

**UNIVERSIDAD TÉCNICA FEDERICO SANTA MARÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y DE MATERIALES
VALPARAÍSO – CHILE**



**MEJORA DE LA FIABILIDAD EN LA PRODUCCIÓN DE ACEROS
DÚPLEX DE LA NORMA ASTM A890 GRADO 4-A**

Daniel Esteban Barra Muñoz

**Memoria de titulación para optar al título de Ingeniero Civil
Metalúrgico**

**Profesor Guía: Manuel Cabrera Contreras
Co-Referente: José Miguel Zúñiga Zúñiga**

JUNIO DE 2021

Este trabajo está dedicado a mi familia Barra Muñoz. En especial a mi hija Sofía Paz Barra Yáñez, quien me dio las fuerzas y el ánimo para no rendirme y cumplir el objetivo.

AGRADECIMIENTOS

Mi principal agradecimiento es para mis padres Elba Muñoz Pradel y Wilfredo Barra Paredes, por brindarme incondicionalmente su amor y apoyo en todo mi proceso de formación y crecimiento durante estos 28 años de vida.

Darles las gracias a mis hermanos, Gonzalo Barra Muñoz, Lilian Barra Muñoz y Lucila Barra Parra, por ser un apoyo incondicional en mi vida.

Agradecer a mi pareja Paulina Yáñez Arias por todo el apoyo, cariño y amor que me ha brindado, y por darme el regalo más hermoso de mi vida, nuestra hija Sofía Paz. Gracias por hacerme enormemente feliz cada día.

A los profesores que fueron un aporte y que me ayudaron en mi formación como profesional: Héctor Henao, Juan Donoso, Waldo Valderrama, Julio Zumaeta, Claudio Aguilar, J.P. Ibáñez, Nicolas Araya, Leslie Collao, Jorge Soriano, Patricio Revecó, Sebastián Amaro, Marco Vera y Víctor Babarovich.

Mención especial a tres profesores y mentores: Manuel Cabrera, Sergio Estay y Alberto Monsalve, de los cuales estoy eternamente agradecido por ser parte de mi formación como profesional y adulto. Su entrega de consejos, conocimientos y amistad serán parte de mi durante toda la vida. Agradezco su entrega, paciencia y confianza.

Agradezco de igual manera a los funcionarios del DIMM: Carolina González, Pedro Húmeres, Bernardita Mena, Nelson Valenzuela, Linda Mella, Juan Verdejo, Gonzalo Gutiérrez, Dana Gentil y don Galvarino.

A todos aquellos que me acompañaron durante mi paso por la Universidad, en especial mis amigos: Camilo G., Rafael A., Felipe G., Héctor M., Joaquín G., Jorge L., Miguel D., Brayan D., Matías A., Matías M., Jorge C., Alejandro C., Leonardo P. Danilo U. Felipe C., Diego R., Gerardo M., Luis O., Gonzalo P., Camilo C., Daniel B., Jehisson R., Tamara S., Carla A., Claudia S., Catalina C., Gabriela O., Karla C. y Viviana Q., con quienes compartí experiencias inolvidables. Gracias por su cercanía y apoyo.

Por último, agradecer a TECNOMETAL por permitirme realizar mi memoria en su empresa, en especial a José Zúñiga.

RESUMEN

Los aceros inoxidable dúplex fundidos son especificados según la norma ASTM A890, donde la microestructura esperada es una proporción volumétrica equivalente de ferrita y austenita, la cual debe estar libre de fases indeseadas. La búsqueda de este tipo de microestructura se debe principalmente a la mayor resistencia al proceso de corrosión por pitting y a sus excelentes propiedades mecánicas en comparación a los aceros inoxidable tradicionales. La norma ASTM A890 especifica los siguientes requerimientos para catalogar este tipo de aceros según sus diferentes grados: composición química, propiedades mecánicas y tratamientos térmicos genéricos. Uno de los grados de la norma ASTM A890 más solicitados en la fundición Tecnometal es el 4-A, el cual, para predecir su microestructura, la fundición utiliza el diagrama de Schaeffler de soldadura. Al realizar un análisis de la microestructura esperada en función de la composición química del grado 4-A, teniendo como referencia el diagrama de Schaeffler, el intervalo de la cantidad de ferrita obtenida es muy amplio, por lo que se puede esperar que el comportamiento en servicio de las piezas fabricadas sea distinto.

En este proyecto de memoria se obtuvo una correlación para predecir la cantidad de ferrita en función de la composición química de los aceros ASTM A890 grado 4-A a partir de datos experimentales, los cuales se obtuvieron a través de testigos de coladas del acero mencionado. El tratamiento térmico aplicado a los testigos de colada fue el especificado por Tecnometal. Los datos obtenidos, fueron complementados con información de publicaciones científicas. La correlación se obtuvo a través de una regresión lineal múltiple, donde las variables independientes son el porcentaje en peso de los principales elementos en este tipo de aleaciones y la variable dependiente es el porcentaje de ferrita. El resultado de la correlación fue exitoso, en donde se validó con dos condiciones impuestas: consistencia de coeficientes de los elementos y R^2 mayor a un 80%. Los coeficientes obtenidos del nitrógeno y molibdeno difieren respecto a otros autores, esto se debe a la poca robustez del modelo. Gracias a la correlación obtenida, se pudo realizar un diagrama análogo al diagrama de Schaeffler, el cual es aplicable a aceros ASTM A890 grado 4-A fabricados en las condiciones que tiene Tecnometal, en donde es posible predecir una cantidad de ferrita que varía entre un 30% a 70%.

ABSTRACT

Cast duplex stainless steels are specified according to ASTM A890, where the expected microstructure is a balanced volumetric proportion of ferrite and austenite, which must be free of unwanted phases. The search for this type of microstructure is mainly due to the greater resistance to the corrosion process and high mechanical properties. The ASTM A890 standard specifies the following requirements to classify this type of steels according to their different grades: chemical composition, mechanical properties and generic heat treatments. One of the most requested ASTM A890 grades in Tecnometal foundry is the 4-A grade, which, to predict its microstructure, the foundry uses the Schaeffler weld diagram. When performing an analysis of the expected microstructure based on the chemical composition of the aforementioned grade, taking the Schaeffler diagram as a reference, the range of the amount of ferrite is very wide. So it can be expected the in-service performance to vary among the manufactured parts.

In this work, a model was obtained to predict the amount of ferrite as a function of the chemical composition of ASTM A890 grade 4-A steels, from experimental data, which were obtained through test coupons that the foundry has for check the chemical composition of the castings of this material. The heat treatment applied to the test coupons is that specified by Tecnometal. The data were supplemented with information from scientific publications. The model was obtained through a multiple linear regression, where the independent variables are the percentage by weight of the main elements in this type of alloys and the dependent variable is the percentage of ferrite. Coefficients obtained such as nitrogen and molybdenum differ from other authors, this is due to the low robustness of the model.

Given the correlations obtained, it was possible to make a diagram analogous to the Schaeffler diagram, which is applicable to ASTM A890 grade 4-A steels manufactured under the conditions that Tecnometal has, where it is possible to predict an amount of ferrite that varies between a 30% to 70%.

ÍNDICE

ABSTRACT	5
ÍNDICE DE FIGURAS.....	8
ÍNDICE DE TABLAS	10
1. INTRODUCCIÓN GENERAL.....	11
1.1 Introducción	11
1.2 Definición del problema.....	14
1.3. Objetivos	14
1.3.1. Objetivo General	14
1.3.2. Objetivos Específicos.....	14
2. CONTEXTO Y MARCO TEÓRICO	15
2.1 Contexto.....	15
2.2 Antecedentes teóricos.....	16
2.2.1 Aceros dúplex.....	16
Descripción.....	17
Solidificación	17
Transformaciones de fases en estado sólido post solidificación	21
Tratamiento Térmico	27
Solubilidad de los elementos en las fases ferrita y austenita.....	29
2.2.2 Efecto del contenido de ferrita en la velocidad de corrosión en los aceros dúplex	30
2.2.3 Predicción de la cantidad de ferrita	32
Diagrama de Schaeffler	32
Diagrama de Delong	33
Diagrama WRC-1992.....	34
Diagrama de Schoefer	34
Correlaciones empíricas propuestas por distintos autores	37
2.2.4 Métodos de medición de la cantidad de ferrita	37
Método de metalografía cuantitativa.....	38
Métodos magnéticos	40
Método de difracción de Rayos X	42
2.2.5 Comparación de métodos para determinar contenido de ferrita	42

3.	DESARROLLO EXPERIMENTAL	44
3.1	Elaboración de testigos de colada.....	44
3.2	Medición de composición química.....	46
3.3	Tratamiento térmico.....	47
3.3	Corte de probetas y preparación metalográfica.....	48
4.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	50
4.1	Composición química de las muestras	50
4.2	Porcentaje de ferrita medido	50
	Efecto de la cantidad de ferrita en la sección transversal.....	50
	Cantidad de ferrita medida	52
	Comparación de la cantidad de ferrita en cupones de prueba con diagrama de Schaeffler	52
4.3	Correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq}	53
	Obtención de correlaciones	53
	Comparación con otros autores.....	57
4.3	Modelo o correlación de la cantidad de ferrita	57
	Comparación del modelo con los datos reales.....	58
4.4	Validación del modelo o correlación de la cantidad de ferrita.....	59
	Condición: análisis de consistencia según elementos ferríticos y austeníticos	59
	Condición: coeficiente de correlación mayor a 0,8.	60
4.5	Diagrama de predicción de la cantidad de ferrita	60
	Intervalo del porcentaje de ferrita con restricciones	61
4.6	Consideraciones finales.....	62
5.	CONCLUSIONES.....	64
6.	REFERENCIAS	65
	ANEXO 1: Proceso de producción de piezas del acero ASTM A890 grado 4-A.....	68
	ANEXO 2: Requerimientos que especifica la norma ASTM A890 grado 4-A	70
		70
	ANEXO 3: Temperatura real en el horno de tratamientos térmicos de Tecnometal	71
	ANEXO 4: Metalografías	73

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Microestructura típica de un acero inoxidable dúplex en calidad fundido y tratado térmicamente [2].	11
Figura 2: Diagrama de Schaeffler modelado, en donde se muestra las zonas o regiones de la cantidad de ferrita según composición química de la norma ASTM A890 grado 4-A, cantidad de ferrita según datos de análisis químicos de productos de Tecnometal y la cantidad de ferrita esperada en aceros dúplex.	13
Figura 3: Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 19% Cr (% en peso), aleación rica en Cr [40].	18
Figura 4: Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 19% (% en peso), aleación cercana al campo trifásico $L + \alpha + \gamma$ [40].	19
Figura 5: Ilustración esquemática de la solidificación completamente ferrítica y solidificación ferrítica – austenítica [9].	20
Figura 6: Cambios en la morfología de austenita (fase color blanco) como resultado de diferentes temperaturas de formación, a) austenita formada en la solidificación del tipo flip-flop (γ_1). b) austenita primaria (γ_1) formada en solidificación y austenita secundaria (γ_2) formada por la transformación $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma_2$ [2].	21
Figura 7: Austenita secundaria morfología tipo Widmannstätten [10].	22
Figura 8: Morfología de la austenita terciaria [10].	22
Figura 9: Diagrama de relación de fases vs temperatura para el sistema 22%Cr – 5%Ni – 3%Mo – 0.2%N [2].	23
Figura 10: Diagrama TTT de posibles fases intermetálicas en aceros inoxidables dúplex [7].	24
Figura 11: Diagrama esquemático que muestra la formación de fase sigma en un acero inoxidable dúplex a través de la reacción eutectoide de la fase ferrítica [15].	25
Figura 12: Contraste entre fase sigma y fase chi bajo microscopio electrónico de barrido [16].	26
Figura 13: Diagrama de Fases pseudobinario Fe-Cr-Ni sección a 70% Fe [2].	28
Figura 14: PREN y porcentaje de ferrita estimada por microscopio óptico de las aleaciones ensayadas [4].	30
Figura 15: Curvas de polarización potenciodinámicas a 26°C en 3.5% NaCl; 0.5 [mVs-1] [4].	31
Figura 16: Diagrama de Schaeffler [21].	32
Figura 17: Diagrama Delong [22].	33
Figura 18: Diagrama WRC-1992 [23].	34
Figura 19: Diagrama de Schoefer [25].	35
Figura 20: Efecto en la temperatura del tratamiento térmico en el diagrama de Schoefer [26].	36

Figura 21: a) Cuadrícula circular y b) cuadrícula cuadrada [28].	38
Figura 22: Ejemplo que muestra una cuadrícula de prueba superpuesta utilizada para el método de contabilización de puntos.	40
Figura 23: Magne-Gage.	41
Figura 24: Ferritoscopio FMP 30.	41
Figura 25: Equipo de difracción de rayos X.	42
Figura 26: Geometría de los cupones de prueba realizados.	43
Figura 27: Operador del horno extrayendo muestra del líquido para cupón de análisis químico.	45
Figura 28: Coquilla en donde es solidificado el cupón de análisis químico.	45
Figura 29: Cupón de análisis químico recién extraído del horno.	46
Figura 30: Cupón de análisis químico previamente a ser separado de la coquilla.	46
Figura 31: Preparación superficie cupón de análisis químico	46
Figura 32: Cupón de prueba con superficie lisa previo a realizar análisis químico.	46
Figura 33: Espectrómetro de emisión óptica, Marca Bruker Elemental, Modelo Q6 Culumbus.	47
Figura 34: Análisis químico cupón de prueba.	47
Figura 35: Horno de resistencia eléctrica, marca Carbolite – modelo 3215.	48
Figura 36: Cortadora del departamento de metalurgia UTFSM.	48
Figura 37: Corte sección transversal cupón de prueba de análisis químico.	48
Figura 38: Cupón de prueba de acero dúplex post ataque químico.	49
Figura 39: Ubicaciones en donde se realizaron las mediciones de la cantidad de ferrita diametralmente.	51
Figura 40: Porcentaje de ferrita medida diametralmente	51
Figura 41: Comparación de los resultados de la cantidad de ferrita obtenidos en cupones de prueba y el diagrama de Schaeffler.	53
Figura 42: Regresión lineal múltiple utilizando el software Minitab 19.	55
Figura 43: Resultados regresión lineal múltiple.	55
Figura 44: Comparación de la cantidad de ferrita real y simulada.	58
Figura 45: Diagrama de predicción del porcentaje de ferrita post tratamiento térmico según fundición Tecnometal en aceros que cumplen la composición química según la norma ASTM A890 grado 4-A.	61
Figura 46: Intersección de las zonas (marcada en azul) o restricciones de la cantidad de ferrita según composición química de la norma ASTM A890 grado 4-A, cantidad de ferrita según datos de análisis químicos de productos de Tecnometal, cantidad de ferrita esperada en aceros dúplex y cantidad de ferrita según el PREN.	62

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1: Desarrollo de las correlaciones del PREN desde 1969 hasta 1995 (% en peso) [2]. ...	17
Tabla 2: Estructuras cristalinas y parámetros de red de fases que aparecen en aceros inoxidables dúplex [7].	24
Tabla 3: Máxima solubilidad de los elementos de aleación en hierro α y γ (% en peso) [20]. ..	29
Tabla 4: Restricción de composición química del diagrama de Schoefer [25].	36
Tabla 5: Composición química aceros dúplex fundidos (% en peso).	43
Tabla 6: Resumen de los datos obtenidos en el estudio realizado por V. Kaña y colaboradores.	44
Tabla 7: Preparación carga en el horno acero ASTM A890 grado 4-A fundición Tecnometal....	45
Tabla 8: Composición química de cupones de pruebas analizados (% en peso).	50
Tabla 9: Promedio del porcentaje de ferrita medida y su respectiva desviación estándar.....	52
Tabla 10: Datos obtenidos a través de publicaciones para poder realizar la regresión lineal múltiple.....	54
Tabla 11: Expresiones de Creq y Nieq propuestas por distintos autores.	57

1. INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1 Introducción

Los aceros inoxidable dúplex de calidad fundidos, se especifican según la norma ASTM A890 y presentan una microestructura compuesta de ferrita y austenita. Como consecuencia de las fases presentes, estos aceros poseen una mayor resistencia mecánica, mayor resistencia a la corrosión por picado (pitting), mayor resistencia a la corrosión bajo tensiones (stress corrosion cracking) y una mejor soldabilidad en comparación con los aceros inoxidable austeníticos y/o ferríticos tradicionales. La proporción volumétrica esperada de la fase ferrítica varía entre un 40% y 60% según la literatura. La norma no especifica las proporciones de las fases mencionadas, sin embargo, si especifica otros requerimientos para sus diferentes grados: composición química, propiedades mecánicas, tratamientos térmicos genéricos y, en casos que el cliente lo exija, ensayos no destructivos [1].

En la Figura 1 se presenta una microestructura típica de estos aceros en calidad fundido y tratado térmicamente.

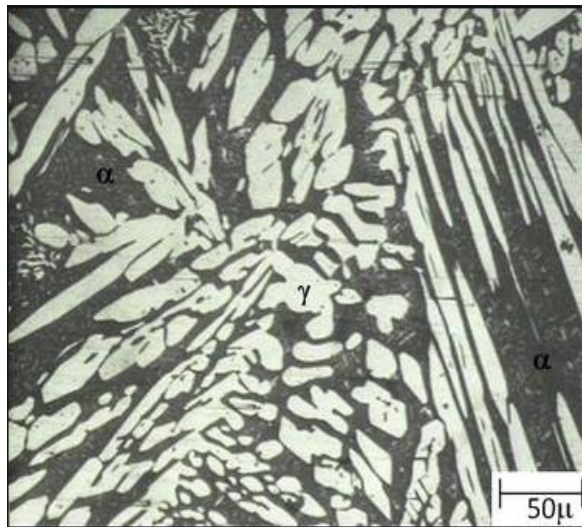


Figura 1: Microestructura típica de un acero inoxidable dúplex en calidad fundido y tratado térmicamente [2].

Los aceros inoxidable dúplex son una familia de materiales actualmente relevante para los procesos que utilizan agua de mar, como por ejemplo la desalinización, ya que son materiales que resisten al proceso de corrosión en sistemas de agua clorurados. Otras aplicaciones en distintas industrias son: desulfuración de gases de combustión, petróleo y gas, biocombustibles, alimentos, transportes de pulpas y residuos corrosivos [3].

La finalidad de tener una proporción balanceada de las fases ferrita y austenita es que el comportamiento en servicio de las piezas fabricadas sea lo más constante posible, ya que la velocidad de corrosión no depende solamente del PREN (pitting resistance equivalent number). Estudios realizados previamente han comprobado que al tener distintas cantidades de ferrita en un acero fundido dúplex, la velocidad de corrosión disminuye cuando la cantidad de ferrita y austenita son equivalentes [4]. En casos extremos, un exceso de ferrita puede provocar una precipitación en la microestructura de Cr_2N , por el contrario, un exceso de austenita puede provocar una precipitación de la fase sigma en la microestructura. Por lo tanto, si tenemos una diferencia muy alta en la proporción ferrita/austenita y/o alguna fase intermetálica precipitada, estas afectaran negativamente a las propiedades de corrosión [5] y con ello no puede garantizarse una mejor calidad de productos fabricados con este tipo de material.

La fundición de aceros Tecnometal fabrica piezas según la norma ASTM A890, y uno de los grados más solicitado es el 4-A, siendo el espesor máximo para este tipo de aceros de 50 [mm].

Actualmente Tecnometal, para estimar el tipo de microestructura que tienen sus piezas fabricadas del material dicho anteriormente, utiliza el diagrama de Schaeffler de soldadura. Al trabajar con este diagrama como referencia (ver Figura 2), se pueden apreciar tres zonas o superficies, que corresponden a los intervalos de la cantidad de ferrita que se puede obtener en aceros ASTM A890 grado 4-A, en términos de Cr_{eq} y Ni_{eq} :

- Zona 1: intervalo de la cantidad de ferrita obtenido según la composición química de la norma ASTM A890 grado 4-A.
- Zona 2: intervalo de la cantidad de ferrita según datos de análisis de composición química de productos fabricados en la fundición Tecnometal.
- Zona 3: intervalo de la cantidad de ferrita esperada en aceros inoxidables dúplex.

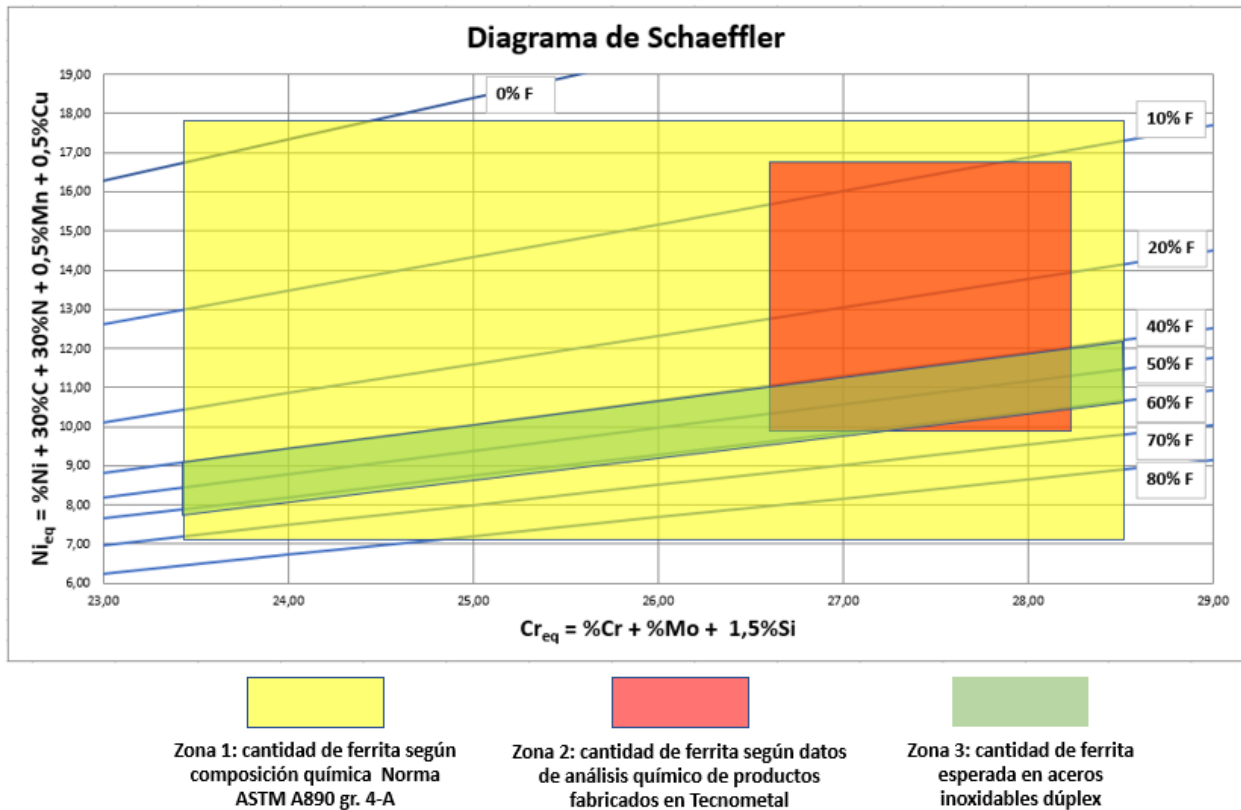


Figura 2: Diagrama de Schaeffler modelado, en donde se muestra las zonas o regiones de la cantidad de ferrita según composición química de la norma ASTM A890 grado 4-A, cantidad de ferrita según datos de análisis químicos de productos de Tecnometal y la cantidad de ferrita esperada en aceros dúplex.

Al realizar un análisis de la figura anterior, respecto a los rangos de composición química, en términos de Cr_{eq} y Ni_{eq} sugerido por la norma (zona 1), pueden ocasionar eventualmente cantidades de ferrita y austenita muy diferentes. Si bien Tecnometal restringe su rango de composición química en comparación a la norma (zona 2), esta no es del todo efectiva, ya que aun así se puede obtener cantidades de ferrita y austenita muy disímiles.

Con estos antecedentes Tecnometal tiene como finalidad fabricar piezas de acero ASTM A890 grado 4-A, conservando su protocolo del tratamiento térmico, en donde se pueda predecir su microestructura en función de la composición química del acero. De esta forma, la empresa podrá garantizar aún mejor la calidad de sus productos adaptados a las condiciones de procesamiento existente en la fundición.

1.2 Definición del problema

Actualmente la norma ASTM A890 sugiere rangos de composición química para el grado 4-A, en el cual, considerando como referencia el diagrama de Schaeffler, estos rangos son tan amplios, que se pueden lograr proporciones de ferrita y austenita muy disímiles.

Con el rango de composición restringido que Tecnometal aplica actualmente, si bien se consigue un resultado, éste no es suficiente, ya que aún se obtienen cantidades de ferrita y austenita diferentes. Por lo tanto, el comportamiento en servicio de las piezas será variable y como consecuencia no podrá garantizarse una mejor calidad de las piezas fundidas realizadas con este tipo de material.

1.3. Objetivos

1.3.1. Objetivo General

Predecir la fracción volumétrica de ferrita en función de la composición química (Cr_{eq} y Ni_{eq}) de los aceros ASTM A890 grado 4-A, manteniendo el protocolo de tratamiento térmico aplicado.

1.3.2. Objetivos Específicos

- Cuantificar la cantidad de ferrita previa a la colada de los productos en la fundición Tecnometal.
- Establecer correlaciones entre la composición química y cantidad de ferrita, en términos de Cr_{eq} y Ni_{eq} , para los aceros de la norma ASTM A890 gr. 4-A.
- Proponer un diagrama de predicción de la cantidad de ferrita, en función de las correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq} obtenidas a través de resultados experimentales.

2. CONTEXTO Y MARCO TEÓRICO

2.1 Contexto

Los aceros inoxidables dúplex se han convertido en aleaciones de uso creciente en la industria minera y mecánica chilena debido a las propiedades de este material, dentro de las cuales destaca su alta resistencia al proceso de corrosión por picado, su alta resistencia mecánica y su buena soldabilidad en comparación a los aceros inoxidables austeníticos y/o ferríticos tradicionales. Estas propiedades son consecuencia del tipo de microestructura que poseen estos aceros, la cual es una mezcla de fases compuesta por austenita y ferrita, donde esta última se espera que varíe entre un 40% a un 60% en volumen [6].

La norma que especifica estos aceros de calidad fundido es la ASTM A890, la cual precisa los grados disponibles, rangos de composición química, propiedades mecánicas, tratamientos térmicos genéricos y, en caso de que el cliente lo solicite, ensayos no destructivos. La norma no especifica la cantidad de las fases esperada.

Actualmente, la fundición de aceros Tecnometal tiene dentro de su oferta la fabricación de productos según la norma ASTM A890, en donde uno de los grados más demandados es el grado 4-A, el cual comercialmente es conocido como “2205” debido a que es el equivalente al acero inoxidable 2205 de calidad conformado (UNS S32205). Los tipos de piezas que normalmente fabrica la fundición, del mismo grado mencionado anteriormente, son partes de bombas para impulsar fluidos, como cuerpos de bombas, impulsores y rotores; además se fabrican “bocinas”, las cuales son piezas de geometría tubular de distintos espesores que se utilizan como descanso en ejes.

La fundición utiliza el diagrama de Schaeffler para predecir la microestructura obtenida en función de la composición química de la pieza fabricada post tratamiento térmico aplicado. Sin embargo, este diagrama se realizó para predecir la microestructura de la zona fundida en una soldadura entre aceros inoxidables, y esto no es comparable a predecir una microestructura de piezas fundidas, las cuales, además, tiene un tratamiento térmico. Por lo tanto, hay una incerteza de la cantidad de ferrita que pueden

tener sus productos, lo que no garantiza la excelencia en la calidad de estos, ya que las proporciones de las fases afectarán el comportamiento en servicio de las piezas fabricadas [4].

2.2 Antecedentes teóricos

2.2.1 Aceros dúplex

Descubrimiento

Los aceros inoxidable dúplex se desarrollaron por primera vez en Francia en 1933 a través de un error en la aleación [7]. Se quiso fabricar un acero inoxidable austenítico con una composición de Fe – 18%Cr – 9%Ni – 2.5%Mo, pero, resultó una composición de Fe – 20%Cr – 8%Ni – 2.5%Mo, el cual contenía una alta cantidad de austenita en una matriz ferrítica. Posteriormente se descubrió que cuando se trataba adecuadamente con temperatura, la aleación no era sensible a la corrosión intergranular en diversos ambientes corrosivos.

En 1969, para evaluar la resistencia a la corrosión por picado en acero inoxidable que están sometidos a medios clorurados, se introdujo el concepto de “Pitting Resistance Equivalent Number” (PREN) [8]. La correlación más utilizada para el PREN en la actualidad se aprecia en la ecuación 1.

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 16\text{N} \quad (\text{Ec. 1})$$

El desarrollo de las correlaciones del PREN desde 1969 hasta 1995 se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1: Desarrollo de las correlaciones del PREN desde 1969 hasta 1995 (% en peso) [2].

Source	PRE
Lorenz (1969)	% Cr + 3.3 % Mo
Truman (1978)	% Cr + 3.3 % Mo + 16 % N
Herbsleb (1982)	% Cr + 3.3 % Mo + 30 % N
Gysel (1987)	% Cr + 3.3 % Mo + 1 % N
Heimgartner (1988)	% Cr + 3.3 % Mo + 15 % N + 2 % Cu
Rondelli (1995)	% Cr + 3.3 % Mo + 30 % N - 1 % Mn

Los aceros inoxidables dúplex se clasifican según su resistencia a la corrosión, es decir, su PREN:

$$\text{Lean dúplex} \leq 30 < \text{dúplex} < 40 \leq \text{super dúplex} < 45 \leq \text{hiper dúplex}$$

Descripción

Estos aceros tienen una microestructura compuesta por dos fases, las cuales son ferrita (α) y austenita (γ), donde se espera que las proporciones volumétricas sean equivalentes. Esta microestructura se obtiene a través de un tratamiento térmico post solidificación, sometiendo al acero a una temperatura en la cual se solubilizan las fases intermetálicas y se obtienen las fases ferrita y austenita. Luego el acero es enfriado a través de un temple al agua para mantener estable a temperatura ambiente la mezcla de austenita y ferrita.

Solidificación

La solidificación en este tipo de aceros, que contienen una gran cantidad de elementos aleantes, depende de su composición química. Un modelo propuesto, donde opera un valor $\emptyset$ (ver ecuación 2) el cual predice la fase primaria de solidificación en este tipo de aceros [8]:

$$\emptyset = \text{Ni}_{\text{eq}} - 0.75\text{Cr}_{\text{eq}} + 0.257 \quad (\text{Ec. 2})$$

Las expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} se muestran en las ecuaciones 3 y 4 respectivamente.

$$Cr_{eq} = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2.0Nb + 3.0Ti \quad (Ec. 3)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.31Mn + 22C + 14.2N + Cu \quad (Ec. 4)$$

Si,

$\emptyset \ll 0$: fase primaria en solidificación es ferrita

$\emptyset \gg 0$: fase primaria en solidificación es austenita

$\emptyset \approx 0$: Solidificación es ferrita – austenita

Las opciones de solidificación se detallan a continuación:

1. Si la cantidad de elementos que estabilizan la ferrita es alta en la aleación, el material solidificará en el lado rico en cromo, como lo refleja el diagrama de fases pseudobinario Fe – Cr – Ni de la Figura 3. Inicialmente se forman cristales de ferrita, en donde la solidificación será completamente ferrítica ($L \rightarrow \alpha$). Posteriormente a la solidificación, se produce la siguiente transformación en estado sólido: $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$, lo que da como resultado una precipitación inter e intragranular de la fase austenítica.

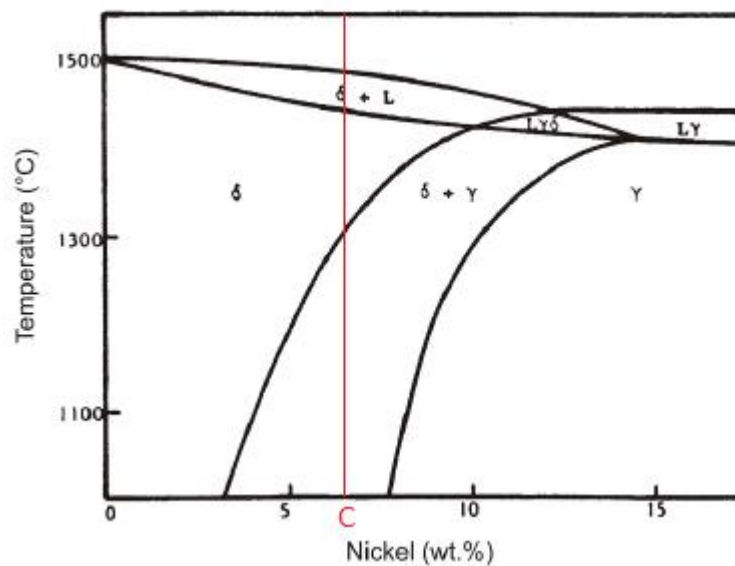


Figura 3: Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 19% Cr (% en peso), aleación rica en Cr [40].

2. La Solidificación del tipo “flip-flop”, ocurre en composiciones cercanas al campo trifásico $L + \alpha + \gamma$, como lo refleja el diagrama de fases pseudobinario Fe – Cr – Ni de la Figura 4. La aleación contiene una mayor cantidad de elementos estabilizadores de la fase austenítica (especialmente nitrógeno y níquel) a diferencia de la solidificación anterior. En este caso, la fase primaria en la solidificación es la ferrita, por lo tanto, la fase líquida disminuye la concentración de elementos alfégenos y aumenta la concentración de elementos gammágenos, ya que la ferrita formada expulsa hacia el líquido los elementos estabilizadores de la austenita. Como consecuencia, el equilibrio se va desplazando hacia al campo trifásico $L + \alpha + \gamma$ a medida que avanza la solidificación. La formación de austenita conduce a que la concentración de elementos estabilizadores de esta fase disminuya en la fase líquida, entonces, la solidificación de la ferrita se ve favorecida nuevamente. Este tipo de cristalización es en realidad una solidificación simultanea de dendritas de α y cristales interdendríticos de γ .

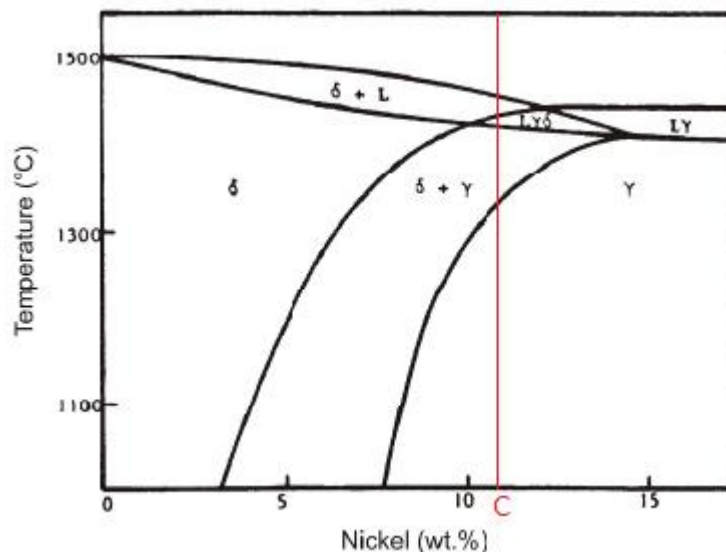


Figura 4: Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 19% (% en peso), aleación cercana al campo trifásico $L + \alpha + \gamma$ [40].

Un esquema de los dos tipos de solidificaciones mencionados anteriormente se puede observar en la Figura 5, en donde se puede lograr una solidificación completamente ferrítica (dendritas de ferrita) y una solidificación simultánea de dendritas de ferrita y austenita.

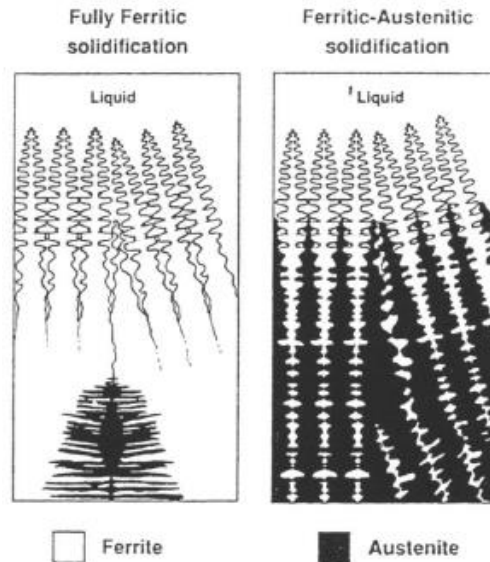


Figura 5: Ilustración esquemática de la solidificación completamente ferrítica y solidificación ferrítica – austenítica [9].

La solidificación del líquido y la formación de ferrita y/o austenita obedecen a las leyes termodinámicas y a los mecanismos de nucleación y crecimiento. La fuerza impulsora para la formación de núcleos surge a partir del sobreenfriamiento (ΔT) del líquido, ocurriendo en la pared del molde. A mayor sobreenfriamiento, más núcleos aparecen, los cuales crecen lentamente debido a la difusión. De lo contrario, un menor sobreenfriamiento del líquido conduce a la formación de unos pocos núcleos, pero de rápido crecimiento.

La solidificación es influenciada fuertemente por la velocidad de enfriamiento, si esta última es rápida, entonces promoverá una solidificación completamente ferrítica y con una menor segregación de los elementos aleantes. Por el contrario, una velocidad de enfriamiento lenta promoverá una solidificación de dos fases (ferrita y austenita) y una mayor segregación de los elementos aleantes.

Transformaciones de fases en estado sólido post solidificación

Una vez solidificada la aleación según el diagrama de fases Fe – Cr – Ni, ocurre parte de la transformación de la ferrita en austenita: $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma_2$. Para diferenciar los tipos de austenitas según sus morfologías, se realiza la siguiente distinción: la austenita primaria (γ_1) es la que proviene de la fase líquida como resultado de la solidificación del tipo “flip-flop”, y la austenita secundaria (γ_2) se forma por transformación en estado sólido de la fase ferrítica. Tanto la austenita formada en la solidificación (γ_1) y la austenita secundaria (γ_2) se distinguen por sus distintas morfologías en la Figura 6 [2].

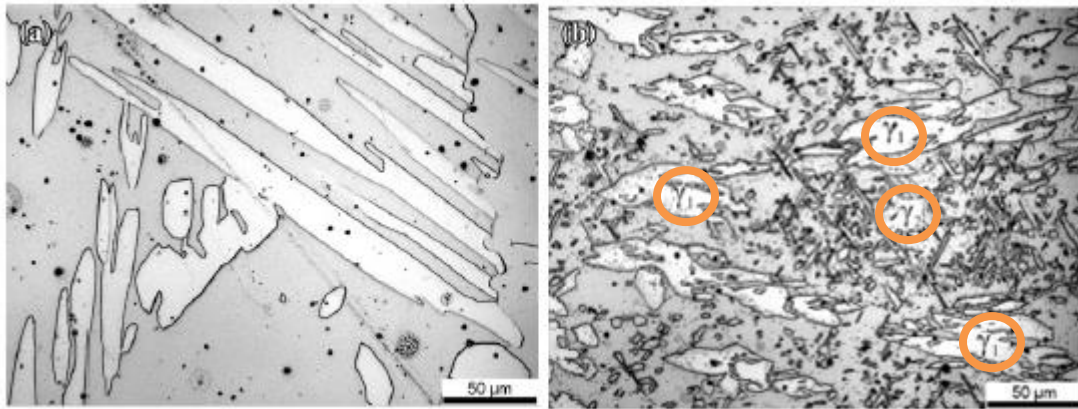


Figura 6: Cambios en la morfología de austenita (fase color blanco) como resultado de diferentes temperaturas de formación, a) austenita formada en la solidificación del tipo flip-flop (γ_1). b) austenita primaria (γ_1) formada en solidificación y austenita secundaria (γ_2) formada por la transformación $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma_2$ [2].

La morfología de la austenita secundaria es más fina en comparación a la morfología de la austenita primaria debido a que se formó a una temperatura menor. La precipitación de austenita secundaria favorece a la orientación Kurdjumov-Sachs, debido a que los planos (100) de la red cristalina de la ferrita corresponden con el parámetro de red de los planos (111) de la austenita, la cual está creciendo. Produciéndose una estructura del tipo widmannstätten a través del crecimiento preferencial de cristales austeníticos en una dirección $\langle 112 \rangle$, como se muestra en la Figura 7. La austenita secundaria generalmente se identifica en la interfase α/γ . La ubicación predominante está determinada por la existencia de núcleos adecuados, que en este caso son las interfases mencionada anteriormente.



Figura 7: Austenita secundaria morfología tipo Widmannstätten [10].

Durante un enfriamiento rápido, y especialmente a temperaturas cercanas a los 750°C, es posible una transformación en estado sólido de la ferrita en una estructura de austenita terciaria (γ_3), debido a una transformación casi sin difusión mostrando similitudes con la formación de martensita, como se muestra en la Figura 8. Para este caso, el mecanismo es denominado como “shersupported difusión” [10]. Esta austenita terciaria viene del resultado de la descomposición de la ferrita en fase sigma, es decir, $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_3$.

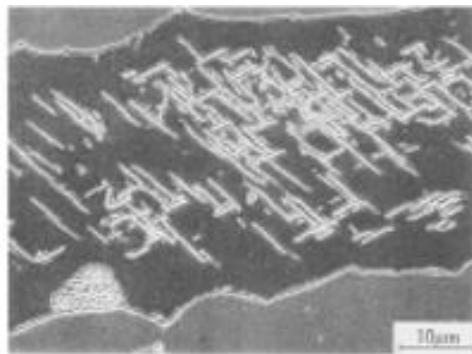


Figura 8: Morfología de la austenita terciaria [10].

En la Figura 9 se muestra como la cantidad de austenita aumenta y la cantidad de ferrita disminuye al bajar la temperatura, lo que es congruente según el diagrama de fases pseudobinario mostrado en la Figura 3.

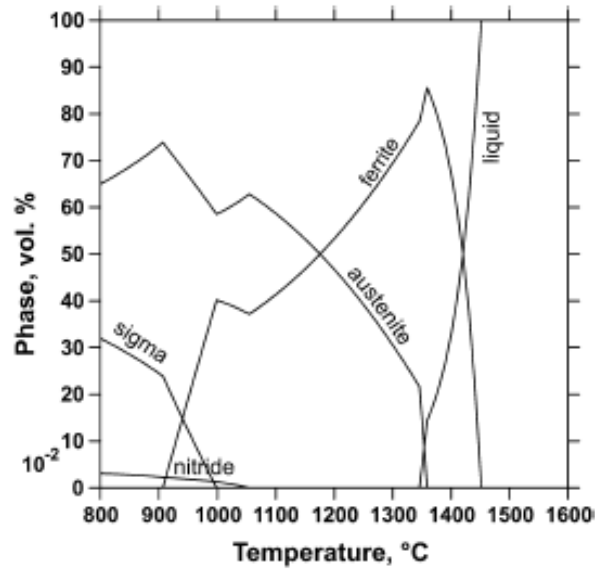


Figura 9: Diagrama de relación de fases vs temperatura para el sistema 22%Cr – 5%Ni – 3%Mo – 0.2%N [2].

Se pueden lograr una variedad de fases indeseadas durante el enfriamiento en el rango de temperatura entre los 300°C y 850°C. La precipitación de estas fases se debe principalmente a la concentración de Cr y Mo en la fase ferrítica [11], una menor solubilidad de N y C en la ferrita, y una difusión más rápida dentro de la celda unitaria BCC en comparación a las FCC.

La descomposición de la ferrita conduce a la formación de dichas fases indeseadas, como la fase sigma (σ), fase chi (χ), carburos M_7C_3 y $M_{23}C_6$, nitruros de cromo, austenita secundaria, fase R, fase π y descomposición espinodal en el rango de 300°C - 500 °C [12].

En la Figura 10 se muestra esquemáticamente la cinética de transformación de las fases y compuestos precipitados mencionados anteriormente.

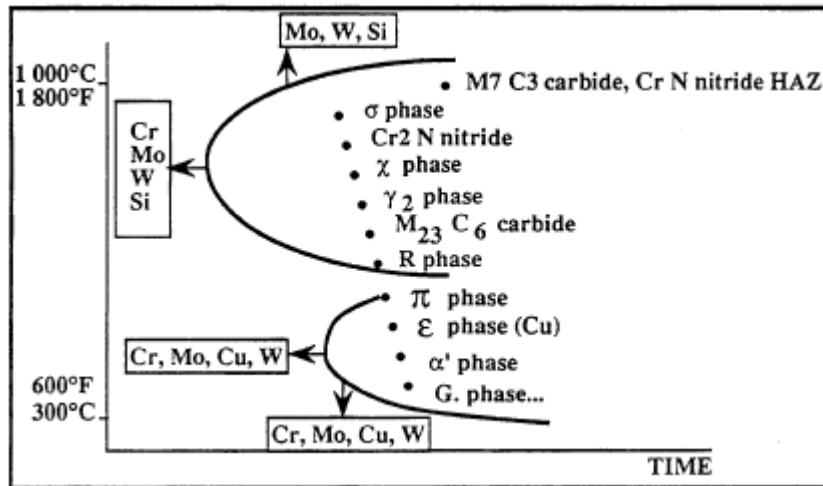


Figura 10: Diagrama TTT de posibles fases intermetálicas en aceros inoxidables dúplex [7].

Más detalles sobre las estructuras cristalinas de las fases presentes y sus parámetros de red respectivos se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2: Estructuras cristalinas y parámetros de red de fases que aparecen en aceros inoxidables dúplex [7].

Type of Precipitate	Lattice Type	Space Group	Lattice Parameter (Å)
δ	BCC	Im3m	a=2.86-2.88
$\gamma' (\gamma_2)$	FCC	Fm3m	a=3.58-3.62
σ	tetragonal	P4 ₂ /mmm	a=8.79, c=4.54
χ	cubic	I43m	a=8.92
R	rhombohedral	R3	a=10.90, c=19.34
π -nitride	cubic	P4 ₁ 32	a=6.47
Cr ₂ N	hexagonal	P31m	a=4.80, c=4.47
M ₂₃ C ₆	cubic	Fm3m	a=10.56-10.65
M ₇ C ₃	hexagonal	Pnma	a=4.52, b=6.99 c=12.11

Fase sigma (σ):

Sigma es una fase perjudicial, comúnmente formada y observada en los aceros inoxidables ferríticos y dúplex [7]. Esta fase intermetálica tiene una estructura tetragonal con 30 átomos por celda unitaria [13], y corresponde a una fase ordenada, lo que trae como consecuencia que sea una fase frágil.

Es perjudicial para la resistencia al proceso de corrosión en aceros inoxidables, debido a su composición química que es típicamente Fe – 30%Cr – 4%Ni – 4 a 10% Mo [14]. El porcentaje de Mo en esta fase varía, ya que depende de la cantidad original de Mo en la aleación.

En los aceros inoxidables dúplex la gran parte de la fase ferrítica presente en la microestructura se transforma en fase sigma y ocurre a temperaturas entre los 650°C y 800°C. Puede representarse mediante una reacción de tipo eutectoide: $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_3$.

Esta transformación se puede ilustrar como aparece en la Figura 11. La precipitación comienza en la interfase α/γ y no depende de las relaciones de orientación cristalográfica entre las fases. La fase sigma crece en ferrita en lugar de la austenita debido a que es rica en elementos estabilizadores de α : Cr, Mo y Si; y es pobre en elementos estabilizadores de γ : Ni, C y N.

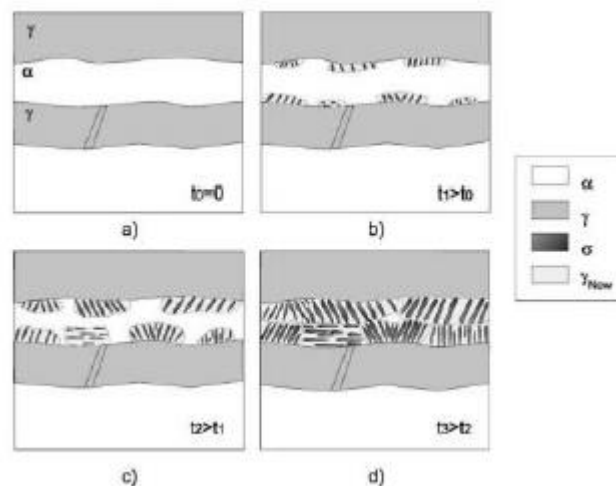


Figura 11: Diagrama esquemático que muestra la formación de fase sigma en un acero inoxidable dúplex a través de la reacción eutectoide de la fase ferrítica [15].

Puede ocurrir en los aceros inoxidable dúplex, si la proporción volumétrica de la austenita es demasiado alta, los elementos como el Cr y Mo aumentan considerablemente su concentración en la ferrita, lo que puede causar una precipitación de la fase sigma.

Fase chi (χ):

Esta fase se encuentra en pequeñas cantidades en los aceros inoxidable dúplex. Sus efectos son negativos a la resistencia del proceso de corrosión debido a que es una fase rica en molibdeno. A diferencia de la fase sigma, la cual puede estar presente en sistemas Fe – Cr, la fase chi se forma en sistemas ternarios (Fe – Cr – Mo) o cuaternarios (Fe – Cr – Ni – Mo) [16].

Esta fase precipita principalmente alrededor de la interfase α/γ y, a veces, entre los bordes de grano de la ferrita (α/α). La fase chi y sigma no se distinguen por microscopio óptico, pero se pueden distinguir por microscopio electrónico de barrido (BSE-SEM), debido a la diferencia de composición química. Estas fases se pueden observar en la Figura 12. La fase chi precipita a temperaturas entre los 700°C - 900°C.

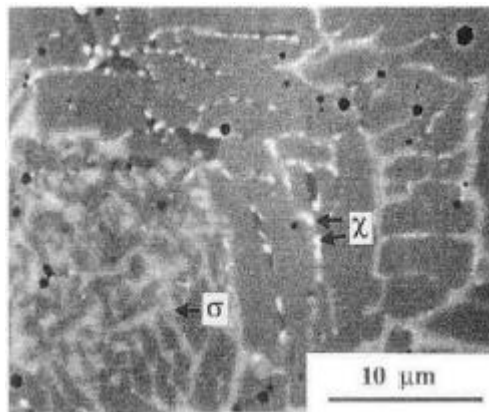


Figura 12: Contraste entre fase sigma y fase chi bajo microscopio electrónico de barrido [16].

Carburos:

Los aceros inoxidable dúplex en general tienen un contenido de carbono muy bajo, menor al 0.06% en peso de contenido de carbono, para evitar la formación de carburos. Esto se debe a la alta tendencia del Cr y Mo para formar carburos, creando zonas en donde la concentración de Cr es muy baja, quedando expuestas a la corrosión

localizada debido a la no formación de la capa pasivada. Los carburos suelen precipitar en la interfase α/γ , lo que provoca una disminución de la resistencia a la corrosión intergranular [17].

Cr₂N:

El nitrógeno se agrega intencionalmente al acero inoxidable dúplex porque es un fuerte estabilizador de la austenita y mejora la resistencia al proceso de corrosión. Si el contenido de nitrógeno es sobre un 0.30% (% en peso), se formará y precipitará el nitruro Cr₂N en pequeñas cantidades en la fase austenítica. Otra condición que favorece la precipitación del Cr₂N es si se presenta una excesiva proporción de ferrita en la microestructura, ya que la fase ferrítica prácticamente no acepta nitrógeno en su estructura a diferencia de la fase austenítica, por lo tanto, en este caso habría una sobresaturación de nitrógeno en la ferrita [18], produciéndose la precipitación del nitruro.

Fase R

La fase R precipita a temperaturas entre los 550°C a 800 °C tanto intergranular como intragranular en la fase ferrítica. Tiene una composición aproximada de Fe – 25%Cr – 35%Mo – 6%Ni – 4%Si. La fase R es extremadamente perjudicial para la resistencia al proceso de corrosión debido a su composición química, la cual es rica en molibdeno [19].

Fase π :

La fase π se forma cercana a los 600°C y se ha identificado como un nitruro propuesto como Fe₇Mo₁₃N₄. Al igual que otras fases intermetálicas, la fase π también es perjudicial para la resistencia al proceso de corrosión [19].

Tratamiento Térmico

El tratamiento térmico consiste en llevar el material a una temperatura tal que se disuelvan las fases intermetálicas y compuestos mencionados anteriormente, es decir,

una temperatura en donde solo sean estable termodinámicamente las fases ferrita y austenita. Posteriormente el material es enfriado a través de un temple en agua.

En caso de exceder la temperatura en el tratamiento térmico, provoca un aumento significativo de la fase ferrítica en la microestructura y ocasionar un crecimiento de grano el cual reducirá las propiedades mecánicas del material.

Lo mencionado anteriormente se puede deducir a través del diagrama de fases pseudobinario Fe – Cr – Ni mostrado en la Figura 13.

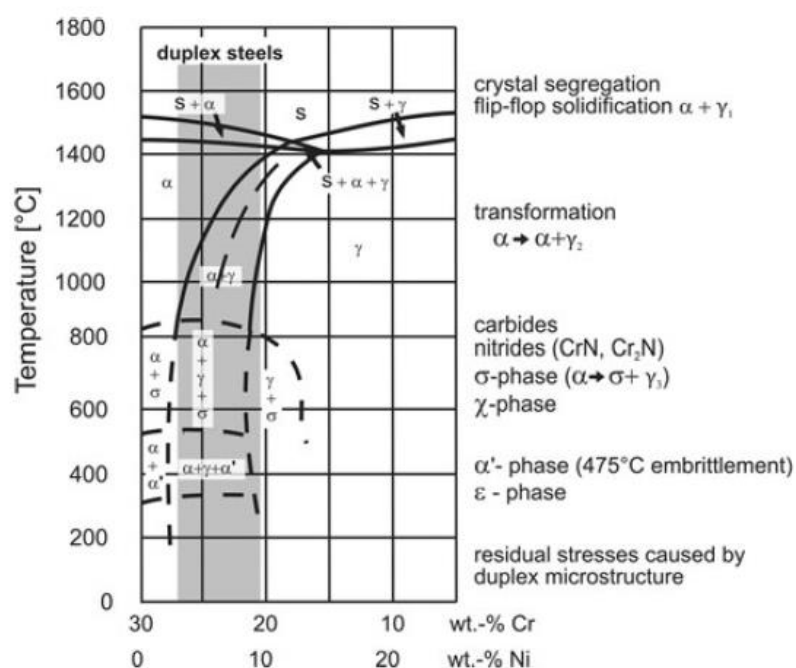


Figura 13: Diagrama de Fases pseudobinario Fe-Cr-Ni sección a 70% Fe [2].

Para mantener estable a temperatura ambiente las fases ferrita y austenita, el material debe enfriarse rápidamente desde la temperatura de solubilización. Esto hará un efecto de “congelamiento” de las fases estables a la temperatura de solubilización elegida.

Una vez enfriado el material a temperatura ambiente, el sistema es termodinámicamente inestable debido a la alta cantidad de elementos aleantes que tienen en solución las fases ferrita y austenita, por lo tanto, sus aplicaciones no deben superar temperaturas superiores a los 250°C aproximadamente, en caso contrario, se produciría una precipitación de fases indeseadas.

Si se realiza un enfriamiento lento desde la temperatura de solubilización a temperatura ambiente, se va a producir la precipitación de fases intermetálicas y compuestos que son indeseables en este tipo de material.

Un tratamiento térmico de solubilización y posteriormente un enfriamiento rápido en agua libera a la microestructura de fases indeseadas, ajusta la cantidad de ferrita y homogeniza la microestructura.

Solubilidad de los elementos en las fases ferrita y austenita

Debido al diferente potencial de solubilidad de los elementos en las estructuras cristalinas BCC y FCC, especialmente para átomos intersticiales, las fases ferrítica y austenítica tienen diferentes composiciones químicas. La distribución de los elementos no solo depende de los límites de solubilidad respectivos de cada elemento, sino que también está influenciada por la temperatura, tiempo del tratamiento térmico y velocidad de enfriamiento.

En la Tabla 3 se observan la máxima solubilidad de los elementos principales de aceros inoxidables dúplex en las fases ferrita y austenita [20].

Tabla 3: Máxima solubilidad de los elementos de aleación en hierro α y γ (% en peso) [20].

Element	Lattice structure	α -Iron	γ -Iron
W	bcc	35	4.7
Mo	bcc	31	1.7
Mn	fcc	3.5	100
Cr	bcc	100	12.5
Cu	fcc	2.1	12
Ni	fcc	6	100
Si	Diamond lattice	11	1.7
C	—	0.03	2.1
N	—	0.1	2.8

Debido a los sitios intersticiales octaédricos y tetraédricos dentro de la red cristalina, los elementos C y N tienen una solubilidad de hasta dos órdenes de magnitud en la

estructura FCC. La distribución de los elementos en este tipo de aleaciones sigue el principio de las solubilidades que se muestran en la Tabla 3. Los elementos intersticiales C y N, y los elementos estabilizadores de la estructura FCC como el Ni, Cu y Mn se concentran en la fase austenítica, mientras que la ferrita se enriquece en elementos como el Mo, Cr, Si y W.

2.2.2 Efecto del contenido de ferrita en la velocidad de corrosión en los aceros dúplex

Un estudio realizado por Souza y colaboradores en el año 2016 [4] en donde se analiza el rendimiento de los aceros inoxidable dúplex fundidos en entornos corrosivos con distintos contenidos de ferrita. Para ello se desarrollaron seis aleaciones de aceros inoxidable dúplex fundidos, las cuales fueron denominadas como: SS_1, SS_2, SS_3, SS_4, SS_5 y SS_6. El tratamiento térmico de las seis aleaciones consistió en llevarlos a una temperatura de 1100°C durante 1 [hr] y posteriormente un temple al agua. El PREN y la cantidad de ferrita de cada aleación se muestra en la Figura 14.

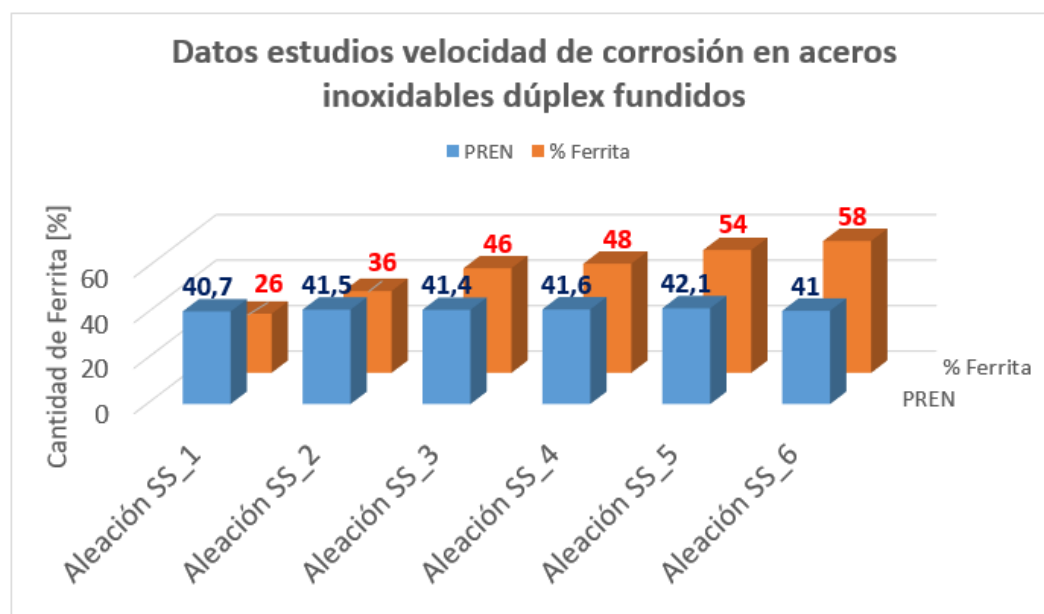


Figura 14: PREN y porcentaje de ferrita estimada por microscopio óptico de las aleaciones ensayadas [4].

Se puede apreciar que la variación del PREN no es significativa, produciéndose una diferencia máxima entre las seis aleaciones de 1,4.

Se evaluó la microestructura de cada aleación y resistencia a la corrosión mediante pruebas de polarización potenciodinámicas y espectroscopía de impedancia

electroquímica en una solución de agua con NaCl 3.5% (% en peso), a una temperatura de 26°C. Las curvas resultantes de la polarización potenciodinámicas para las seis aleaciones se muestra en el Figura 15.

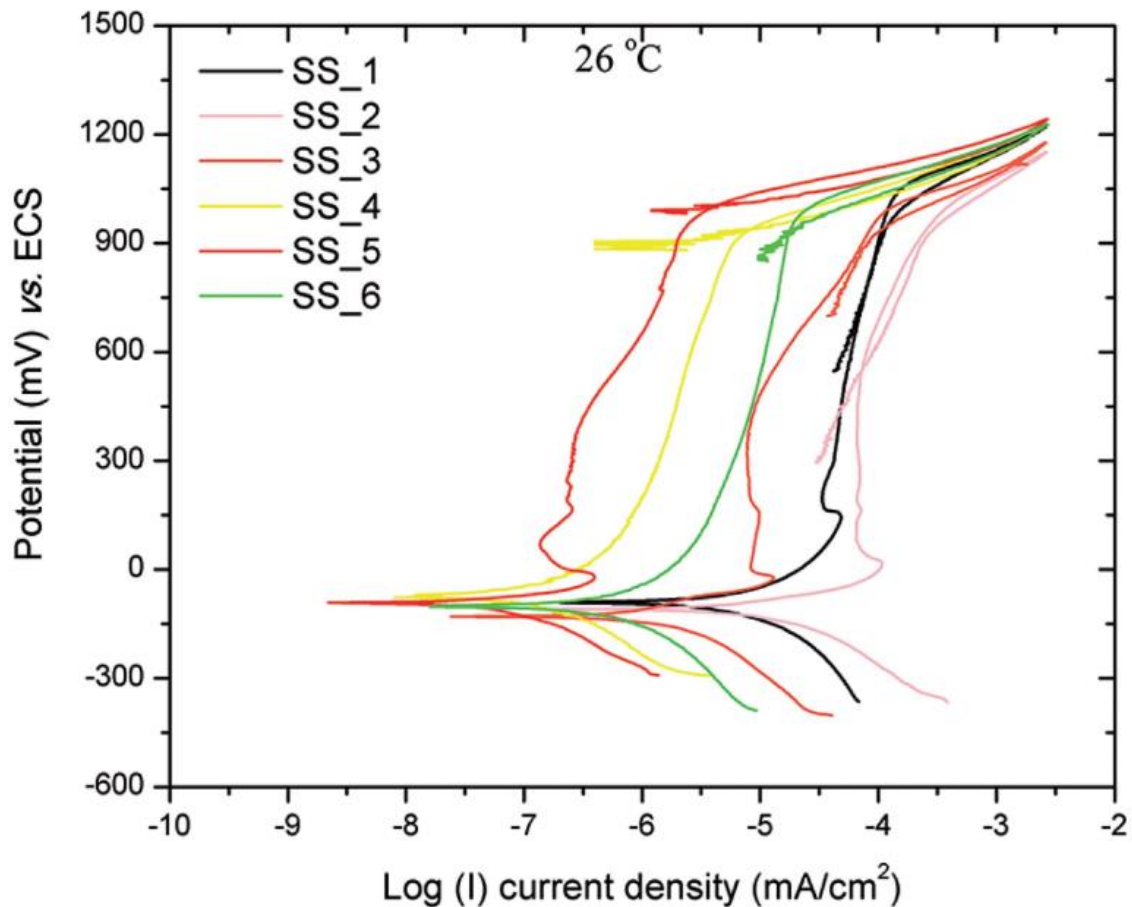


Figura 15: Curvas de polarización potenciodinámicas a 26°C en 3.5% NaCl; 0.5 [mVs⁻¹] [4].

Como se puede observar en la figura anterior, la corriente de corrosión obtenida en el acero dúplex que contiene un 54% de ferrita es considerablemente menor en comparación al acero dúplex que contiene un 36% de ferrita en al menos tres órdenes de magnitud. Esto se traduce en que, si se tiene un rango de la cantidad de ferrita que varía entre un 40% y 60%, la velocidad de corrosión cambia, pero no significativamente. Si la cantidad de ferrita se encuentra fuera del rango anterior, la velocidad de corrosión aumenta a una mayor diferencia de las proporciones de las fases ferrita/austenita.

2.2.3 Predicción de la cantidad de ferrita

Diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler, que se muestra en la Figura 16 fue desarrollado en 1949 [21]. Es uno de los primeros diagramas que predice la microestructura y cantidad de las fases presentes en la zona fundida por soldadura en un acero inoxidable en función de la composición química del cordón. Las expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} se calculan según los elementos estabilizadores de las fases ferrita y austenita respectivamente.

Las correlaciones del Cr_{eq} y Ni_{eq} se muestran en las ecuaciones 5 y 6.

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Cb \quad (Ec. 5)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0.5Mn \quad (Ec. 6)$$

El diagrama se divide en zonas monofásicas: ferrita, austenita, martensita; zonas bifásicas: austenita + ferrita, austenita + martensita, ferrita + martensita; y zonas trifásicas: austenita + ferrita + martensita. El Cr_{eq} y Ni_{eq} se encuentran en los ejes de la abscisa y ordenada respectivamente del diagrama.

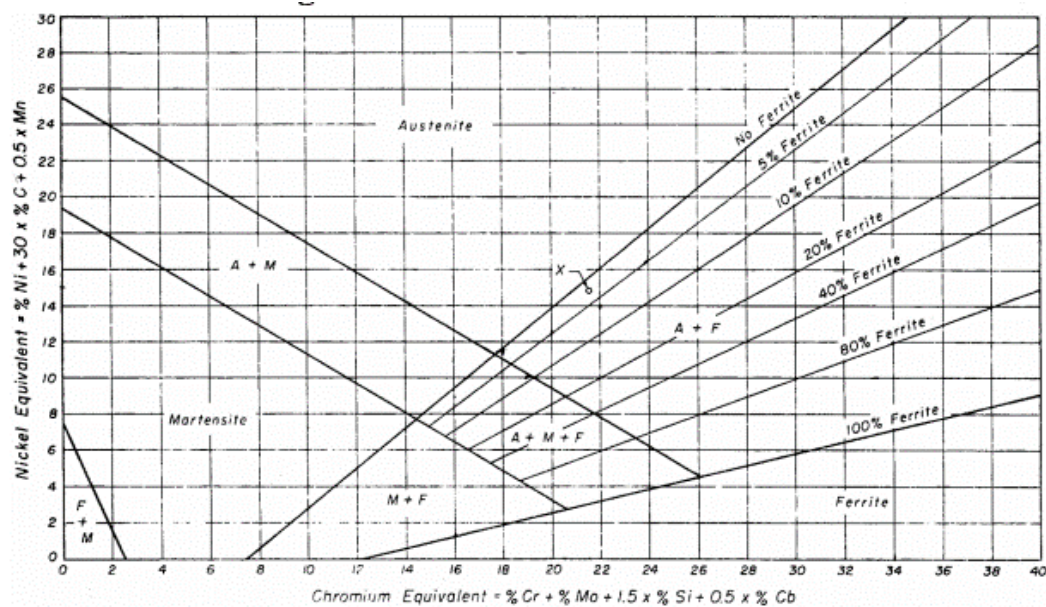


Figura 16: Diagrama de Schaeffler [21].

Daniel Esteban Barra Muñoz

Diagrama de Delong

El diagrama de Delong, que se muestra en la Figura 17, fue desarrollado en 1974 [22] y puede considerarse una versión mejorada del diagrama de Schaeffler, ya que tiene en cuenta el efecto del nitrógeno. La correlación del Cr_{eq} es la misma del diagrama de Schaeffler, pero la correlación del Ni_{eq} cambia. Las expresiones del Cr_{eq} y Ni_{eq} se muestran en las ecuaciones 7 y 8.

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Cb \quad (Ec. 7)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 30N + 0.5Mn \quad (Ec. 8)$$

Este diagrama permite una evaluación más precisa del porcentaje de ferrita. En comparación con el diagrama de Schaeffler, el diagrama de Delong muestra una pendiente más constante para las rectas que representan el porcentaje de ferrita al igual que el espacio o diferencia entre las rectas.

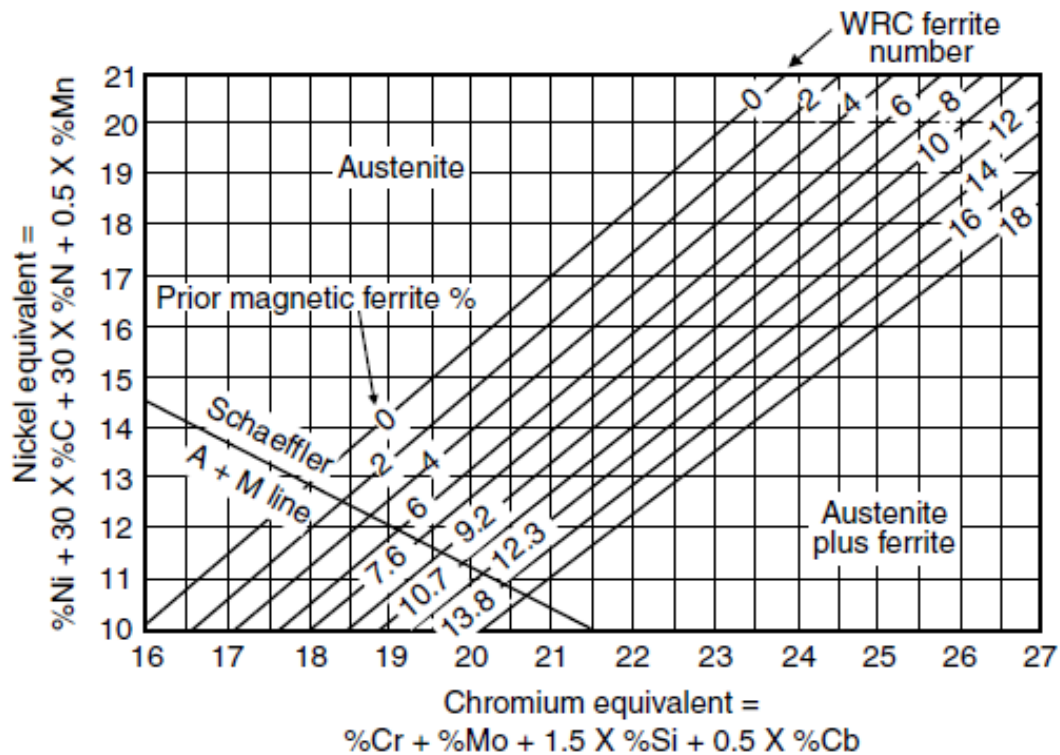


Figura 17: Diagrama Delong [22].

Diagrama WRC-1992

El diagrama del Consejo de Investigación de Soldadura WRC-1992 [23], que se muestra en la Figura 18, es una versión mejorada de los Diagramas Schaeffler y De-Long, ya que este diagrama incluye un coeficiente para Cu en la ecuación del Ni_{eq} . En el diagrama de Schaeffler el Cr_{eq} varía de 0 a 40 y el Ni_{eq} varía de 0 a 32, mientras que en el diagrama WRC-1992 el Cr_{eq} varía entre 17 a 31 y el Ni_{eq} varía entre 9 a 18. En este diagrama, las correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq} se muestran en las ecuaciones 9 y 10 respectivamente.

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0.7Nb \quad (Ec. 9)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0.25Cu \quad (Ec. 10)$$

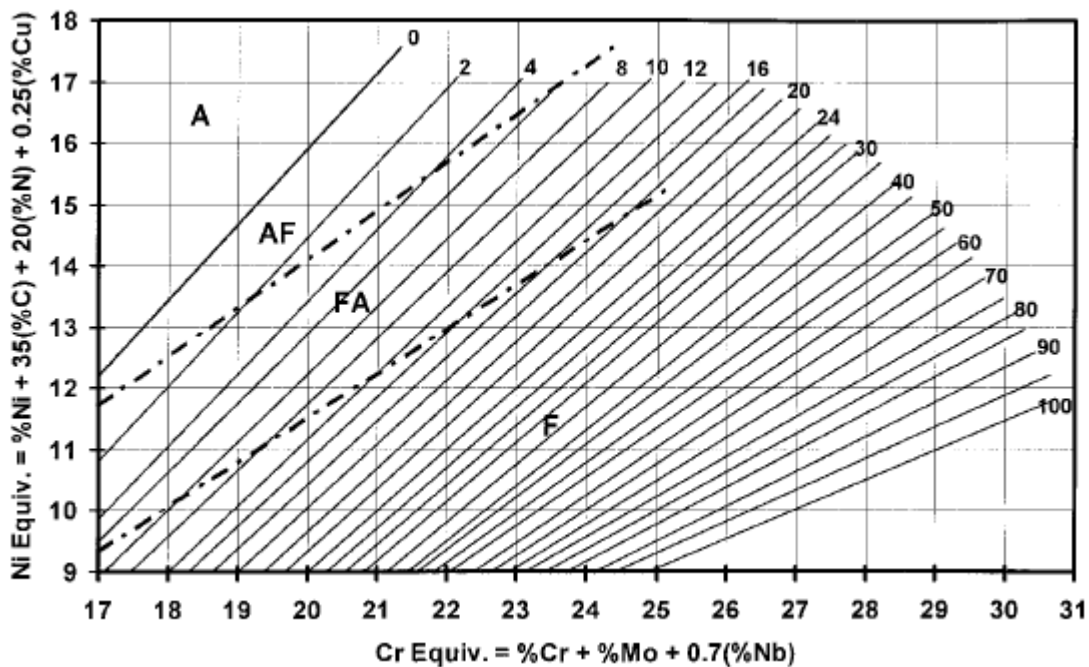


Figura 18: Diagrama WRC-1992 [23].

Diagrama de Schoefer

El diagrama de Schoefer [24] que se muestra en la Figura 19, se derivó del diagrama de Schaeffler, y se utiliza para predecir contenido de ferrita en aceros inoxidables austeníticos fundidos. Fue adoptado por ASTM y utilizado en la especificación A800

[25]. Está diseñado para los grados CF, CG-8M y CH-10. Las correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq} se muestran en las ecuaciones 11 y 12 respectivamente.

$$Cr_{eq} = Cr + 1.5Si + 1.4Mo + Cb - 4.99 \quad (\text{Ec. 11})$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0.5Mn + 26(N - 0.02) + 2.77 \quad (\text{Ec. 12})$$

Para entrar al diagrama debemos calcular la razón Cr_{eq}/Ni_{eq} que se encuentra en el eje de la ordenada y luego ver el porcentaje de ferrita en volumen que se encuentra en el eje de la abscisa.

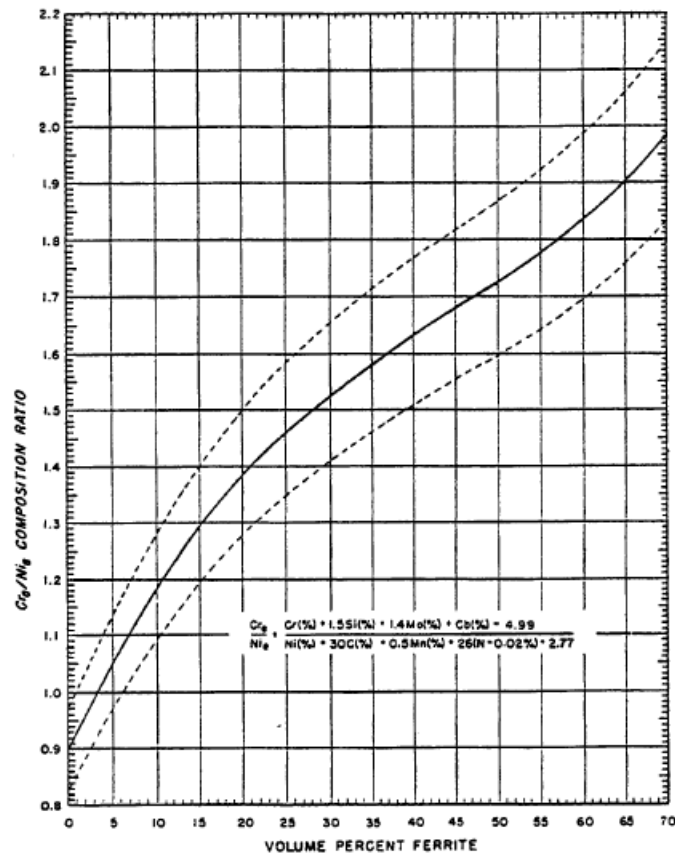


Figura 19: Diagrama de Schoefer [25].

El diagrama tiene una restricción según la norma ASTM A800, que es aplicable a aleaciones que contenga la variación de composición química que se muestra en la Tabla 4 [25].

Tabla 4: Restricción de composición química del diagrama de Schoefer [25].

Carbon	0.20 max.
Manganese	2.00 max.
Silicon	2.00 max.
Chromium	17.0 to 28.0
Nickel	4.0 to 13.0
Molybdenum	4.00 max.
Columbium	1.00 max.
Nitrogen	0.20 max.

Por lo tanto, en aleaciones como los súper dúplex y parte de los dúplex, no podría utilizarse a priori este diagrama debido a que el nitrógeno supera las limitaciones de cantidad máxima. Sin embargo, en la actualidad, hay fundiciones que ocupan este diagrama para estimar el contenido de ferrita en aceros inoxidables dúplex fundidos.

Otro inconveniente que ocurriría si se utiliza este diagrama directamente para predecir la microestructura en aceros dúplex, es que el contenido de ferrita puede ser variable dada una razón Cr_{eq}/Ni_{eq} , debido a que la proporción de fases ferrita y austenita cambia según la temperatura del tratamiento térmico de solubilización aplicado. El efecto de aumentar la temperatura a la cual se realiza el tratamiento térmico en la correlación del diagrama de Schoefer se ilustra en la Figura 20, en donde al aumentar la temperatura del tratamiento térmico para una razón Cr_{eq} y Ni_{eq} , aumenta la cantidad de ferrita [26].

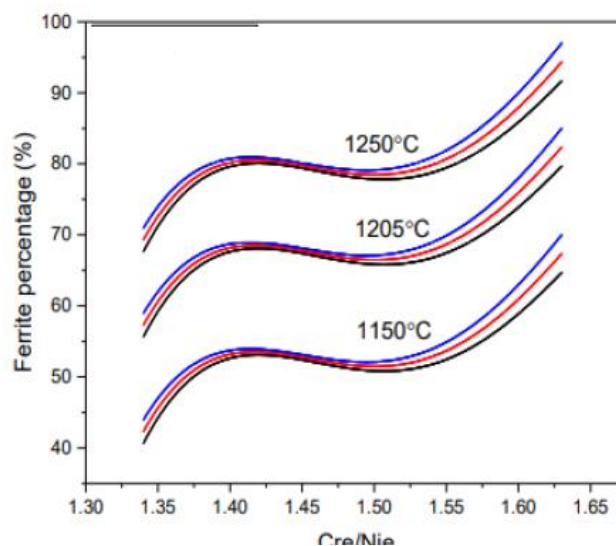


Figura 20: Efecto en la temperatura del tratamiento térmico en el diagrama de Schoefer [26].

Correlaciones empíricas propuestas por distintos autores

En diversas publicaciones científicas existen un sinnúmero de correlaciones empíricas propuestas por distintos autores. Lamentablemente la mayoría de ellos solamente propone las correlaciones obtenidas, en donde no se deja claro el cómo se obtuvo y en qué condiciones se debe aplicar.

Una de las correlaciones empíricas más reconocida es la propuesta por R. Sánchez [27]. El autor propone las siguientes correlaciones, mostradas en las ecuaciones 13, 14 y 15; para predecir la cantidad de ferrita en aceros inoxidables dúplex.

$$Cr_{eq} = Cr + 1.73Si + 0.88Mo \quad (Ec. 13)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 24.55C + 21.75N + 0.4Cu \quad (Ec. 14)$$

$$\% \text{ Ferrita} = -20.93 + 4.01Cr_{eq} - 5.6Ni_{eq} + 0.016T \quad (Ec. 15)$$

En donde T es la temperatura (en grado Celsius) de solubilización que varía entre 1050°C y 1150°C.

2.2.4 Métodos de medición de la cantidad de ferrita

Al desarrollar diagramas constituyentes es necesario obtener mediciones confiables de la cantidad de las fases presentes. Existen varios métodos utilizados para medir el porcentaje de ferrita en aceros inoxidables dúplex, tres de los cuales se mencionarán aquí: metalografía cuantitativa, métodos magnéticos y difracción de rayos X.

La ventaja de usar la metalografía cuantitativa es que utiliza la observación directa de las fases presentes para determinar el porcentaje de ferrita, sin embargo, requiere tiempo y trabajo previo para preparar la muestra, lo que hace que este método sea poco deseable en un entorno industrial. Por esta razón, a menudo se utilizan métodos magnéticos, ya que se puede realizar con bastante rapidez y con un menor tiempo de preparación de la muestra a analizar.

Método de metalografía cuantitativa

La norma ASTM E562-11 [28] describe el método de prueba estándar para determinar la fracción de volumen de alguna fase mediante el conteo manual sistemático de puntos en una metalografía. Es conocido también como el método de metalografía cuantitativa. El procedimiento consiste en colocar una cuadrícula sobre la imagen y se contabiliza el número total de puntos de la cuadrícula de prueba que cae dentro de la fase de interés. Cada punto de prueba ubicado en la interfase es medio punto. La Figura 21 muestra las cuadrículas estándar de prueba circular y cuadrada respectivamente, que consisten en un número especificado de puntos igualmente espaciados por la intersección de líneas muy delgadas. Las ecuaciones 16 a la 21 se utilizan para calcular el porcentaje de la fase de interés según la norma ASTM E562.

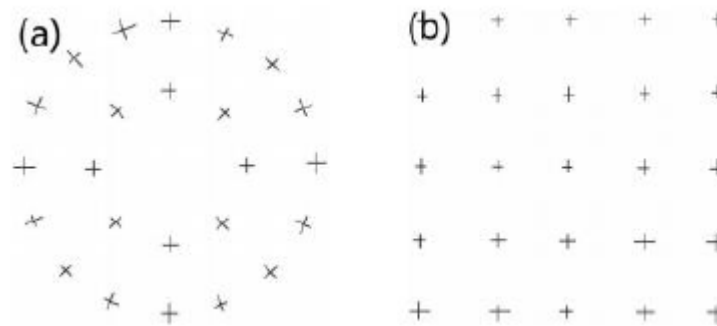


Figura 21: a) Cuadrícula circular y b) cuadrícula cuadrada [28].

$$P_{p(i)} = \frac{P_i}{P_T} \times 100 \quad (\text{Ec. 16})$$

$$P_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_{p(i)} \quad (\text{Ec. 17})$$

$$s = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [P_{p(i)} - P_p]^2 \right]^{1/2} \quad (\text{Ec. 18})$$

$$95\% \text{ CI} = t \times \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (\text{Ec. 19})$$

$$V_v = P_p \pm 95\% \text{ CI} \quad (\text{Ec. 20})$$

$$\%RA = \frac{95\% \text{ CI}}{P_p} \times 100 \quad (\text{Ec. 21})$$

En donde:

P_T : Número total de puntos en la cuadrícula de prueba.

P_i : Número de puntos en el campo i – ésimo.

$P_{p(i)}$: Porcentaje de puntos de la cuadrícula, en el componente observado en el i – ésimo campo.

n : número de campos contados

P_p : promedio aritmético del $P_{p(i)}$

s : desviación estandar

95% CI: 95% intervalo de confianza

t : multiplicador relacionado con el número de campos examinados

V_v : fracción de volumen del constituyente o fase expresada como un porcentaje

%RA: porcentaje de precisión relativa

La metalografía cuantitativa es un método destructivo e implica la preparación de la muestra utilizando procedimientos estándar de preparación metalográfica. La magnificación de la imagen se elige según sea necesario para distinguir claramente entre las diferentes fases, por lo general se realiza con una magnificación de 100x. La cuadrícula debe incluir puntos igualmente espaciados formados por la intersección de líneas finas.

La Figura 22 muestra una imagen de ejemplo utilizando este método manual. Cuando la microestructura tiene más de dos fases, se sugiere utilizar este método, ya que se pueden distinguir diferentes fases utilizando imágenes de microscopio óptico o microscopio electrónico de barrido, obteniendo resultados confiables y precisos.

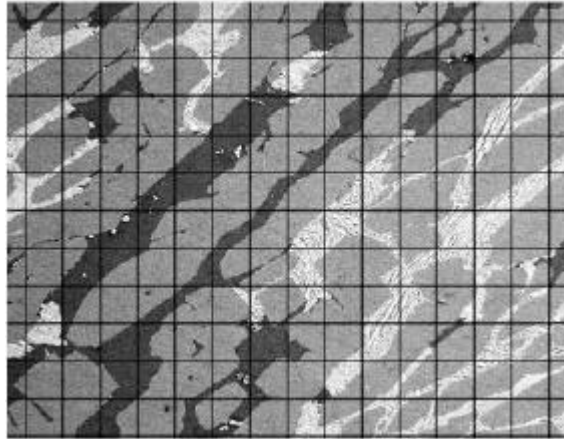


Figura 22: Ejemplo que muestra una cuadrícula de prueba superpuesta utilizada para el método de contabilización de puntos.

Métodos magnéticos

La medición del porcentaje de ferrita por métodos magnéticos utiliza el fenómeno conocido como saturación magnética, el que implica saturar un metal con un campo magnético y medir la respuesta magnética asociada. La respuesta que mide un instrumento corresponde a la fase ferrítica, la cual es ferromagnética, es decir, responde a una interacción de un campo magnético. En cambio, la fase austenítica no responde a una interacción de un campo magnético. Cuanto mayor sea el porcentaje de ferrita, mayor será la respuesta magnética inducida.

Hay dos instrumentos principales que se han desarrollado utilizando propiedades magnéticas para medir porcentaje de ferrita: medidor Magne-Gage y ferritoscopio.

El medidor Magne-Gage, el cual se puede observar en la Figura 23, es un instrumento de laboratorio, no apto para su uso en un entorno industrial. La muestra de prueba se coloca en la base del instrumento y el carro se baja hasta que el protector magnético descansa sobre la muestra. El dial se gira para bajar el imán sobre la superficie de la muestra y luego se gira en sentido horario hasta que el imán se separe de la muestra. Se toman y registran cinco lecturas de cuadrante y el promedio de estas cinco lecturas se compara con una curva de calibración para determinar el porcentaje de ferrita. La rugosidad y la vibración de la superficie pueden influir en los resultados finales. La

desventaja del Magne-Gage es que solo puede generar una cantidad limitada de fuerza de despegue, por lo que puede detectar ciertos rangos de ferrita [29].

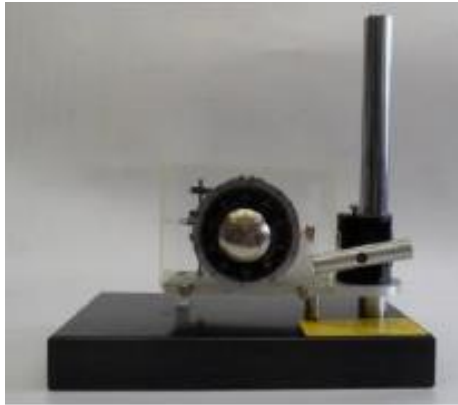


Figura 23: Magne-Gage.

El ferritoscopio, el cual se puede observar en la Figura 24, es un dispositivo electrónico portátil. Basado en el método magneto-inductivo. La sonda consta de dos bobinas, una de las cuales induce un campo electromagnético que ingresa al material probado a una profundidad de aproximadamente 1-2 [mm] donde interactúa con las fases ferromagnéticas. Estos cambios en el campo magnético producen voltaje eléctrico en la segunda bobina que es proporcional al contenido de la fase ferromagnética, en este caso, de ferrita. Las ventajas del ferritoscopio son su portabilidad, factibilidad de uso, fácil preparación de muestras y mayor eficiencia del operador [30]. Todos estos factores lo hacen adecuado para su uso en un entorno industrial.



Figura 24: Ferritoscopio FMP 30.

Método de difracción de Rayos X

La difracción de rayos X, el cual se puede observar en la Figura 25, es un equipo de laboratorio que utiliza un haz de radiación de rayos X monocromática. Cuando la irradiación de rayos X atraviesa el material cristalino, la difracción de haces se produce en los planos de cristal. El tipo de estructura cristalográfica puede determinarse a partir de las direcciones e intensidades de los haces de la irradiación difractada. La medición se realiza a la profundidad de unos pocos micrómetros. La preparación de la muestra debe utilizar procedimientos estándar de preparación metalográfica.

Cabe destacar que este equipo se debe mantener en ciertas condiciones, lo cual encarece su costo.



Figura 25: Equipo de difracción de rayos X.

2.2.5 Comparación de métodos para determinar contenido de ferrita

Un estudio realizado por V. Kaña y colaboradores [31] compara distintos métodos para determinar el contenido de ferrita de diferentes aceros dúplex fundidos. Los métodos que se utilizaron son: metalografía cuantitativa, difracción de rayos X y ferritoscopio. Además, se compararon los resultados obtenidos con los métodos para predecir el porcentaje de ferrita según el diagrama de Schaeffler y formula empírica de predicción de cantidad de ferrita realizada por R. Sánchez [27]. La composición química de las seis diferentes aleaciones se muestra en la Tabla 5 junto con sus denominaciones.

Tabla 5: Composición química aceros dúplex fundidos (% en peso).

Sample number	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
243	0.02	0.95	0.28	21.00	3.70	1.70	0.1110
244	0.02	0.94	0.27	23.55	6.05	3.10	0.1636
246	0.02	0.88	0.30	23.70	5.50	3.10	0.1719
247	0.03	1.00	0.26	21.30	3.60	1.65	0.1085
248	0.02	0.98	0.30	20.50	8.30	4.60	0.1268
249	0.02	1.00	0.26	26.80	3.80	1.75	0.2657

Además, para verificar la influencia del espesor de la pieza sobre la cantidad de ferrita en la microestructura, fabricaron cupones de prueba tipo “Y”, mostrados esquemáticamente en la Figura 26, con espesores de 25 [mm] (marcada como Y25) y 60 [mm] (marcada como Y60).

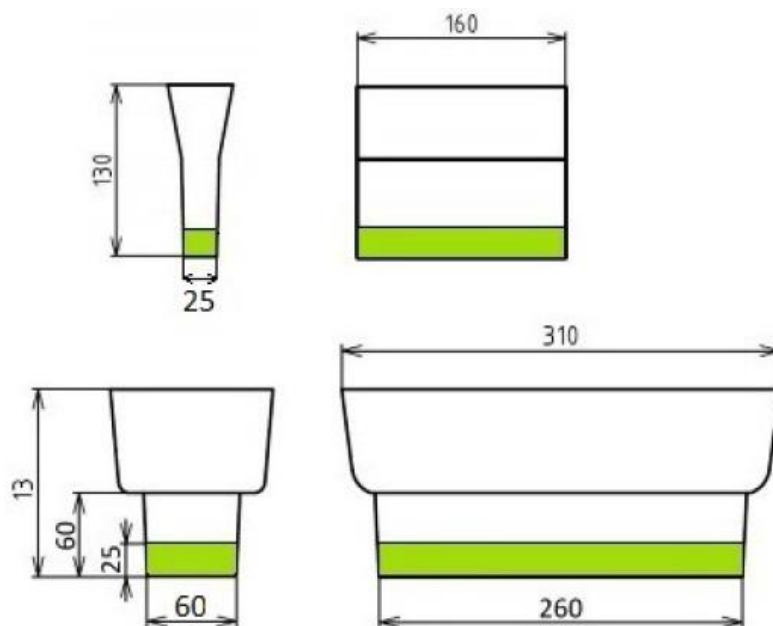


Figura 26: Geometría de los cupones de prueba realizados.

El tratamiento térmico de solubilización se realizó a una temperatura de 1130°C por un tiempo de 5 [hrs] y posteriormente un temple al agua. Los resultados obtenidos en este estudio se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6: Resumen de los datos obtenidos en el estudio realizado por V. Kaña y colaboradores.

sample	Y25			Y60			calculation	Schaeffler
	image analysis	XRD	feritscope	image analysis	XRD	feritscope		
	%F	%F	%F	%F	%F	%F		
243	52.7	73.7	67.4	54.0	72.5	66.7	51.8	50
244	55.3	54.4	54.5	60.2	29.5	55.9	46.8	35
246	61.4	54.3	60.5	61.0	50.4	60.3	49.7	40
247	60.4	63.5	65.9	57.2	71.5	64.8	52.2	50
248	37.4	34.3	33.6	33.0	38.9	36.0	31.5	17
249	71.8	61.4	65.8	68.8	60.7	62.4	55.6	38

A la luz de los resultados obtenidos en este estudio, los métodos predictivos como el diagrama de Schaeffler y el cálculo basado en fórmulas empíricas son solo indicativos y no pueden reemplazar las mediciones reales. Respecto al espesor utilizado, los resultados muestran que no tiene un efecto significativo sobre la cantidad medida de ferrita.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Elaboración de testigos de colada.

La elaboración de los cupones de prueba marca el inicio de la etapa experimental de obtención de la cantidad de ferrita en aceros ASTM A890 grado 4-A.

En primera instancia se prepara la carga en el horno de inducción eléctrica, marca InductoTherm, de alta frecuencia dispuesto en la fundición Tecnometal. La cantidad necesaria de acero depende de las cantidades de moldes a llenar. Se utiliza una balanza digital para poder pesar la chatarra y ferroaleaciones para la preparación de la carga. En la Tabla 7 se muestra la fórmula utilizada de la carga del horno para la producción del acero ASTM A890 grado 4-A que utiliza la fundición Tecnometal.

Tabla 7: Preparación carga en el horno acero ASTM A890 grado 4-A fundición Tecnometal.

Carga agregar en el horno	Porcentaje en peso
Charra de acero inoxidable 304-L o 316-L	65,0%
Cátodo de hierro	14,5%
Ferro Cromo Nitrogenado	3,5%
Ferro Silicio	1,0%
Ferro Manganeso	0,5%
Ferro Cromo Bajo Carbono	13,1%
Ferro Molibdeno	2,4%

Una vez fundida la carga, antes de realizar la colada en los moldes, se saca una pequeña cantidad del líquido que es depositado en una coquilla de geometría cilíndrica de 37 [mm] de diámetro y una altura de 28 [mm] para su solidificación. La muestra sacada es útil para verificar la composición química de la aleación, denominada testigo de colada. Este procedimiento y coquilla son apreciadas desde la Figura 27 a la Figura 30.



Figura 27: Operador del horno extrayendo muestra del líquido para cupón de análisis químico.



Figura 28: Coquilla en donde es solidificado el cupón de análisis químico.



Figura 29: Cupón de análisis químico recién extraído del horno.



Figura 30: Cupón de análisis químico previamente a ser separado de la coquilla.

Previamente a realizar el análisis químico, se debe preparar la superficie del testigo de colada en donde se aplicará la medición, como se aprecia en la Figura 31 y Figura 32, debiendo quedar la superficie lo más plana posible.



Figura 31: Preparación superficie cupón de análisis químico



Figura 32: Cupón de prueba con superficie lisa previo a realizar análisis químico.

3.2 Medición de composición química

La medición de análisis químico se realiza en un espectrómetro de emisión óptica dispuesto en el laboratorio de la fundición Tecnometal. Previamente a realizar la medición del testigo, se debe medir la composición química del patrón de referencia y compararla con los datos entregados en el certificado. Esto nos ayudará a realizar las correcciones de la medición entregada por el equipo. En caso de que la medición del equipo tenga una diferencia muy grande con respecto al patrón de referencia, se ajusta la curva del equipo.

En la Figura 34 se aprecia cómo se realiza el análisis químico del testigo de colada en el espectrómetro de emisión óptica.



Figura 33: Espectrómetro de emisión óptica, Marca Bruker Elemental, Modelo Q6 Culumbus.



Figura 34: Análisis químico cupón de prueba

En el caso que la aleación no se encuentre cumpliendo algún rango de la norma, se ajusta la composición química a través de las ferroaleaciones o elementos electrolíticos que la fundición tenga a disposición.

3.3 Tratamiento térmico

El tratamiento térmico de todos los cupones de prueba fue realizado en un horno de resistencia eléctrica, como se muestra en la Figura 35, ubicado en el departamento de Metalúrgia y Materiales de la UTFSM. Se calibró la temperatura con una termocupla tipo K, mostrando una diferencia térmica inferior a los 3°C con respecto al set point del horno, el cual posee dos termocuplas tipo R.



Figura 35: Horno de resistencia eléctrica, marca Carbolite – modelo 3215.

El tratamiento térmico realizado fue según el protocolo aplicado a las piezas fabricadas del material ASTM A890 grado 4-A de la fundición Tecnometal.

3.3 Corte de probetas y preparación metalográfica

El corte de los testigos de coladas analizados se realizó en la máquina de corte con disco abrasivo y refrigerado del departamento de metalurgia de la UTFSM. La incisión se realizó a través de la sección transversal del testigo, como se muestra en la Figura 37, para ver el efecto de la cantidad de ferrita en esta sección.



Figura 36: Cortadora del departamento de metalurgia UTFSM.

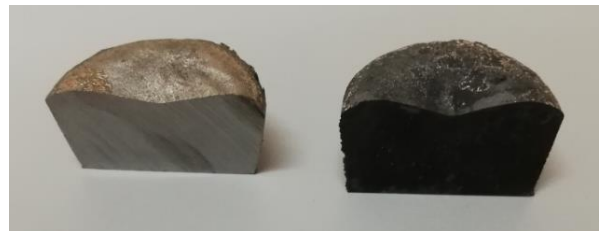


Figura 37: Corte sección transversal cupón de prueba de análisis químico.

La preparación metalográfica consistió inicialmente en un desbaste con la lija N°180 para eliminar efectos del corte. Luego las muestras fueron lijadas con lijas N°320, N°400, N°600, N°800, N°1000 y N°1200, y posteriormente pulidas en paños con alúmina de 5 μm , 1 μm , 0.3 μm y 0.03 μm .

Una vez obtenida la superficie especular, se realizó un ataque químico con una solución compuesta por 15 [ml] de HCl concentrado y 85 [ml] de etanol durante 45 minutos. El resultado del ataque se puede apreciar en la Figura 38.



Figura 38: Cupón de prueba de acero dúplex post ataque químico.

Posteriormente las muestras fueron analizadas en el microscopio óptico dispuesto en el departamento de metalurgia.

Para la contabilización de la fase ferrítica, se tomó como referencia las imágenes obtenidas con un aumento de 100X, utilizándose el método de la metalografía cuantitativa dispuesto según la norma ASTM E562, usando una cuadrícula cuadrada con 49 puntos de intersección. Para calcular el promedio de la cantidad de ferrita se contabilizó en seis zonas distintas por imagen analizada.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Composición química de las muestras

Se analizaron siete aleaciones distintas. Su composición química y su PREN se muestran en la Tabla 8. La expresión del PREN utilizada es la propuesta según la ecuación 1.

Tabla 8: Composición química de cupones de pruebas analizados (% en peso).

Testigo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	PREN
1	0.032	0.81	0.84	0.026	0.016	22.20	2.58	7.77	0.198	33.9
2	0.027	1.19	1.11	0.030	0.030	21.08	2.65	6.67	0.176	32.7
3	0.013	1.04	1.23	0.022	0.008	20.85	1.17	7.74	0.137	26.9
4	0.031	1.14	0.68	0.016	0.005	22.62	2.38	6.70	0.200	33.7
5	0.036	0.99	0.77	0.015	0.005	22.59	2.20	6.60	0.189	32.9
6	0.016	0.44	1.61	0.023	0.010	20.89	2.61	5.52	0.190	32.5
7	0.046	0.78	0.82	0.019	0.014	22.16	2.71	6.71	0.143	33.4

4.2 Porcentaje de ferrita medido

Efecto de la cantidad de ferrita en la sección transversal

Se analizó el efecto de la cantidad de ferrita a través de la sección transversal de un testigo de colada. Para lo anterior se tomó como referencia el testigo N°1. El análisis consistió en medir la cantidad de ferrita diametralmente, como se muestra esquemáticamente en la Figura 39. Los resultados de la cantidad de ferrita medida diametralmente se muestran en la Figura 40.

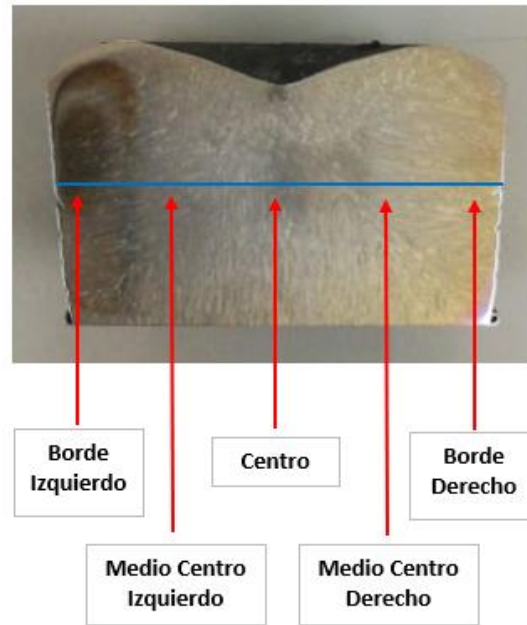


Figura 39: Ubicaciones en donde se realizaron las mediciones de la cantidad de ferrita diametralmente.

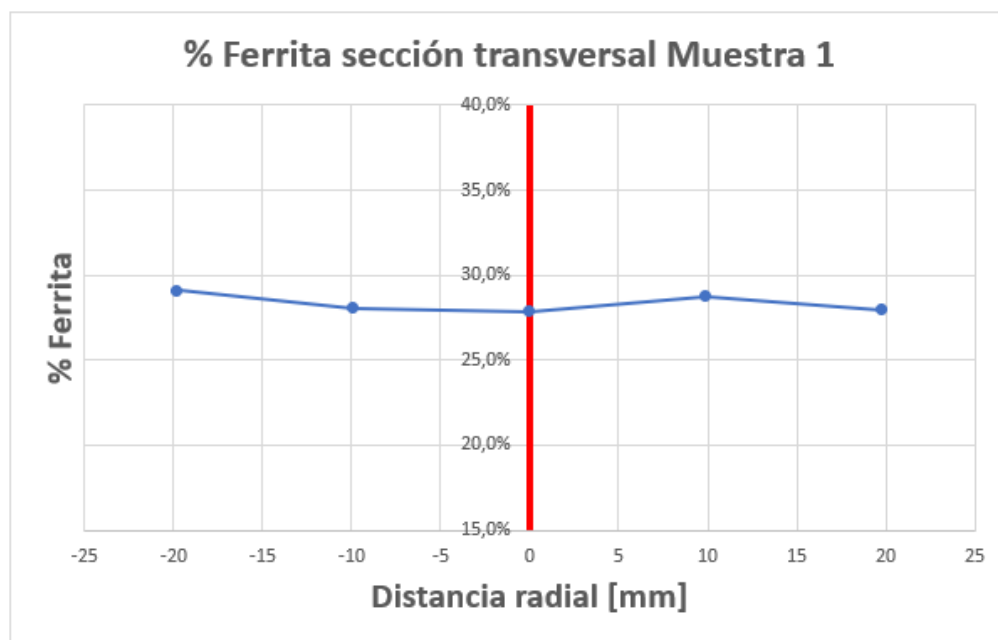


Figura 40: Porcentaje de ferrita medida diametralmente

A la luz de los resultados obtenidos se puede deducir que la variación del porcentaje de ferrita no es significativa. Por lo tanto, si se realiza una medición de la cantidad de ferrita en la superficie o al interior de la pieza, la cantidad de ferrita no debiese variar de una manera importante. Este resultado implica que, si se requiere utilizar un método para

medir el porcentaje de ferrita de manera rápida, como por ejemplo a través de un ferritoscopio, bastaría con solo medir la cantidad de ferrita en la superficie de la pieza.

Cantidad de ferrita medida

Los resultados del promedio de la cantidad de ferrita medida, junto con su desviación estándar correspondiente a los cupones de prueba ensayados, se aprecian en la Tabla 9.

Tabla 9: Promedio del porcentaje de ferrita medida y su respectiva desviación estándar.

Testigo	Promedio % Ferrita Medido	Desviación Estándar
1	28.4	3.5
2	34.5	3.8
3	21.9	3.5
4	38.5	3.8
5	39.3	4.6
6	51.5	4.7
7	26.5	4.3

Comparación de la cantidad de ferrita en cupones de prueba con diagrama de Schaeffler

Para aceptar o descartar el diagrama de Schaeffler como predictor de la cantidad de ferrita en aceros ASTM A890 grado 4-A producidos por Tecnometal, se compararon los resultados de la cantidad de ferrita obtenidos por metalografía cuantitativa y el predicho por el diagrama de Schaeffler. Esto se puede apreciar en la Figura 41. El porcentaje de ferrita real se marca con un recuadro de color verde.

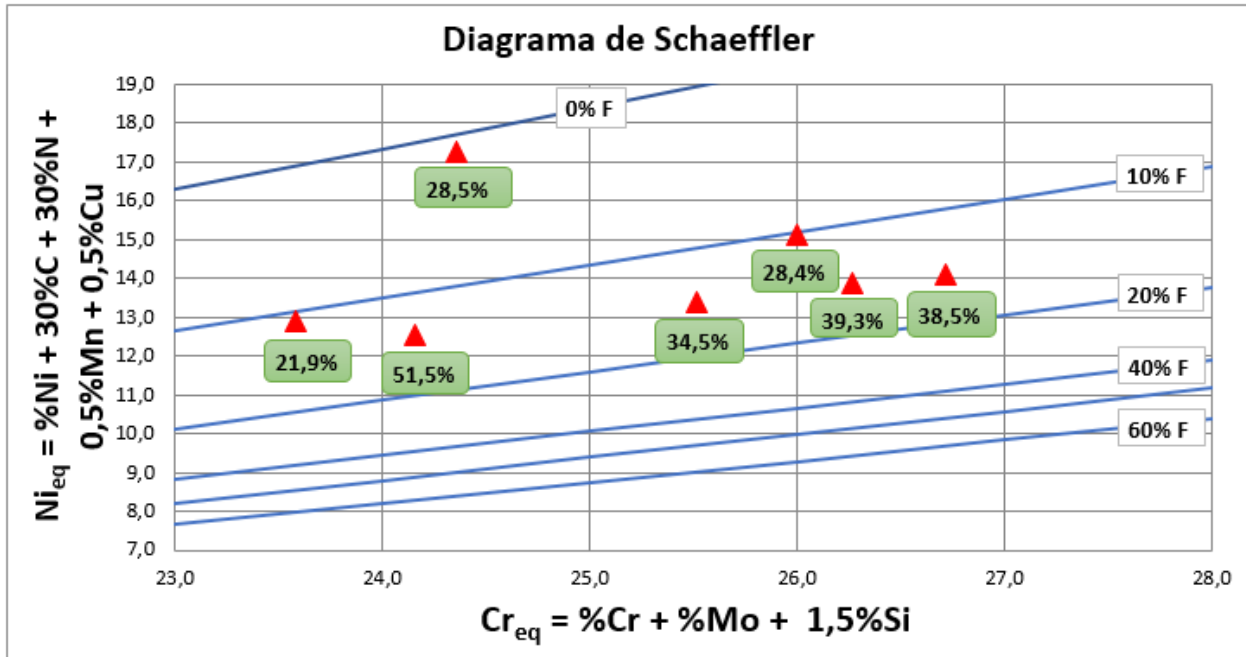


Figura 41: Comparación de los resultados de la cantidad de ferrita obtenidos en cupones de prueba y el diagrama de Schaeffler.

Según el diagrama de Schaeffler, los testigos de coladas ensayados deben tener una cantidad de ferrita que este entre a un 2% y un 17% aproximadamente. Sin embargo, la cantidad de ferrita real difiere de una manera significativa respecto a lo predicho por el diagrama de Schaeffler. Por lo tanto, este diagrama no es un buen predictor de la microestructura de piezas fabricadas en Tecnometal de acero ASTM A890 grado 4-A.

4.3 Correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq}

Estas aleaciones contienen gran cantidad de elementos aleantes, en donde el mayor problema de trabajar con este tipo de sistemas radica en la representación gráfica del diagrama de fases, ya que se requiere una figura de más de tres dimensiones, por lo que se trata de simplificar y representar el sistema en uno de referencia como el Fe – Cr – Ni. Por este motivo, es que se manejan las expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} que considera el aporte de los demás elementos aleantes del sistema.

Obtención de correlaciones

El método ocupado para obtener las correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq} es la regresión lineal múltiple, en donde las variables independientes son los porcentajes en peso de los

siguientes elementos: C, Si, Mn, Cr, Ni, Ni, N; y la variable dependiente es el porcentaje en volumen de ferrita. El problema que surge al ocupar esta metodología es que se ocupa un sistema matemático que tiene un total de 8 variables cuando solamente se tienen 7 datos correspondientes a los cupones de prueba a los cuales se midió la composición química y su porcentaje de ferrita.

Por lo tanto, se tuvo que buscar a través de publicaciones y trabajos científicos datos para satisfacer al sistema matemático, los cuales cumplieran similares condiciones experimentales, es decir: que fuesen aceros fundidos dúplex, una temperatura del tratamiento térmico de solubilización equivalente a la fundición Tecnometal y un enfriamiento rápido en agua. El tiempo de mantenimiento en el tratamiento térmico pueden ser distintos respecto a lo realizado experimentalmente.

Un resumen de los datos obtenidos por publicaciones y trabajos científicos se muestra en la Tabla 10.

Tabla 10: Datos obtenidos a través de publicaciones para poder realizar la regresión lineal múltiple.

Dato obtenido	Referencia	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N	PREN	%Ferrita
1	[32]	0.045	0.46	4.41	21.80	3.05	2.20	0.140	34.1	65.1
2	[32]	0.019	0.33	0.74	25.39	3.77	6.71	0.028	38.3	51.0
3	[33]	0.025	0.90	1.80	22.50	3.00	5.50	0.200	35.6	55.0
4	[34]	0.018	0.79	0.73	25.35	1.39	6.75	0.140	32.2	58.0
5	[34]	0.019	0.85	0.64	25.37	1.39	6.86	0.250	34.0	47.0
6	[34]	0.023	0.94	0.76	25.66	1.45	7.02	0.370	36.4	34.0

Para realizar la regresión lineal múltiple se utilizó el software Minitab 19, en donde solamente se debe ingresar los datos de las variables dependientes e independientes, como se muestra en la Figura 42.

Los resultados de la regresión se aprecian en la Figura 43, obteniéndose los coeficientes correspondientes a cada variable independiente asociadas al porcentaje en peso de los elementos C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo y N. El coeficiente de correlación (R^2) del modelo es de un 90.59%, un valor bastante bueno, ya que significa que la correlación

encontrada la explica el 90.59% de los datos. Es decir, por un lado, hay una dependencia de la cantidad de ferrita obtenida con la composición química del acero y, por otro lado, el espectrómetro de emisión óptica utilizado para medir la composición química tiene una buena precisión.

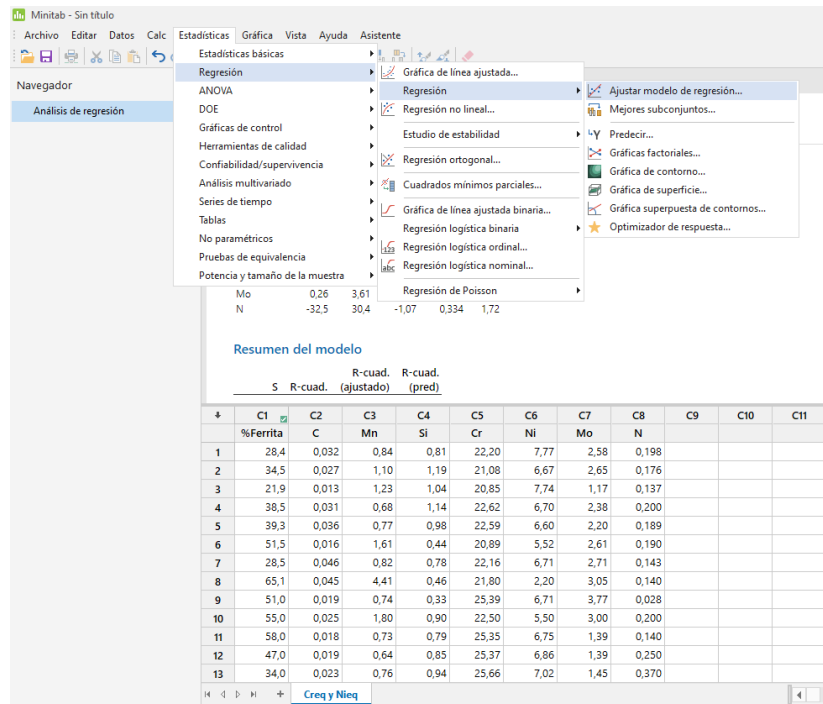


Figura 42: Regresión lineal múltiple utilizando el software Minitab 19.

Coeficientes					
Término	Coef	EE del coef.	Valor T	Valor p	FIV
Constante	111,7	62,3	1,79	0,133	
C	-463	216	-2,15	0,085	1,62
Mn	-8,54	5,85	-1,46	0,204	11,03
Si	2,3	10,7	0,22	0,836	2,50
Cr	2,19	1,38	1,58	0,175	1,97
Ni	-14,59	4,23	-3,45	0,018	11,07
Mo	0,26	3,61	0,07	0,946	2,46
N	-32,5	30,4	-1,07	0,334	1,72

Resumen del modelo			
S	R-cuad.	R-cuad. (ajustado)	R-cuad. (pred)
6,22862	90,59%	77,43%	0,00%

Figura 43: Resultados regresión lineal múltiple.

Para obtener las correlaciones de Cr_{eq} y Ni_{eq} se realiza una normalización de los coeficientes asociados a cada elemento. La expresión del Cr_{eq} se obtiene normalizando los coeficientes de los elementos estabilizadores de la ferrita respecto al coeficiente del Cr obtenido en la regresión lineal múltiple. Posteriormente se suma la contribución de cada elemento ferritizante (ver ecuaciones 22 y 23), es decir:

Elementos ferritizante	Coeficiente calculado
Cr	2.19
Si	2.30
Mo	0.26

$$Cr_{eq} = \frac{2.19}{2.19} Cr + \frac{2.30}{2.19} Si + \frac{0.26}{2.19} Mo \quad (Ec. 22)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 1.05 Si + 0.12 Mo \quad (Ec. 23)$$

La expresión del Ni_{eq} se obtiene análogamente al Cr_{eq} , pero normalizando los elementos estabilizadores de la austenita (ver ecuaciones 24 y 25), es decir:

Elemento ferritizante	Coeficiente calculado
C	-463
Mn	-8.54
Ni	-14.59
N	-32.5

$$Ni_{eq} = \frac{-14.59}{-14.59} Ni + \frac{-463}{-14.59} C + \frac{-8.54}{-14.59} Mn + \frac{-32.5}{-14.59} N \quad (Ec. 24)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 31.73 C + 0.59 Mn + 2.23 N \quad (Ec. 25)$$

Comparación con otros autores

Las expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} propuestas por algunos autores se muestran en la Tabla 11. Al comparar estas expresiones con los resultados obtenidos mediante la regresión, los coeficientes calculados del Si, C y Mn son cercanos. Sin embargo, los coeficientes del N y Mo calculados difieren bastante en comparación a las expresiones entregadas por los autores que analizaron el efecto de estos elementos; en especial el nitrógeno, que es un fuerte estabilizador de la austenita, ante una variación de este elemento, la cantidad de austenita se ve afectada fuertemente [34].

Se deduce que la cantidad de datos que se tiene para realizar el modelo no son suficientes, y como consecuencia, que el modelo sea poco robusto.

Tabla 11: Expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} propuestas por distintos autores.

Autores	Expresiones
Schaeffler [35]	$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5 Si + 0.5 Cb$ $Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0.5 Mn$
Consejo de investigación de Soldadura (WRC-1992) [23]	$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0.7 Nb$ $Ni_{eq} = Ni + 35 C + 20 N + 0.25 Cu$
Schoefer [24]	$Cr_{eq} = Cr + 1.4 Mo + 1.5 Si + Cb - 4.99$ $Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0.5 Mn + 26 (N-0.02) + 2.77$
Sánchez y colaboradores [27]	$Cr_{eq} = Cr + 0.88 Mo + 1.73 Si$ $Ni_{eq} = Ni + 24.55 C + 21.75 N + 0.4 Cu$
Leger y colaboradores [36]	$Cr_{eq} = Cr + 1.21 Mo + 0.48 Si + 0.14 Nb - 4.99$ $Ni_{eq} = Ni + 24.5 C + 0.11 Mn - 0.0086 Mn^2 + 2.77$

4.3 Modelo o correlación de la cantidad de ferrita

El resultado de la modelación o correlación entregada por la regresión lineal múltiple de la cantidad de ferrita de un acero ASTM A890 grado 4-A, expresada en porcentaje en volumen, en función de la composición química, es la siguiente:

Ecuación de regresión

$$\% \text{Ferrita} = 111,7 - 463 C - 8,54 Mn + 2,3 Si + 2,19 Cr - 14,59 Ni + 0,26 Mo - 32,5 N$$

La correlación obtenida se puede “arreglar” matemáticamente, utilizando las expresiones calculadas anteriormente de Cr_{eq} y Ni_{eq} de la siguiente manera:

$$\% \text{ Ferrita} = 111.7 + 2.19 Cr + 2.3 Si + 0.26 Mo - 14.59 Ni - 463 C - 8.54 Mn - 32.5 N$$

$$\% \text{ Ferrita} = 111.7 + 2.19 Cr_{eq} - 14.59 Ni_{eq}$$

Comparación del modelo con los datos reales

En la Figura 44 se aprecia una comparación de la cantidad de ferrita real versus la cantidad de ferrita predicha por la correlación o simulación.

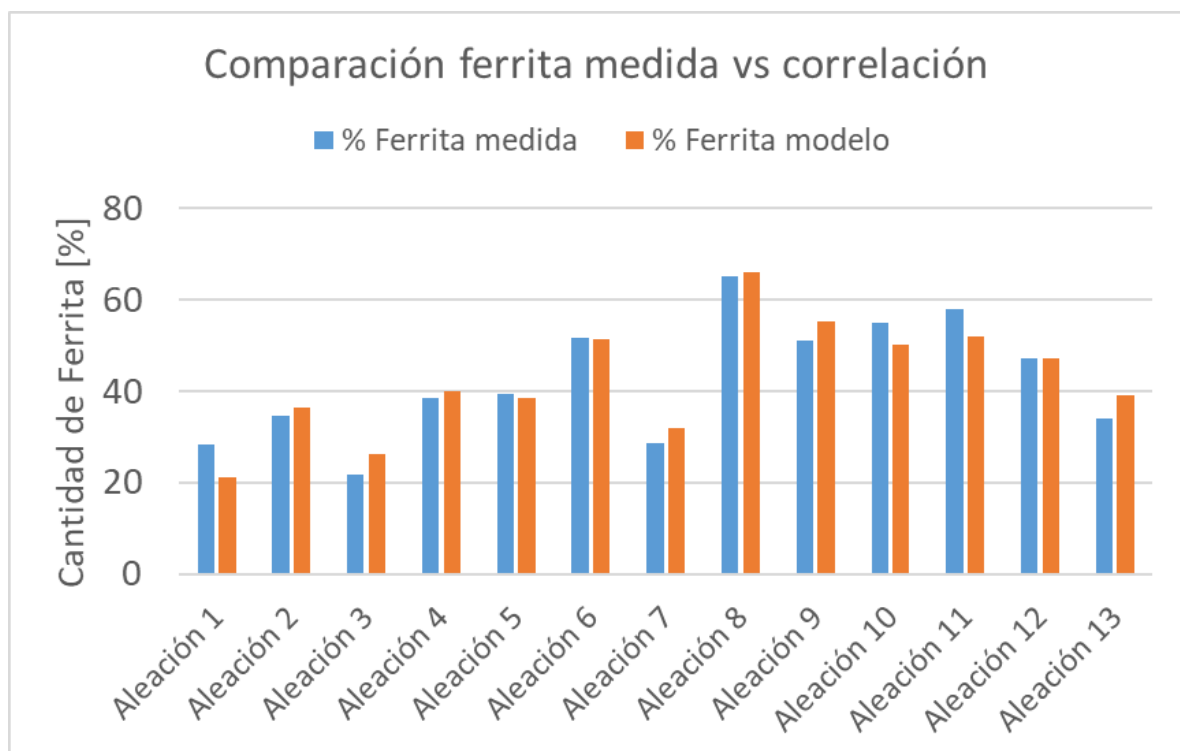


Figura 44: Comparación de la cantidad de ferrita real y simulada.

A la luz de los resultados se puede observar que la correlación obtenida simula de una buena manera la cantidad de ferrita en aceros fundidos dúplex, siempre y cuando la variación se encuentre entre un 30% y 70% de ferrita, debido a que no se tiene una mayor cantidad de datos que tenga una cantidad de ferrita fuera de este rango y no es conveniente extrapolar. Este intervalo cumple con la microestructura esperada en un acero dúplex, la cual debe tener entre un 40% y 60% de ferrita.

4.4 Validación del modelo o correlación de la cantidad de ferrita

En el análisis anterior se ocupó una herramienta matemática para predecir la cantidad de ferrita en los aceros fundidos dúplex en función de su composición química. La correlación obtenida es válida para cierta cantidad de ferrita. Sin embargo, para realizar la validación de lo que se ha planteado, el modelo debe obedecer a dos condiciones impuestas:

1. Análisis de consistencia según elementos ferríticos y austeníticos.
2. Coeficiente de correlación mayor a 0,8.

Condición: análisis de consistencia según elementos ferríticos y austeníticos

Esta condición se refiere a la fase (ferrita o austenita) que estabilizan los elementos aleantes analizados anteriormente. Es de conocimiento que el Cr, Si y Mo son elementos estabilizadores de la fase ferrítica, y que el C, Mn, Ni, y N son elementos estabilizadores de la fase austenítica. Por lo tanto, al realizar la regresión lineal múltiple, se debe cumplir que el signo (positivo o negativo) de los coeficientes obtenidos en los elementos que estabilizan la fase ferrítica tienen que ser iguales. Análogamente, el signo (positivo o negativo) de los coeficientes de los elementos que estabilizan la fase austenítica tienen que ser iguales. En el caso de que algún elemento no cumpla con la condición anterior, implica que este elemento disminuiría el valor del Cr_{eq} o Ni_{eq} y por consecuencia estaría estabilizando la fase contraria. A modo de ejemplo, si el coeficiente del Si hubiese tenido un signo negativo y los coeficientes del Cr y Mo son positivos, implicaría que el Si disminuye el valor Cr_{eq} , por lo tanto, estaría actuando como un estabilizador de la fase austenítica y no de la fase ferrítica.

Al observar la Figura 43, los coeficientes de los elementos analizados cumplen la condición impuesta recién mencionada.

Condición: coeficiente de correlación mayor a 0,8.

El coeficiente de correlación entregado por el modelo fue de un 90,59%, lo cual excede la expectativa de la condición entregada. Este se verifica en la Figura 44, ya que la diferencia entre la cantidad de ferrita medida versus el modelo no es significativa.

Por lo tanto, el modelo cumple con las dos condiciones impuestas, se valida éste y, por ende, se puede pasar al siguiente paso, el cual es proponer el diagrama de predicción de la cantidad de ferrita en aceros dúplex ASTM A890 grado 4-A en términos de Cr_{eq} y Ni_{eq} .

4.5 Diagrama de predicción de la cantidad de ferrita

Las correlaciones propuestas de Cr_{eq} y Ni_{eq} puede traducirse en un diagrama de predicción o estimación de la cantidad de ferrita, así como lo propuso Schaeffler en su diagrama. La diferencia, con respecto a lo que Schaeffler realizó, es que este diagrama es para aceros que cumplen con la composición química conforme a la norma ASTM A890 grado 4-A, los cuales tienen un tratamiento térmico según especifica la fundición Tecnometal. Para estimar el porcentaje de ferrita podremos emplear indistintamente la correlación obtenida de la regresión lineal múltiple o el diagrama de predicción aceros ASTM A890 gr. 4-A (ver Figura 45).

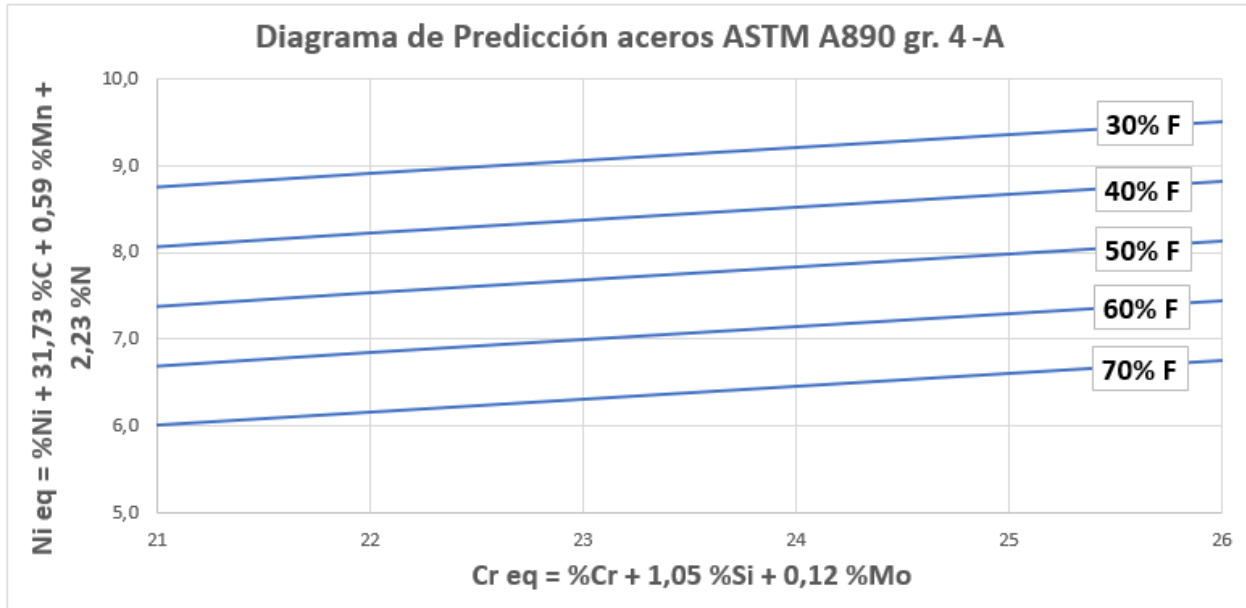


Figura 45: Diagrama de predicción del porcentaje de ferrita post tratamiento térmico según fundición Tecnometal en aceros que cumplen la composición química según la norma ASTM A890 grado 4-A.

Intervalo del porcentaje de ferrita con restricciones

Para calcular el intervalo de la cantidad de ferrita predicha a través del diagrama anteriormente propuesto, en el cual la fundición Tecnometal debe lograr trabajar, se debe intersectar las zonas o regiones en donde se cumpla las siguientes condiciones o restricciones:

- Zona 1: intervalo de la cantidad de ferrita según la composición química según la norma ASTM A890 grado 4-A.
- Zona 2: intervalo de la cantidad de ferrita según datos de análisis de composición química de productos fabricados en la fundición Tecnometal.
- Zona 3: intervalo de la cantidad de ferrita esperada en aceros inoxidables dúplex.

En la Figura 46 se visualiza la intersección (marcada en color azul) de las zonas o restricciones mencionadas anteriormente, obteniendo la región o superficie del intervalo de la cantidad de ferrita óptima en términos de las expresiones de Cr_{eq} y Ni_{eq} .

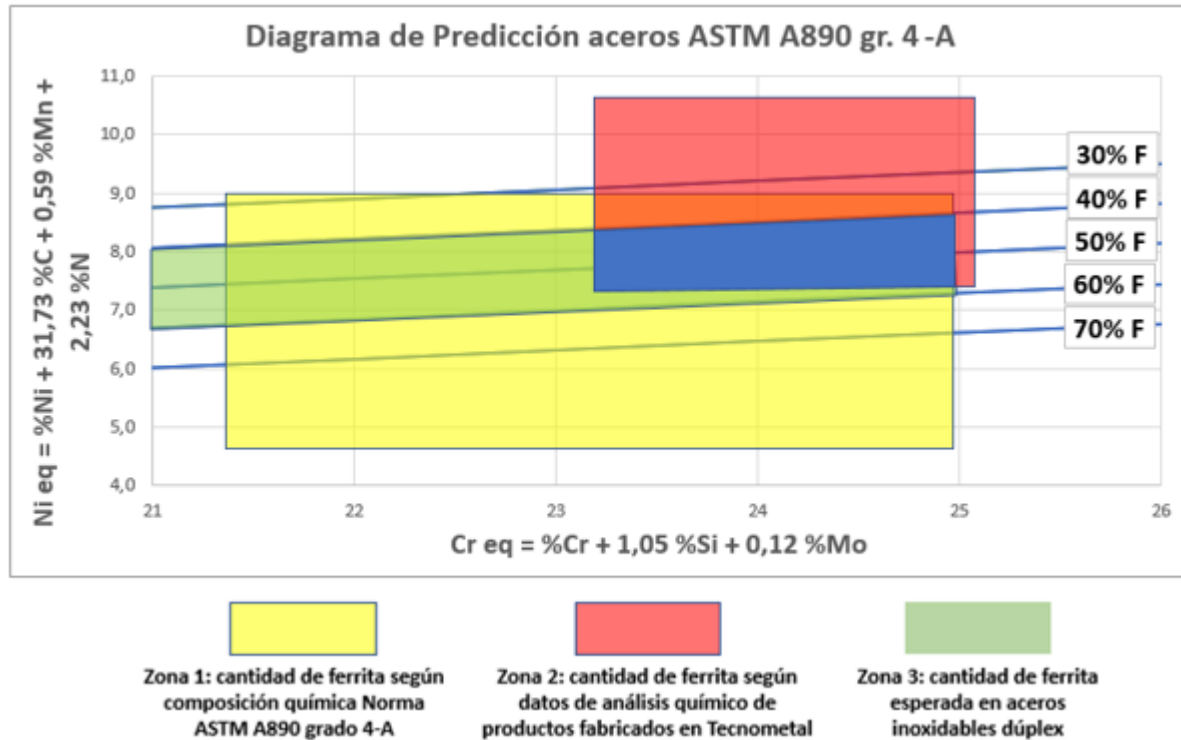


Figura 46: Intersección de las zonas (marcada en azul) o restricciones de la cantidad de ferrita según composición química de la norma ASTM A890 grado 4-A, cantidad de ferrita según datos de análisis químicos de productos de Tecnometal, cantidad de ferrita esperada en aceros dúplex y cantidad de ferrita según el PREN.

4.6 Consideraciones finales

Las correlaciones obtenidas de Cr_{eq} , Ni_{eq} , y la cantidad de ferrita cumplieron con las condiciones impuestas al modelo, sin embargo, se pueden mejorar agregando a la regresión lineal múltiple una mayor cantidad de datos en donde se aplique el mismo diseño experimental. Así se podrán conseguir correlaciones que representan de mejor manera la fenomenología del proceso.

Respecto al método para medir la cantidad de ferrita según la norma ASTM E562, se recomienda no usarlo, debido a que el tiempo invertido en realizar el conteo de puntos es demasiado. Por lo tanto, se recomienda utilizar el método según la norma ASTM E1245, el cual es equivalente a la norma ASTM E562, que utiliza un software analizador de imágenes para poder medir la cantidad de alguna fase determinada utilizando una metalografía. Es un método que el tiempo ocupado para determinar la cantidad de las

fases presentes es menor en comparación al método del conteo de puntos. Sin embargo, el ataque químico elegido para revelar la microestructura debe ser elegido de tal forma que las fases ferrita y austenita tengan contrastes distintos en la imagen del microscopio, ya que los softwares que analizan imágenes utilizan el contraste de las fases para determinar la cantidad de cada una de ellas.

Como trabajo a futuro, se puede comparar los resultados de la cantidad de ferrita obtenida por metalografía cuantitativa con la cantidad de ferrita obtenida a través de un ferritoscopio, ver cuál es la diferencia entre los métodos de mediciones y las correlaciones obtenidas a través de una regresión lineal múltiple.

Además, para lograr un modelo más representativo según las condiciones de solidificación, se propone realizar los cupones de prueba en moldes de arena con la geometría de un paralelepípedo con un espesor de 1,0". La ventaja de utilizar este tipo de geometría es que el módulo de la pieza es sencillo de calcular, por ende, extrapolable a piezas que tienen el mismo módulo.

Finalmente, la metodología aplicada en esta memoria puede ser empleada para evaluar otro grado de la norma ASTM A890, siempre y cuando el tratamiento térmico aplicado se mantenga constante u ocupar otra temperatura de solubilización.

5. CONCLUSIONES

- Se cuantificó la cantidad de ferrita bajo la norma ASTM E562 en testigos de coladas de aleaciones ASTM A890 grado 4-A, comercialmente denominadas “2205”, manteniendo el protocolo de tratamiento térmico especificado por la fundición Tecnometal.
- Los resultados obtenidos de la cantidad de ferrita medida en los testigos de colada ensayados difieren de los predichos por el diagrama de Schaeffler, por lo tanto, se descarta este diagrama como predictor de la cantidad de ferrita en piezas fabricadas de aceros ASTM A890 grado 4-A.
- En función de los datos obtenidos de composición química y cantidad de ferrita, se estableció una correlación entre estas dos variables utilizando el método de regresión lineal múltiple. Lo cual nos otorgará una herramienta para controlar el proceso y calidad de manufactura de los productos fabricados.
- La correlación obtenida no fue lo suficientemente robusta ya que los coeficientes del molibdeno y nitrógeno difieren significativamente respecto a otros autores debido a la insuficiencia de datos.
- En el diagrama de predicción de la cantidad de ferrita en función de la composición química, análogo al diagrama de Schaeffler, se puede observar la ventana de trabajo donde Tecnometal tiene que operar en la fabricación de sus productos realizados con aceros ASTM A890 grado 4-A.
- Finalmente, las correlaciones obtenidas y el diagrama propuesto sirven como referencia y planteamiento inicial para tener un mejor control del proceso y manufactura de los productos, junto con ello predecir el comportamiento en servicio de estos.

6. REFERENCIAS

- [1] «ASTM A890 Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion-Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application».
- [2] M. K. -. M. Pohl, «Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure,» *Metallografy Microstructure Analisis*, pp. 113-121, 2013.
- [3] International Molybdenum Association, Directrices Prácticas para la fabricación de los Aceros Inoxidables Dúplex, vol. 1, Londres: IMOA, 2012, pp. 51-53.
- [4] E. C. d. S. -. S. M. R. -. C. A. F. -. J. M. D. d. A. Rollo, «Influence of Ferrite Phase Content on the Electrochemical Properties of Duplex Stainless Steels,» 2016.
- [5] M. Blair, Duplex Stainless Steels a State of the Art Literature Review, Steels Founders Society of America, 2001, p. 47.
- [6] S. Birks, «Duplex America 2000,» de *Success with duplex castings*, 2000.
- [7] J. Charles, Super Duplex Stainless Steel: Structure and Properties, vol. 1, 1991, pp. 3-49.
- [8] U. S. O. Hammar, Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels, in Solidification and Casting of Metals, London: The Metals Society, 1979, pp. 401-410.
- [9] Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge, Microstructure of Super Duplex, 1993, p. 74.
- [10] K. N. H. Y. Y. Ohmori, «Mechanism of Widmannstätten austenite formation in a ferrite/austenite-duplex phase stainless steel.,» pp. 969-975, 1995.
- [11] P. J. H.-P. L. C.-O. O. M. Liljas, Development of a lean duplex stainless steel, Steel Research International, 2008, pp. 466-473.
- [12] J.-O. Nilson, Super duplex stainless steels, Material Science and Technology, 1992.
- [13] D. S. G. Bergman, The space group of the sigma-FeCr crystal structure, Journal of Chemical Physics, 1936, pp. 515-516.
- [14] T. Gooch, Corrosion Behavior of Welded Stainless Steel, Welding Journal, 1996, pp. 135-154.
- [15] F. J. R. P. A. P. D.M.E. Villanueva, Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex, Materials Science and Technology, 2006, pp.

- 1098-1104.
- [16] E. M.-M. R. P. A. P. D.M. Escriba, Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel, 2009, pp. 1214-1219.
- [17] R. Davison, Practical guide to using duplex stainless steels, Materials performance, 1990, pp. 57-62.
- [18] J. L. a. S. B. A.J. Ramirez, The relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite precipitation in duplex stainless steels, Metallurgical and Materials Transactions, 2003, pp. 1575-1597.
- [19] S. P. L. Karlsson, Influence of intermetallic phases on the corrosion properties of duplex stainless steel weld metals, Welding International, 1995, pp. 554-562.
- [20] W. T. H. Berns, Ferrous Materials - Steel and Cast Iron, Berlin: Springer, 2008, p. 47 & 322.
- [21] G. M. K. Lorenz, «About the corrosion behaviour of Cr-Ni-Mo austenitic steels with and without nitrogen addition taking their resistance in chloride solutions.,» *Thyssen Research* 1(3), pp. 97-108, 1969.
- [22] W. Delong, «Ferrite in Austenitic Weld Metal,» *Welding Journal*, nº 53, pp. 273-286, 1974.
- [23] D. K. a. T. Siewert, «WRC-1992 Constitution Diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 Diagram,» *Welding Research Supplement*, pp. 171-178, 1992.
- [24] M. Blair, Duplex Stainless Steels a State of the Art Literature Review, Steels Founders Society of America, 2001, pp. 10-11.
- [25] A. A800/A800M, *Standard practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof*.
- [26] A. R. F. P. R. N. L. Chumbley, «Ferrite percentage prediction of duplex stainless steels as a function of cooling rates,» 2018.
- [27] I. M. J. A. J. B. X. L. R. Sanchez, «Effects of composition and thermal history on the phase balance and elements distribution and modified duplex stainless,» de *Fourth stainless steel science and market congress*, Paris, 2002.
- [28] *ASTM E562-11 Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count*.
- [29] Magne-Gage J5-600 operating instructions, *Magne-Gage*, Avoca, 1999.
- [30] Nusatek, «Ferrite content measurement (Ferritescope test),» 6 February 2019. [En línea]. Available: <http://www.nusatek.com/on-site-material-inspection/ferrite-content-measurement-ferritescope->

test.html.

- [31] V. P. A. Z. V. K. V. Kaña, «Comparison of Methods for Determining the Ferrite Content in Duplex Cast Steels,» 2019.
- [32] S. N. a. M. Cortle, «Microstructure and corrosion resistance of experimental low-nickel duplex stainless steels,» *Journal of The South African Institute of Mining and Metallurgy*, vol. 93, nº 11/12, pp. 307-315, 1993.
- [33] S. B. C. M. a. D. M. Andrea Gruttadauria, «Influence of different soaking times at 1050°C on the UT response Due to Microstructure Evolution of 2205 Duplex stainless steel,» *Metals*, 2020.
- [34] Z.-H. L. Young-Hwan Park, «The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr-7Ni-1.5Mo-3W-xN duplex stainless steel castings,» *Materials Science and Engineering A297*, pp. 78-84, 2011.
- [35] A. L. Schaeffler, «Constitution diagram for stainless steel weld metal. Met. Prog.,» *Met. Prog.*, p. 680A y 680B, 1949.
- [36] P. D. J. P. P. O. a. Y. M. M.T Leger, «Caractéristiques physiques d'aciers inoxydables austénitiques moulés pour réacteurs a eau pressurisée,» *Fonderie - Fondeur d'aujourd'hui*, vol. 78, pp. 31-49, 1988.
- [37] I. M. D. Villalobos, *Effect of Annealing temperature on the microstructure of hyperduplex stainless steels*, vol. XX, 2019.
- [38] K. M. G. Wassemann, «About the mechanism of ferrite-austenite transformation of the iron,» p. 149, 1935.
- [39] G. M. a. M. G. A. Redjaimia, «Descomposition of delata ferrite in a Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0.03C. Duplex stainless steel. A morphological and structutal study,» 1991.
- [40] S. D.-M. Iris Alvarez-Armas, *Duplex Stainless Steels*, 2009.

ANEXO 1: Proceso de producción de piezas del acero ASTM A890 grado 4-A

El proceso de fabricación de piezas en la fundición Tecnometal es el siguiente:

- A partir de chatarra de 2205 o 316-L, la cual se funde en un horno de inducción eléctrica de alta frecuencia. El operador del horno ajusta la composición química requerida a través de ferroaleaciones (Fe-Mo, Fe-Si, Fe-Mn, Fe-Cr, Fe-Cr-N), cátodo de hierro y níquel.

	
Anexo I 1: Chatarra de acero inoxidable 316-L.	Anexo I 2: Horno de inducción eléctrica, capacidad máxima 180 [kg].

- En paralelo al proceso descrito anteriormente, se realiza la confección de molde, el cual es fabricado con arena alta en sílice, la cual es mezclada con resinas autofraguantes. Posteriormente el molde es pasado al proceso de armado, el cual consiste en recubrir el molde con refractario de zirconia, eventualmente colocación del alma y preparación del molde antes de la colada.
- Antes de realizar la colada se verifica que la composición química cumpla la norma, la cual se mide en el espectrómetro de emisión óptica dispuesto en la fundición. Una vez solidificada la pieza se procesa a desmoldear y llevarlo al proceso de limpia para sacar montantes y canal de alimentación. En caso de que las piezas tengan defectos superficiales, como son los desgarros o falta de llenado del líquido, las piezas pasan por un proceso de soldadura para mejorar los defectos.



- Posteriormente las piezas son llevadas al horno de tratamientos térmicos, proceso que se realiza según el protocolo realizado por Tecnometal.



ANEXO 2: Requerimientos que especifica la norma ASTM A890 grado 4-A

Los requerimientos de composición química, tratamientos térmicos genéricos y propiedades mecánicas se muestran en las siguientes imágenes respectivamente.

Anexo II 1: Composición química requerida según norma ASTM A890 grado 4-A.

Grade	4A
Type	22Cr-5Ni-Mo-N
UNS	J92205
ACI	CD3MN
Composition:	
Carbon, max	0.03
Manganese, max	1.50
Silicon, max	1.00
Phosphorus, max	0.04
Sulfur, max	0.020
Chromium	21.0–23.5
Nickel	4.5–6.5
Molybdenum	2.5–3.5
Copper	1.00, max
Tungsten	...
Nitrogen	0.10–0.30

Anexo II 2: Tratamiento térmico requerido según norma ASTM A890 grado 4-A.

Grade	Heat Treatment
4A	Heat to 2050°F [1120°C] minimum for sufficient time to heat casting uniformly to temperature and water quench, or the casting may be furnace cooled to 1850°F [1010°C] minimum, hold for 15 min minimum and then water quench. A rapid cool by other means may be employed in lieu of water quench.

Anexo II 3: Propiedades mecánicas requeridas según norma ASTM A890 grado 4-A.

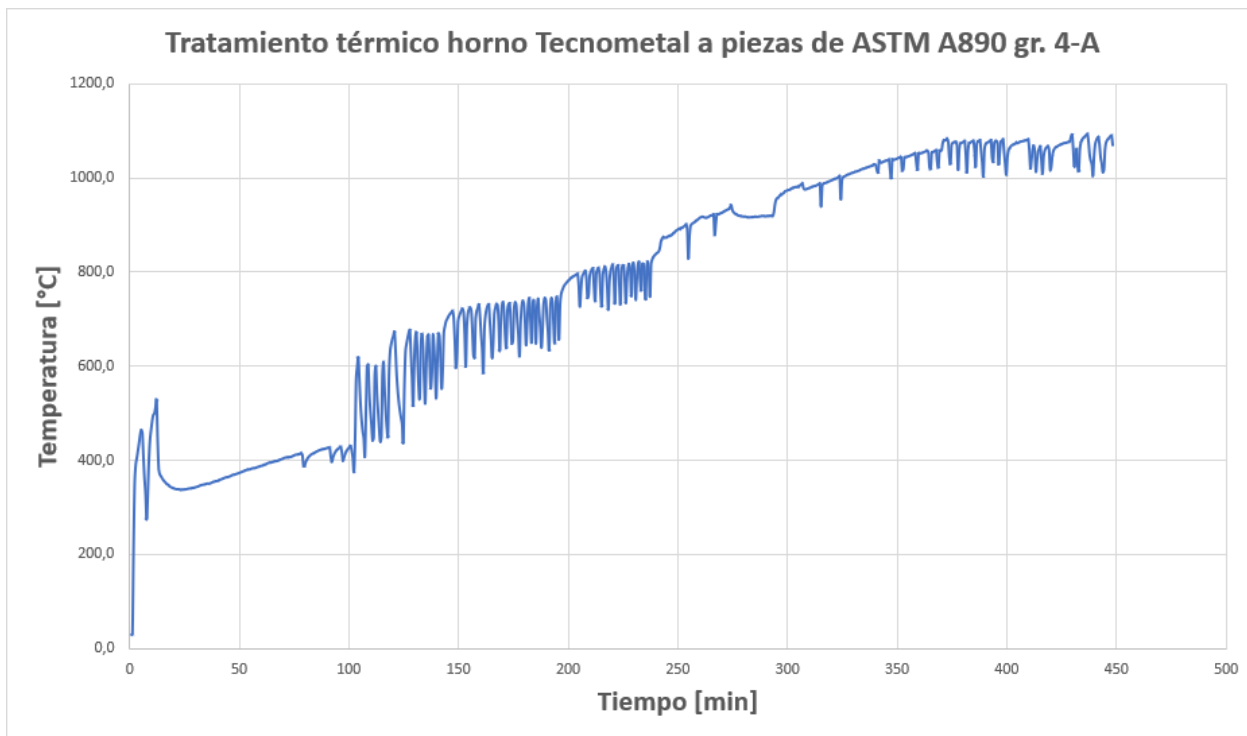
Grade	4A
Type	22Cr-5Ni-Mo-N
Tensile strength, ksi [MPa], min	90 [620]
Yield strength (0.2 % offset), ksi [MPa], min	60 [415]
Elongation in 2 in. [50 mm], %, min ⁴	25

ANEXO 3: Temperatura real en el horno de tratamientos térmicos de Tecnometal

Como se revisó en el marco teórico, la temperatura a la cual se aplica el tratamiento térmico influye en la proporción de ferrita y austenita en los aceros inoxidables dúplex. Por lo tanto, para saber con exactitud cuál es la temperatura real del horno de tratamientos térmicos que utiliza Tecnometal (el cual tiene un set point de 1050°C) se introdujo una termocupla tipo K en una pieza la cual fue conectada a un adquisidor de datos, como se muestra en las siguientes imágenes:

	
Anexo III 1: Termocupla tipo K introducida en pieza a tratar térmicamente.	Anexo III 2: Termocupla tipo K introducida en pieza a tratar térmicamente.
	
Anexo III 3: Adquisidor de datos conectado a termocupla tipo K.	Anexo III 4: Adquisidor de datos conectado a termocupla tipo K.

El resultado de la adquisición de datos de temperatura versus tiempo para el tratamiento térmico de piezas ASTM A890 grado 4-A en la fundición Tecnometal, se muestra en el siguiente gráfico:



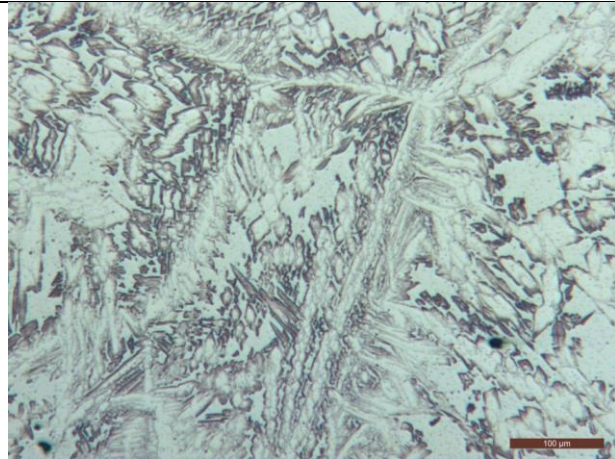
A mayor temperatura, el ciclo térmico correspondiente al on/off del set point del horno se reduce considerablemente en comparación a menores temperaturas.

Cuando el horno tiene un set point de 1050°C, la diferencia de temperatura con respecto a la termocupla introducida fue de 15°C. Es decir, la temperatura de la termocupla externa fue de 1065°C.

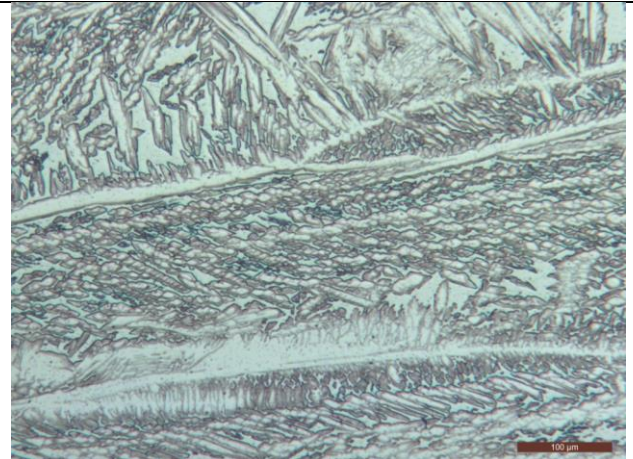
	
Anexo III 6: Temperatura de termocupla externa introducida en el horno de tratamientos térmicos de Tecnometal.	Anexo III 5: Set point horno tratamientos térmicos de Tecnometal.

ANEXO 4: Metalografías

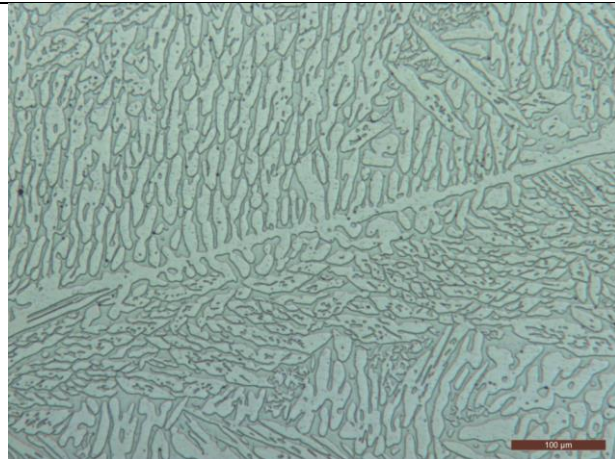
Las siguientes metalografías corresponde al cupón de prueba N°1, en donde se muestra la comparación en estado As-Cast y con tratamiento térmico aplicado.



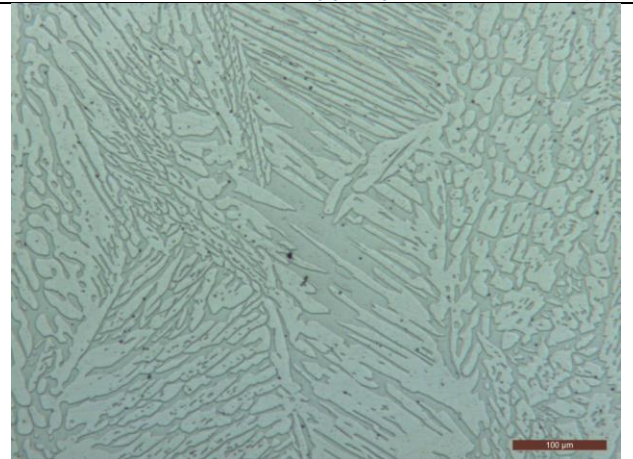
Anexo IV 1: Cupón de prueba N°1, Imagen tomada a 100X. Se observan dendritas de ferrita y precipitado de austenita (a).



Anexo IV 2: Cupón de prueba N°1, Imagen tomada a 100X. Se observan dendritas de ferrita y precipitado de austenita (b).

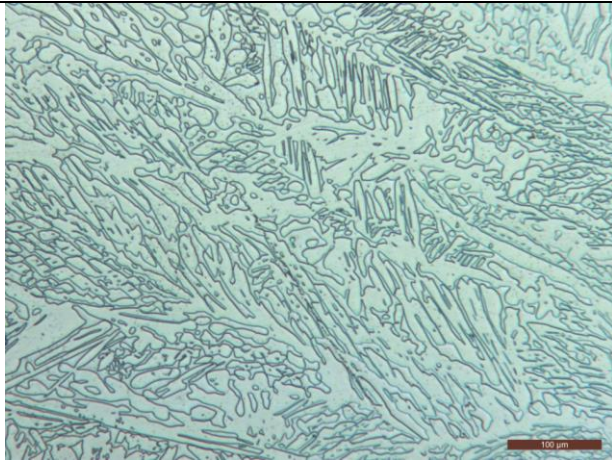


Anexo IV 3: Cupón de prueba N°1, Imagen tomada a 100X. Se observa una matriz de ferrita y como segunda fase la austenita dentro de la matriz (a).

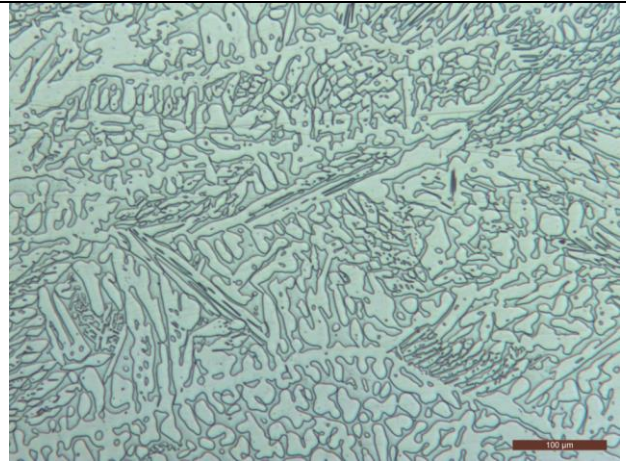


Anexo IV 4: Cupón de prueba N°1, Imagen tomada a 100X. Se observa una matriz de ferrita y como segunda fase la austenita dentro de la matriz (b).

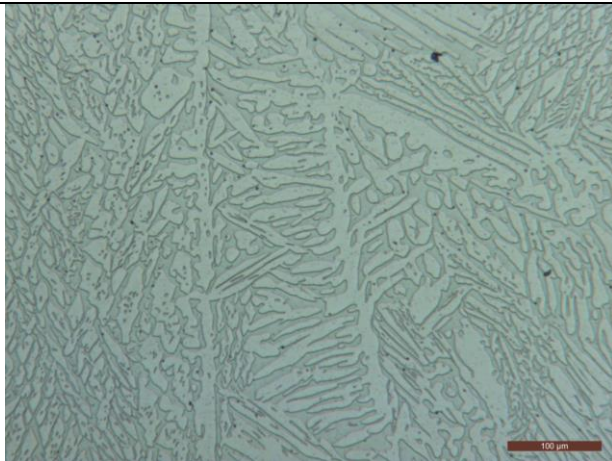
Las siguientes metalografías corresponde a la sección transversal del cupón de prueba N°1, las cuales se realizaron para cuantificar la variación del porcentaje de ferrita diametralmente, manteniendo el protocolo de tratamiento térmico según Tecnometal.



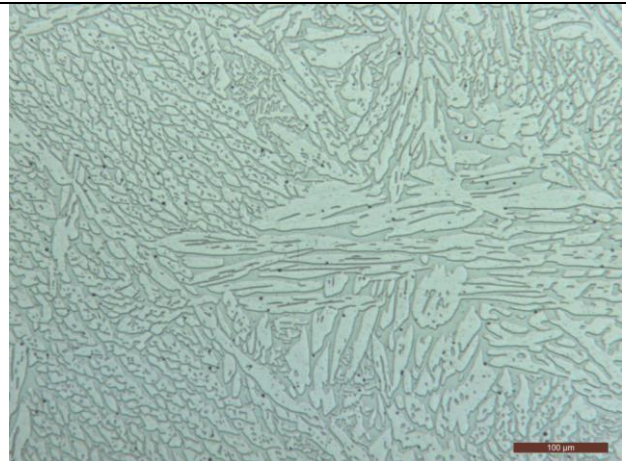
Anexo IV 5: Sector borde derecho cupón N°1, Imagen tomada a 100X (a).



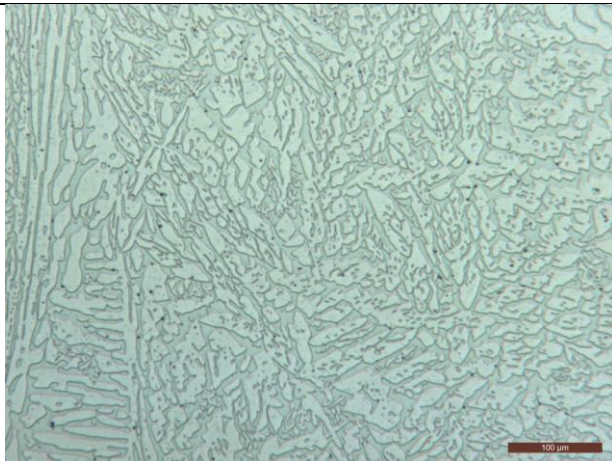
Anexo IV 6: Sector borde derecho N°1, Imagen tomada a 100X (b).



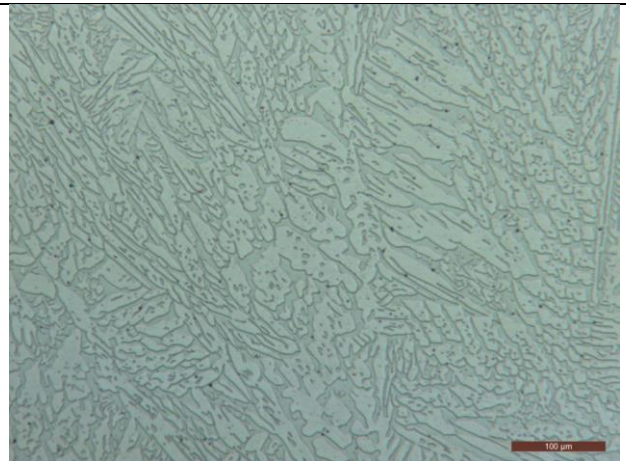
Anexo IV 7: Sector medio centro derecho cupón N°1, Imagen tomada a 100X (a).



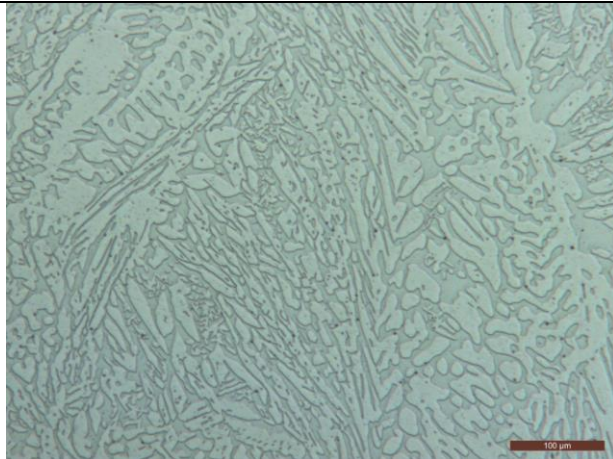
Anexo IV 8: Sector medio centro derecho cupón N°1, Imagen tomada a 100X (b).



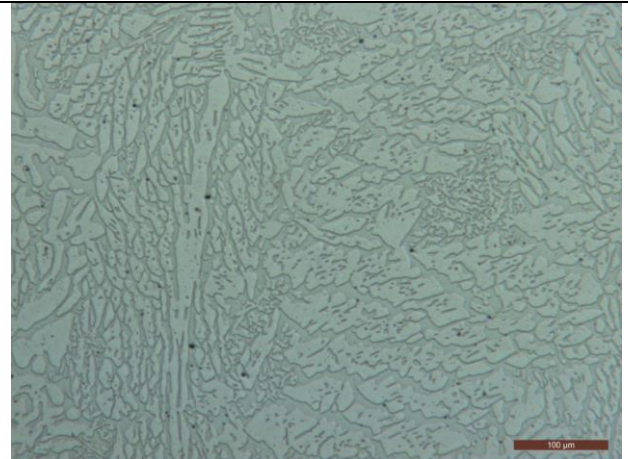
Anexo IV 9: Sector centro cupón N°1, Imagen tomada a 100X (a).



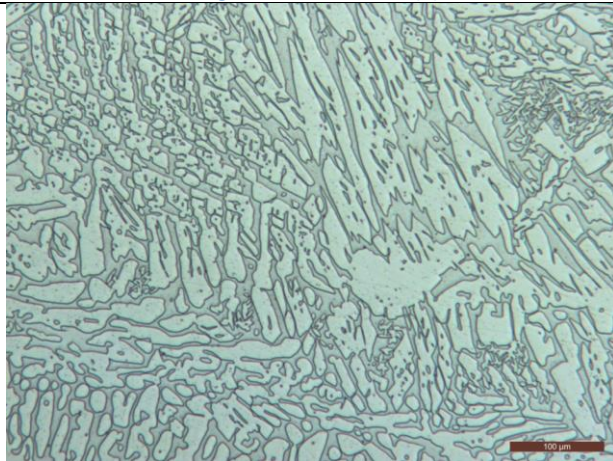
Anexo IV 10: Sector centro cupón N°1, Imagen tomada a 100X (b).



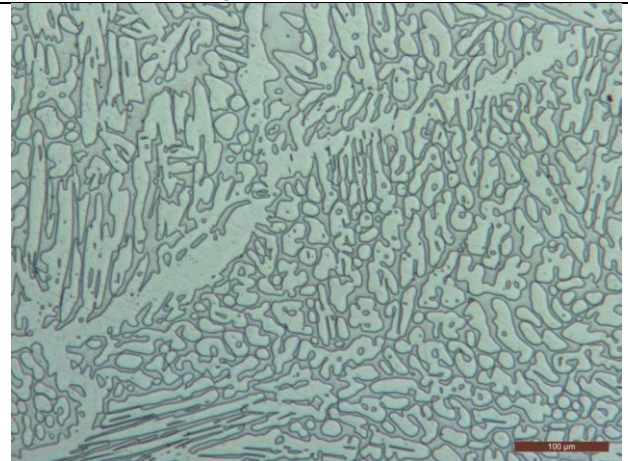
Anexo IV 11: Sector medio centro izquierdo cupón N°1, Imagen tomada a 100X (a).



Anexo IV 12: Sector medio centro izquierdo cupón N°1, Imagen tomada a 100X (b).

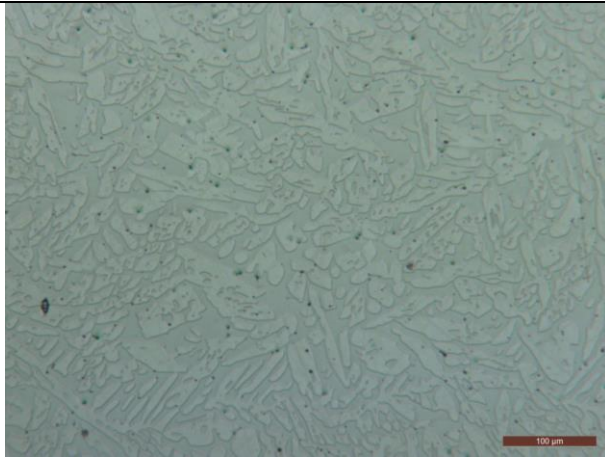


Anexo IV 13: Sector borde izquierdo cupón N°1, Imagen tomada a 100X (a).

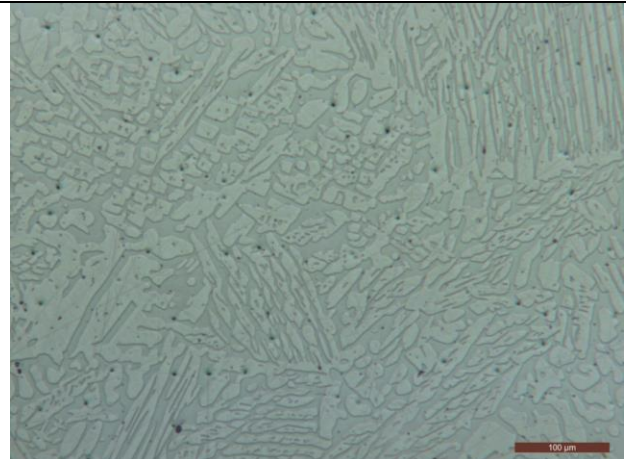


Anexo IV 14: Sector borde izquierdo cupón N°1, Imagen tomada a 100X (b).

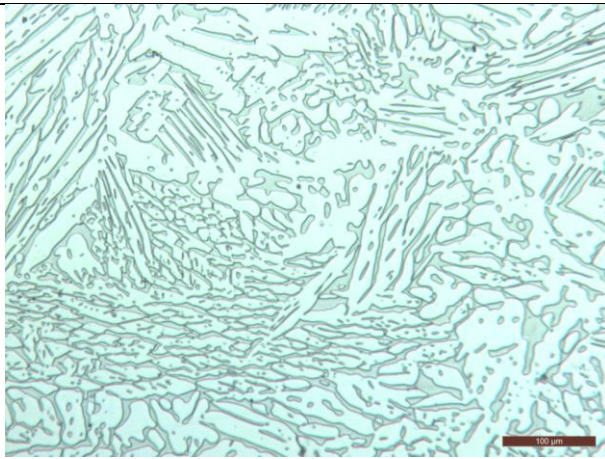
Las siguientes metalografías corresponden a las mediciones de la cantidad de ferrita de los cupones de pruebas ensayados.



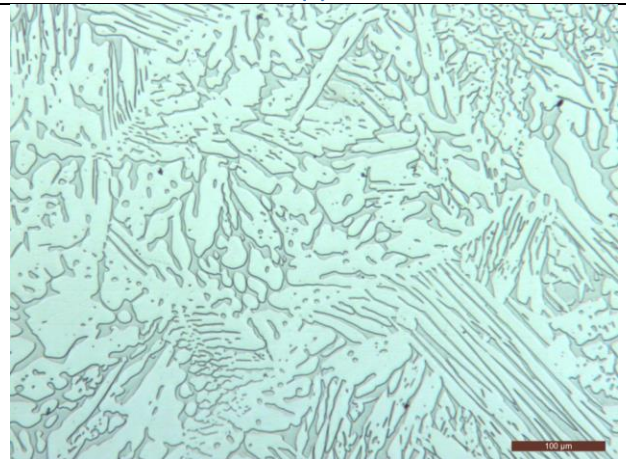
Anexo IV 15: Cupón de prueba N°2, Imagen tomada a 100X (a).



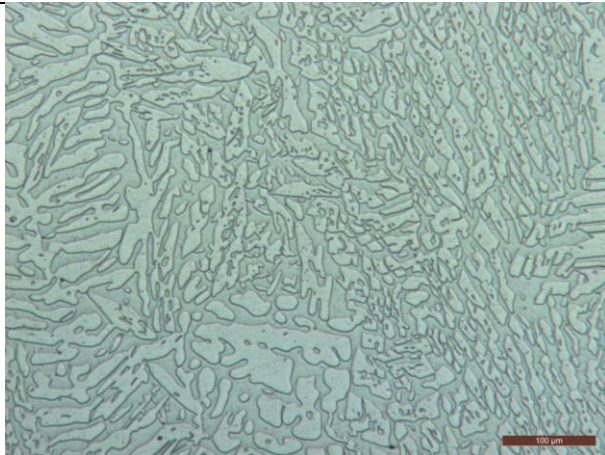
Anexo IV 16: Cupón de prueba N°2, Imagen tomada a 100X (b).



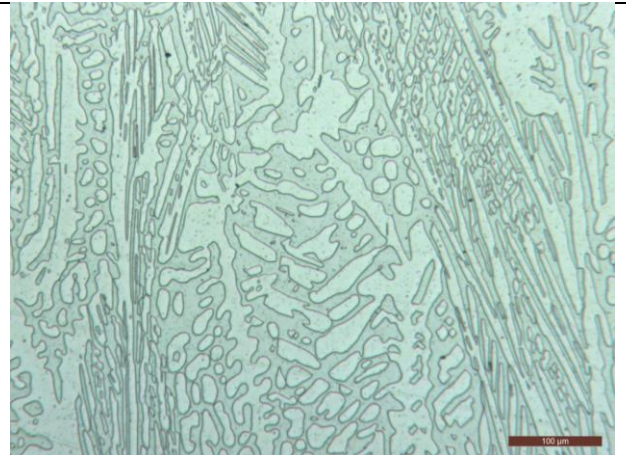
Anexo IV 17: Cupón de prueba N°3, Imagen tomada a 100X (a).



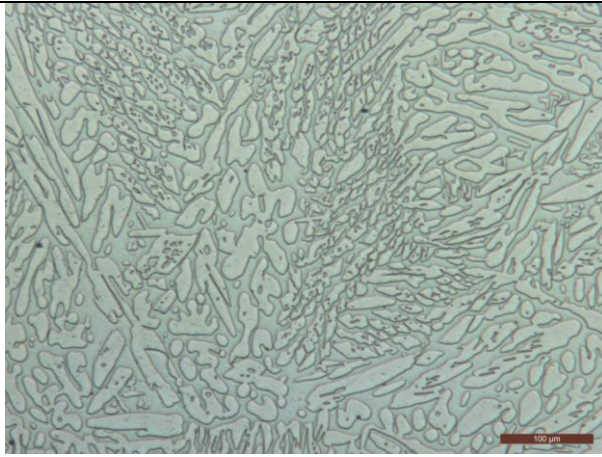
Anexo IV 18: Cupón de prueba N°3, Imagen tomada a 100X (b).



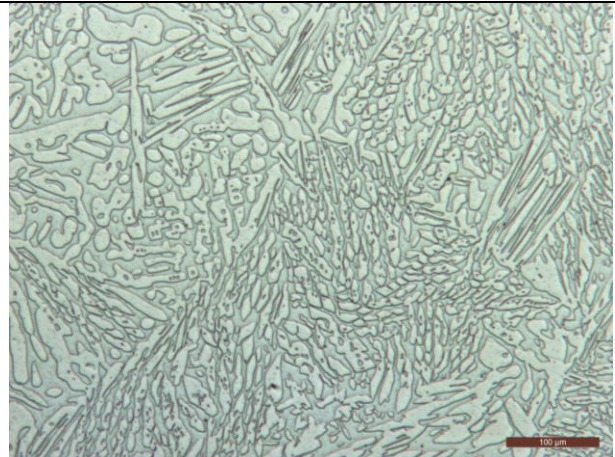
Anexo IV 19: Cupón de prueba N°4, Imagen tomada a 100X (a).



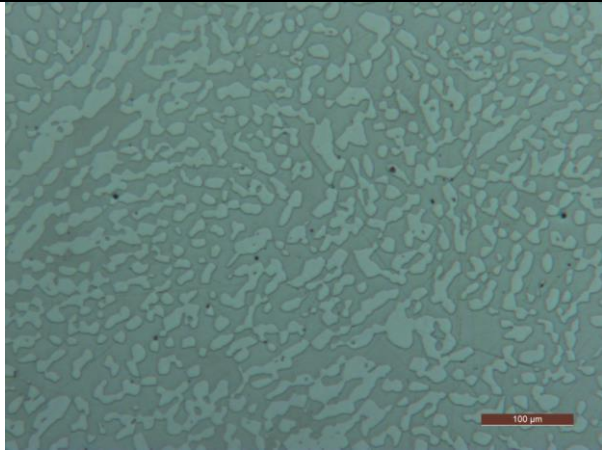
Anexo IV 20: Cupón de prueba N°4, Imagen tomada a 100X (b).



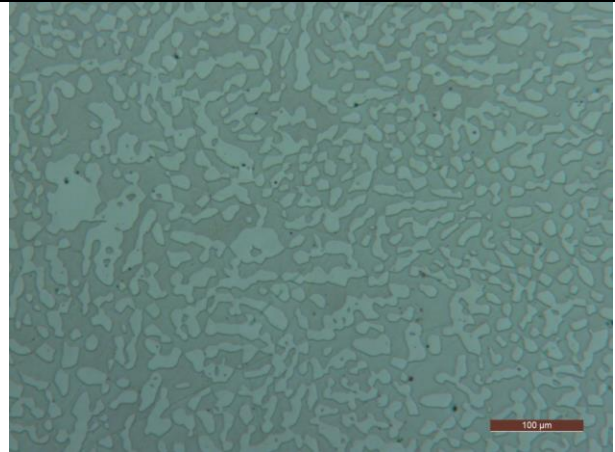
Anexo IV 21: Cupón de prueba N°5, Imagen tomada a 100X (a).



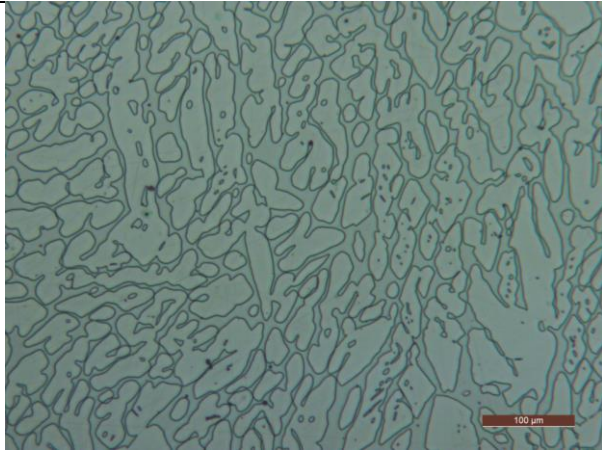
Anexo IV 22: Cupón de prueba N°5, Imagen tomada a 100X (b).



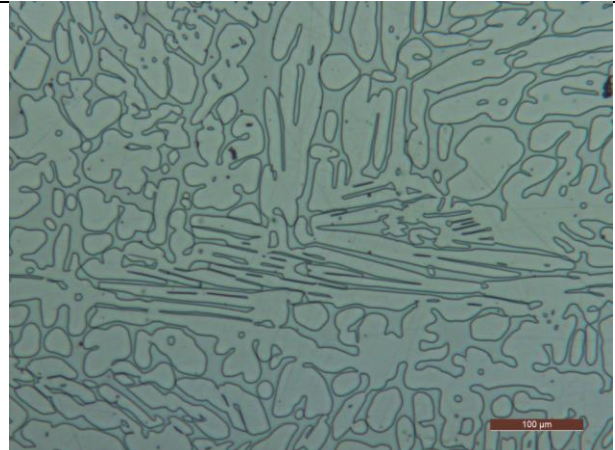
Anexo IV 23: Cupón de prueba N°6, Imagen tomada a 100X (a).



Anexo IV 24: Cupón de prueba N°6, Imagen tomada a 100X (b).



Anexo IV 25: Cupón de prueba N°7, Imagen tomada a 100X (a).



Anexo IV 26: Cupón de prueba N°7, Imagen tomada a 100X (b).