

EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DURANTE LA SOLDADURA FUERTE DE UN ACERO INOXIDABLESÚPER DÚPLEX UNS S32705 USANDO Ni-P COMO METAL DE APORTE

Dany Michell Andrade Centeno^{1}, Sérgio Duarte Brandi¹*

1: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil

* Contacto: damianc245@usp.br

RESUMEN

Los aceros inoxidable dúplex (AID), al ser sometidos a ciclos térmicos, pueden tener sus propiedades alteradas, sobre todo cuando se emplean procesos de soldadura o unión en altas temperaturas. Por lo tanto, muchas investigaciones se han desarrollado con respecto a la soldabilidad de estos aceros. Una de estas opciones de soldadura se viene dando con la soldadura fuerte de estos aceros. En este trabajo se realizó la soldadura fuerte, en horno continuo con atmósfera de hidrógeno, de cuerpos de prueba de AID UNS S32705 con metal de aporte BNi-7 (Ni-P). La soldadura fue llevada a cabo a 1100°C con variación en los parámetros de soldadura: tiempo (10 min y 30 min), además de la holgura (0,0 a 0,3 y 0,5 mm), seguido de enfriamiento en horno. Las muestras se caracterizaron mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido con Microanálisis por Dispersión de Energía (EDS). Los resultados mostraron que la mejor condición para soldadura fuerte fue con la holgura de 0,0 mm. La microestructura observada está compuesta por una solución sólida rica en níquel, usualmente llamada de “ γ -Ni”. Para las holguras de 0,5 y 0,3 mm de la junta soldada del AID, se verificó la formación de una región compuesta de eutécticos e intermetálicos continuos en el centro de la junta. Esta región eutéctica está compuesta de fases ricas en fósforo y solución sólida de níquel. Además se observó precipitación de fase sigma para las condiciones de soldadura en el metal base.

Palabras Clave: Soldadura fuerte, Aceros inoxidable dúplex, Aleación Ni-Cr-P

ABSTRACT

Duplex stainless steels (AID), when subjected to thermal cycling, can have their properties changed, especially when welded or joined by brazing at high temperature. Therefore, many investigations have been developed regarding the weldability or brazeability of these steels. One joining option is brazing. In this work AID UNS S32705 was brazed in a continuous furnace under hydrogen atmosphere at 1100 °C for 10 min or 30 min, using BNi-7 (Ni-P) as filler metal and joint gaps of 0.0, 0.3, and 0.5 mm. The samples were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy with energy dispersion microanalysis (EDS). The results showed that the best condition for furnace brazing was obtained with a clearance of 0.0 mm, taking into account only the brazed joint gap. The observed microstructure is composed of a nickel-rich solid solution, usually called as " γ -Ni". For gaps of 0.5 and 0.3 mm of the brazed joint of AID, was verified the formation of a eutectic and continuous intermetallic region in the center of the joint. This region is composed of eutectic phases rich in phosphorus and nickel solid

solution. In addition, it was observed the precipitation of sigma phase in the base metal for all brazing parameters. This result impairs the brazing of AID UNS S32705 by continuous furnace.

Keywords: *Brazing, Duplex stainless steel, Ni-Cr-P alloy*

1 INTRODUCCIÓN

Procesos convencionales de soldadura por fusión involucran altas de temperatura de trabajo, las cuales dan lugar a alteraciones microestructurales en la región unida, que por consecuencia pueden alterar las propiedades mecánicas del conjunto. En la unión de aceros inoxidables dúplex (AID) este aspecto es de gran importancia, ya que su microestructura compuesta por dos fases, austenita y ferrita, con una relación volumétrica próxima de 1:1 [1-3], hace de este acero un material bastante susceptible a alteraciones microestructurales cuando es sometido a ciclos térmicos, siendo este hecho más acentuado, cuando el material está expuesto a ciclos térmicos que comprenden altas temperaturas de proceso de soldadura. Asimismo, la falta de control durante el enfriamiento, puede generar la precipitación de fases intermetálicas perjudiciales tales como la fase sigma y nitruros de cromo a partir de ferrita [4-6], dependiendo de la temperatura máxima alcanzada. Para mantener una alta resistencia mecánica y a la corrosión la fracción volumétrica de ferrita en los AID debe estar en torno de 30- 70 % [7].

De forma general, la unión de AID sugiere la utilización de procesos de soldadura alternativos donde se tenga estricto control en los parámetros de soldadura. Una de estas alternativas en estudio es la soldadura fuerte en horno continuo y de vacío. En la soldadura fuerte de AID en hornos continuos, así como en hornos de vacío, se tiene un mejor control de la temperatura de proceso, velocidad de enfriamiento y tiempo de homogeneización. La unión se realiza con la fusión del metal de aporte, mas sin alcanzar a fundir el metal de base. La junta es llenada por efecto capilar del metal de aporte fundido [9,10], el cual está directamente relacionado con la concentración de oxígeno en la atmósfera del horno.

Aleaciones a base de níquel son extensamente usados como material de aporte en la soldadura fuerte de aceros inoxidables [11]. Con una temperatura de fusión en el rango de 920-1200°C, el cual se encuentra en el intervalo de temperatura de tratamiento termomecánico de los AID [8,9], garantiza la estabilidad microestructural de este material. Elementos depresores de temperatura en las aleaciones a base de níquel como el P, B y Si, forman precipitados y compuestos intermetálicos extremadamente duros y frágiles en la junta soldada [10,12]. La formación de un intermetálico continuo en la región de la junta compromete considerablemente las propiedades mecánicas, debido a la fácil propagación de la grieta y posterior fractura. Por tal motivo es de interés la exploración de técnicas que modifiquen o controlen la microestructura de la junta.

Con respecto a la soldadura fuerte de aceros inoxidables dúplex, hay pocos estudios publicados en la literatura [13-15], especialmente para los aceros dúplex de alta grado de aleación ("superdúplex"). El objetivo de este trabajo es caracterizar la microestructura presente en la soldadura fuerte del AID UNS S32705 con metal de aporte BNi-7 (Ni-Cr-P), en función del tiempo y abertura de la junta (holgura) para una temperatura dada.

2 MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se utilizaron placas de AID UNS S32705 con 6 mm de espesor como metal de base y una aleación a base de níquel (BNi-7) como metal de aporte durante el proceso de soldadura fuerte. Las composiciones químicas de estos materiales se presentan en la Tabla 1. Cuerpos de prueba, con dimensiones de 25x20x3, fueron obtenidos de las placas de AID. El metal de aporte fue insertado entre las superficies de los cuerpos de prueba, manteniendo un formato de "sandwich", con holguras de 0.1 y 0.5 mm. Las holguras se obtuvieron usando un espaciador calibrado.

La soldadura fuerte de las muestras se realizó en un horno continuo con atmósfera de hidrógeno. Las variables de operación consideradas fueron: temperatura de soldadura (1150 ± 10 ° C) y velocidad de cinta de 80 a 200 mm / min. El equipo comprende cinco zonas de calentamiento, cada zona tiene una longitud de 460 mm. Por lo tanto, los tiempos de soldadura calculados para las velocidades de cinta de 80 mm / min y 200 mm / min, fueron de aproximadamente 30 y 10 minutos respectivamente. Una vez terminado el proceso de soldadura las muestras fueron cortadas transversalmente, seguidamente fueron preparadas metalográficamente y se observaron bajo microscopio electrónico de barrido (SEM) con microanálisis por dispersión de energía. Las fases fueron identificadas por la composición atómica en diferentes regiones de la junta soldada, en comparación con los diagramas de fase Ni-P, P-Cr y Ni-Cr-P.

Tabla 1. Composición química de los materiales.

Materiales	Composición Química (% en peso)									
	Fe	N	C	Si	Mn	P	Cu	Ni	Cr	Mo
UNS S32705	Rem.	0.438	0.017	0.28	0.95	0.020	0.146	6.01	25.08	4.37
BNi-7	0.05	-	0.014	0.05	<0.001	10.14	-	Rem.	13.76	-

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Análisis microestructural e identificación de fases vía EDS

3.1.1 Junta con holguras de 0,5; 0,3 y 0,0 para un tiempo de 10 min.

En la Figura 1 son presentadas las microestructuras de la unión soldada para los tres diferentes tamaños de holgura, estas micrografías fueron obtenidas por MEB utilizando la técnica de electrones retrodispersados (BSE). Las mismas constituidas por diversas fases, las cuales pueden ser diferenciadas por su contraste, posibilitando la distinción de la microestructura formada en la región soldada. La fases marcadas como "a" (holgura 0,5 y 0,3) y "A" (holgura 0,0), de tonalidad más clara en la microestructura de la junta (figura 1), corresponde a la solución sólida rica en níquel, la cual también es conocida como " γ -Ni"[14,16]. Esta fase se encuentra formando una capa continua a partir de la interfaz de la unión, así como nódulos en la región central. Ya las fases marcadas como "b" y "c", de tonalidad ploma intermedia y oscura respectivamente, corresponden a intermetálicos compuestos por altos contenidos de fósforo, como es presentado en la tabla 2. Por otro lado, para la holgura de 0,0 mm (figura 1c), las fases identificadas muestran variación en los elementos que las conforman (tabla 2). Es por este motivo la denominación diferente, sin embargo esencialmente corresponden a fases similares a las encontradas en las otras

condiciones. Las fases marcadas como “B” y “C” son intermetálicos compuestos por altos contenidos de Cr y P.

Estableciendo una relación estequiométrica $[(Ni+Cr)/P]$ y (Ni/P) con los datos de la análisis químicos mostrados en la tabla 2, es posible identificar las fases encontradas en las juntas soldadas del AID UNS S32705 (Figura 1). Además, debe ser considerada la solubilidad de P en Ni (0,105 at.%) y en Fe (5 at.%). De esta forma, siguiendo los criterios antes mencionados, las regiones marcadas como: “b”, y “B” por poseer una relación $[(Ni+Cr)/P]$ superior a 2, podrían ser identificadas como fosfuros $Ni_{12}P_5$ o $(Ni,Cr)_3P$. Por otro lado las fases “c” y “C” se tratarían de fosfuros $(Ni,Cr)_2P$ por presentar una relación cercana a 2, como puede verificarse en la tabla 2. Regiones eutécticas formadas por γ -Ni en forma de láminas dentro de una matriz de fosfuro $(Ni,Cr)_2P$ identificadas como RE en la figura 1, son observadas en la microestructura de la junta. Estas estructuras eutécticas resultan del poco tiempo de proceso de soldadura.

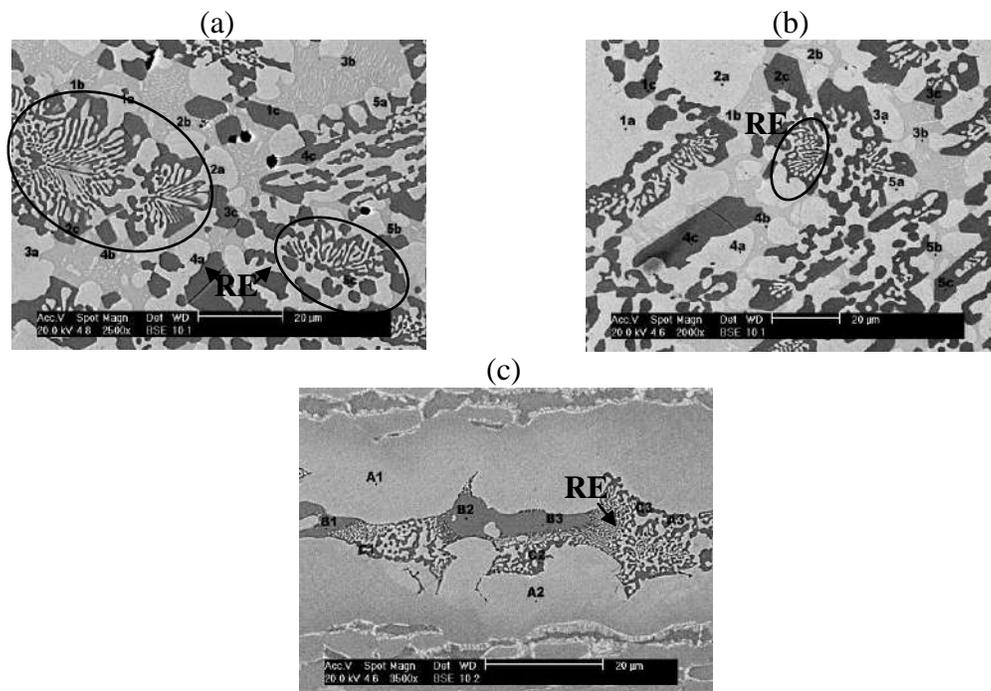


Figura 1. Microestructura de la unión soldada con proceso de soldadura fuerte del AID UNS S32705 para el tiempo de 10 min con holguras de a) 0,5; b) 0,3 y c) 0,0 mm.

Tabla 2. Análisis química vía EDS de las regiones indicadas en la Fig. 1

Holgura (mm)	Región	Composición Química (at.%)					Relación [(Ni+Cr)/P]	Relación (Ni)/P
		Ni	Fe	Cr	P	Si		
0,5	a	66.21	19.43	12.16	1.39	0.81	-	-
	b	60.73	6.32	8.82	22.44	1.68	-	2.71
	c	32.96	5.77	29.30	30.48	1.49	2.04	-
0,3	a	60.56	24.30	12.81	1.42	0.92	-	-
	b	58.18	8.67	8.39	23.07	1.69	-	2.52
	c	29.75	7.27	29.44	31.77	1.77	1.86	-
0,0	A	42.53	37.73	17.86	1.12	0.75	-	-
	B	16.96	19.65	39.10	23.00	1.30	2.44	-
	C	25.23	14.93	29.37	29.09	1.39	1.88	-

3.1.2 Junta con holguras de 0,5; 0,3 y 0,0 para un tiempo de 30 min.

La figura 2 presenta las micrografías de la unión soldada para los tres diferentes tamaños de holgura para el tiempo de proceso de 30 min.

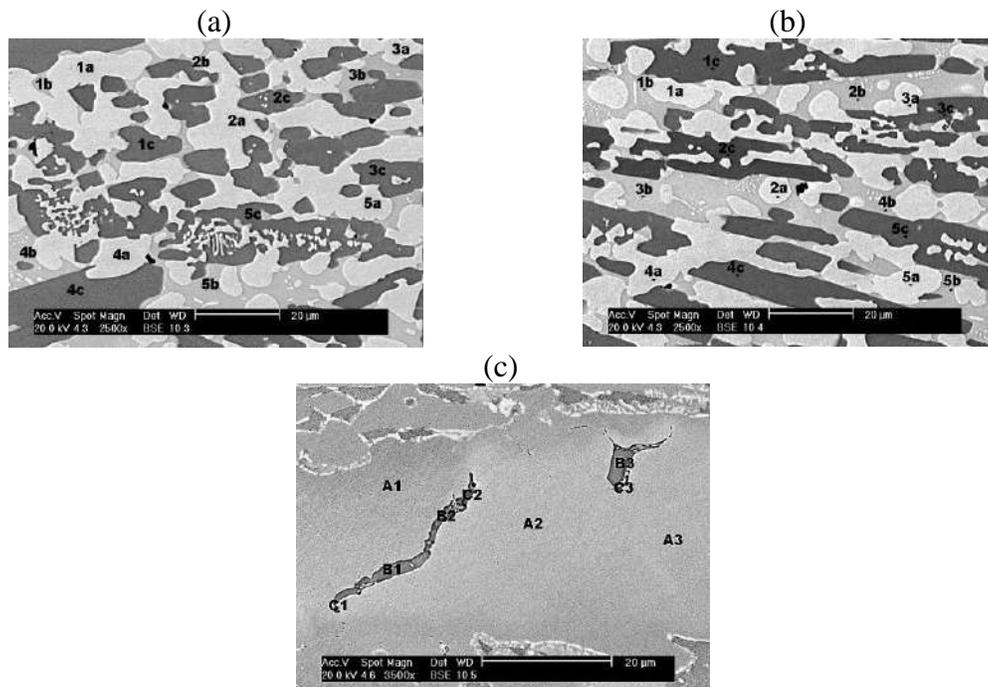


Figura 2. Microestructura de la unión soldada con proceso de soldadura fuerte del AID UNS S32705 para el tiempo de 30 min con holguras de a) 0,5; b) 0,3 y c) 0,0 mm.

Al igual que para el tiempo de soldadura de 10 min la microestructura observada está compuesta por tres fases: a solución sólida γ -Ni marcada como “a” y “A”, los fosfuros “b”, “B”, “c” y “C”, con variación considerable en el contenido de Ni, Cr y P, conforme muestra la tabla 3. Al establecer la relación [(Ni+Cr)/P] y (Ni/P) con los datos de la análisis química mostrados en la

tabla 3, se corrobora la formación de fosfuros $Ni_{12}P_5$ o $(Ni,Cr)_3P$ (fases “b” y ”B”), así como también, fosfuros $(Ni,Cr)_2P$ para las fases “c” y “C”. La morfología de las fases, destaca la disminución de las fases “c” y “C” en todos los casos, debido principalmente a la inestabilidad de esta fase cuando son comparadas con las otras fases. El tiempo de soldadura modifica la microestructura desapareciendo regiones eutécticas. Para la holgura de 0,0 la fase principal observada es la solución sólida γ -Ni, con pequeñas islas de intermetálicos, siendo esta la condición ideal de soldadura fuerte, ya que no se observa formación de intermetálicos continuos.

Tabla 3. Análisis química vía EDS de las regiones indicadas en la Figura 2

Holgura (mm)	Región	Composición Química (at.%)					Relación [(Ni+Cr)/P]	Relación (Ni)/P
		Ni	Fe	Cr	P	Si		
0,5	a	64.12	20.37	13.18	1.42	0.91	-	-
	b	59.89	6.74	8.74	23.09	1.55	-	2.59
	c	32.18	5.63	28.54	31.98	1.68	1.9	-
0,3	a	68.01	18.64	11.27	1.11	0.96	-	-
	b	60.88	6.66	9.05	21.85	1.56	-	2.78
	c	33.10	4.95	28.92	31.38	1.65	1.97	-
0,0	A	29.59	28.29	15.96	1.28	1.03	-	-
	B	16.50	12.06	27.10	24,23	1.55	1.80	-
	C	26.79	20.98	25.83	22.23	1.60	2.34	-

Al observar la región de la interface es posible distinguir la degradación de la fase ferrítica. La morfología de esta fase así como los elementos que la conforman corresponden a la formación de fase sigma, como puede verificarse en la micrografía y espectrograma mostrados en la figura 3, la formación de esta fase es probablemente promovida por el ciclo térmico durante el enfriamiento.

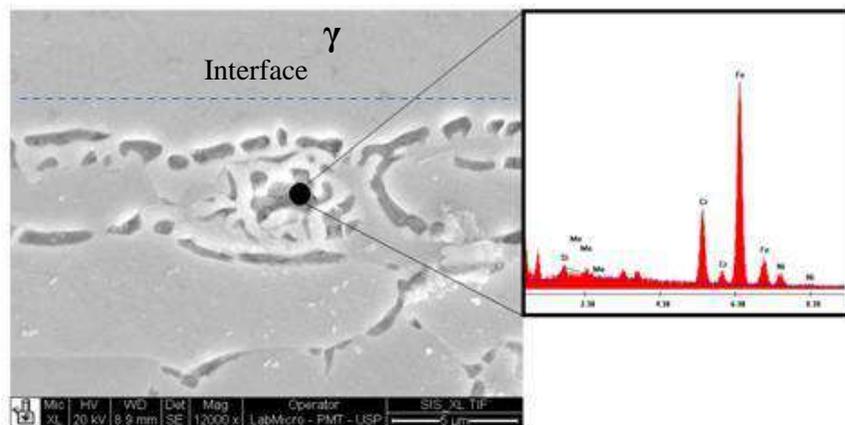


Figura 3. Análisis de la descomposición de la ferrita cerca de la interface de la junta soldada para el AID UNS S32705 [17].

4 CONCLUSIONES

Con base en las técnicas experimentales utilizadas se puede concluir que:

- La junta soldada con holgura de 0,5 mm y tiempo de 10 min está constituida por grandes regiones eutécticas constituidas por la solución sólida γ -Ni y fosfuros de Ni, mostrándose en mayor proporción cuando comparado con las juntas de 0,3 y 0,0 mm.
- Las fases identificadas para las juntas soldadas, independiente del tiempo de soldadura, fueron fosfuros Ni_{12}P_5 o $(\text{Ni},\text{Cr})_3\text{P}$, así como también, fosfuros $(\text{Ni},\text{Cr})_2\text{P}$.
- Los intermetálicos formados en el centro de la junta, permanecen continuos para los tres tipos de holguras (0,3 y 0,5mm) para el tiempo de soldadura de 10 min e de 30 min.
- La holgura de 0,0 mm y tiempo de soldadura de 30 min se presenta como “ideal” debido a la continuidad de la solución sólida γ -Ni a lo largo de la junta.
- La región del metal de base cercana a la interfaz de la junta, presenta la formación de fase sigma.

5 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. NILSSON J. O. “Super duplex stainless steel”. Materials Science and Technology, August 1992. 8: p.p. 685-700.
2. SOLOMON, H.D.; DEVINE, T. M. A tale of two phases in Conference Duplex Stainless Steel’s82” Proceedings.St. Louis, Estados Unidos. p. p. 693-756, 1982.
3. GUNN, R.N., Duplex Stainless Steel. 2009, London.
4. BRANDI, S.D., Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S31803, p. 241. Tese Doutorado, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1992,
5. KARLSSON, L.E.A.G., Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steel and weld metal metallurgy, influence on properties and welding aspects. Welding in the world, 43: p.p. 70-41, 1999.
6. BRANDI, S. D. . Weldability and brazeability of lean, duplex and superduplex stainless steels. IN: Duplex Conference, Paris, França: Duplex World, v. único. p. 1-10, 2010.
7. UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚÑEZ, C. J. “Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding”. Journal of Materials Processing Technology 182 p. 624–631, 2007.
8. CARVALHO JR., C., “Estudo da brasabilidade de aço inoxidável duplex UNS S31803”. p 101. Tese Mestrado, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1999.
9. BRANDI, S.D.; LIU, S.; J.E. INDACOCHEA, Brazeability and solderability of engineering materials, ASM Metals Handbook, ed. 10. Vol. 6. 1993.

10. SCHWARTZ, M., *Brazing: For the engineering technologist*. Chapman & Hall. New York, 1995.
11. PATEE, H.E. - "High Temperature Brazing" IN: *Source Book on Brazing and Brazing Technology*, ASM, p.p. 18-63, 1980.
12. LUGSCHEIDER, E., PARTZ, K. D., "High temperature brazing of stainless steel with nickel-based filler metals BNi-2, BNi-5, BNi-7". *Welding Journal*, p.p. 160-164, 1983.
13. CHIU, L.H.; HSIEH W. C.; WU, C. H., "Cooling rate effect on vacuum brazed joint properties for 2205 duplex stainless steel". *Materials Science and Engineering*354: p.p. 82-91, 2003.
14. XINJIAN YUAN; CHUNG YUNG KANG; MYUNG BOK KIM, "Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni-Si-B filler metal". *Materials Characterization*, 60(9): p.p. 923-931, 2009.
15. SANTOS, C. R.; KUNIOSHI, C.; CARVALHO JR, C. ; BRANDI, S. D. "Metallographic characterization of 2205 duplex stainless steel brazed joint". *Welding International*, v. 22, p.p. 79-88, 2008.
16. PHILIPS, N. R.; LEVI, C. G.; EVANS A. G. "Ductile-Phase toughening of brazed joints". *Metall. Mater. Trans. A* v. 40A, p.p. 1413-1421, 2009.
17. Andrade Centeno, D.M.; Carvalho Jr., C.; Brandi, S.D. "Brasagem dos Aços Inoxidáveis Duplex 'Baixa Liga' UNS S32101, UNS S32304 e Superduplex UNS S32750 com Metal de Adição AWS A5.3 Tipo BNi-7 (Ni-Cr-P)", *Soldagem e Inspeção*, 2013 (aprovado para publicação).