales haluras, proviene de la limitación en su crecimiento producto de las interacciones entre el C y el B contenidos en el líquido. Aparte de la cinética de la interfaz y de las energías superficiales relativas existen otros parámetros que afectan al proceso de solidificación de estas segundas fases: colisiones y fluctuaciones en viscosidad, no considerados en el presente análisis.

La formación de la mancha de color marrón se explica de la siguiente manera: la mayoría de las sales haluras son^[3,11] altamente solubles en agua. Por lo tanto, las morfologías maltesas ubicadas sobre la superficie del foil de aluminio, reaccionan con la humedad atmosférica que la rodea para generar una capa muy fina de productos hidrolizados. Este tipo de reacción, en primer lugar crea una mancha grisácea; con el aumento ya sea del tiempo o de la temperatura o por simultaneidad de ambas condiciones, se produce la desaparición de las cruces maltesas y ahora la mancha tiende a tomar una coloración completamente marrón, figura 1.

5. CONCLUSIONES

La presencia en las aleaciones líquidas de base Al, de sales haluras altamente surfactantes en cantidades excesivas a su estequiometría promueven el mojado en dicha solución líquida. La existencia de racimos Al-C, formados por reacción entre el solvente y el C proveniente de la pirolización de hidrocarburos contenidos en ese líquido; la sal fundente disuelta, ayuda a su formación. Debido al exceso de sales haluras, la sal no disuelta se ve rodeada por los racimos Al-C, mejorando tanto su estabilidad como las reacciones de intercambio, para que al solidificar bajo condiciones alejadas del equilibrio, adquieran morfologías maltesas en las bandas de colada producidas por colada continua entre rodillos.

6. REFERENCIAS

- [1]. Tuttle B.L. Lindsay RW. 1984. AFS Trans. 92; 681-692.
- [2]. Minkoff. I. Solidification and Cast Structures. Toronto (Canada). John Wiley and Sons, 1986. 227 pp.
- [3]. Quintero-Sayago O. and Ramírez S. "Halide Salt Inclusions in Aluminum Alloys", in Advanced Light Alloys and Composites, R. Ciach, Editor. Kluwer Academic Pub. 23-27, 1998.
- [4]. Quintero-Sayago O. and Ramírez S. "Carbonaceous Inclusions in Aluminum Alloys", Proceedings of The 4th International Conference on: Aluminum Alloys their Physical and Mechanical Properties, T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr. Vol. I, 66-73, 1994.
- [5]. Shimoji M. and Itami, T Editors, Non-Metallic Elements in Liquid Metals, Molten Salt Forum, Vol. 4. Transtech Publications. 1996.
- [6]. Vashukov IA. Izv. VUZ. Chern Met., (6), 128-133, 1978. BISI Pub. 17845, 1979.
- [7]. Sirota NN. "About the Thermodynamics of Excited States". Met Sci - Heat Treat. Vol. 47, N° 11-12, p 531-537, 2005.
- [8]. Kumar R, Sivaramakrishnan CS, and Mahanty RK. in The Properties of Liquid Metals, Sakae Takeuchi, Editor, 93-97, 1972.
- [9]. Quintero-Sayago O. Trabajo Ascenso a Profesor Titular, Universidad Simón Bolívar, Abril 1991.

- [10]. Quintero-Sayago O, Hurtado C, and Ramírez, S. in Alloy Theory and Phase Equilibria, D. Farkas and F. Dymont, Editors, ASM, 81-90, 1986.
- [11]. Eckert C, Mutharasan R, and Miller R, in TMS Short Course on Principles of Aluminum Metal Treatment, Light Metals Div., Denver, Co. USA, 20-21 February 1993.
- [12]. Miedema AR and De Châtel PF, in Theory of Alloy Formation, L. H. Bennett, Editor. AIME Pub. 330-344, 1980.
- [13]. Kutsova VZ, "The Regularities of the Structure Formation and Phase Transformations in Al-Si Alloys", in Advanced Light Alloys and Composites, R. Ciach, Editor. Kluber Academic Pub. 29-34, 1998.
- [14]. Merchant HD, Katamis TZ, and Morris JG, "Continuous Casting of Aluminum Alloys", in Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys. TMS Pub.1-66, 1989.