



 Nthe, palabra ñañhò (otomí) que significa "vínculo" o "enlace" (se pronuncia "enté")
 ISSN 2007-9079

 Revista electrónica de difusión científica, tecnológica y de innovación del Consejo de Ciencia y Tecnología del Estado de Querétaro









DIFUSIÓN CIENTÍFICA Ciencias Sociales y Humanas, Ingeniería, Ciencia, Tecnología e Innovación





La perspectiva de género: un debate necesario María del Mar Carrillo Hernández

Universidad Autónoma de Querétaro

Estudio de imágenes en el dominio MultiResolution- Wavelet

José Alfredo Acuna-Garcia Sandra Luz Canchola-Magdaleno Carlos Alberto Olmos Trejo Universidad Autónoma de Querétaro

Análisis predictivo del comportamiento de un actuador magnético

Armando Erik Rivera Paz John Alexánder Villada Villalobos Luis Alberto Cáceres Díaz CIATEQ CIDESI

Análisis estructural y termodinámico de aleaciónes autofundentes NiCrSiB

Omar González Ornelas Mauricio Nango Blanco Diego Germán Espinosa Arbeláez Luis Alberto Cáceres Díaz CIATEQ Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN CIDESI

Optimización del proceso de extrusión en la fabricación de cables de cobre

Julián Ramírez Gonzalez Raúl Pérez-Bustamante² Centro de Tecnología Avanzada, A.C. CONACYT-Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

ÍNDICE

1

13

Análisis de tiempo estándar con el método de mínimos cuadrados Mikio Tanabe

Julio Rojo Hernández José Luis Martínez Godoy Fidel González Gutiérrez Universidad Politécnica de Querétaro Universidad Autónoma de Querétaro

Análisis estructural y térmico en soldadura de superaleaciones base niquel Etzael Jaime Moreno

Adriana Del Carmen Gallegos Melgar CIATEQ

25

33

40

55

Análisis estructural y termodinámico de aleaciones autofundentes NiCrSiB

Omar González Ornelas¹, Mauricio Nango Blanco², Diego Germán Espinosa Arbeláez³, Juan Muñoz Saldaña², Luis Alberto Cáceres Díaz⁴*

¹POSGRADO Centro de Tecnología Avanzada CIATEQ A.C. Unidad Aguascalientes, Aguascalientes, México. ²Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN, CINVESTAV unidad Querétaro, Qro. México ³Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial, CIDESI unidad Querétaro, México.

⁴CONACYT - CIATEQ A.C. Centro de Tecnología Avanzada, unidad San Luis Potosí, San Luis Potosí, México. *e-mail: luis.caceres@ciateq.mx

Resumen

El uso de las aleaciones base níquel en la industria se ha vuelto cada vez más frecuente debido a sus excelentes propiedades termodinámicas, mecánicas y corrosivas. Su aplicación se ha extendido a la manufactura aditiva, recubrimientos, reparación de superficies, entre muchas otras. Sin embargo, la complejidad de los fenómenos termodinámicos en estos materiales en función de elementos aleantes y las transformaciones de fases hace necesario seguir comprendiendo su comportamiento. En este artículo se evalúan las partículas de polvo de una aleación base níquel autofundente compuesta por Cr, B, Si, Fe y C. Este análisis permite comprender con más detalle el papel del B y el Si al interactuar con la fase γ -Ni, ya que generan fases eutécticas que disminuyen el punto de fusión. La estructura cristalina y estabilidad termodinámica se discuten en función del contenido de Fe, Cr, B y Si. El análisis termodinámico permitió identificar que el Fe y el Cr se ubican de manera sustitucional en la subred del Ni de la fase Ni₃B a alta temperatura y esto causa un aumento en la constante de red de esta fase. Por su parte, la matriz y-Ni acepta como elementos sustitucionales al Fe, Cr y Si y presenta transformación orden-desorden en función de la temperatura.

Palabras clave: Aleación auto-fundente NiCrSiB, estructura cristalina, termodinámica computacional.

Abstract

The use of Nickel based alloys on the industry has become more popular and useful because of the excellent thermodynamic, mechanical, and anticorrosive properties. The use of this alloy has been extended to additive manufacturing, coatings, surface repairing and so many others. Nevertheless, the complexity from the thermodynamic phenomena on these materials, regarding to the alloy elements and the phase transformation makes it necessary to deepen the understanding of their behavior. In this article, the particles from a nickel self-fluxing based alloy powder that contains Cr, B, Si, Fe and C are evaluated. This analysis allows to understand in more detail the role of the B and Si with the interaction with the γ -Ni phase due to the generation of eutectic phases that diminished the fusion point. The crystal structure and thermodynamic stability are discussed in function to the content of Fe, Cr, B and Si. The thermodynamic analysis allows to identify that Fe and Cr locate in substitutional sites on the Ni sublattice from Ni₃B phase at high temperature, and this cause an increment on lattice constant for this phase. The y-Ni matrix allows Fe, Cr and Si as substitutional elements and exhibit an order-disorder transformation as a function of temperature.

Keywords: NiCrSiB Self-Fluxing Alloy, Crystal structure, computational thermodynamics.

Artículo arbitrado				
Recibido:	Aceptado:			
15 de marzo de 2021	9 de abril de 2021			

Introducción

Con el paso del tiempo, la forma de utilizar los materiales ha cambiado de manera significativa y ha demandado buscar la optimización de sus propiedades mecánicas, combinadas con un buen y eficiente diseño. Con lo anterior, se busca reducir costos, disminuir las piezas de desgaste, generar menor impacto al ambiente a la hora de su disposición, entre otros. Por estas razones, las aleaciones base níquel toman gran importancia en la industria, ya que estas se han caracterizado por sus excelentes propiedades como lo son la resistencia a la fatiga térmica, dureza, resistencia al desgaste y principalmente la resistencia a la corrosión (Sarmiento et al., 2017; Naderi et al., 2019).

De estos materiales conformados con un balance de níquel existe un grupo denominado aleaciones autofundentes (conocidas como NiCrSiB). Este término indica que la aleación se compone de una combinación de boro (B), silicio (Si), cromo (Cr), carbono (C) y hierro (Fe), y al tener estos elementos, especialmente el B y el Si, mejoran las propiedades de fundición de la aleación en general y añaden borosilicatos que protegen a los demás oxidación. elementos la Además, de la combinación de estas aleaciones permite que el níquel sea fundido con mayor facilidad debido a que el punto eutéctico se puede alcanzar con mayor facilidad, considerando que el punto de fusión de este elemento es bastante elevado (Polema, 2021). Con base en la literatura, se ha encontrado que existen múltiples variaciones de este tipo de aleaciones autofundentes con variaciones en composición; por tanto, el análisis estructural y la estabilidad termodinámica involucrada se vuelve Otros han compleja. autores reportado 1a implementación de esta aleación añadiendo WC para evaluar la microestructura de los depósitos por PTA (Tahaei et al., 2016); así mismo, el efecto del Cr, C y B en esta aleación se ha estudiado en depósitos por PTA y se ha encontrado que mayores

contenidos de dichos aleantes generan precipitados y disminuyen la resistencia a la corrosión. (Flores et al., 2008). Adicional a esto, se menciona por otros autores la complejidad que presenta trabajar con este tipo de aleaciones debido a la variada cantidad de fases que se pueden presentar según la aplicación y parámetros que se utilicen en el trabajo con este polvo (Reinaldo et al., 2013).

Estas aleaciones autofundentes suaves aún no están completamente entendidas y es necesario plantear estudios sistemáticos para evaluar el efecto de elementos sobre la estabilidad de las fases. El objetivo de este trabajo es estudiar la estructura cristalina y estabilidad termodinámica de las fases que conforman las aleaciones autofundentes como función del contenido de B y la temperatura.

Método

En este trabajo se analizaron polvos comerciales de la fase γ -Ni pura (*Spectrum chemical*, 74 µm, 99.8 %) y se comparó con la aleación auto-fundente SP44 (Surface Engineering, 2015), el cual es generado a través de un proceso de atomizado.

La distribución del tamaño de partícula de los polvos se midió empleando un analizador de partículas por difracción láser de la marca Sympatec, modelo HELOS H3421 con una configuración del equipo acompañada de un sensor RODOS R4, con sensibilidad en el rango desde los 1.8 µm hasta los 350 µm y utilizando una presión de dispersión de las partículas de 1 bar.

La composición química y microestructura de los polvos se midió con un equipo microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FESEM) JEOL, modelo JSM 7200F mediante el método de espectroscopia de energía dispersiva de rayos-X. Para la visualización de la microestructura, se utilizó un voltaje de 15.0 kV y se utilizó una magnificación de 1000X.

La estructura cristalina de las aleaciones se evaluó mediante un difractómetro de Rayos X - Smartlab*Rigaku*, utilizando la configuración de haz convergente Bragg-Brentano y una fuente de radiación CuK α (λ =1.54 Å) a 40 kV y 20 mA. Para el cálculo de las constantes de red de fase cúbica se empleó la ecuación 1 y para la ortorrómbica la ecuación 2:

(1)
$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$$

(2) $\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}$

Donde d es la distancia interplanar; h, k y l son los índices de Miller correspondientes a cada plano cristalográfico; a, b y c son las constantes de red de la celda unitaria. La estabilidad de fase en función del B se estudió mediante simulación de diagramas binarios y multicomponentes. Los cálculos de termodinámica computacional se realizaron mediante el programa *ThermoCalc* y usando la base de datos de aleaciones base níquel TCNi8. La composición de la aleación autofundente se empleó como parámetros de entrada para la simulación.

Resultados y discusión

En la Figura 1, se presenta la distribución acumulativa del tamaño de partícula y la densidad de distribución del polvo NiCrSiB.



Figura 1. Distribución acumulativa del tamaño de partícula. Fuente: elaboración propia.

La densidad de distribución permite clasificar el polvo en un rango de tamaños de 73.70, 106.87 y 143.00 μ m correspondientes a X₁₀, X₅₀ y X₉₀, respectivamente. Estos datos se presentan en la Tabla 1, considerando los porcentajes de tamaño de partícula del 10, 50 y 90 % en función de la distribución acumulada. Así mismo, se muestran los valores de la media del diámetro sauter (SMD)

y la media de diámetro en volumen (VMD) del total de polvo analizado.

Tabla 1. Promedio porcentual del tamaño de partículas de polvo.

	X10 (µm)	X50 (µm)	X90 (µm)	SMD (µm)	VMD (µm)
Polvo NiCrSiB	73.69	106.87	142.24	100.64	108.89

Fuente: elaboración propia.

La Figura 2 muestra la micrografía de los polvos de la aleación autofundente. Es posible observar la morfología esférica gota de las partículas de polvo. Adicionalmente, se visualizan partículas satélites, de aproximadamente 7 µm, las cuales se pueden presentar por procesos que utilizan golpes de alta temperatura durante el atomizado y estos satélites pueden afectar la fluidez del polvo en aplicaciones de deposición (Pettersson, 2015). Por otra parte, se observó que las partículas del polvo tienen estructuras dendríticas en su superficie, características de las aleaciones base níquel.



Figura 2. Morfología del polvo de aleación NiCrSiB obtenidas mediante SEM. Fuente: elaboración propia.

Las medidas de composición química del polvo se presentan en la Tabla 2, donde se pudo observar que todos los elementos coinciden, con algunas variaciones menores con respecto a los valores reportados por el proveedor en la hoja de datos (Surface Engineering, 2015).



Análisis estructural y termodinámico de aleaciones autofundentes NiCrSiB

Composición química (% Peso)						
	Ni	С	Si	Cr	В	Fe
Polvo NiCrSiB	83.9	0.8	3.4	8.8	1.2	1.9
Hoja de datos Polvo NiCrSiB	Bal.	0.2-0.6	2.5	8	2	2.5

Fuente: elaboración propia.

En la Figura 3, se presenta el patrón de difracción de rayos-X (XRD) de la aleación base níquel autofundente NiCrSiB (en color negro) y su comparación con la matriz γ -Ni pura (en color rojo), llamada en adelante como γ -Ni. Esta fase se indexó con la carta cristalográfica pdf #04-0850 correspondiente a una estructura cristalina tipo FCC y con planos cristalográficos que cumplen las reglas de selección para una estructura de este tipo (Esto es índices de Miller no mezclados. Todos pares o todos impares).

Por su parte, se identificó que la aleación NiCrSiB está compuesta por la fase γ -Ni y precipitados del tipo Ni₃B, los cuales se indexaron de acuerdo con la carta pdf #48-1223 de estructura ortorrómbica. Se percibió con poca intensidad en los planos la contribución de la fase CrB con carta #26-0420 y estructura tetragonal.

Se observó un corrimiento hacia la izquierda del patrón XRD de la aleación NiCrSiB respecto de la gama pura, lo cual está asociado con un aumento en el tamaño de la celda de la aleación (como se muestra en el aumento de la figura para el pico principal de la matriz γ -(111)). Las constantes de red de la fase Ni₃B difieren de los valores reportados en la carta pdf.



Figura 3. Patrón de difracción de rayos-X del polvo NiCrSiB. Fuente: elaboración propia.

En la Tabla 3, se muestra los valores de constantes de red obtenidos del ajuste de los patrones XRD y se comparan con las cartas pdf. La fase y-Ni presenta patrones de difracción muy cercanos a la carta pdf, los resultados están de acuerdo con lo esperado. Para el análisis de la aleación NiCrSiB, se separaron las contribuciones de la matriz γ y los boruros. La constante de red de la fase γ de la aleación es mayor 0.5% respecto de la fase pura. Este aumento es atribuido a la inclusión forma sustitucional e intersticial de los elementos Cr. Fe. Si en la red. El aumento se debe a que los radios atómicos del Cr (1.40 Å) y del Fe (1.40 Å) son mayores respecto del tamaño del Ni (1.35 Å) (University of Sheffield, 2021; Cordero et al., 2008).

Tabla 3. Contantes de red de	γ-Ni puro	y aleación	NiCrSiB.
------------------------------	-----------	------------	----------

Fases	a (Å)	b (Å)	c (Å)
γ-Ni, Carta PDF # 04-0850	3.524	3.524	3.524
γ-Ni pura, polvo	3.523	3.523	3.523
γ-Ni en NiCrSiB	3.541	3.541	3.541
Ni3B, Carta PDF #48-1223	5.211	6.62	4.396
Ni ₃ B en NiCrSiB	5.275	6.606	4.429

Fuente: elaboración propia.

Por su parte, la fase tipo Ni_3B tiene mayor valor para *a* y *c* y menor para *b* comparado con la carta pdf. Lo cual puede estar asociado a la inclusión preferencial del Cr y el Fe sustitucional en sitios del Ni y posiblemente de Si en los sitios del B. Esto se discutirá más a detalle en la sección posterior basados en las preferencias de sitio de los elementos.

Debido a las diferencias de *a*, *b* y *c* en la estructura ortorrómbica Ni₃B, el cálculo de los valores se dificultó, por lo que basados en los ajustes de los múltiples planos se generaron sistemas de ecuaciones para obtener *a*, *b* y *c* de la aleación. El aumento preferencial de *a* y *b* sugiere que algunos átomos se ubican de forma preferencial en los planos asociados. Esto puede se puede corroborar con el aumento de la intensidad de los planos (201) y (211) de la aleación comparados con la carta pdf para el Ni₃B.

El efecto de los elementos aleantes sobre la aleación base níquel se puede entender de mejor manera al considerar los diagramas de fase del sistema binario Ni-B, el cual se presenta en la Figura 4.

El análisis se realiza alrededor de la composición del B en la aleación en estudio (2 %Peso). Se observa en el diagrama que el B precipita fases de tipo estequiométrico para temperaturas por debajo de 1100 °C. Estas fases se caracterizan por no tener un rango de solubilidad, solo se forman para valores estrictos de acuerdo con la estequiometría de fórmula y se identifican en el diagrama como líneas verticales.





En otras palabras, la fase Ni₃B solamente se podrá formar con 94.2 % Peso de Ni y 5.8 % Peso de B, cualquier composición fuera de estos valores generará una zona de mezcla. El B tiene muy baja solubilidad en la fase γ -Ni, el máximo valor posible es 0.072 % Peso a 1100 °C. Lo cual indica que la aleación siempre formará precipitados de B de forma independiente a la matriz.

Por otra parte, se observa el efecto que tiene el B sobre la estabilidad de la aleación base Ni, se genera un punto eutéctico en el diagrama alrededor de 3.6 % Peso que disminuye el punto de fusión del Ni hasta 1100 °C. Las líneas verdes en el diagrama se conocen como *tie-lines* y representan zonas equipotenciales, es decir en las cuales los potenciales químicos de las fases son iguales y allí pueden generarse zonas de mezcla, es allí donde comúnmente se puede aplicar la regla de la palanca (Atkins & De Paula, 2010).

En la figura 5, se presenta el diagrama de fase pseudobinario Ni-B en el cual se hace el cálculo termodinámico considerando todos los elementos de la aleación reportada en la tabla 2, pero se representa el equilibrio de las fases únicamente en función del contenido del B. Este es conocido como diagrama multicomponente. Se identifica que los elementos aleantes generan fases y zonas de mezcla adicionales no forman fases V estequiométricas. En este caso, las regiones de solubilidad se identifican en el diagrama con líneas curvas.



Figura 5. Diagrama de fase multicomponente para NiCrSiBFe. Fuente: elaboración propia.

En cada fase, se presentan los elementos en orden de contenido descendente de izquierda a derecha. El diagrama muestra las fases identificadas con las solubilidades permitidas de acuerdo con el cálculo de equilibrio termodinámico y se representan en paréntesis, que significan subredes o ubicaciones preferenciales de los elementos. Esta descripción del modelo de subredes para aleaciones fue propuesta por I. Ansara y Bo Sundman en 1997 y permite entender las preferencias de sitio de los elementos en las fases (Ansara et al., 1997).

Se hizo el análisis de las fases que se estabilizan alrededor del 2 % Peso B en función de la temperatura. De arriba hacia abajo, la primera zona de frontera entre líquido y sólido está en 1245 °C. En la fase líquida, todos los elementos se encuentran disueltos. Cuando el material está a 1200 °C, hay fase sólida γ desordenada. El desordenamiento se visualiza en que los elementos que están entre paréntesis (subredes) son iguales en aquella de fracción 3 (átomos de las caras) y de fracción 1 (átomos de la esquina). Alrededor de 1100 °C el boruro tipo MB (M = Cr, Fe) precipita y se mezcla con la fase Líquida y γ desordenada.

Al seguir enfriando la aleación a 950 °C encontramos que en la aleación precipita la fase γ -(Ni,Si,Cr,Fe)₃(Ni,Si,Cr,Fe) desordenada, grafito, boruros tipo MB y (Ni,Fe,Cr)₃B. Esta fase Ni₃B fue identificada mediante la caracterización estructural por XRD. La preferencia de sitio demuestra que en este precipitado los elementos Fe y Cr entran a sustituir al Ni y el B no acepta ningún elemento sustitucional, ni siquiera el Si o el C que son de tamaños similares. Las precipitaciones a 700 y 500 °C son similares y solo se observa que el Cr deja de hacer parte de los precipitados M₃B y empieza a hacer parte de MB.

Por último, el equilibro a 200 °C muestra que la aleación solo acepta el Si en la matriz γ y no en los boruros. A 200 °C se estabilizan el grafito, boruros puros de Cr (CrB) y Ni (Ni₃B), así como dos tipos de fase γ , una desordenada γ -(Ni,Si)₃(Ni,Si) en donde los elementos son iguales para ambas

subredes, y la otra ordenada γ -Ni₃(Fe,Si) en la que el Ni ocupa exclusivamente los sitios de las caras, mientras que el Fe y el Si se ubican en las esquinas de la estructura.

Este análisis permite entender el efecto de los elementos aleantes sobre la estabilidad de la matriz γ -Ni y la aleación autofundente. Se verifica que el B tiende a formar únicamente precipitados del tipo MB y M₃B con solubilidad de Fe y de Cr a alta temperatura, mientras que a bajas temperaturas los boruros estabilizan solo como CrB y Ni₃B. Lo anterior sugiere que durante la fabricación de la aleación en el proceso de atomizado se conserva la fase de alta temperatura, en donde los elementos forman parte del boruro.

Por otra parte, se identificó que, dependiendo de la temperatura, la matriz puede presentar una transición orden-desorden para bajas y altas temperaturas. Se verifica que los elementos Cr y Fe hacen parte de la estructura y causan los aumentos en las constantes de red de la fase γ , lo cual se corrobora con la relación de radios atómicos del Cr y Fe respecto del Ni (University of Sheffield, 2021).

Un aspecto interesante para resaltar es que, de acuerdo con su tamaño, se espera que el Si se ubique en sitios intersticiales de la fase γ . Sin en los cálculos termodinámicos embargo. realizados el Si se ubica en las subredes sugiriendo reemplazos sustitucionales en caras y esquinas de la estructura FCC. Lo cual es motivo de investigaciones adicionales para aumentar el entendimiento del papel de este elemento en particular.

Este trabajo da un breve entendimiento sobre los equilibrios que se presentan en esta aleación autofundente y el comportamiento de este material en función de la temperatura. Lo anterior es muy conveniente para las aplicaciones de esta aleación en manufactura aditiva, soldadura y reparaciones de moldes de inyección, debido a que durante estos procesos hay gradientes de temperatura en la zona afectada por el calor y en los cordones, dado que se ha reportado que ocurren microfracturas posteriores a procesos de depósito de material y las aplicaciones en recubrimiento de aleaciones NiCrSiB permiten reducir fluctuaciones en microdureza (Shishkovsky et al., 2020; Valean et al., 2019).

Conclusiones

Se realizó un análisis estructural y termodinámico de la aleación autofundente NiCrSiB y se presenta la comparación con la matriz γ -Ni pura. El efecto de los elementos aleantes Cr, Si, B, Fe y C se estudia en función de la temperatura comparando los sistemas binarios Ni-B y pseudobinario Ni-Cr-Si-B-C-Fe. Las principales contribuciones son:

- En aleaciones auto-fundentes suaves el B tiende a formar únicamente precipitados del tipo MB y M₃B con solubilidad de Fe y Cr a alta temperatura. Esto aumenta la constante de red del Ni₃B.
- La matriz γ-Ni de la aleación autofundente puede presentar transición orden-desorden para bajas y altas temperaturas.
- El Cr, Si y Fe hacen parte de la estructura y causan los aumentos en las constantes de red de la fase γ.

Agradecimientos

A las instituciones CIATEQ, CIDESI y CINVESTAV, por haber favorecido con el uso de los equipos de los laboratorios nacionales CONMAD y CENAPROT para el desarrollo de este trabajo. También los autores agradecemos al programa de investigadores Cátedras CONACyT por el soporte científico brindado para el desarrollo de este trabajo.

Referencias

- Ansara, I., Dupin, N. & Lukas, H. (1997). Thermodynamic Assessment of the Al-Ni System. *Journal of Alloys and Compounds*, 20-30.
- Atkins, P. & De Paula, J. (2010). *Química Física*. Editorial Médica Panamericana.
- Cordero, B., Gómez, V., Platero-Prats, A., Revés, M., Echeverría, J., Cremades, E., Barragán F. & Alvarez, S. (2008). Covalent radii revisited. *Dalton Transactions*, 2832-2838.
- Flores, J., Anne, N., Kapur, N. & Gnanavelu, A. (2008). Characterization of the corrosion mechanisms of PTA

coatings for application in the oilsands industry. NACE - International Corrosion Conference Series. 1-16.

- Naderi, J. & Sarhan, A. (2019). Measure and evaluate the hardness of the electrodeposited Nickel-Phosphorous (Ni-P) thin film coating on carbon steel alloy for automotive applications. *Measurement* 139, 490-497.
- Pettersson, T. (2015). Characterization of metal powders produced by two gas atomizing methods for thermal spraying applications. [Tesis de maestría no publicada] Universidad de Estocolmo.
- Polema. (19 de Marzo de 2021). Polema Joint Stock Company. Obtenido de http://www.polema-rus.com/eng-page/nickelself-fluxing-alloys-for-coatings.html
- Reinaldo, P. & D'Oliveira, A. (2013). NiCrSiB Coatings Deposited by Plasma Transferred Arc on Different Steel Substrates. *Journal of Materials Engineering and Performance 22(2)*, 590-597.
- Sarmiento, H., Zadorozne, N. & Rebak, R. (2017). Localized Corrosion Characteristics of Nickel Alloys: A Review. Acta Metallurgica Sinica (English Letters) 30, 296-315.
- Shishkovsky, I., Kakovkina, N. & Sherbakof, V. (2020). Mechanical properties of NiCrBSi self-fluxing alloy after LPBF with additional heating. 11th CIRP Conference on Photonic Technologies, *Procedia CIRP 94*, 217-221.
- Surface Engineering. (2015). Surface Engineering Wear Resistance Specialists. Obtenido de https://surfaceengineering.com/consumables/specialloy/
- Tahaei, A., García, F., Merlin, M., Arizmendi-Morquecho, A., Felipe, R. & Garagnani, G. (2016). Metallurgical Characterization of a Weld Bead Coating Applied by the PTA process on the D2 Tool Steel. Soldadura e inspección 21(2), 209-219.
- The University of Sheffield. (Marzo de 2021). WebElements. Obtenido de https://www.webelements.com/nickel/atom sizes.html
- Valean, P., Kazamer, N., Pascal, D., Muntean, R., Barányi, I., Marginean, G. & Serban, V.-A. (2019). Characteristics of Thermally Sprayed NiCrBSi Coatings before and after Electromagnetic Induction Remelting Process. Acta Polytechnica Hungarica 16(3), 7-18.