



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES**



**“INFLUENCIA DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA SOBRE
LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UNA UNION DISIMIL
ACERO INOXIDABLE DUPLEX/ACERO AL CARBONO DE ALTA
RESISTENCIA”**

Tesis para optar el grado de:
Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Presenta:

Ing. Lourdes Yareth Herrera Chávez.

Ingeniera en Materiales, ITM, Noviembre 2012.

Asesor:

Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda.

Profesor e Investigador Titular “C”,

Departamento de Soldadura.

Co-asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados.

Profesor e Investigador Titular “C”,

Departamento de Metalurgia Mecánica.

Morelia, Michoacán, México; Enero del 2015.

ÍNDICE DE GENERAL

RESUMEN.....	I
ABSTRACT.....	II
INTRODUCCIÓN	III
JUSTIFICACIÓN	V
OBJETIVO GENERAL.....	VI
OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	VI
HIPÓTESIS.....	VII
CAPÍTULO I.....	1
REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	1
1.1- Acero ASTM 572 G 50.....	1
1.2.- Acero Inoxidable Dúplex 2205.....	2
1.3.- Procesos de Soldadura.	3
1.3.1.- Soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible con protección gaseosa (GMAW).	3
1.3.2.-Tipos de transferencia en el proceso GMAW.....	5
1.3.3.-Transferencia por rocío	6
1.3.4.-Transferencia globular	6
1.3.5.-Transferencia por corto circuito.....	7
1.3.6.-Transferencia por arco pulsado	7
1.4.-Soldabilidad del Acero ASTM 572 G 50.....	8
1.5.-Soldabilidad del Acero Inoxidable Dúplex 2205.....	9
1.5.1.- Fases intermetálicas	9
1.5.1.1.- Fase sigma (Fe-Cr-Mo).....	10
1.5.1.2.-Fase chi ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$).....	11

1.5.1.3.- Carburos.....	11
1.5.1.4.- Nitruros de cromo (Cr ₂ N)	12
1.5.1.5.- Fase R	12
1.5.1.6.- Fase alfa primaria.....	12
1.5.1.7.- Fase Z.....	13
1.6.- Uniones soldadas disímiles	13
1.6.1 Aplicación de uniones soldadas disímiles	14
1.6.2 Borde de grano tipo II	14
1.6.3 Región de transición.....	16
1.6.3.1.- Formación de la región de transición	17
1.7.- Esfuerzos Residuales	18
1.7.1- Método de “Hole Drilling”	19
1.7.1.1. Esfuerzos residuales uniformes.....	21
1.7.1.2.- Esfuerzos residuales no uniformes.....	23
1.7.1.3.- Método integral.....	24
CAPÍTULO II	26
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	26
2.1.- Materiales.....	27
2.1.1.- Acero ASTM 572 Gr 50.	27
2.1.2.- Acero inoxidable dúplex 2205.....	28
2.1.3.- Metal de aporte ER-2209.....	28
2.3.- Procedimiento de soldadura.....	29
2.3.1.- Relevado de esfuerzos.....	33
2.4.- Medición de esfuerzos residuales.	35
2.5.-Ensayos mecánicos.	37
2.5.1.- Ensayo de tensión.	37

2.5.1.1.- Determinación del exponente de endurecimiento (n) mediante el modelo de Hollomon.....	39
2.5.2.- Ensayo de doblez.	40
2.5.3. Ensayo de Impacto.	41
2.6.- Ensayo de microdureza.	41
2.7.- Caracterización microestructural.	42
CAPÍTULO III.....	43
DISCUSIÓN Y RESULTADOS.....	43
3.1.- Análisis microestructural.	43
3.2.- Caracterización microestructural de las uniones soldadas disímiles.....	43
3.2.1.- ZAT ASTM 572 Gr 50	44
3.2.2.- Metal de soldadura.....	50
3.2.3. ZAT Dúplex 2205	52
3.3. Mediciones de esfuerzos residuales uniformes.	55
3.4 Mediciones de esfuerzos residuales no uniformes.	59
3.5.- Resultados de los ensayos de tensión.....	62
3.6 Resultados del exponente de endurecimiento (n) por deformación.	67
3.6.1 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal).	67
3.6.2 Curvas experimentales vs modeladas (Ecuación ajustada).	70
3.6.3 Resultados del coeficiente de endurecimiento por deformación (n).	72
3.6.4.- Análisis de la superficie de fractura.....	74
3.7. Ensayo de Doblez.....	82
3.8. Ensayo de Impacto Charpy.	85
3.9.- Ensayo de microdureza Vickers.....	86
CONCLUSIONES	92
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS:.....	95

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. 1.- Esquema del proceso de soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible y protección gaseosa.	4
Figura 1. 2.- Cuatro formas de transferencia metálica.	6
Figura 1. 3.- Transferencia por corto circuito [10].	7
Figura 1. 4.- Microestructura de un acero inoxidable dúplex, envejecido a 850°C por 10 h.[26] ...	11
Figura 1. 5.- Borde de grano tipo I, borde de grano tipo II[38]	15
Figura 1. 6.- Región de transición en las uniones soldadas disímiles.	17
Figura 1. 7.- Geometría de una roseta típica de tres elementos, empleada en el método de “Hole Drilling”[50].	21
Figura 1. 8.- El método incremental de orificio perforado: notación general (SG = galga de deformación)	25
Figura 2. 1.- Secuencia experimental	26
Figura 2. 2.- Biselado realizado a cada una de las placas y respaldo.	30
Figura 2. 3.- Arreglo de las placas punteadas, con biselado en “V” con 1/4 separación, respaldo y los puentes en la parte inferior.	31
Figura 2. 4.- Secuencia de aplicación de los cordones de auto-revenido.	32
Figura 2. 5.- Aplicación del proceso de soldadura.	33
Figura 2. 6.- Diagrama PTT del acero dúplex 2205 que muestra el rango en el que se puede calentar el material sin precipitar alguna fase[59].	34
Figura 2. 7.- Diagrama TTT del ciclo térmico llevado a cabo para el relevado de esfuerzos.	34
Figura 2. 8.- Mediciones de esfuerzos residuales en la probeta sobre el ASTM 572 Gr 50.	35
Figura 2. 9.- Roseta de galgas extensométricas para la medición de esfuerzos residuales cercana al cordón de soldadura, CEA-062UM-120.	36
Figura 2. 10.- Técnica de “Hole Drilling” para la medición de esfuerzos residuales.	37
Figura 2. 11.- Probetas del ensayo de tensión.	38
Figura 2. 12.- Dimensiones para las probetas de tensión.[66].	38
Figura 2. 13.- Seccionamiento y forma de las probetas de dobléz.	40
Figura 2. 14.- Seccionamiento y forma de las probetas utilizadas en el ensayo de impacto.	41

Figura 2. 15.-Ensayo de dureza realizado.	42
Figura 3. 1.- Microestructura de a) Acero ASTM 572 Gr 50, b) SAF 2205	43
Figura 3. 2.- Micrografías de las ZAT del acero ASTM 572 Gr 50 y el cordón de soldadura de las uniones soldadas disímiles.	45
Figura 3. 3.- Dirección de solidificación del borde de grano tipo II.	47
Figura 3. 4.- Región de transición (RT) observada mediante MEB.	47
Figura 3. 5.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50.	48
Figura 3. 6.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50.	49
Figura 3. 7.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50.	49
Figura 3. 8.- Microestructura del cordón de soldadura de las uniones disímiles. a) Unión simple, material con condicion 1 b) Unión simple, material con condicion 2 c) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condicion 1 d) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condicion 2 e) Con aplicación de relevado de esfuerzos.	51
Figura 3. 9.- Micrografías de la ZAT del acero dúplex 2205 de las uniones soldadas disímiles. a) Unión simple, material con condicion 1 b) Unión simple, material con condicion 2 c) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condicion 1 d) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condicion 2 e) Con aplicación de relevado de esfuerzos.	54
Figura 3. 10.- Valores de microdeformación medidos para cada galga extensométricas de la roseta por cada incremento de profundidad en las cuatro placas.	57
Figura 3. 11.- Grafico que muestra el esfuerzo residual máximo obtenido en cada placa.	58
Figura 3. 12.- Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las cuatro placas, donde la placa 1 es una unión simple a diferencia de las placas 2, 3 y 4 a las que se les aplico cordones de auto-revenido.	61
Figura 3. 13.- Curvas esfuerzo – deformación ingenieril para los materiales base utilizados en las uniones disímiles.	63
Figura 3. 14.- Curvas esfuerzo – deformación ingenieril de las placas soldadas.	64
Figura 3. 15.- Curvas de $\log(\sigma)$ vs. $\log(\epsilon)$ con ajuste lineal de los materiales base utilizados.	68
Figura 3. 16.- Curvas de $\log(\sigma)$ vs $\log(\epsilon)$ con ajuste lineal de una unión soldada.	69
Figura 3. 17.- Curvas experimentales vs modeladas (ecuación ajustada) de los materiales base.	70
Figura 3. 18.- Curvas experimentales vs modeladas (ecuación ajustada) de las placas soldadas.	72

Figura 3. 19.- Fractografía de la soldadura 1-1(uni3n simple, condici3n 1).	74
Figura 3. 20.-Fractograf3a de la soldadura 2-1(cord3n de auto-revenido, condici3n 1).	75
Figura 3. 21.- Fractograf3a de la soldadura 3-1(cord3n de auto-revenido, condici3n 1).	75
Figura 3. 22.- Fractograf3a de la soldadura 4-1(cord3n de auto-revenido, condici3n 1).	76
Figura 3. 23.- Fractograf3a de la soldadura 5-1(uni3n simple, condici3n 1).	76
Figura 3. 24.- Fractograf3a de la soldadura 6-1(relevado de esfuerzos, condici3n 2).	77
Figura 3. 25.- Fractograf3a de la soldadura 7-1 (cord3n de auto-revenido, condici3n 2).	77
Figura 3. 26.- Fractograf3a de la soldadura 8-1(Uni3n simple, condici3n 2).	78
Figura 3. 27.-Superficie de fractura soldadura 1-1 uni3n simple a) Fractograf3a, b) Fractograf3a correspondiente al espectro, c) Espectro EDS.....	78
Figura 3. 28.- Superficie de fractura soldadura 2-1 cord3n de auto-revenido a) Fractograf3a, b) Fractograf3a correspondiente al espectro, c) Espectro EDS	79
Figura 3. 29.- Superficie de fractura soldadura 6-1 con relevado de esfuerzos a) Fractograf3a, b) Fractograf3a correspondiente al espectro, c) Espectro EDS.	80
Figura 3. 30.- Superficie de fractura soldadura 7-1 uni3n simple a) Fractograf3a, b) Fractograf3a correspondiente al espectro, c) Espectro EDS.....	81
Figura 3. 31.- Probeta de doblez en donde se muestra atrapamiento de escoria.	82
Figura 3. 32.- Probeta de la placa 2 la cual falla a causa de falta de fusi3n.	83
Figura 3. 33.- Probeta de doblez en la placa 1 donde no se presenta ning3n tipo de falla.	84
Figura 3. 34.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 1.....	86
Figura 3. 35.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 2.....	87
Figura 3. 36.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 3.....	87
Figura 3. 37.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 4.....	88
Figura 3. 38.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 5.....	88
Figura 3. 39.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 6.....	89
Figura 3. 40.- Valores de microdureza de los barridos corona y ra3z de la soldadura 7.....	89

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2. 1.- Composición química del acero ASTM 572 Gr 50.....	27
Tabla 2. 2.- Propiedades mecánicas ASTM 572 Gr 50.	27
Tabla 2. 3.- Composición química del acero dúplex 2205.	28
Tabla 2. 4.- Propiedades mecánicas del acero SAF 2205.	28
Tabla 2. 5.- Composición química nominal del electrodo ER2209.	29
Tabla 2. 6.- Parámetros del procedimiento de soldadura.	29
Tabla 2. 7.- Tipos de procedimiento y modo de aplicación de cada placa.	32
Tabla 2. 8.- Características de las rosetas de las galgas extensométricas.....	36
Tabla 2. 9.- Dimensiones para las probetas de tensión en base a la norma ASME.[66]	38
Tabla 3. 1.- Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “Hole Drilling” en la placas soldadas.....	55
Tabla 3. 2.- Resultados del programa H-Drill para las cuatro placas.....	58
Tabla 3. 3.- Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 1, determinados por el método integral.....	59
Tabla 3. 4.- Valores derivados del ensayo de tracción uniaxial.	65
Tabla 3. 5.- Parámetros de modelización.	73
Tabla 3. 6.- Resultados del ensayo de dobléz.....	84
Tabla 3. 7.- Valores de energía absorbida en las uniones soldadas disímiles.	85

RESUMEN

Las soldaduras disímiles son generalmente más difíciles de realizar que la de metales similares, debido a la diferencia de sus propiedades físicas, mecánicas y metalúrgicas. Estas uniones, quedan cargadas con esfuerzos residuales que pueden disminuir su capacidad de carga y ocasionar la fractura de la unión. La técnica del cordón de auto-revenido ha sido poco explotada como un procedimiento alternativo al tratamiento térmico de post-soldadura en las uniones soldadas para el mejoramiento de las propiedades mecánicas.

El objetivo del siguiente estudio es analizar el efecto de la técnica del cordón de auto-revenido sobre el relevado de esfuerzos y por consiguiente sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil, acero inoxidable dúplex 2205/acero ASTM 572 G 50. Este análisis se llevó a cabo en tres condiciones distintas; condición de soldadura, tratamiento térmico post-soldadura y con aplicación de cordón de auto-revenido. Se examinó el nivel de esfuerzos residuales, mediante el método de "Hole Drilling". La caracterización microestructura de las uniones soldadas fue realizada mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Se evaluó también propiedades mecánicas en uniones soldadas disímiles por medio de ensayos de tensión, impacto y doblaje.

Los resultados indican que el esfuerzo residual disminuye cuando aplican cordones de auto-revenido, además de que todos los esfuerzos registrados fueron de tensión. Se presentó la región de transición y borde de grano tipo II en las uniones cerca de la línea de fusión. No se observó la precipitación de fases secundarias que pudieran reducir las propiedades del acero inoxidable dúplex 2205. Asimismo el ciclo de tratamiento térmico establecido de relevado de esfuerzos, no precipita fases secundarias en el acero inoxidable dúplex. El cordón de auto-revenido aumenta el refinamiento de grano en las placas soldadas. Finalmente las propiedades mecánicas fueron satisfactorias para todas las uniones disímiles.

Uniones disímiles, esfuerzo residual, cordón de auto-revenido, dúplex..

ABSTRACT

Dissimilar welded joints (DWJ) are generally more difficult to perform than similar metals welds, due to the physical, mechanical and metallurgical different properties that DWJ present. After a weld process DWJ remain charged with residual strains that can reduce their load capacity and cause fracture of the weld. The Temper Bead Welding technique (TBW) has not been fully explored as an alternative procedure to improve the mechanical properties of the welded joint instead the conventional post-weld thermal heat treatment.

The aim of the present investigation is to analyze the effect that the Temper Bead Welding technique has over the stress relief and therefore about the mechanical properties of the DWJ (2205 duplex stainless steel / steel ASTM G 572 50). This analysis was carried out in three different conditions; welding condition, post-weld heat treatment and the application of TBW. The level of residual stress was examined by the method of "Hole Drilling". Microstructure characterization of the DWJ was made by Optical Microscopy (OP) and Scanning Electron Microscopy (SEM). Mechanical properties of DWJ were also evaluated through tensile, impact and bending guide tests.

The experimental results show that all residual strains were the tension type ones and all of them decreased when TBW was applied. The formation of the Transition Region (RT) and Grain Boundary Type II (GB-II) was also observed near the fusion line. The parameters of the heat treatment cycle had not influence over the precipitation of secondary phases that may reduce the properties of the duplex stainless steel 2205. The TBW increases grain refinement in all welded plates and the DWJ were found to have overmatching mechanical properties.

Dissimilar welded joints, residual stress, temper bead welding, duplex.

INTRODUCCIÓN

El estudio de las características mecánicas y microestructurales de las uniones soldadas es de suma importancia en el desarrollo de procedimientos de soldadura para la fabricación de cualquier componente soldado; un mal procedimiento de soldadura podría ocasionar pérdidas humanas y económicas.

El acero inoxidable dúplex 2205, es un material con el que se debe tener precauciones al momento de soldar debido a que su microestructura está compuesta de dos fases (austenita-ferrita). Es posible que un proceso de relevado de esfuerzos mediante un tratamiento térmico de post-soldadura en el rango de 500 a 700°C pueda llegar a producir el fenómeno de fragilización mediante la precipitación de fases indeseables como la precipitación de fase sigma " σ ", la cual afecta las propiedades mecánicas de la unión soldada.

Por otro lado, el acero estructural ASTM 572 Gr 50 podría presentar problemas al soldarse inadecuadamente, sin embargo al soldarse con un acero inoxidable estos problemas aumentan. Las uniones soldadas disímiles presentan borde de grano tipo II que se identifica por la formación de granos paralelos a la línea de fusión debido a que el metal de aporte y el metal base (ASTM 572 Gr 50) poseen una estructura cristalina diferente. El borde de grano tipo II ha sido relacionado como promotor del efecto de *desunión*, el cual provoca fallas en las uniones disímiles. Este tipo de uniones también presenta una región de transición que se localiza en una zona adyacente de la línea de fusión, en donde la microestructura puede ser una mezcla de martensita y austenita. [1, 2]

Durante la unión entre aceros inoxidables y aceros al carbono se generan elevados esfuerzos residuales. Los esfuerzos residuales pueden generar la falla de la unión soldada, debido a que en algunos casos alcanzan el límite de fluencia del material base o incluso lo sobrepasan. El material falla aun cuando los esfuerzos de trabajo no rebasan la resistencia a la tensión del material. Una técnica que se pretende sea efectiva para disminuir los esfuerzos residuales es el cordón de auto-revenido (Temper Bead Weld, TBW), el cual consiste en aplicar cordones pequeños seriados sobre la cara de la soldadura, con la finalidad de disminuir los esfuerzos residuales y revenir las posibles microestructuras duras

y frágiles que se puedan formar en la soldadura de cara de la unión soldada disímil y de esta manera evitar la aplicación de un tratamiento térmico para el relevado de esfuerzos.

Diferentes industrias, tales como la de generación de energía termoeléctrica, la industria química y petroquímica cuentan con sistemas de conversión de energía o generadores de vapor que contienen partes de acero al carbono, acero inoxidable o superaleaciones. Sin embargo, estas aleaciones están unidas a secciones que operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes. Por lo tanto, es necesario producir uniones disímiles de alta calidad para tomar ventajas de ambos materiales.

El presente trabajo de investigación muestra las propiedades mecánicas de la unión disímil acero inoxidable dúplex 2205/acero ASTM 572 Gr 50, aplicando la técnica de cordón de auto-revenido.

JUSTIFICACIÓN

Las uniones soldadas disímiles entre acero inoxidable dúplex y acero al carbono ASTM 572 Gr 50 no han sido suficientemente estudiadas en comparación con las uniones soldadas entre aceros del mismo tipo. En las uniones soldadas disímiles el efecto de calor aportado y ciclos térmicos generados durante la aplicación de los pasos de soldadura, generan cambios microestructurales característicos de las uniones de materiales disímiles, como lo son la región de transición y el borde de grano tipo II los cuales han sido relacionados a fallas en las uniones soldadas disímiles.

Por otro lado, después de la aplicación de la soldadura, las uniones soldadas quedan cargadas con esfuerzos residuales que pueden disminuir su capacidad de carga. Por lo anterior, es necesario relevar esfuerzos en la unión soldada utilizando un tratamiento térmico o mecánico. Otra alternativa práctica del relevado puede ser el uso del cordón de auto-revenido, el cual produce un ciclo térmico sobre el metal base, los cordones de cara y los cordones de relleno, podría ayudar a disminuir los esfuerzos residuales en la unión soldada disímil. Evitando así, la aplicación de un relevado de esfuerzos en dicha unión obteniendo un beneficio económico y ahorro de energía.

Es importante conocer el efecto del cordón de auto-revenido sobre los esfuerzos residuales, los cambios microestructurales presentes en las uniones soldadas disímiles y determinar los efectos que producen sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil.

OBJETIVO GENERAL

Estudiar la influencia del procedimiento de soldadura sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión disímil acero inoxidable dúplex 2205/acero al carbono 572 Gr 50, así como la aplicación del cordón de auto-revenido en estas uniones como alternativa a los tratamientos térmicos de post-soldadura.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Desarrollar el procedimiento de soldadura para realizar la unión soldada disímil acero inoxidable dúplex 2205/ acero ASTM 572 Gr 50.
- Analizar el efecto combinado de los metales base y metal de aporte de la unión soldada mediante el análisis metalográfico.
- Determinar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas disímiles mediante los ensayos mecánicos de tensión, dobléz, impacto y microdureza.
- Realizar la medición de los esfuerzos residuales uniformes y no uniformes post-soldadura, en las probetas soldadas disímiles, mediante la técnica de “Hole Drilling”.
- Establecer relaciones entre las propiedades de la unión, la microestructura, la composición química y los metales de aporte.

HIPÓTESIS

a) Argumentos.

La unión de aleaciones diferentes es generalmente más difícil de realizar que la de aleaciones similares, debido a la diferencia de sus propiedades físicas, mecánicas y metalúrgicas. La aplicación de una soldadura trae consigo la aparición de esfuerzos residuales, que pudieran ocasionar la fractura de la unión. El nivel de esfuerzos residuales es disminuido mediante la aplicación de un tratamiento térmico de post-soldadura convencional; sin embargo, este relevado de esfuerzos se realiza a temperaturas cercanas a los 600°C. Dicho tratamiento podría ocasionar la formación de fases indeseables (σ , χ , entre otros.) en la unión soldada, lo que afectaría su desempeño. Al aplicar la técnica del cordón de auto-revenido sobre la cara de la soldadura, este actuará como un relevado de esfuerzos en la zona afectada térmicamente.

b) Proposición.

El cordón de auto-revenido podría disminuir el nivel de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente (ZAT) sin producir fases indeseables en la unión. Esto se puede comprobar midiendo la magnitud de esfuerzos residuales, las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la ZAT en la unión.

CAPÍTULO I

REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

El estudio de la unión soldada disímil presentado en este trabajo considera la unión de dos tipos de aceros con propiedades diferentes, teniendo al acero ASTM 572 Gr 50 unido con el acero inoxidable dúplex 2205. Como condición inicial es importante conocer la factibilidad de unir dos aleaciones con diferente composición química, microestructura y, por lo tanto, propiedades mecánicas distintas. En este caso el interés es conocer el comportamiento mecánico y metalúrgico de ambas aleaciones al ser sometidas a un ciclo térmico de soldadura y sus transformaciones en la zona afectada térmicamente. A continuación se dará una breve introducción de cada una de las aleaciones.

1.1- Acero ASTM 572 G 50.

El acero ASTM 572 Gr 50 es un acero de calidad estructural de alta resistencia y baja aleación (high strength low alloys por sus siglas en inglés HSLA) microaleado con niobio-vanadio. La reducción del porcentaje de carbono en la composición química en estos aceros hace que el término aceros al carbono no sea tan adecuado, por lo cual son mejor conocidos como “aceros microaleados de bajo carbono” o “aceros de alta resistencia y baja aleación”.

Estos aceros son diseñados para desarrollar propiedades específicas como alta resistencia a la tensión, excelente tenacidad y buena soldabilidad, lo que puede ser alcanzado por diferentes mecanismos de endurecimiento. Se aplican en la construcción de puentes, edificios, recipientes a presión, automóviles, trenes, barcos y máquinas de construcción. En la explotación del petróleo y gas natural se presenta un amplio campo de aplicación para estos aceros debido a las ventajas que brindan. La optimización de sus propiedades se logra mediante la aplicación de elementos microaleantes que promueven un refinamiento de

grano y endurecimiento por precipitación, incrementando la resistencia al esfuerzo del acero[3].

El refinamiento de grano de ferrita, revolucionó el diseño de los aceros HSLA, esto permitió un incremento en la resistencia a la fluencia y tenacidad de los aceros ferrítico-perlíticos. Sin embargo, la necesidad de aceros con mayor resistencia, promovió el desarrollo de otro mecanismo de endurecimiento, conocido como endurecimiento por precipitación, el cual se basa en la precipitación de pequeños carbonitruros de elementos como el Nb, V y Ti con la finalidad de incrementar la resistencia a la fluencia, a valores aproximados a 500 MPa, estos elementos se encuentran en los aceros HSLA en niveles máximos de 0.15%, se convierten en elementos microaleantes, la cual es una característica de los aceros HSLA [4, 5].

Para la fabricación del acero ASTM 572 Gr 50 el material se obtiene de un proceso de colada continua, seguido de laminación en caliente y, se finaliza, con un tratamiento térmico de normalizado [6].

El acero ASTM 572 grado 50 consiste en una matriz de granos de ferrita equiaxial y en la cual se encuentra una pequeña fracción volumétrica de perlita localizada en los bordes de grano de la ferrita. Las propiedades mecánicas de la perlita dependen de su espaciamiento interlaminar, y este a su vez de las condiciones del enfriamiento del acero, mientras que las propiedades de la ferrita dependen del tamaño y forma del grano[7].

1.2.- Acero Inoxidable Dúplex 2205.

Los aceros inoxidable dúplex se han desarrollado para proporcionar una combinación de alta resistencia a la tensión y resistencia a la corrosión por picaduras en comparación con los aceros inoxidable austeníticos de la serie 300 [8]. Estas propiedades únicas de los aceros inoxidable dúplex han dado lugar a su uso en una amplia variedad de aplicaciones industriales, incluyendo, plantas de energía nuclear, tuberías en planta de proceso químico,

líneas de transmisión de gas y de petróleo, y estructuras para su uso en entornos marinos [9].

En general, el equilibrio de ferrita-austenita tiene una influencia notable en las propiedades tanto mecánicas y de corrosión de los aceros inoxidable dúplex. Las propiedades óptimas de los aceros inoxidable dúplex se logran cuando proporciones casi iguales de austenita y ferrita están presentes en la microestructura [9]. Estas propiedades son función de ambas fases, la austenita provee de tenacidad mientras que la ferrita, la cual es una fase de elevada dureza, provee la resistencia al esfuerzo mecánico. La cantidad exacta de cada fase está en función de la composición química y del tipo de tratamiento térmico o termo mecánico aplicado para su fabricación [10].

El acero inoxidable dúplex 2205 (austenítico-ferrítico) combina muchas de las mejores propiedades de los aceros inoxidable austeníticos y ferríticos con altos contenidos de cromo y molibdeno que proporcionan una alta resistencia a la corrosión por picaduras y alta resistencia al agrietamiento.

1.3.- Procesos de Soldadura.

La necesidad de unir materiales ha generado diversos procesos de soldadura que permiten alcanzar uniones soldadas con propiedades cercanas o superiores al metal base. A continuación, se da una breve explicación del proceso de soldadura GMAW utilizado en la soldadura de los aceros inoxidable [11].

1.3.1.- Soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible con protección gaseosa (GMAW).

El proceso GMAW es utilizado ampliamente por las ventajas que ofrece, no forma escoria al no contar con fundente, el electrodo es un alambre sólido y continuo, logrando con esto altas velocidades de trabajo y capacidad para soldar en todas las posiciones [12].

Este proceso cuenta con un electrodo suministrado con un sistema de rodillos de alimentación, el arco plasma se genera en la punta del electrodo y las placas a unir, produciendo diversos tipos de transferencia de material del electrodo hacia el material base[12]. El arco y el metal de soldadura fundido se protegen mediante un gas de protección externo como puede ser apreciado en la Figura 1.1.

El proceso GMAW posee características importantes al soldar aceros, entre las que sobresalen las siguientes [13]:

- No produce escoria, debido a que no utiliza fundente.
- Es uno de los más versátiles entre todos los sistemas de soldadura.
- Se logra una deposición bastante alta de material.
- Velocidades de soldadura altas debido a la alimentación continúa del electrodo y a la mayor tasa de deposición de metal de aporte.
- Posibilidad de automatización.
- Puede soldar en todas las posiciones.
- Cuando se utiliza transferencia por rocío, es posible lograr mayor penetración, lo que puede permitir el uso de soldaduras de filete más pequeñas para obtener una resistencia mecánica equivalente.

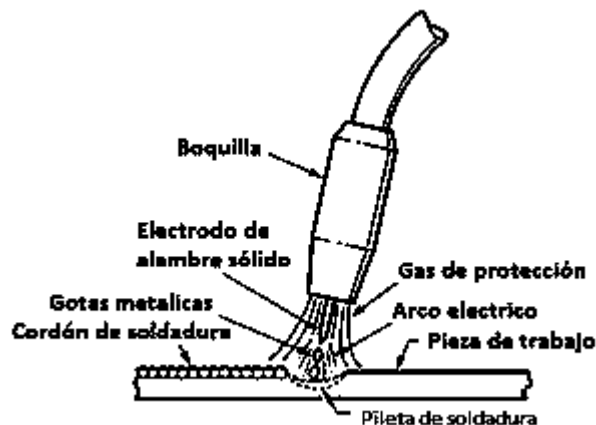


Figura 1. 1.- Esquema del proceso de soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible y protección gaseosa.

La soldadura GMAW presenta distintos tipos de transferencia del material de aporte proveniente del electrodo a la zona de la pileta de soldadura.

1.3.2.-Tipos de transferencia en el proceso GMAW.

La soldadura GMAW presenta distintos tipos de transferencia del material de aporte proveniente del electrodo a la zona de la pileta de soldadura, ver figura 2. El tipo de transferencia depende de las variables operativas, tales como intensidad de corriente, voltaje, velocidad de avance, gas de protección entre otros [14].

Para un diámetro dado de electrodo, con una protección gaseosa, la cantidad de corriente determina el tamaño de las gotas y el número de ellas que son separadas desde el electrodo por unidad de tiempo. Con valores bajos de corriente (50-150 A), las gotas crecen a un diámetro que es varias veces el diámetro del electrodo antes de que éstas se separen. La velocidad de transferencia con corriente baja es solo de varias gotas por segundo. Con valores intermedios de corriente (150-300 A), el tamaño de las gotas separadas decrece rápidamente a un tamaño que es igual o menor que el diámetro del electrodo, la velocidad de separación aumenta varios cientos de gotas por segundos. Con valores altos de corriente (300-500 A), la velocidad de separación aumenta a medida que se incrementa la corriente, las gotas son bastante pequeñas [15].

Debido a lo anterior, existen cuatro formas de transferencia metálica:

- Transferencia por spray o rocío.
- Transferencia globular.
- Transferencia en corto-circuito.
- Transferencia por arco pulsado.

Estos tipos de transferencia se muestran en la figura 1.2.

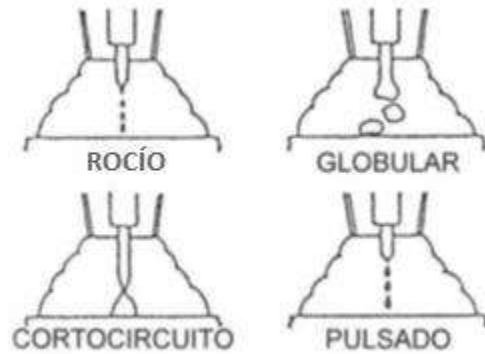


Figura 1. 2.- Cuatro formas de transferencia metálica.[15]

1.3.3.-Transferencia por rocío

El metal es transportado con gran velocidad en partículas muy finas a través del arco. La fuerza electromagnética es bastante fuerte para expulsar las gotas desde la punta del electrodo en forma lineal con el eje del electrodo, sin importar la posición de soldadura. En este tipo de transferencia, las gotas son menores o iguales al diámetro del alambre y forman una corriente axial de gotas finas. Se consiguen tasas de deposición elevadas y no se puede usar con materiales de espesor delgado.

1.3.4.-Transferencia globular

El metal se transfiere en gotas de mayor diámetro al del electrodo. La separación de las gotas ocurre cuando el peso de éstas excede la tensión superficial que tiende a sujetarlas en la punta del electrodo. La fuerza electromagnética que actúa en una dirección para separar la gota, es pequeña en relación a la fuerza de gravedad en el rango de transferencia globular (alrededor de 250 A). La transferencia globular se utiliza para soldar el acero al carbono en espesores mayores a $\frac{1}{2}$ " (12.7 mm) en que se requiere gran penetración.

1.3.5.-Transferencia por corto circuito

El metal no es transferido libremente a través del arco, sino que se deposita, cuando la punta del electrodo toca el metal base. Los cortos circuitos producidos por el contacto del electrodo con el baño fundido, ocurren con mucha rapidez, hasta 200 o más veces por segundo. El resultado final es un arco muy estable usando una corriente inferior a 250 A con muy poco aporte térmico. El bajo aporte térmico reduce a un mínimo la distorsión del metal. Esta transferencia metálica se obtiene en la presencia de dióxido de carbono CO_2 o una mezcla Ar- CO_2 .

La figura 1.3 Ilustra la forma típica de transferencia de metal en soldadura por corto circuito [10].

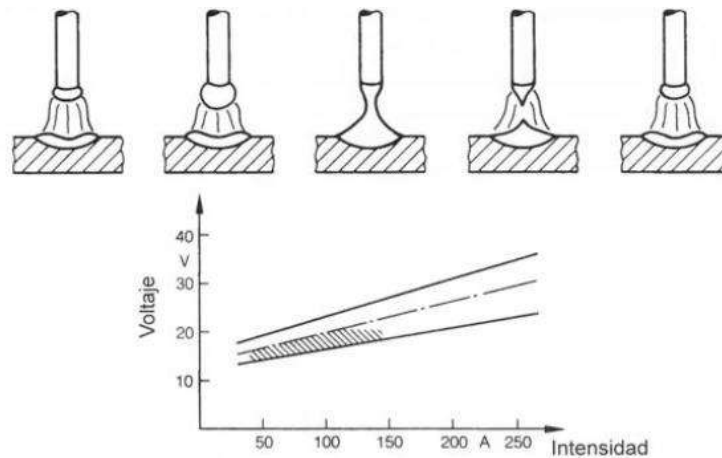


Figura 1. 3.- Transferencia por corto circuito [10].

1.3.6.-Transferencia por arco pulsado

Similar al método por rocío, el nivel de corriente para este tipo de transferencia debe estar por arriba del nivel de corriente de corto circuito, pero aun así está por debajo de los niveles manejados por rocío. Este bajo amperaje hace posible soldar en todas posiciones, disminuyendo el chisporroteo. Puede usar electrodos con gran diámetro[15].

1.4.-Soldabilidad del Acero ASTM 572 G 50.

El acero ASTM 572 Gr 50 se encuentra dentro del grupo de los aceros HSLA. Las razones de la aparición de los aceros HSLA fue la necesidad de producir aceros de alta resistencia y además que fuesen soldables [16]. El contenido de carbono y el carbono equivalente (CE) son considerados el principal parámetro en la soldabilidad de los aceros HSLA debido a que su porcentaje determina la transformación de austenita a martensita y la susceptibilidad a fisuración por hidrogeno, por lo tanto dichos aceros cuentan con alta resistencia y son económicamente soldables, sin problemas de fisuración posterior al proceso de soldadura.

Existen otros elementos que de igual manera determinan la soldabilidad de un acero pero en menor grado, estos han sido relacionados en la fórmula 1.1 [3, 17]

$$CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V + Nb) / 5 \dots\dots\dots(1.1)$$

El carbono equivalente (CE) no debe exceder el 0.45% para aceros estructurales con contenidos de carbono mayor a 0.12%.

La unión soldada de un acero al carbón se divide en dos zonas: la zona de fusión y la zona afectada térmicamente (ZAT). La zona de fusión está formado por el metal de aporte depositado y la región que alcanzó la temperatura de fusión durante el proceso de soldadura, entretanto que la ZAT representa la región más cercana al cordón de soldadura donde el calor de aporte no llega a fundir el material pero si provoca cambios microestructurales importantes.

Las variables del proceso como corriente eléctrica, voltaje y velocidad de avance son muy importantes en la soldadura de aceros HSLA. Ya que con ellas se puede controlar el calor aportado en el proceso de soldadura. También es necesario utilizar materiales de aporte que produzcan depósitos de soldadura con propiedades mecánicas y metalúrgicas similares a las del metal base. El procedimiento de soldadura para aceros HSLA llega a ser complejo, cuando es necesario mantener las propiedades de tenacidad y ductilidad [18]. Este tipo de aceros en general tiene buena soldabilidad.

1.5.-Soldabilidad del Acero Inoxidable Dúplex 2205.

Los aceros inoxidable dúplex son susceptibles a la formación de la fase σ cuando son expuestos a temperaturas de 600 a 1000°C [19], por la descomposición eutectoide de ferrita, que afecta negativamente la resistencia a la corrosión y la ductilidad del acero.

El comportamiento de los aceros inoxidable dúplex puede verse seriamente afectado por la soldadura, debido a la importancia de mantener una microestructura balanceada y evitar la formación de fases indeseables. Los parámetros de soldadura y materiales de aporte empleados deben ser cuidadosamente seleccionados. La microestructura balanceada de los aceros inoxidable dúplex se verá afectada por el ciclo térmico de soldadura, por lo que la pérdida de propiedades puede ser significativa. Al soldar el acero dúplex se tiene que cuidar que no se formen fases y su influencia en el comportamiento mecánico[20].

La soldabilidad de los aceros dúplex puede ser satisfactoria a pesar de su sofisticada microestructura, siendo los problemas más importantes que se representa la diferencia microestructural entre el metal de soldadura, la ZAT y el metal base, junto a fases intermetálicas las cuales degradan sus propiedades. Estos cambios microestructurales, que ocurren durante el proceso de soldadura puede dañar el desempeño de estas aleaciones durante el servicio, principalmente al disminuir la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas [21, 22]. Por estas razones, los aceros inoxidable dúplex son más complejos de soldar que los aceros inoxidable austeníticos [23, 24].

1.5.1.- Fases intermetálicas

La presencia de fases intermetálicas provoca la disminución de las propiedades de los aceros inoxidable dúplex, especialmente durante la soldadura, debido a la difusión de elementos a altas temperaturas, que dan lugar a la aparición de fases frágiles (*fase sigma* y *fase chi*). Además, estas fases perjudican la resistencia a la corrosión [25].

Las transformaciones ocurren en la ferrita porque la difusión de los elementos de aleación es del orden de cien veces más rápida que en la austenita. La ferrita se enriquece de cromo

y molibdeno, los cuales promueven la formación de fases intermetálicas [26]. La solubilidad en la ferrita de los elementos como el N, C, W y Cu, decae rápidamente al disminuir la temperatura, lo que incrementa la posibilidad de precipitación de segundas fases. A continuación se describen las fases que se presentan en los aceros dúplex y superdúplex de manera general [27].

1.5.1.1.- Fase sigma (Fe-Cr-Mo)

Una de las fases que más altera las propiedades de los aceros inoxidables dúplex es la fase sigma, que nuclea en las zonas de límite de grano ferrita-austenita y crece hacia el interior de la fase ferrita, captando los elementos alógenos del acero, Cr y Mo. Aunque el rango de temperaturas de precipitación de la fase sigma está comprendido entre los 600 y 1000°C, la zona de temperaturas en donde la velocidad de precipitación es muy rápida, está comprendida entre los 850 y 900°C [28].

La presencia en la microestructura de pequeños porcentajes de fase sigma es suficiente para provocar un descenso brusco de la ductilidad y la tenacidad del material. Al mismo tiempo, la resistencia a la corrosión disminuye drásticamente debido a la aparición de zonas adyacentes a la fase sigma empobrecidas en elementos de aleación como cromo y molibdeno [29-31]. La figura 1.4 muestra la presencia de la fase sigma cuando el acero es sometido a calentamiento, la fase ferrita es casi inapreciable ya que esta fase ferrítica se descompone casi en su totalidad, formándose la fase sigma y austenita secundaria [32].

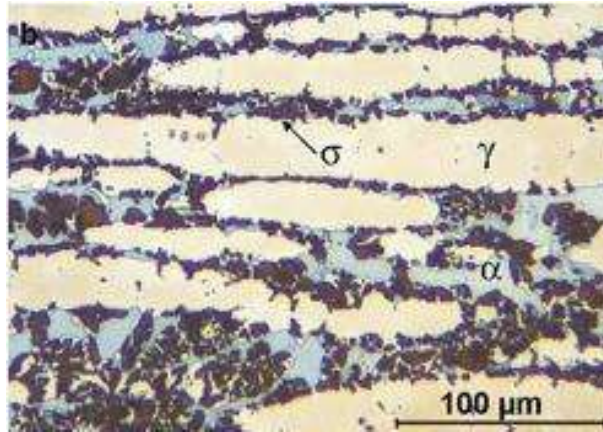


Figura 1. 4.- Microestructura de un acero inoxidable dúplex, envejecido a 850°C por 10 h.[26]

1.5.1.2.-Fase chi ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$)

La fase chi se forma en aceros austeníticos, ferríticos y dúplex. Su precipitación también se asocia con efectos negativos sobre las propiedades de corrosión y mecánicas. La fase chi aparece en el sistema ternario Fe-Cr-Mo y en el sistemas cuaternario Fe-Cr-Ni-Ti [33]. Esta fase se forma entre 700 y 900°C y aparece frecuentemente junto a la fase sigma. En los aceros inoxidables dúplex, se produce en menor cantidad que la fase sigma; sin embargo, su presencia se considera perjudicial para las propiedades del acero.

1.5.1.3.- Carburos

Los carburos están presentes en las aleaciones con altos contenidos de carbono, precipitando a lo largo de los límites de grano ferrita-austenita en un rango de temperaturas entre 950-1050°C o de 600-950°C dependiendo del tipo de carburo, M_7C_3 o M_{23}C_6 . Sin embargo, debido a los porcentajes bajos de carbono en los aceros dúplex, la formación de carburos es prácticamente nula. [27].

1.5.1.4.- Nitruros de cromo (Cr_2N)

La precipitación de nitruros tipo Cr_2N se ve favorecida en los límites de grano ferrita-austenita[34]. Los nitruros de cromo son perjudiciales en el acero dúplex afectado la resistencia a la corrosión y disminuyendo los valores de resistencia a la cedencia[35].

Su precipitación es debido a la cantidad creciente de nitrógeno como elemento de aleación en los aceros inoxidable dúplex[27]. Precipitan dentro de la ferrita. Hay dos maneras de formar nitruros, la primera es con un enfriamiento desde la temperatura de recocido superior a 1040°C . Al estar por encima de esta temperatura, y si se lleva a cabo un enfriamiento, difunde una gran cantidad de nitrógeno en la ferrita provocando la precipitación de Cr_2N en los límites de grano. La segunda manera es por un recocido isotérmico entre 600 y 1000°C ; así los nitruros precipitan en los bordes de grano y en los defectos cristalinos.

1.5.1.5.- Fase R

Contiene aproximadamente 31% Fe, 25% Cr, 6% Ni, 34% Mo y 4% Si. Tiende a aparecer después de exposiciones de varias horas a temperaturas relativamente bajas (550 - 650°C). Es una fase rica en molibdeno y precipita en los límites ferrita/austenita y luego dentro de la ferrita. Aumenta la dureza, pero disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras y su tenacidad.

1.5.1.6.- Fase alfa primaria

Esta fase es responsable de una fragilización que suele ocurrir en aceros ferríticos y dúplex a temperaturas por debajo de 500°C . La ferrita puede endurecerse por tratamiento térmico, debido a la precipitación de fases intermetálicas y por enriquecimiento en cromo de la ferrita. Esta fase se separa formando zonas alternadas enriquecidas o empobrecidas en Cr [36].

1.5.1.7.- Fase Z

Esta fase se forma con contenidos elevados de cromo y temperaturas elevadas. También puede formarse con aceros con poco cromo y temperaturas bajas a esta descomposición se le conoce como descomposición espinodal. Causa una importante pérdida de tenacidad a temperatura ambiente en aceros inoxidable, después de largas exposiciones a temperaturas en el rango de 475°C.

1.6.- Uniones soldadas disímiles

En algunas industrias se tienen sistemas de conversión de energía o calderas que contienen partes de acero al carbono por razones económicas, unidas a secciones son de acero inoxidable la cuales operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes.

Diferentes industrias, tales como las termoeléctricas, la industria química y petroquímica presentan sistemas de conversión de energía o calderas las cuales contienen secciones que están hechas de aceros al carbono o alguna otra aleación. Sin embargo, otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, causando fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente. Sin embargo, la unión de metales diferentes es generalmente más compleja que la de los metales similares, esto es debido a varios factores como las diferencias en la composición química y los coeficientes de expansión térmica. Esto resulta en la formación de tensiones residuales en las diferentes regiones de la pieza soldada. Así como también al fenómeno conocido como “desunión”, que es atribuido al borde de grano tipo II que se presenta en la zona de transición de las uniones disímiles[2, 37-40].

1.6.1 Aplicación de uniones soldadas disímiles

Un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, fue la primera aplicación de un material disímil desarrollado por Krupp hace más 70 años [41]. En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas en calderas e intercambiadores de calor hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico [42].

En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566°C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla. Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas [42].

La soldadura de materiales disímiles impone un reto relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura [43]. La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte [41] estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación.

1.6.2 Borde de grano tipo II

La microestructura a lo largo de la línea de fusión en soldadura de materiales disímiles fabricadas con aceros inoxidables/aceros al carbono presentan características y morfologías diferentes a las uniones símiles. Cuando el metal base presenta una microestructura ferrítica a temperaturas cercanas al punto de fusión y el metal de soldadura presenta una microestructura austenítica, entonces el crecimiento epitaxial puede ser suprimido. Esto da origen a la formación conocida como borde de grano tipo II, el cual se presenta a lo largo de la línea de fusión. Esto último es una característica que lo diferencia con el borde de grano tipo I, el cual es el resultado del crecimiento columnar desde el metal base dentro del

metal de soldadura y es orientado perpendicular a la línea de fusión[1, 40]. Estas diferencias se muestran en la Figura 1.5.

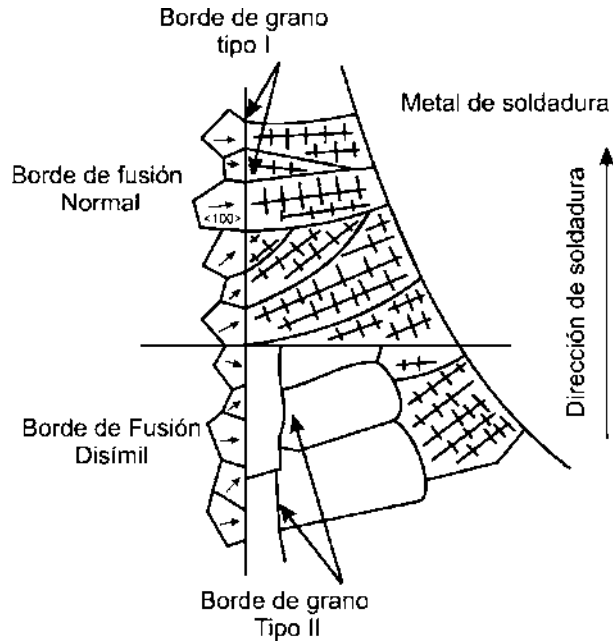


Figura 1. 5.- Borde de grano tipo I, borde de grano tipo II [38] .

El borde de grano tipo II tiene importantes implicaciones en las fallas asociadas con las uniones soldadas disímiles. El cambio microestructural y químico existente de la línea de fusión a través del borde de grano tipo II puede ser atribuida a diversos factores:

1. Diferente estructura cristalina entre el metal base y el metal de soldadura (BCC/FCC).
2. Mezcla difusional de elementos aleantes e impurezas del metal de soldadura cercano al borde de fusión.
3. Dilución del metal base, que afecta la composición del metal de soldadura en la línea de fusión.
4. La difusión y la cinética de crecimiento durante la soldadura multipasos y durante los tratamientos térmicos post-soldadura cuando estos son aplicados.

El borde de grano tipo II es formado mediante transformaciones en estado sólido durante el enfriamiento, cuando el metal de soldadura y la ZAT presentan la fase austenítica, permitiendo el crecimiento del grano austenítico a través de la línea de fusión. En estos bordes pueden estar presentes carburos, particularmente si la migración del carbono desde el metal base fue significativa. Aunado a esto, en ciertas combinaciones de materiales disímiles, la fase martensita puede estar presente a través del borde de grano, lo que también se conoce como “región de transición” debido al cambio en la composición química entre el acero al carbono y el acero inoxidable [44].

1.6.3 Región de transición

La formación de la región de transición en las uniones soldadas disímiles, se origina en la línea de fusión del lado del acero al carbono, donde existe una pequeña zona en la cual, la microestructura puede diferir significativamente tanto del metal de soldadura, así como de la ZAT y estar sujeta a los gradientes composicionales de cada una de las zonas y los efectos difusionales.

La región de transición también puede ser referida como “zona endurecida” o “zona de transición”. Esta zona fue descubierta por Savage et al. [45]. Predecir la microestructura de la región de transición puede ser difícil, ya que esta zona puede cambiar dramáticamente en una distancia muy corta (1 mm). Por ejemplo, si el material base presenta un alto contenido de carbono en comparación con el metal de soldadura, el carbono presentará una difusión o migración desde la ZAT hacia la zona de fusión durante la soldadura o durante un tratamiento térmico post-soldadura. Este efecto puede resultar en una estrecha región de martensita adyacente a la línea de fusión con una morfología de banda delgada, no continua, típicamente de 30 micras, que se caracteriza por tener una elevada dureza. El ancho de la región de martensita es entre 50 o 100 veces menor que la marca de indentación Rockwell C e inclusive menor que la indentación Vickers con una carga de 500 g [46].

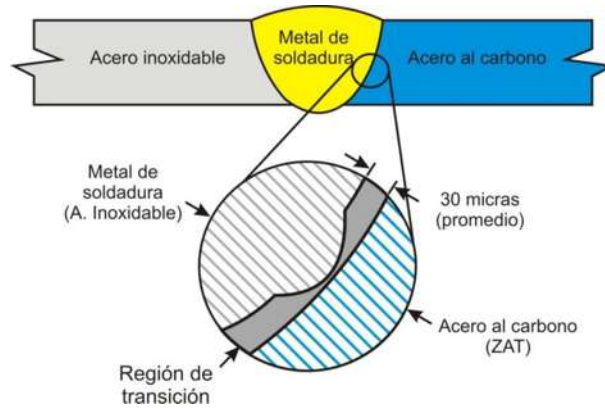


Figura 1. 6.- Región de transición en las uniones soldadas disímiles.

1.6.3.1.- Formación de la región de transición

La soldadura por arco eléctrico involucra condiciones fuera de equilibrio, estas condiciones producen algunos efectos que pueden no ser importantes aparentemente, hasta que las soldaduras disímiles son hechas. Se asume que los cordones de soldadura depositados en cada paso son de una composición homogénea, esto solo ocurre en soldaduras de materiales similares debido a la baja diferencia en la composición química entre el material de aporte y el metal base. Caso contrario, en la soldadura de materiales disímiles, donde el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química. Por ejemplo, al unir acero al carbono con un acero inoxidable, debido al alto contenido de cromo en el metal de soldadura se promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable. Esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las condiciones de servicio o tratamientos térmicos post-soldadura.

La difusión del carbono promueve la formación de zonas de alta dureza, incluso con un tiempo de permanencia corto a elevadas temperaturas durante ciclos de soldadura, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de

transición. La manipulación y variaciones de las turbulencias en el charco de soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición [47].

1.7.- Esfuerzos Residuales

Se denominan esfuerzos residuales ó internos, al estado de esfuerzos existente en el volumen de un material en ausencia de una carga externa (incluyendo la fuerza de gravedad) u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico.

El proceso de soldadura consiste en la fusión y solidificación del metal de aporte y el metal base por una fuente de calor transitorio. Debido al calentamiento localizado y posterior enfriamiento, las distribuciones de temperatura no uniforme producen dilatación no uniforme y deformación en la región, lo que da lugar a esfuerzos residuales. Estos esfuerzos pueden conducir al agrietamiento o fractura justo después de la soldadura y, a veces más tarde o durante la etapa de trabajo del material. En particular, los esfuerzos residuales que se encuentran en la ZAT coadyuvan a la sensibilización, fallo por fatiga y fractura frágil en el material [48].

En general, se distinguen tres clases de esfuerzos residuales de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados. La primera clase de esfuerzos residuales, denominados macroscópicos, son de naturaleza de largo alcance y se extienden sobre varios granos del material. La segunda clase de esfuerzos residuales son denominados micro esfuerzos estructurales, abarcan la distancia de un grano o parte de uno, y pueden presentarse entre fases diferentes y tener características físicas distintas. La tercera clase de esfuerzos residuales se presenta sobre varias distancias interatómicas dentro de un grano [49].

Los esfuerzos residuales son siempre consecuencias de deformaciones elásticas y/o plásticas no-homogéneas sobre una escala macroscópica o microscópica. En el caso específico de procesos de soldadura, los esfuerzos residuales son resultado de la interacción de los siguientes procesos separados [50]:

- a) Expansión impedida y contracción, resultantes de una distribución de temperatura no-homogénea.
- b) Transformaciones de fase.

Consecuentemente, el tipo y cantidad de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente (ZAT) dependen de la temperatura de transformación determinada por el diagrama tiempo-temperatura-transformación del material y la velocidad de enfriamiento. Obviamente, la composición química local tiene un papel importante [49].

El método de “Hole Drilling” es uno de los métodos de medición de esfuerzos residuales comúnmente empleado (el otro es el método del $\sin^2\Psi$ mediante difracción de rayos-X), ya que el equipo requerido para realizar las mediciones tiene un costo razonable y la técnica es relativamente simple. Además es rápido, simple, ampliamente disponible, portátil, puede usarse en una gran variedad de materiales (metálicos, plásticos y cerámicos) y el permitir la medida de las tensiones en componentes de gran espesor mediante el taladrado de un agujero profundo [51]. En el lado contrario se hallan la dificultad para interpretar los datos, su carácter destructivo o, cuando menos, semidestructivo, la limitada sensibilidad y resolución de la deformación y las incertidumbres asociadas a las dimensiones del agujero, rugosidad de la superficie, planicidad y preparación de la muestra [52].

1.7.1- Método de “Hole Drilling”

El método de “Hole Drilling” involucra la eliminación localizada de material bajo esfuerzo y la medición de las deformaciones relajadas en el material adyacente. El método de “Hole Drilling” requiere perforar un pequeño orificio, normalmente de 1 a 4 mm de diámetro, a una profundidad aproximadamente igual a su diámetro. Se utiliza una galga especial tipo roseta de tres elementos para medir las deformaciones superficiales relajadas en el material alrededor del orificio perforado. Finalmente, los esfuerzos residuales existentes en el material antes de la perforación del orificio pueden ser calculados a partir de las deformaciones relajadas. El método de “Hole Drilling” se considera como semi-destructivo,

ya que el material removido está limitado, y en la mayoría de los casos puede ser tolerado o reparado adecuadamente [53, 54].

La relación entre los esfuerzos residuales y las deformaciones radiales relajadas alrededor del orificio se pueden calcular con la formula siguiente:

$$\varepsilon = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})\bar{A} + (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})\bar{B} \cos 2\beta \dots\dots\dots(1.2)$$

donde $\sigma_{\text{máx}}$ es el esfuerzo principal máximo, $\sigma_{\text{mín}}$ el esfuerzo principal mínimo, β el ángulo medido en sentido de la manecillas del reloj de la dirección de la galga 1 con la dirección del esfuerzo principal máximo (figura 1.7), \bar{A} y \bar{B} son constantes de calibración dependientes de las condiciones de medición, tales como la geometría de la roseta, propiedades del material a ensayar y diámetro y profundidad del orificio. Las constantes \bar{A} y \bar{B} determinadas de forma que incluyan el efecto de un área de galga finita, están dadas por las siguientes relaciones:

$$\bar{A} = - \frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2-R_1)W} (\psi_1 - \psi_2) \dots\dots\dots (1.3)$$

$$\bar{B} = - \frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2-R_1)W} \left[\frac{2(1-\nu)}{(1+\nu)} (\psi_1 - \psi_1) + \text{sen}2\psi_1 - \text{sen}2\psi_2 - \frac{1}{8} \left(\frac{r_a}{R_2}\right)^2 (2\text{sen}2\psi_2 + \text{sen}4\psi_2) \right] \dots\dots\dots(1.4)$$

donde ν y E son el módulo de Poisson y de elasticidad del material respectivamente, r_a el radio del orificio, R_1 y R_2 las localizaciones radiales a las esquinas de malla de galga, ψ_1 y ψ_2 los ángulos a las esquinas de la malla de galga y, W el ancho de malla de galga. Las soluciones anteriores están dispuestas para mediciones de perforación de orificios a través de placas delgadas. La ecuación (1.2) puede invertirse para dejar la magnitud y dirección de los dos esfuerzos residuales principales en términos de las tres deformaciones relajadas medidas, por lo que, para una roseta rectangular a 45°, se tiene la siguiente relación:

$$\sigma_{\text{máx}}/\sigma_{\text{mín}} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{4\bar{A}} \pm \frac{\sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}}{4\bar{B}} \dots\dots\dots(1.5)$$

donde ε_1 , ε_2 y ε_3 , son las deformaciones principales medidas por las galgas correspondientes en la roseta de tres elementos (figura 5).

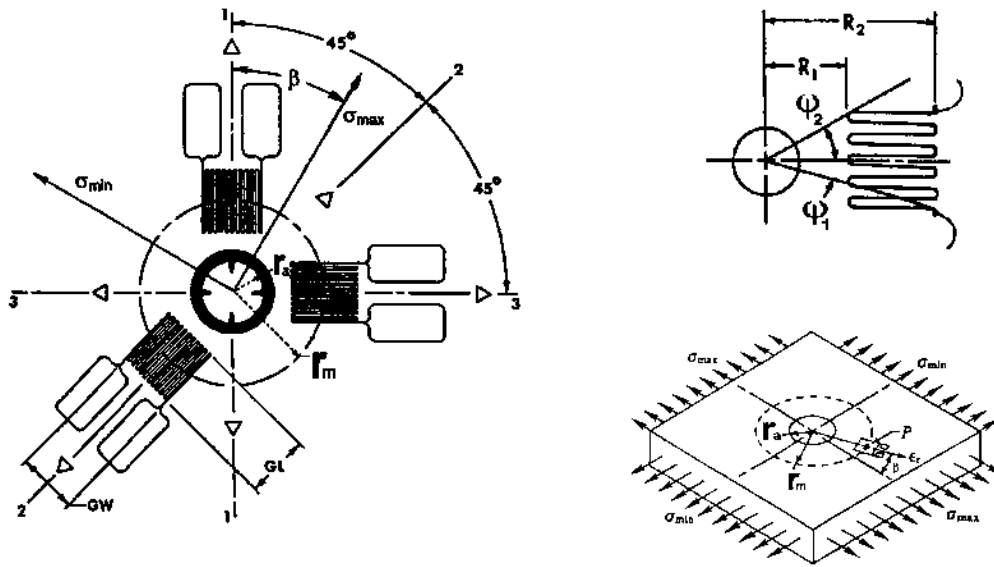


Figura 1. 7.- Geometría de una roseta típica de tres elementos, empleada en el método de "Hole Drilling"[50].

1.7.1.1. Esfuerzos residuales uniformes.

Un orificio perforado en un material con esfuerzos cambiara la deformación en el área superficial alrededor del orificio. Considerando la deformación en una dirección radial a una distancia fija a partir del orificio de diámetro dado y para un campo de esfuerzos uniaxiales de dirección conocida.

En las formulas 1.6, 1.7 y 1.8 se observan tres ecuaciones simultaneas, las cuales al ser resueltas se obtienen los esfuerzos principales y su orientación, en términos de las deformaciones medidas y las constantes A y B.

$$\sigma_{max} = \frac{\varepsilon_1(A+B\text{sen}\gamma) - \varepsilon_2(A-B\text{cos}\gamma)}{2AB(\text{sen}\gamma + \text{cos}\gamma)} \quad (1.6)$$

$$\sigma_{min} = \frac{\varepsilon_2(A+B\text{sen}\gamma) - \varepsilon_1(A-B\text{cos}\gamma)}{2AB(\text{sen}\gamma + \text{cos}\gamma)} \quad (1.7)$$

$$\gamma = \tan^{-1} \left[\frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \right] \quad (1.8)$$

Las constantes A y B se pueden evaluar mediante la aplicación de esfuerzos conocidos.

Si se emplean unidades adimensionales mediante la expresión de las dimensiones en unidades del diámetro del orificio, y si se mantienen la similitud en todos los aspectos importantes, entonces los valores de A y B serán independientes del diámetro del orificio.

Las constantes A y B contienen las constantes E y ν (módulo de Young y relación de Poisson) del material. Si estas constantes son establecidas por separado, entonces las ecs. 1.6-1.8 aplicarían a cualquier material elástico e isotropico. Las constantes del material se pueden separar de las constantes A y B de la siguiente manera. Los esfuerzos radiales máximo y mínimo, como se midieron alrededor del orificio en un círculo de deformación, pueden ser expresados en términos de los esfuerzos principales y de las constantes elásticas del material, siempre que se incluya la proporcionalidad de las constantes, como sigue:

$$\varepsilon_{min} = \frac{k_1}{E} \sigma_{min} - \frac{\mu k_2}{E} \sigma_{max} \quad (1.9)$$

$$\varepsilon_{max} = \frac{k_1}{E} \sigma_{max} - \frac{\mu k_2}{E} \sigma_{min} \quad (1.10)$$

Si por el momento se asume que las direcciones de los esfuerzos principales en las ecs. 1.6 – 1.8 son conocidas, entonces el sistema de medición de las deformaciones vuelve a β igual a cero. Para esta condición, la deformación ε_1 iguala la ε_{max} de la ec. 1.9 y ε_3 iguala la ε_{min} de la ec. 1.10.

Bajo estas condiciones con β y, por lo tanto, γ igual a cero, las ecuaciones 1.6 – 1.8 pueden ser resueltas para las deformaciones medidas ε_{max} o ε_1 y ε_{min} o ε_3 . Las soluciones son:

$$\varepsilon_{max} = (A + B)\sigma_{max} + (A - B)\sigma_{min} \quad (1.11)$$

$$\varepsilon_{min} = (A + B)\sigma_{min} + (A - B)\sigma_{max} \quad (1.12)$$

Mediante comparación de las ecs. 1.9 y 1.11 o de las ecs. 1.10 y 1.12, se vuelve evidente que;

$$A + B = \frac{k_1}{E} \quad (1.13)$$

$$A + B = \frac{-\mu k_2}{E} \quad (1.14)$$

Enseguida las constantes A y B pueden ser evaluadas en términos de las constantes generales k_1 y k_2 , y las constantes del material E y ν . Estas soluciones, tal como fueron derivadas de las ecs. 1.13 y 1.14, son:

$$A = \frac{1}{2E}(k_1 - \mu k_2) \quad (1.15)$$

$$B = \frac{1}{2E}(k_1 + \mu k_2) \quad (1.16)$$

Por lo tanto, si E y ν son conocidas, con solo una calibración para determinar k_1 y k_2 será suficiente para materiales elásticos-isotropicos [55].

1.7.1.2.- Esfuerzos residuales no uniformes.

La medición de esfuerzos residuales no uniformes mediante el método de “hole drilling” emplea los valores de deformaciones relajadas tomados después de pequeños incrementos sucesivos en la profundidad del orificio. La evolución de las deformaciones relajadas con la profundidad del orificio puede ser analizada usando alguna técnica matemática para determinar el campo original de esfuerzos residuales no uniformes.

El método integral es la mejor elección para evaluar campos de esfuerzos residuales elevados no uniformes. Sin embargo, se requieren mediciones de deformación muy

precisas, porque los cálculos son extremadamente sensitivos a errores en la medición de las deformaciones.

El método de series potenciales es recomendado para campos de esfuerzos residuales no uniformes. Este método es más tolerante a errores en las mediciones de deformación.

Los métodos de deformación incremental y de esfuerzo promedio son elecciones posibles solo cuando datos de calibraciones experimentales están disponibles. Ambos métodos son aproximaciones del método integral, pero solo dan soluciones moderadamente confiables de esfuerzos. Los resultados de estos dos métodos deben tomarse con reserva.

Las mediciones de esfuerzos residuales no uniformes siempre requieren técnicas experimentales meticulosas, independientemente del método usado para el cálculo de esfuerzos. Los errores en las mediciones de deformaciones causan proporcionalmente errores mucho más grandes en el cálculo de los esfuerzos, particularmente en esfuerzos lejanos de la superficie [56].

1.7.1.3.- Método integral.

El método integral es un método moderno de cálculo de esfuerzos, hecho posible por la disponibilidad de calibraciones del método de “hole drilling” por elemento finito. El método integral reconoce que las deformaciones medidas durante la perforación del orificio son el resultado acumulativo de la relajación de los esfuerzos residuales que originalmente existieron en todas las ubicaciones de la profundidad dentro de la profundidad total del orificio. El método trabaja identificando las contribuciones individuales de los esfuerzos en cada ubicación de la profundidad a las deformaciones totales medidas. Posteriormente, los esfuerzos individuales son nuevamente calculados a partir de las mediciones totales de las deformaciones.

En este método, la deformación $\varepsilon_x(h)$ relajada en la superficie a lo largo de la dirección x cuando el orificio tiene una profundidad h es relacionada al esfuerzo residual mediante la siguiente expresión[57]:

$$\epsilon_x(h) = \frac{1}{2E} \int_0^h \{ (1 + \nu) \bar{A}(h, H) [\sigma_x(H) + \sigma_y(H)] + \bar{B}(h, H) [\sigma_x(H) - \sigma_y(H)] \} dH \quad (1.17)$$

donde $\sigma_x(H)$ y $\sigma_y(H)$ son la distribución de esfuerzos residuales a lo largo de las direcciones genéricas ortogonales x y y , A y B son las funciones de influencia que pueden ser determinadas mediante métodos numéricos [58-60]. Las cuales permiten una evaluación más confiable de los esfuerzos, aunque involucran algebra compleja que requiere el uso de programas especiales de computadora, o bien a través de procedimientos de cálculo clásico. En la figura 1.8 se observa el incremento del orificio y su notación general.

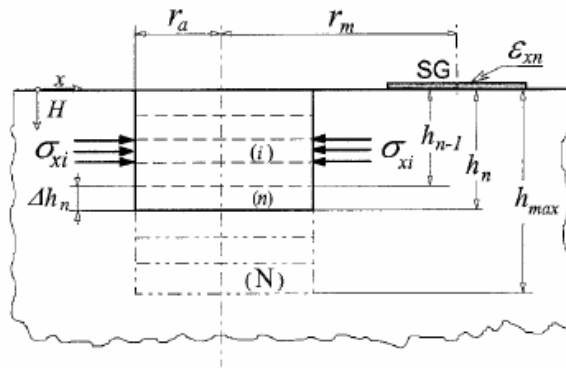


Figura 1. 8.- El método incremental de orificio perforado: notación general (SG = galga de deformación)

Los esfuerzos residuales principales (σ_{max-n} , σ_{min-n}) en la capa n ésima y el ángulo (β_n) medido en el sentido de las manecillas del reloj a partir de la galga a hasta σ_{max-n} puede ser obtenido usando las siguientes ecuaciones[61];

$$\sigma_{max-n}, \sigma_{min-n} = P_n \pm \sqrt{Q_n^2 + T_n^2} \quad (1.18)$$

$$\beta_n = \frac{1}{2} \text{Arc tan} \left(\frac{T_n}{Q_n} \right) \quad (n = 1, \dots, N) \quad (1.19)$$

CAPÍTULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental de la presente investigación procedió de acuerdo a la secuencia experimental mostrada en el diagrama de bloques de la figura 2.1.

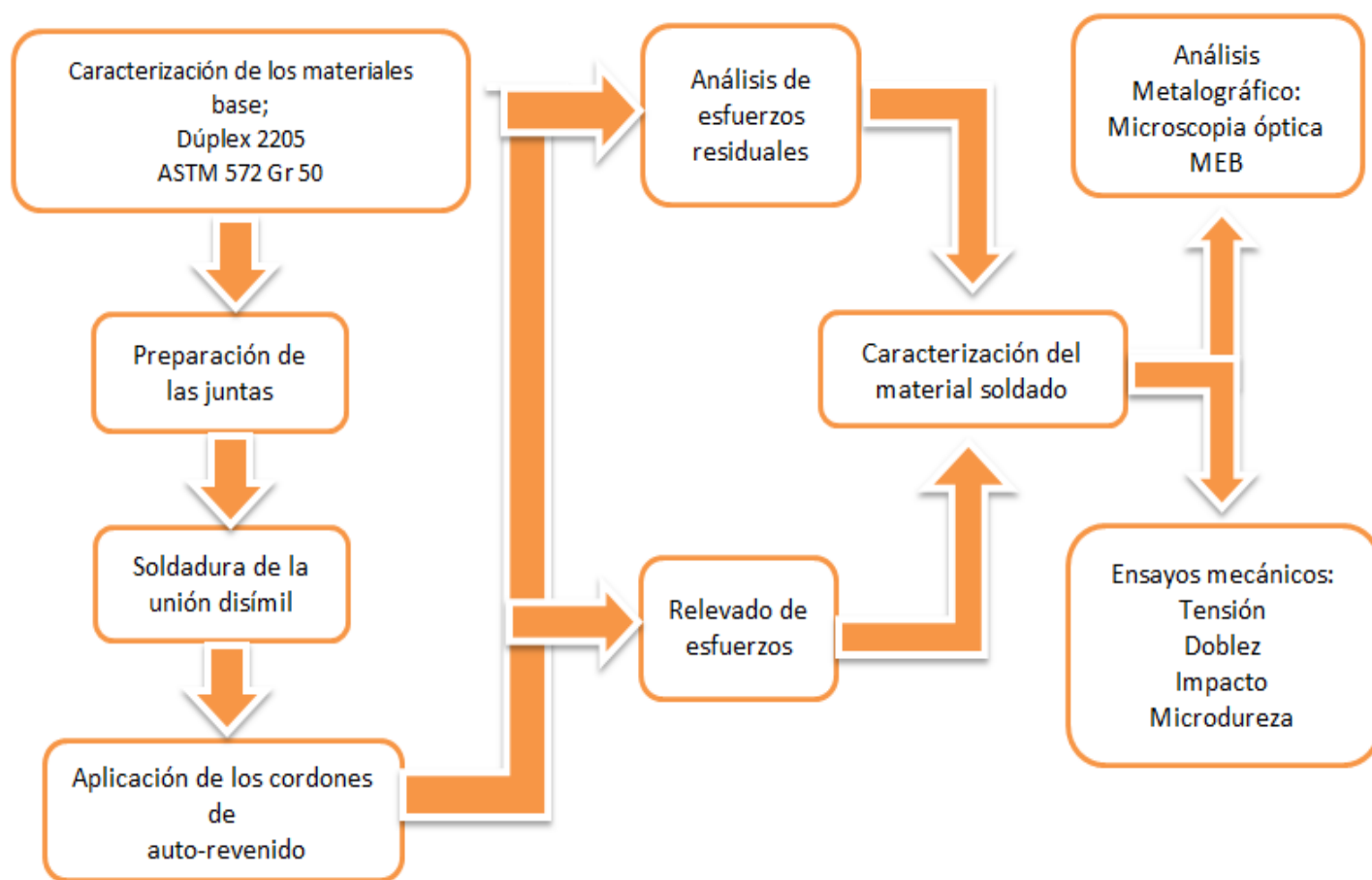


Figura 2. 1.- Secuencia experimental

2.1.- Materiales.

Los materiales utilizados en el presente estudio fueron una placa de acero de alta resistencia ASTM 572 Gr 50, y un acero inoxidable dúplex 2205, los cuales fueron unidos mediante un proceso de soldadura de arco con protección gaseosa (GMAW), empleando como metal de aporte un alambre ER2209. El acero inoxidable dúplex fue recibido en forma de placa de 12.7 mm de espesor nominal, de la misma forma que el ASTM 572 Gr 50.

2.1.1.- Acero ASTM 572 Gr 50.

Este acero presenta buenas características mecánicas, elevada ductilidad y buena soldabilidad debido al bajo contenido de carbono, azufre y fósforo, su composición química nominal se muestra en la tabla 2.1, además de contar con una alta resistencia a la tensión, ver tabla 2.2.

Tabla 2. 1.- Composición química del acero ASTM 572 Gr 50.

C % máx.	Mn % máx.	P % máx.	S % máx.	Si % máx.	Nb + V % máx.	Cu % máx.	Ni % máx.	Cr % máx.	Mo % máx.
0.23	1.35	0.04	0.05	0.40	0.15	0.60	0.45	0.35	0.15

Tabla 2. 2.- Propiedades mecánicas ASTM 572 Gr 50.

Grado	Resistencia a la cedencia	Resistencia a la tracción mínima	% de elongación mínimo (8 in)
	MPa	MPa	
50	345	450	18

2.1.2.- Acero inoxidable dúplex 2205.

La composición química nominal de este acero se muestra en la tabla 2.3. Esta aleación se caracteriza por combinar su alta resistencia a la corrosión con una elevada resistencia a la tensión como se muestra en la tabla 2.4. Esta aleación es usada en aplicaciones expuestas a altos esfuerzos y ambientes clorados.

Tabla 2. 3.- Composición química del acero dúplex 2205.

Nomenclatura Comercial	Designación	% Cr	% Ni	% Mo	% C	% N
SAF 2205	UNS S31803	22-25	4-7	3	<0,03	0,17

Tabla 2. 4.- Propiedades mecánicas del acero SAF 2205.

Aleación	Resistencia a la Cedencia	Resistencia a la tracción	Elongación
SAF 2205	MPa	MPa	%
	690	800-1000	18

2.1.3.- Metal de aporte ER-2209.

Esta aleación se basa en la composición química de los aceros inoxidables dúplex, pero con algunas modificaciones como un menor contenido de carbono y una mayor cantidad de elementos como manganeso y níquel. Tabla 2.5.

Tabla 2. 5.- Composición química nominal del electrodo ER2209.

Designación	Composición química de los materiales en % en peso							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Electrodo ER2209	0.014	0.48	1.6	0.015	0.0005	22.93	8.60	3.19

2.3.- Procedimiento de soldadura.

El procedimiento de soldadura se diseñó considerando las recomendaciones de los fabricantes y en base a una investigación anterior que involucra la unión de los mismos materiales y que fue hecha en el departamento de soldadura del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas. La selección del metal de aporte se realizó, empleando el diagrama de Schaeffler y el diagrama WRC 1998.

Los parámetros del procedimiento de soldadura se muestran en la tabla 2.6.

Tabla 2. 6.- Parámetros del procedimiento de soldadura.

1. Metal base		Dúplex 2205/ASTM 572 Gr 50
	1.1 Espesor:	½ plg (12.7 mm)
2. Proceso	2.1 Proceso de soldadura:	GMAW
	2.2 Método de aplicación:	Automático y manual
	2.3 Fuente de potencia:	Potencial constante
	2.4 Modo de transferencia:	Globular – rocío
3. Consumibles	3.1 Metal de aporte:	AWS A5.22
	3.2 Clasificación:	ER 2209
	3.3 Gas de protección:	75% Argón y 25% CO₂
4. Parámetros	4.1 Diámetro de electrodo:	1/16 plg (1.6 mm)
	4.2 Variables operativas:	Amperaje: 150 - 220 A
		Voltaje: 25 ± 2V
		Avance: 28 – 35 cm/min
	4.3 Polaridad:	CDEP (Corriente directa, electrodo en

	positivo)
4.4 Posición:	1G (soldadura plana)
4.5 Tipo de junta:	En V de 12° con ¼ plg de separación y respaldo (inoxidable 304)
4.6 Embridamiento:	Sí (alto)

Una vez seleccionados tanto el metal de aporte como los parámetros de soldadura se realizó el diseño de preparación de junta, para lo cual se emplearon secciones de placa de 70 x 180 mm de ambas aleaciones, las cuales se biselaron con un ángulo de 12°, como se ilustra en la figura 2.2.

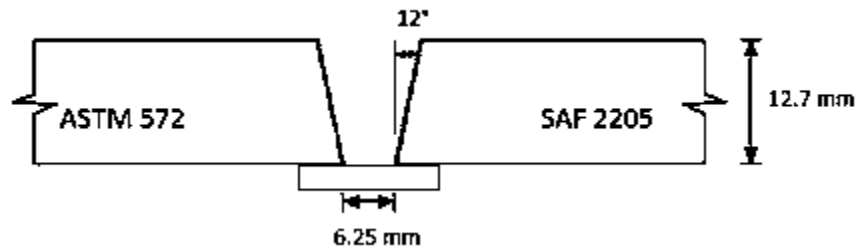


Figura 2. 2.- Biselado realizado a cada una de las placas y respaldo.

La unión soldada disímil se realizó mediante el proceso GMAW, siguiendo los parámetros de la tabla 2.7, llevándose a cabo en el taller de soldadura del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH.

Una vez fabricadas las juntas en cada placa, se realizó el punteado para mantener la separación de raíz y además se colocó un respaldo de acero inoxidable 304. Se colocaron dos puentes inferiores como se observa en la figura 2.3, para generar un alto grado de embridamiento. El alto grado de embridamiento tiene la finalidad de impedir la liberación de esfuerzos residuales. Los esfuerzos residuales se producirán debido a los esfuerzos de contracción al pasar el metal de aporte de estado líquido a estado sólido, a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica de los materiales base y de aporte y a las posibles transformaciones de fase que se produzcan durante el enfriamiento después de aplicar la

soldadura. Debe tenerse en cuenta que si las placas a soldar no son embridadas habrá distorsión y esta deformación liberará esfuerzos residuales.



Figura 2. 3.- Arreglo de las placas punteadas, con biselado en “V” con 1/4 separación, respaldo y los puentes en la parte inferior.

Las placas se soldaron con tres diferentes procedimientos de soldadura, bajo las siguientes condiciones:

- **Procedimiento 1. Fabricación y prueba de las uniones soldadas disímiles en condición de soldadura:** Se fabricaron las uniones con cuatro cordones de soldadura (uno de raíz, uno de relleno y dos de vista). No se aplicó algún tratamiento térmico de post-soldadura. Esta unión soldada se utilizó como testigo para evaluar el nivel de los esfuerzos residuales producido por la aplicación del proceso de soldadura.
- **Procedimiento 2. Fabricación y prueba de las uniones soldadas disímiles con tratamiento térmico de post-soldadura.** Se aplicaron los cuatro cordones de soldadura y un tratamiento térmico de post-soldadura para el relevado de esfuerzos en el rango de 500 a 600°C. Esta unión soldada también se utilizó como testigo para evaluar el efecto del tratamiento térmico de post-soldadura.

- Procedimiento 3. Fabricación y prueba de las uniones soldadas disímiles con cordón de auto-revenido.** En este experimento se fabricaron uniones soldadas con un procedimiento de soldadura similar a los experimentos 1 y 2, pero utilizando un cordón de auto-revenido como técnica alterna a un tratamiento térmico de post-soldadura[62, 63]. Por tanto, se aplicaron cordones de soldadura con la técnica del cordón de auto-revenido (TBW) que consistirá en depositar otros cordones (en la sobremonta) sobre los dos cordones de vista siguiendo una secuencia similar a la que se presenta en la figura 2.4, produciendo tres diferentes secuencias de auto-revenido lo que permitirá optimizar la aplicación del cordón de auto-revenido.

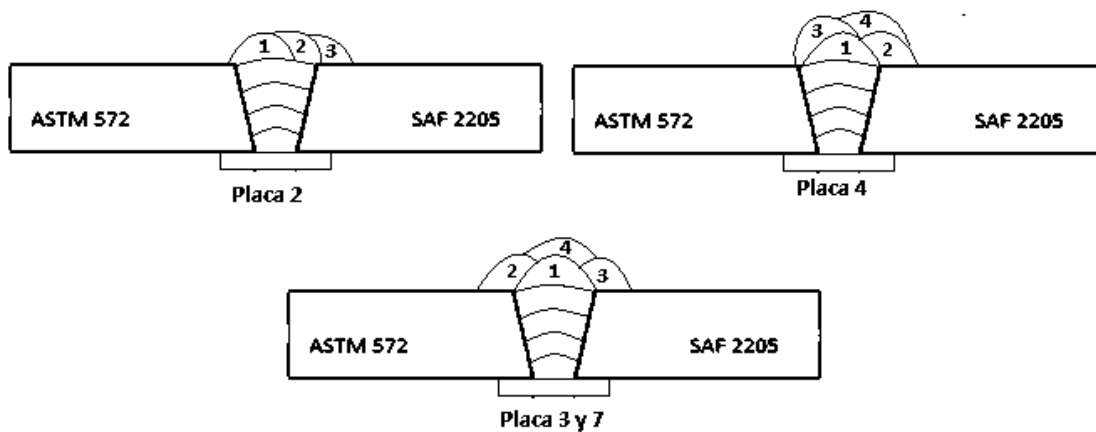


Figura 2. 4.- Secuencia de aplicación de los cordones de auto-revenido.

Tabla 2. 7.- Tipos de procedimiento y modo de aplicación de cada placa.

N°	N° de procedimiento	Método de aplicación
Placa 1	1	Automático
Placa 2	3	Automático
Placa 3	3	Automático
Placa 4	3	Automático
Placa 5	1	Automático
Placa 6	2	Semiautomático
Placa 7	3	Semiautomático
Placa 8	1	Semiautomático

La soldadura de las placas 1 a la 5 se realizó de forma automática (condición 1). Para controlar el avance de la soldadura se adecuó un rodillo a un banco de trabajo, este rodillo estuvo controlado por el soldador. Sin embargo, para las placas de la 6 a la 8 el método de aplicación fue semiautomático (condición 2), la técnica utilizada por el soldador para aplicar los cordones de soldadura fue una técnica de oscilación.



Figura 2. 5.- Aplicación del proceso de soldadura.

La temperatura para la aplicación de cada cordón de soldadura fue medida con un pirómetro digital, cuidando que no excediera los 200°C entre pasos.

2.3.1.- Relevado de esfuerzos.

El tratamiento térmico de relevado de esfuerzos se llevó a cabo en una mufla. Se introdujo la placa soldada a la mufla y se sometió a un calentamiento continuo con una velocidad de 250°C/h hasta alcanzar una temperatura de 580 °C debido a que en este rango de temperatura no precipita alguna fase no deseada como se observa en el diagrama PTT mostrado en la figura 2.6. Después de alcanzar la temperatura de calentamiento se procedió

a dar un tiempo de permanencia de 1 h, finalizando con un enfriamiento al aire. El diagrama del ciclo térmico se presenta en la figura 2.7.

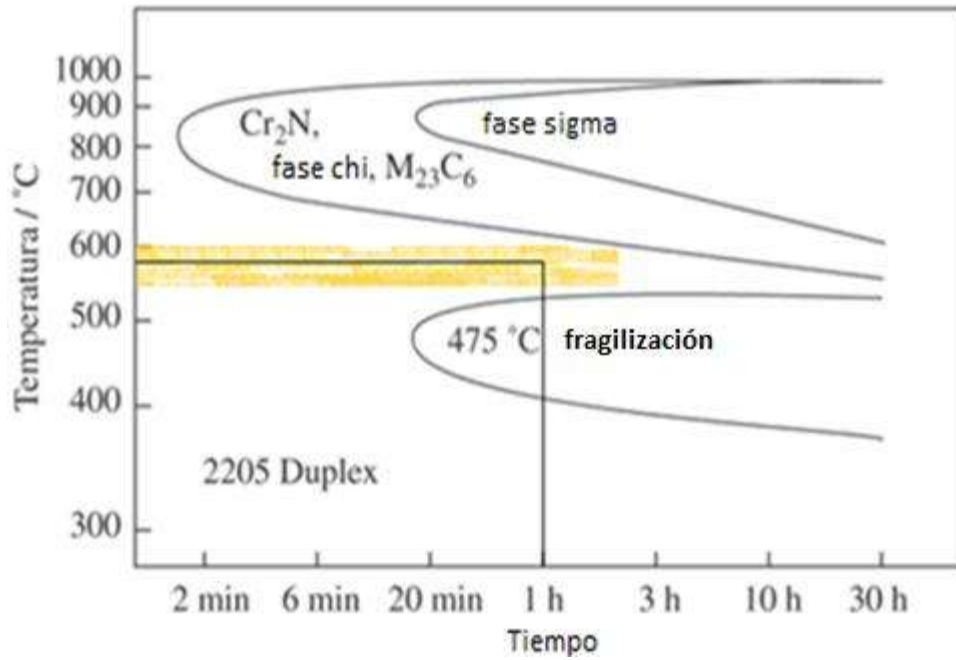


Figura 2. 6.- Diagrama PTT del acero dúplex 2205 que muestra el rango en el que se puede calentar el material sin precipitar alguna fase[59].

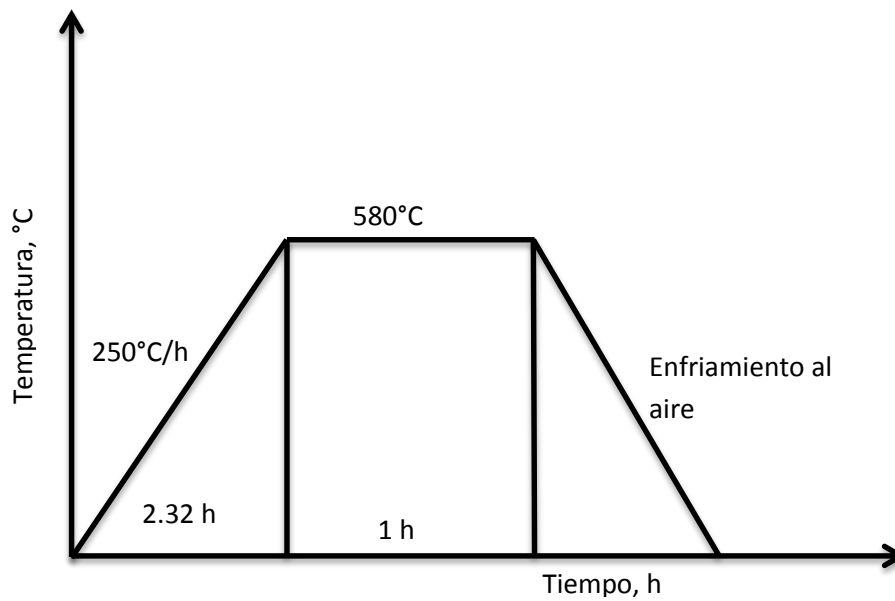


Figura 2. 7.- Diagrama TTT del ciclo térmico llevado a cabo para el relevado de esfuerzos.

2.4.- Medición de esfuerzos residuales.

Después de realizar la soldadura de las probetas, se determinaron los esfuerzos residuales uniformes y no uniformes en un punto de la probeta mediante la técnica de “Hole Drilling”. Para lo cual se siguió un procedimiento de medición de esfuerzos residuales elaborado con base a la norma ASTM E837. En la figura 2.8 se muestra el punto de medición de las probetas soldadas disímiles, la medición se realizó sobre el acero ASTM 572 Gr 50, en donde se determinaron la magnitud y dirección de los esfuerzos residuales.

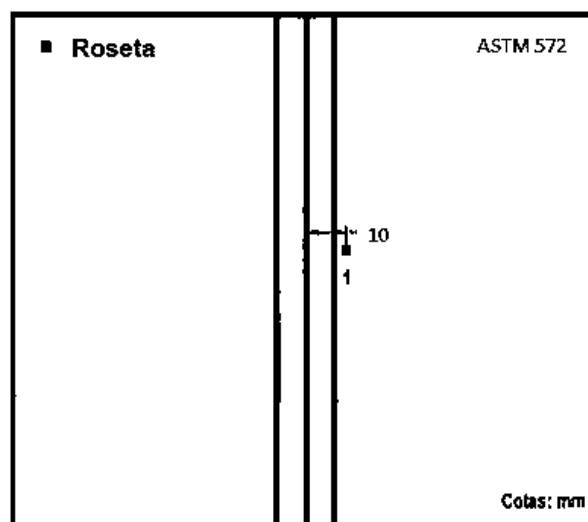


Figura 2. 8.- Mediciones de esfuerzos residuales en la probeta sobre el ASTM 572 Gr 50.

Para la medición de las deformaciones ocasionadas por la perforación del orificio del punto de medición sobre las probetas soldadas del lado del acero ASTM 572 Gr 50 se emplearon rosetas de galga extensométricas, las cuales cumplen con las especificaciones de la norma ASTM E873. En la figura 2.9 se puede apreciar una imagen de la roseta empleada, mientras que sus características se presentan en la tabla 2.8.

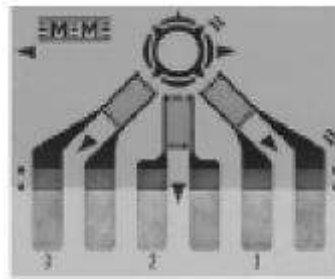


Figura 2. 9.- Roseta de galgas extensométricas para la medición de esfuerzos residuales cercana al cordón de soldadura, CEA-062UM-120.

Tabla 2. 8.- Características de las rosetas de las galgas extensométricas.

Fabricante	Modelo	Aleación del mallado	Longitud de la Galga, l_0 (mm)	Resistencia Ω
<i>Vishay</i>	CEA-062UM-120	36 Ni, 8 Cr, 0.5 Mo, 55.5 Fe	1.57	120

La roseta se conectó al medidor de microdeformaciones, con la roseta de galgas extensométricas fijada sobre la superficie de la probeta disímil del lado del acero ASTM 572 Gr 50 y conectada al medidor de microdeformaciones se procedió con la perforación del orificio. En cada incremento de profundidad se registraron valores de deformación, estos valores fueron registrados mediante el programa de cómputo H-Drill [64] para la obtención de los valores de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes. En la figura 2.10 se presentan algunas imágenes que muestran detalles de la técnica de medición en las probetas soldadas.

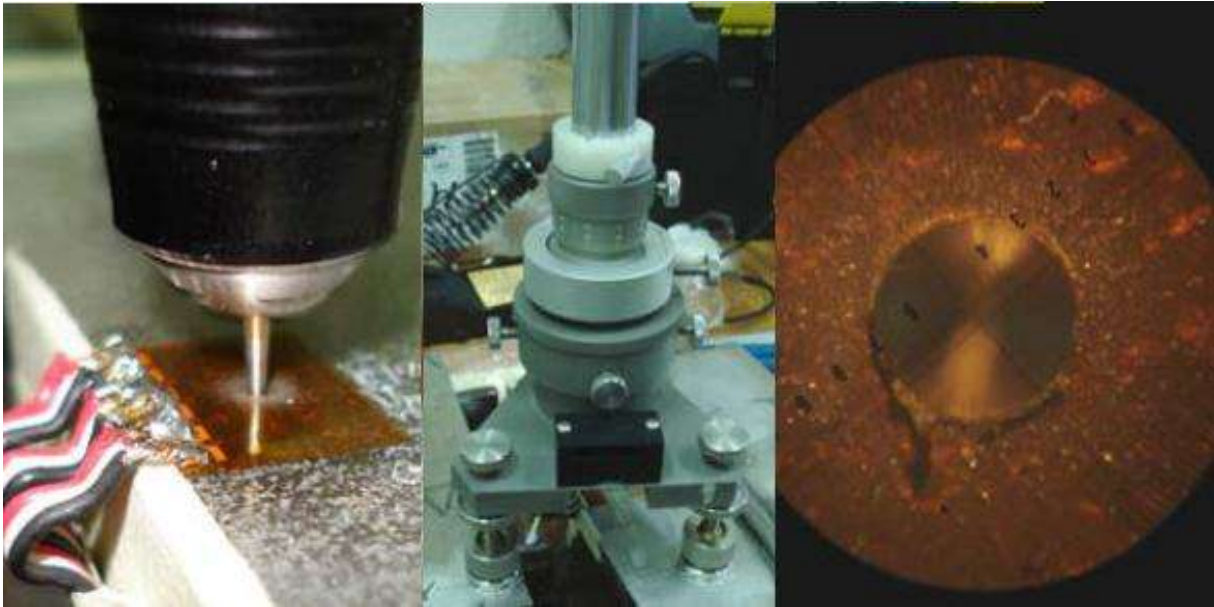


Figura 2. 10.- Técnica de “Hole Drilling” para la medición de esfuerzos residuales.

2.5.-Ensayos mecánicos.

Al tener listas las uniones soldadas, se procedió a seccionar las probetas para los ensayos de doblez, tensión, impacto y microdureza, para evaluar la unión soldada disímil, estas se obtuvieron de acuerdo al código ASME sección IX, QW-150.

2.5.1.- Ensayo de tensión.

Una vez obtenidos los cortes de las probetas se procedió a maquinar estas probetas en un torno, como se puede observar en la figura 2.11 y 2.12. Se maquinaron dos probetas de cada placa.

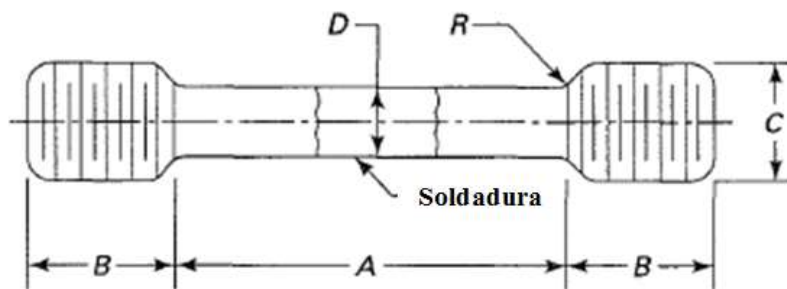


Figura 2. 11.- Dimensiones para las probetas de tensión.[65]



Figura 2. 12.- Probetas del ensayo de tensión.

Tabla 2. 9.- Dimensiones para las probetas de tensión en base a la norma ASME.[66]

Norma ASME QW-462.1	Especímenes tipo estándar
A.- Longitud de la sección reducida	Nota 1
D.- Diámetro	6.35 ± 0.13 mm
R.- Radio del filete	5 mm
B.- Longitud de la sección final	22 mm
C.- Diámetro de la sección final	10 mm

2.5.1.1.- Determinación del exponente de endurecimiento (n) mediante el modelo de Hollomon.

Desde principios de siglo XX se han dirigido esfuerzos considerables al desarrollo de leyes empíricas que describan el endurecimiento por trabajo de metales policristalinos y aleaciones, esto fue reflejado por la derivación de la relación de Ludwik, Hollomon y Voice. Los parámetros involucrados en estas relaciones particularmente, el valor del exponente de endurecimiento en dichas ecuaciones (*n*), han sido correlacionados a los cambios en la microestructura y los procesos que ocurren durante la deformación. Donde el coeficiente de endurecimiento por deformación es el que determina el comportamiento después de la cedencia (σ_y).

El cálculo de *n* mediante el criterio de Hollomon asume que la curva esfuerzo-deformación es descrita por la siguiente relación:

$$\sigma = K \varepsilon^n \dots\dots\dots(2.1)$$

Donde σ es el esfuerzo real, ε es la deformación real, *k* y *n* se obtienen por medio de la interpretación gráfica de $\log(\sigma) - \log(\varepsilon)$, donde la pendiente de la recta indica el valor de *n* y *k* es la intersección de dicha recta con el eje de la ordenada.

$$\log(\sigma) = \log(K) + n \log(\varepsilon) \dots\dots\dots(2.2)$$

$$y = a + bx \dots\dots\dots(2.3)$$

Para determinar el coeficiente de endurecimiento se hizo uso del programa OriginPro 8. Se manejaron los datos arrojados en los ensayos de tensión identificando el esfuerzo máximo (σ_{max}) y el límite elástico (σ_y), utilizado únicamente la información entre estos límites (es

decir, la parte correspondiente a la deformación plástica uniforme). Utilizando las ecuaciones 2.5 y 2.6 se calculó la deformación real y esfuerzo real, posteriormente se aplicó el logaritmo de esfuerzo real y deformación real, para hacer un ajuste lineal.

Determinando la ecuación lineal $y = a + bx$, donde $b = n$, al aplicar antilogaritmo al valor (a) se determina el valor de k .

$$\sigma_r = \sigma_{ing}(1 + \varepsilon_{ing}) \dots \dots \dots (2.4)$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon_{ing}) \dots \dots \dots (2.5)$$

2.5.2.- Ensayo de doblez.

Este ensayo se aplicó para determinar la sanidad de las uniones soldadas disimiles. A diferencia de otros ensayos mecánicos que dan a conocer valores cuantitativos, el ensayo de doblez solo indica si el material acredita o falla la prueba bajo la norma ASME sección IX, QW-160. Las probetas para el ensayo de doblez simplemente fueron cortadas teniendo en el centro de la probeta el cordón de soldadura de manera como se muestra en la figura 2.13. Se realizó un doblez lateral.

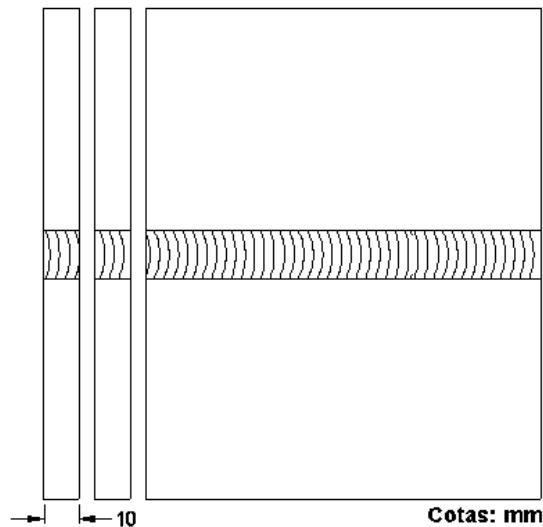


Figura 2. 11.- Seccionamiento y forma de las probetas de doblez.

2.5.3. Ensayo de Impacto.

Para realizar este ensayo se maquinaron probetas del lado del acero 572 grado 50 que fue afectado térmicamente al momento de la soldadura, de acuerdo a la norma ASTM E23-02 [66] (para ensayo Charpy) con la geometría mostrada en la figura 2.14. Posteriormente se utilizó una máquina de péndulo Charpy.

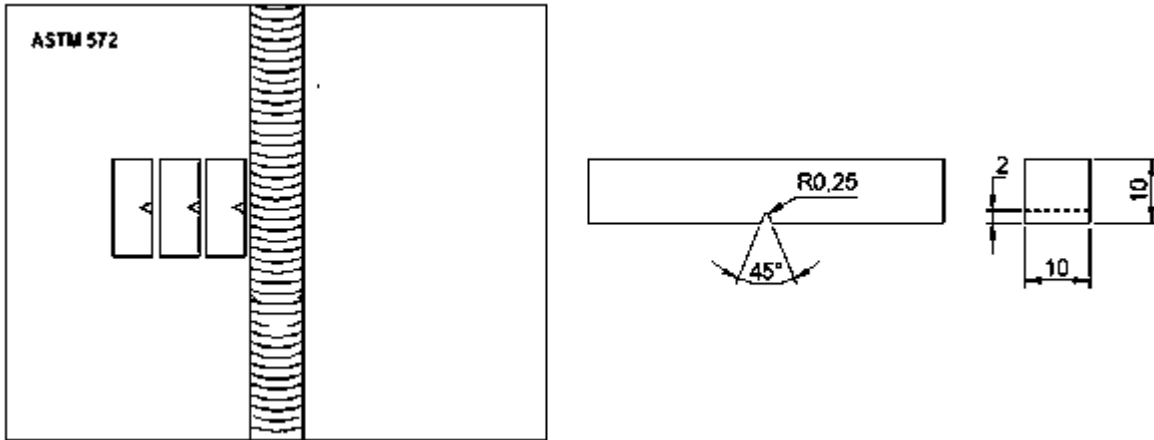


Figura 2. 12.- Seccionamiento y forma de las probetas utilizadas en el ensayo de impacto.

2.6.- Ensayo de microdureza.

La microdureza fue medida cerca de la corona y raíz de cada unión soldada disímil mediante un microdurómetro Vickers, aplicando una carga de 100g, realizando un barrido de 1 mm de separación de cada indentación sobre la superficie análogamente para cada junta, abarcando el metal base sin afectar, el cordón de soldadura y la zona afectada térmicamente de cada muestra, como se muestra en la figura 2.15.

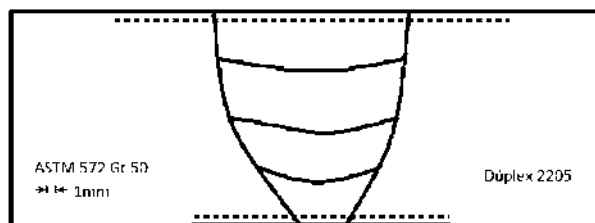


Figura 2. 13.-Ensayo de dureza realizado.

2.7.- Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural se realizó a la soldadura y zona afectada térmicamente de cada unión. Las probetas de la unión soldada requirieron una preparación metalográfica y ataque químico. Las muestras se desbastaron en papel abrasivo de carburo de silicio de 80, 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1200 y 1500, seguido de un pulido fino con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm .

Para el revelado de la microestructura de las muestras de las uniones soldadas disímiles se reveló primero la microestructura del acero ASTM 572, utilizando un ataque químico de Nital al 2%, cada muestra se sumergió en la solución durante 5 segundos, se limpió con alcohol para parar el ataque y se secó con aire caliente. Posteriormente, se reveló la microestructura del dúplex empleando un ataque electroquímico que consiste en hidróxido de sodio, utilizando una fuente de poder con una diferencia de potencial de 6 V, la muestra se sumergió durante 20 segundos con la finalidad de que se revelara totalmente la microestructura del dúplex, al transcurrir de los 20 segundos, la muestra se limpió con agua, y se secó empleando aire caliente.

El análisis de las características microestructurales relevantes se realizó mediante el microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB).

CAPÍTULO III

DISCUSIÓN Y RESULTADOS

3.1.- Análisis microestructural.

La caracterización microestructural de cada material base en su condición de partida, muestra que el acero ASTM 572 Gr 50 tiene una matriz ferrita-perlita en los bordes de grano, figura 3.1A. En contraparte el SAF 2205, consta de una combinación de ferrita y austenita, en porcentajes del 50% aproximadamente para cada una de las fases, figura 3.1B.

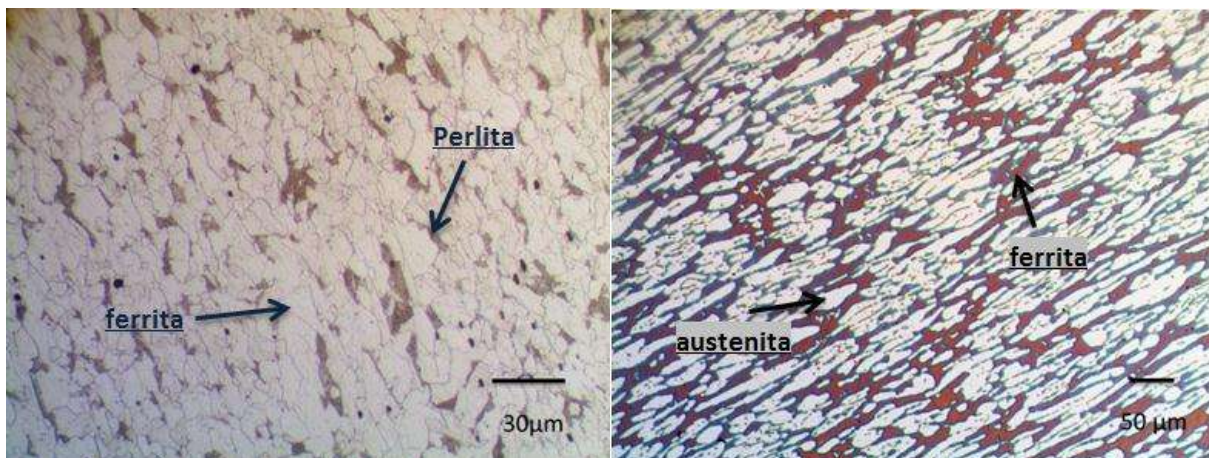


Figura 3. 1.- Microestructura de a) Acero ASTM 572 Gr 50, b) SAF 2205

3.2.- Caracterización microestructural de las uniones soldadas disímiles.

Previamente a la fabricación de las uniones soldadas, se estudiaron las transformaciones de fase de las uniones simples, con la aplicación del cordón de auto-revenido y aplicación del tratamiento térmico de relevado de esfuerzos de las uniones disímiles. Dependiendo de la condición en que fueron hechas las uniones (mediante un procedimiento manual o automático de soldadura). Es importante considerar que en una soldadura multipasos las transformaciones de fase pueden ser afectadas por los pasos subsecuentes de soldadura.

Por lo tanto, para realizar la caracterización y estudio de las uniones soldadas disímiles, éstas se dividen en tres secciones:

A) ZAT ASTM 572 Gr 50, que corresponde a la interfase entre el metal de aporte y la zona afectada térmicamente del acero ASTM 572 Gr 50.

B) Metal de aporte.

C) ZAT dúplex 2205, que corresponde a la interfase entre el metal de aporte y la zona afectada térmicamente del dúplex 2205.

3.2.1.- ZAT ASTM 572 Gr 50

La microestructura de las uniones soldadas disímiles en la región de la ZAT del acero ASTM 572 Gr 50 de las condiciones 1 y condición 2 (La tabla 2.7 nos explica estas condiciones) son mostrados en la figura 3.12. Ya sea en unión simple, con la aplicación del cordón de auto-revenido o relevado de esfuerzos. En todos estos casos, es posible observar la región de transición explicada en el capítulo I sección 1.6, la cual resulta de la diferencia entre composición química del metal de soldadura y el acero ASTM 572.

La zona de transición se puede observar en las micrografías de la figura 3.2.

Condición 1

Condición 2

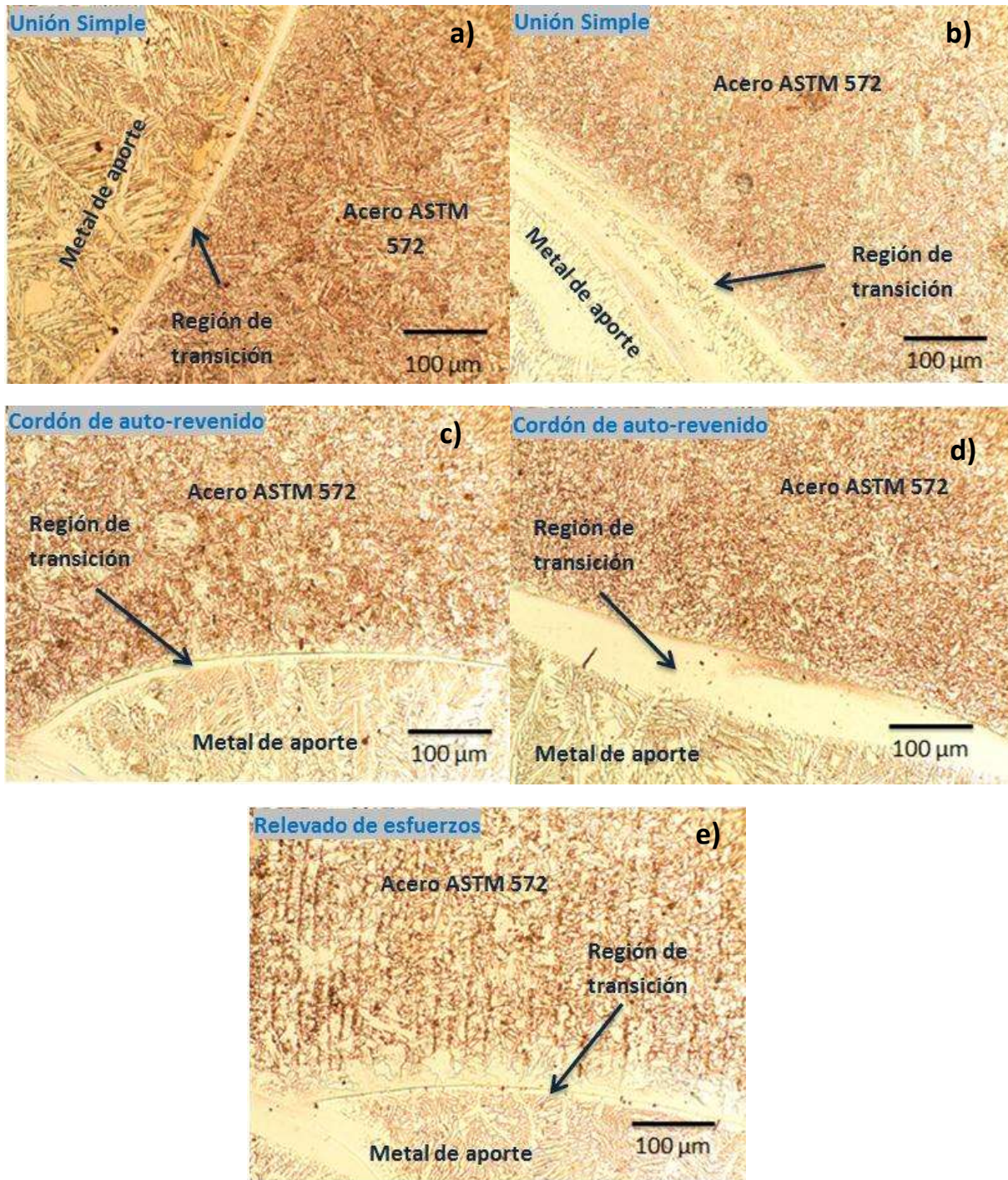


Figura 3. 2.- Micrografías de las ZAT del acero ASTM 572 Gr 50 y el cordón de soldadura de las uniones soldadas disímiles. a) Unión simple, material con condición 1. b) Unión simple, material con condición 2. c) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 1. d) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 2. e) Con aplicación de relevado de esfuerzos.

La figura 3.2 inciso a) y c) las transformaciones del acero ASTM 572 Gr 50 son más notables, observándose una transformación de la fase ferrita y perlita, en ferrita acicular y bainita. Mientras que las zonas afectadas térmicamente de acero ASTM 572 Gr 50 con la condición 2 (incisos b y d) solamente se observa un refinamiento de grano de ferrita poligonal. Este refinamiento de grano ha sido reportado como un factor que mejora la tenacidad del metal de soldadura [67].

La diferencia microestructural de las uniones puede ser explicada debido a la difusión del carbono, que promueve los cambios microestructurales en función de la temperatura y velocidad de enfriamiento. Un enfriamiento lento permite que los átomos de carbono encuentren lugares intersticiales en los bordes de ferrita, los cuales precipitan en placas de cementita que crecen adjuntas a placas de ferrita para formar el constituyente perlita dentro un rango de temperaturas de 550°C a 720°C [67], obteniendo la microestructura presentada en la figura 3.2 a) y c) con la condición 1.

Las diferencias entre ambas condiciones se deben a los contenidos de carbono obtenidos en los diferentes aceros ASTM 572 Gr 50. Además, en que estos cambios microestructurales presentados en la ZAT ocurren durante la soldadura presentan un refinamiento de grano ferrítico, resultado de los ciclos térmicos entre los pasos de soldadura previos y subsecuentes que evitan el enfriamiento rápido.

Como parte de la caracterización de la ZAT del acero ASTM 572 Gr 50, se identificó el borde de grano tipo II (BG-II) en ambas uniones soldadas disímiles mediante microscopía óptica donde es posible distinguir que los granos crecen en dirección paralela a la línea de fusión a partir de la cual el metal de soldadura solidifica en dirección paralela al gradiente de temperatura, tal como se ilustra en la Figura 3.3, debido a que generalmente el metal de soldadura presenta una dirección de crecimiento preferencial $\langle 100 \rangle$.

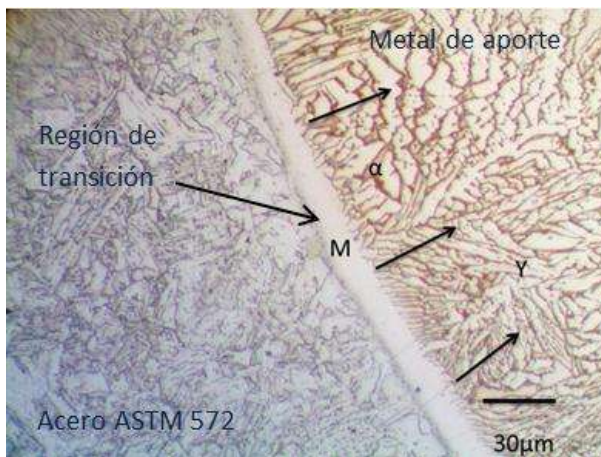


Figura 3. 3.- Dirección de solidificación del borde de grano tipo II.

La región de transición se muestra como una franja que es caracterizada por ser una estrecha banda de martensita (M), de color blanco sobre la línea de fusión, es la interface entre el metal de aporte y el acero ASTM 572 Gr 50. La región de transición tiene una estructura cristalina diferente a la del metal de soldadura y la zona afectada térmicamente de la aleación ASTM 572 Gr 50. La ya mencionada región de transición (RT) se muestra en la figura 3.4.

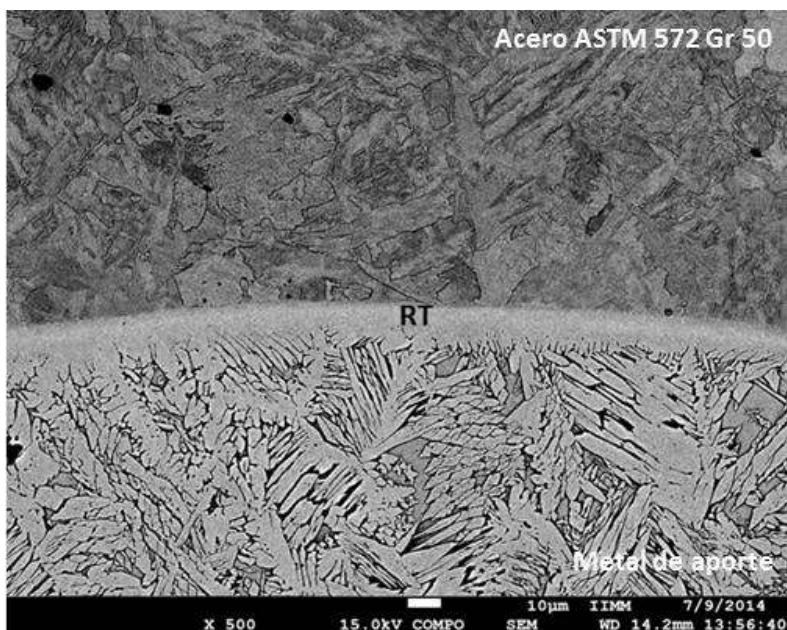


Figura 3. 4.- Región de transición (RT) observada mediante MEB.

La región de transición, debido a su naturaleza de formación implica cambios en su composición química, la cual difiere con la del metal base y metal de soldadura. Para conocer dichos cambios, se realizó un barrido lineal (BL) de composición química para analizar la alteración de los elementos entre el metal base, la interface y la aleación ASTM 572 Gr 50, de las uniones, como se aprecia en las figuras 3.5-3.7 que muestran los barridos lineales de regiones de transición de tamaños distintos.

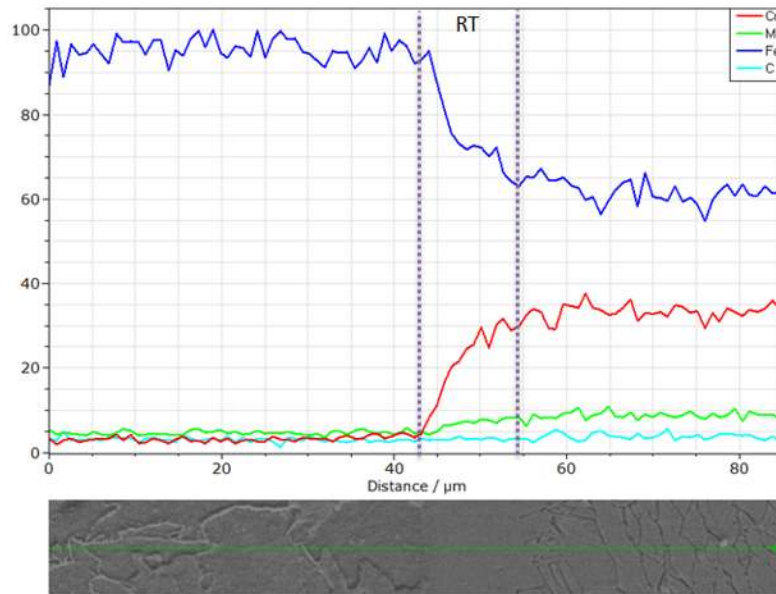


Figura 3. 5.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50

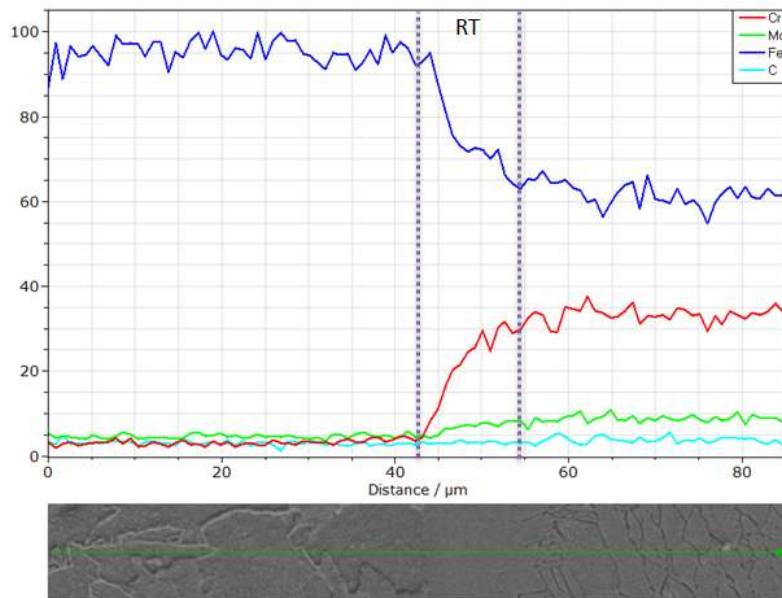


Figura 3. 6.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50.

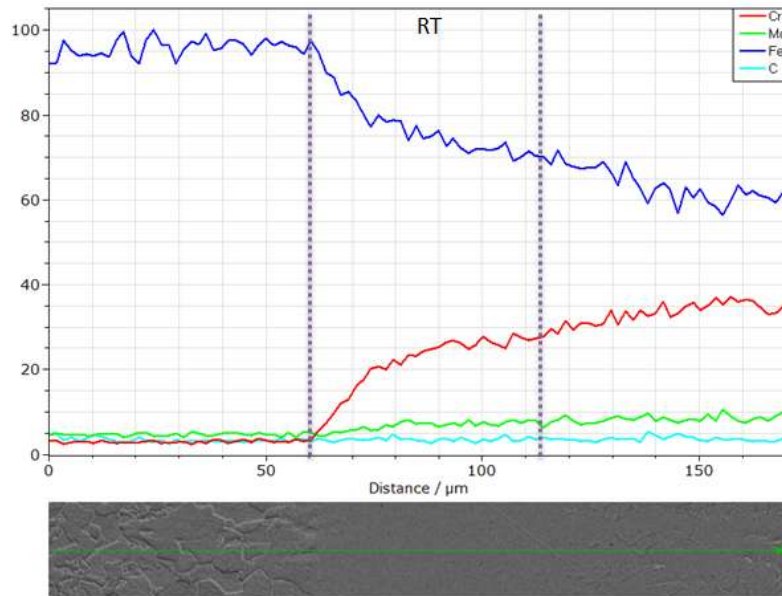


Figura 3. 7.- Variación de la composición química en la interfase metal de soldadura – ASTM 572 Gr 50.

Todas las uniones soldadas disímiles presentan el mismo comportamiento, ya que las líneas que identifican la presencia de hierro, muestran un descenso en su porcentaje, desde el punto donde inicia la región de transición con un valor aproximado del 90% hasta que alcanza el valor aproximado de 60%. El valor aproximado del 90% coincide con la composición química del acero ASTM 572 Gr 50 indicando que ese punto se encuentra muy cercano del acero ASTM 572. Sin embargo, las líneas representativas de Cr, muestran un comportamiento opuesto a las de Fe, debido a que el Cr se encuentra presente en un 3% aproximado en el metal de ASTM 572, mientras en la región de transición se observa un aumento hasta un 30%, llegando a alcanzar porcentajes del 35%, lo cual coincide con la región en que se encuentra el metal de aporte. Elementos como el Mo, se encuentran en mayores porcentajes dentro del metal de soldadura, presentando una moderada disminución a través en la región de transición y dentro del acero ASTM 572.

3.2.2.- Metal de soldadura.

El material de aporte ER-2209 empleado para realizar las uniones disímiles es un acero inoxidable dúplex, el cual presenta una composición química diseñada con un incremento en el porcentaje de níquel y nitrógeno en comparación al acero duplex para estabilizar la austenita y de esta manera alcanzar el balance ferrita/austenita. Por esta razón, se dice que la microestructura y propiedades del metal de soldadura son generalmente controlados por el ajuste de la composición del material de aporte [68]. La Figura 3.8 muestra los cambios microestructurales del metal de soldadura, en donde se observan diferencias en la morfología.

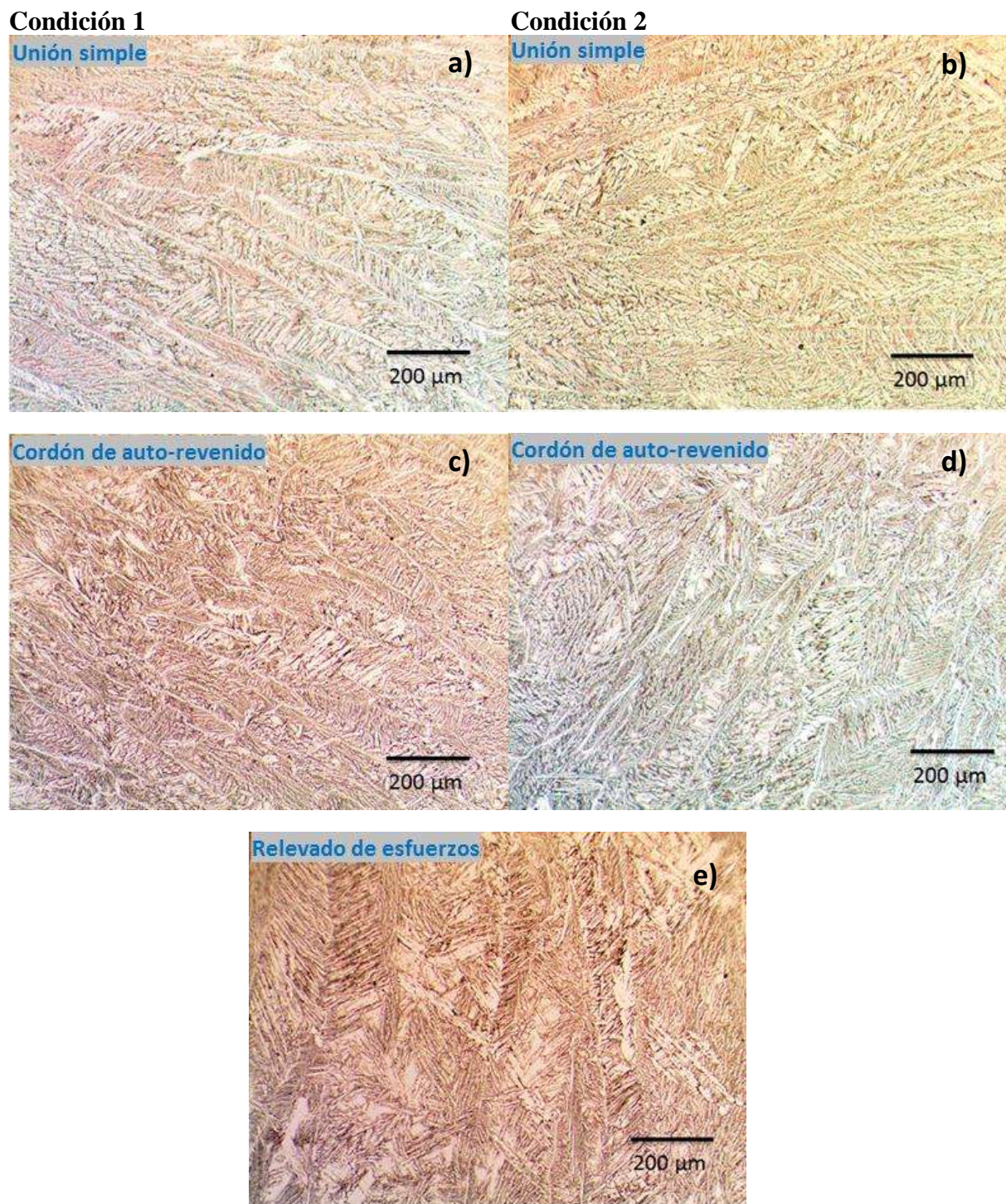


Figura 3. 8.- Microestructura del cordón de soldadura de las uniones disímiles. a)Unión simple, material con condición 1. b) Unión simple, material con condición 2. c) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 1. d) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 2. e) Con aplicación de relevado de esfuerzos.

En base a los resultados anteriores, se puede decir que los ciclos térmicos de los cordones de soldadura subsecuentes afectan la microestructura del metal de soldadura previamente depositado (paso de raíz y relleno), mediante recalentamientos que promueven un mayor crecimiento de grano austenítico, mismo efecto que proporciona un alto calor aportado del proceso de soldadura de 1.5 KJ/mm con enfriamientos lentos[19, 69]. En donde la microestructura y propiedades mecánicas del metal de soldadura son ampliamente influenciados por el modo de solidificación y subsecuentes recalentamientos de los pasos de soldadura[70].

3.2.3. ZAT Dúplex 2205

En la zona afectada térmicamente del dúplex 2205 es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura. A diferencia de la ZAT del acero ASTM 572 Gr 50, en ZAT del acero dúplex y la interfase con el material de aporte no presentan grandes cambios en composición química, debido a la similitud que existe entre el dúplex 2205 y el metal de aporte. Por lo tanto, todo está en función de las transformaciones de fase en estado sólido[68].

El mecanismo de las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT inicia cuando el dúplex 2205 tiene una microestructura de $\alpha + \gamma$. A temperaturas mayores de 1350°C la austenita se encuentra disuelta, presentándose una estructura completamente de ferrita. A este proceso se le conoce como ferritizado[69].

A elevadas temperaturas, el grano de ferrita inicia un crecimiento debido a que no existen segundas fases como la austenita o precipitados que inhiban su crecimiento hasta que, durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, dando inicio al proceso de transformación $\delta \rightarrow \gamma$ el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento.

En una unión soldada, la ZAT comprende una pequeña zona, en la cual se presenta la transformación de la austenita alotromórfica a la austenita de islas típicas del material base, tal como se muestra en la Figura 3.9 en donde se puede observar que la austenita del metal de soldadura inicia un cambio de orientación en la región de la ZAT, tomando como dirección el del gradiente de temperatura que existe entre el metal de soldadura y el metal base.

Condición 1

Condición 2

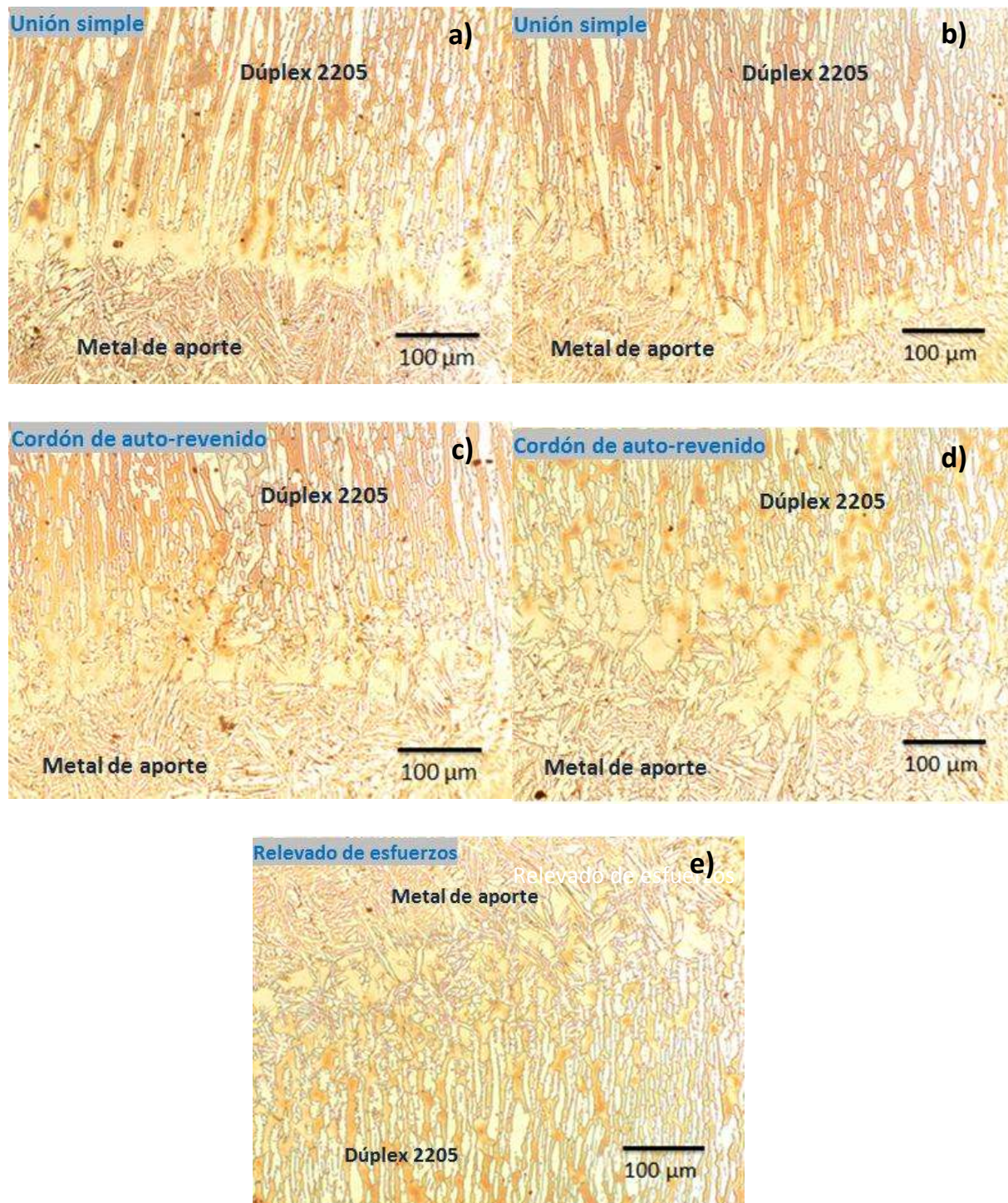


Figura 3. 9.- Micrografías de la ZAT del acero dúplex 2205 de las uniones soldadas disímiles. a) Unión simple, material con condición 1. b) Unión simple, material con condición 2. c) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 1. d) Con aplicación de cordones de auto-revenido, material con condición 2. e) Con aplicación de relevado de esfuerzos.

3.3. Mediciones de esfuerzos residuales uniformes.

Como fue mencionado en el capítulo de desarrollo experimental se realizó una medición de esfuerzos residuales sobre las uniones soldadas 1, 2, 3 y 4. En el proceso de medición de esfuerzos residuales, los primeros resultados corresponden a los valores de microdeformación detectados por las rosetas de galgas de deformación en cada incremento de profundidad. Dichos valores de microdeformación se registraron digitalmente para posteriormente ser procesados mediante el programa de cómputo H-Drill para determinar los valores de esfuerzos residuales principales uniformes y no uniformes, así como los esfuerzos cortantes. A continuación se presentan los resultados de las mediciones de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes para las probetas de soldadura.

En la tabla 3.1 se presentan los valores de microdeformación medidos por la roseta de galgas extensométricas en cada incremento de profundidad para cada una de las cuatro placas, mediante la técnica de “Hole Drilling” de acuerdo con la norma ASTM E837. La placa 1 es una unión simple, mientras que a las placas 2, 3 y 4 se les aplicaron cordones de auto-revenido con diferentes secuencias como ya se explicó en el capítulo II.

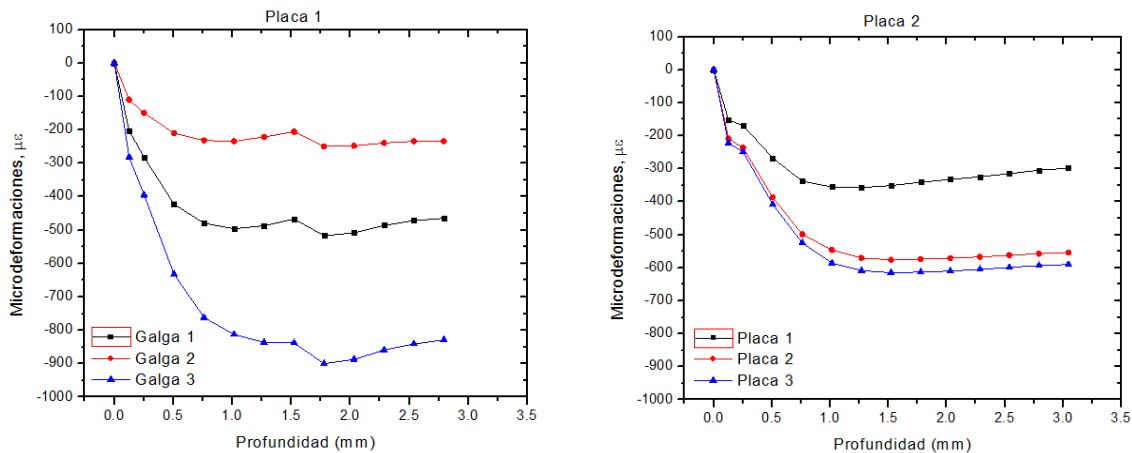
Tabla 3. 1.- Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “Hole Drilling” en la placas soldadas.

		Profundidad, mm.											
Galga	0	0.127	0.254	0.508	0.762	1.01	1.27	1.52	1.77	2.03	2.28	2.54	2.79
<i>Placa 1; r_a=1.925 mm; roseta CEA-06-062UM-120^a</i>													
1	0	-203	-282	-423	-480	-496	-487	-467	-517	-508	-486	-472	-465
2	0	-110	-149	-210	-232	-234	-221	-206	-250	-248	-239	-234	-234
3	0	-282	-395	-632	-762	-813	-836	-838	-900	-887	-859	-829	-829
<i>Placa 2; r_a=1.861 mm; roseta CEA-06-062UM-120^a</i>													
1	0	-152	-169	-267	-338	-355	-357	-351	-341	-332	-324	-315	-304
2	0	-209	-236	-387	-499	-546	-570	-576	-574	-571	-567	-562	-557
3	0	-222	-249	-408	-525	-586	-609	-615	-613	-610	-605	-599	-593
<i>Placa 3; r_a=1.821mm; roseta CEA-06-062UM-120^a</i>													

1	0	-124	-201	-326	-388	-413	-420	-	-	-	-	-	-
2	0	-179	-287	-527	-621	-667	-690	-	-	-	-	-	-
3	0	-200	-321	-512	-615	-665	-688	-	-	-	-	-	-
Placa 4; $r_a=1.739$ mm; roseta CEA-06-062UM-120^a													
1	0	-61	-144	-179	-193	-190	-216	-215	-211	-205	-197	-	-
2	0	-135	-268	-370	-435	-462	-596	-603	-609	-607	-603	-	-
3	0	-193	-377	-514	-608	-651	-844	-853	-861	-858	-855	-	-

^a r_a = radio del orificio en mm

En la figura 3.10 se presentan graficados los valores de microdeformación de la tabla anterior contra la profundidad del orificio, de donde se aprecia que para la placa 1, todos los valores de microdeformación son negativos alcanzando un valor máximo de 900 $\mu\epsilon$ en la lectura de la galga 3. Mientras que en las mediciones realizadas en la placa 2 los valores de microdeformación medidos por la galga 3 son negativos alcanzando un valor máximo de 615 $\mu\epsilon$, valores menores comparados con los obtenidos en la placa 1.



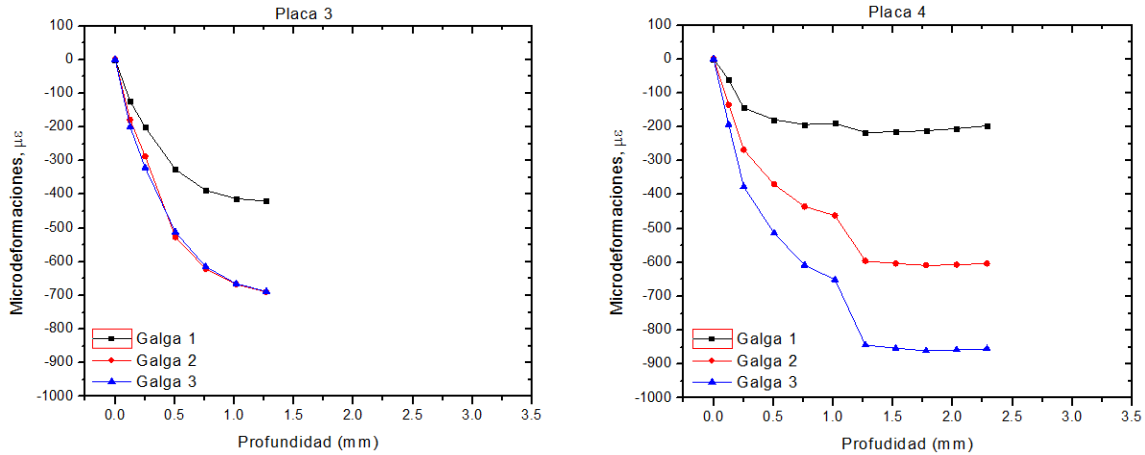


Figura 3. 10.- Valores de microdeformación medidos para cada galga extensométricas de la roseta por cada incremento de profundidad en las cuatro placas.

Como se aprecia en la figura 3.10 los valores de microdeformación aumentan conforme incrementa la perforación del orificio, debido a la mayor cantidad de material removido. Esto no implica una magnitud más elevada de esfuerzos residuales, pues como se comprueba más adelante, el esfuerzo residual máximo es determinado en las diferentes mediciones.

Los valores de microdeformación registrados por la roseta en cada punto de medición fueron procesados mediante el programa de computo H-Drill[64] para la medición de los esfuerzos residuales.

El programa H-Drill es un software desarrollado por Gary S. Schajer, el cual se basa en las consideraciones y ecuaciones planteadas en las secciones 1.7.1 (Capítulo 1) y que corresponden a la técnica de “Hole Drilling” y a la medición de esfuerzos residuales, respectivamente. En la tabla 3.2 se presentan los resultados del programa H-Drill para cada una de las cuatro probetas, el valor de σ_{max} que es el esfuerzo principal máximo, corresponde al esfuerzo residual presente en el material, mientras que σ_{min} , τ_{max} , β , σ_1 , σ_3 y τ_{13} son el esfuerzo principal mínimo, el esfuerzo cortante máximo, el ángulo en que se encuentra aplicado σ_{max} medido a partir de la galga 1 en el sentido de las manecillas del reloj, el esfuerzo máximo medido en la posición de la galga 2, el esfuerzo máximo medido

en la posición de la galga 3 y el esfuerzo cortante máximo medido en el plano formado entre las galgas 1 y 3, respectivamente.

Tabla 3. 2.- Resultados del programa H-Drill para las cuatro placas.

No. de placa	σ_{\max} MPa	σ_{\min} MPa	τ_{\max} MPa	β °	σ_1 MPa	σ_2 MPa	τ_{13} MPa
1	812	394	209	-56	524	683	193
2	521	369	75	72	384	507	-44
3	703	481	111	67	515	670	-79
4	718	385	166	84	388	714	-34

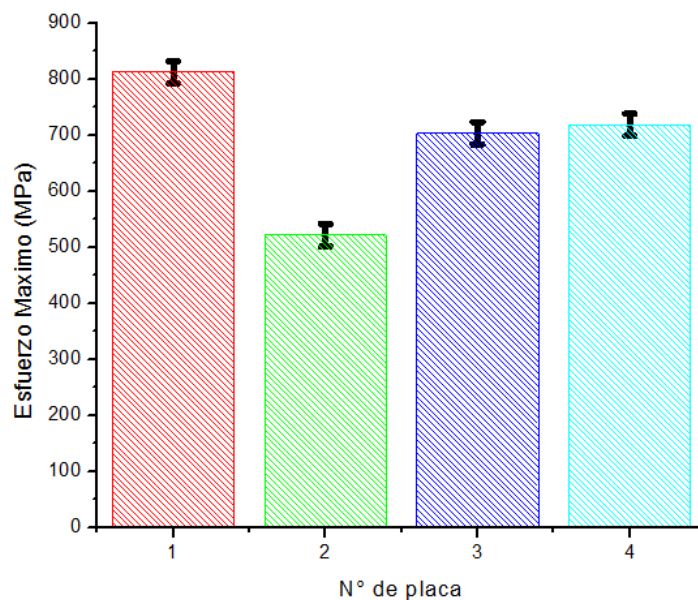


Figura 3. 11.- Grafico que muestra el esfuerzo residual máximo obtenido en cada placa.

3.4 Mediciones de esfuerzos residuales no uniformes.

En la sección anterior solo se consideró un estado de esfuerzos residuales que se comporta uniforme con la profundidad, pero en esta sección a partir de las mismas mediciones de deformaciones relajadas obtenidas en los puntos de medición de cada una de las cuatro probetas. Se presentan los resultados de esfuerzos residuales como una función de la profundidad del orificio (esfuerzos residuales por debajo de la superficie). Existen diferentes modelos que consideran la variación del esfuerzo con la profundidad, los resultados que se presentan a continuación fueron determinados por medio del método integral, utilizando el programa H-Drill. En la tabla 3.3 se presentan los resultados del programa H-Drill, considerando la variación del esfuerzo residual con la profundidad.

Tabla 3. 3.- Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 1, determinados por el método integral.

Profundidad, mm	σ_{\max} MPa	σ_{\min} MPa	τ_{\max} MPa	β °	σ_1 MPa	σ_2 MPa	τ_{13} MPa
Placa 1							
0.0431	2702	1213	744	-53	1745	2170	713
0.1905	178	-8.9	93	-53	57	111	89
0.3810	539	164	187	-57	276	426	172
0.635	227	30	98	-65	66	191	76
0.9321	-7.5	-77	35	-70	-68	-15	22
Placa 2							
0.0431	1864	1387	237	74	1424	1827	-126
0.1905	-333	-390	28	-8	-334	-388	7.5
0.3810	383	256	63	71	269	370	-37
0.635	359	256	51	70	268	348	-33
0.9321	169	31	68	85	33	168	-11
Placa 3							
0.0431	1731	1230	250	78	1252	1710	-102

0.1905	444	313	64	80	317	439	-22
0.3810	535	139	197	51	298	376	-179
0.635	200	113	44	-62	131	182	35
0.9321	115	66	24	82	68	115	-6.2
Placa 4							
0.0431	1726	845	440	87	848	1723	-53
0.1905	1072	687	193	-87	688	1072	16
0.3810	34	-82	57	68	-65	17	-40
0.635	172	35	68	80	39	168	-22
0.9321	23	-74	48	79	-70	19	-18

En la figura 3.12 se presentan los valores del esfuerzo residual a diferentes profundidades para cada placa soldada.

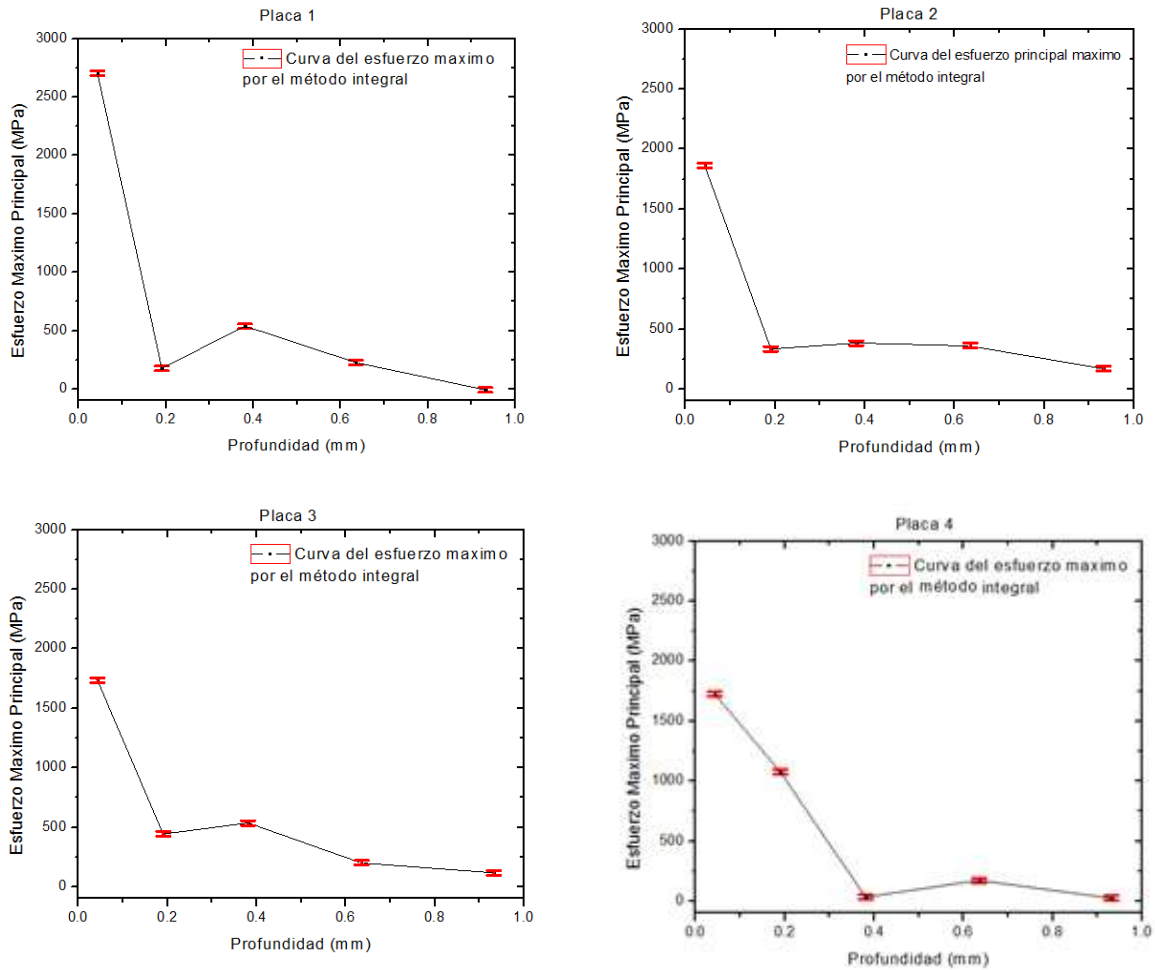
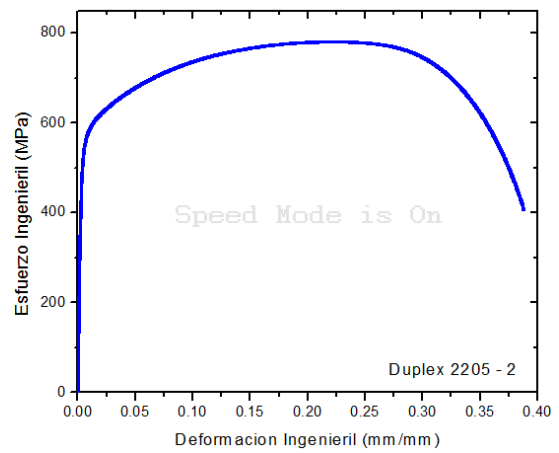
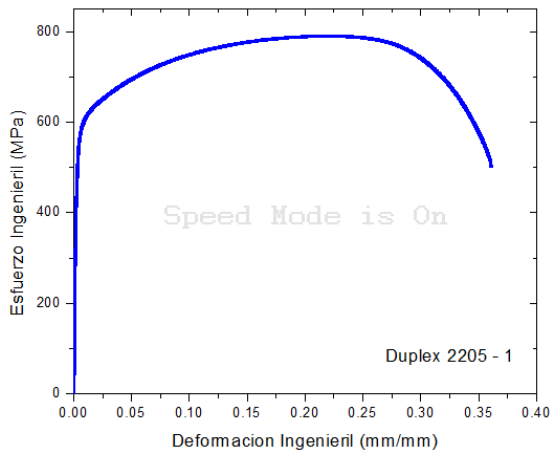
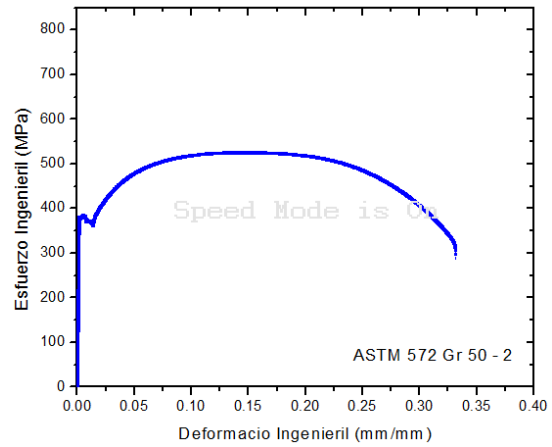
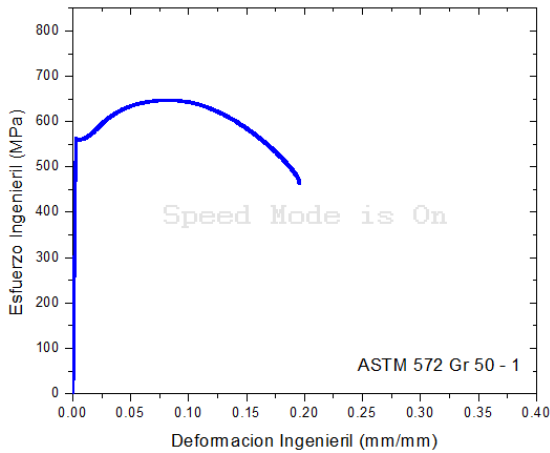


Figura 3. 12.- Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las cuatro placas, donde la placa 1 es una unión simple a diferencia de las placas 2, 3 y 4 a las que se les aplico cordones de auto-revenido. .

A partir de los resultados obtenidos, los esfuerzos residuales mayores se obtienen en la primer medición y van siendo menores con respecto a la profundidad, para las cuatro placas. Cabe notar que la placa 1 tiene un valor de esfuerzo muy alto del orden de 2702 MPa, en comparación con las placas 2, 3 y 4. Esto es debido a que las placas 2, 3 y 4 tienen aplicados cordones de auto-revenido.

3.5.- Resultados de los ensayos de tensión.

Se ensayaron 21 probetas de tensión, dos de cada material base, dos de cada placa y una sobre el cordón de soldadura de acuerdo al código ASME sección IX. Las curvas esfuerzo-deformación de ingeniería obtenidas de los materiales base ASTM 572 Gr 50, dúplex 2205 y sobre el material de aporte se presentan en la figura 3.13. Mientras que en la figura 3.14 se presentan las curvas de las probetas soldadas.



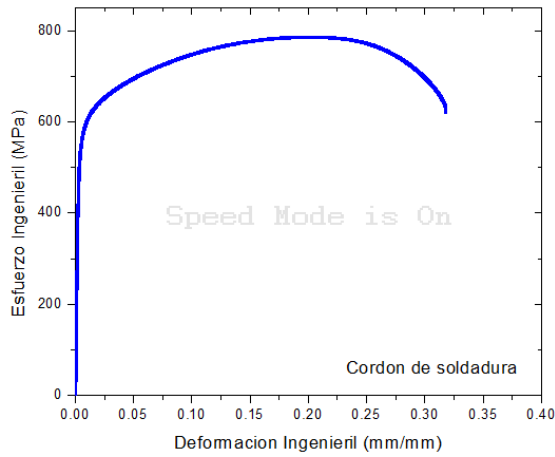
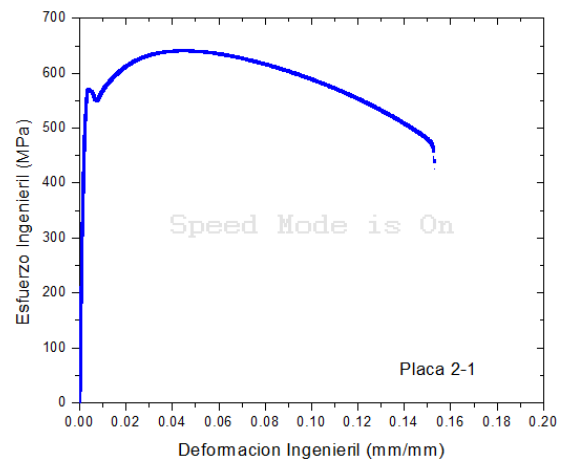
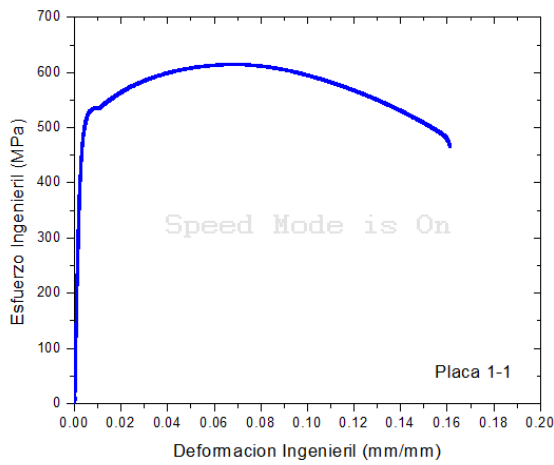


Figura 3. 13.- Curvas esfuerzo – deformación ingenieril para los materiales base utilizados en las uniones disímiles.



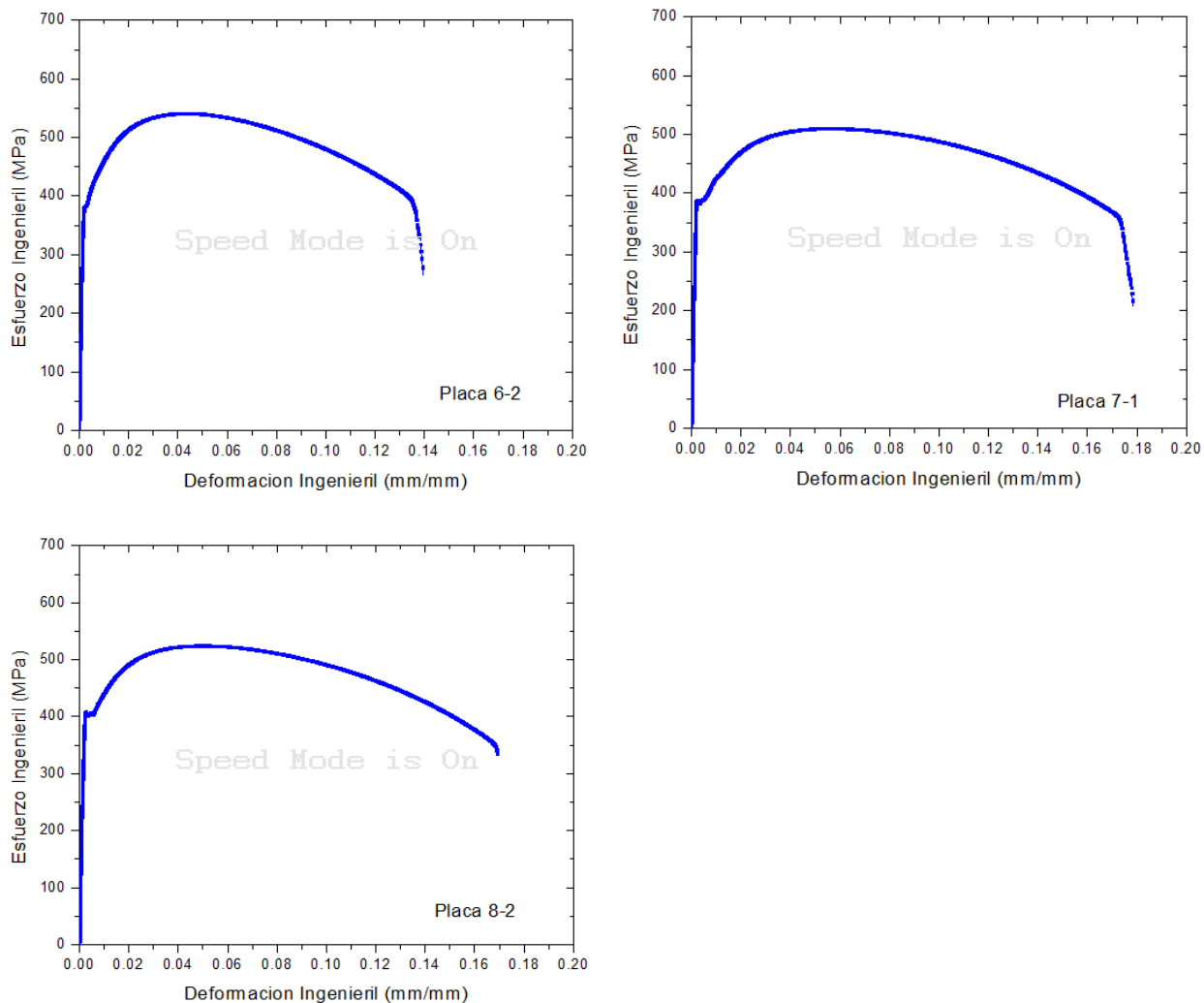


Figura 3. 14.- Curvas esfuerzo – deformación ingenieril de las placas soldadas.

Las propiedades mecánicas derivadas del ensayo de tracción uniaxial de los materiales base y las placas soldadas se presentan en la tabla 3.4.

Tabla 3. 4.- Valores derivados del ensayo de tracción uniaxial.

<i>Material</i>	<i>Condición</i>	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	σ_{max}/σ_y	%El	%RA
Acero ASTM 572 Gr 50-1	Material base ⁽¹⁾	559	655	0.854	19	50
Acero ASTM 572 Gr 50-2	Material base ⁽²⁾	381	526	0.724	33	66
Dúplex 2205-1	Material base ⁽¹⁾	583	791	0.738	36	65
Dúplex 2205-2	Material base ⁽²⁾	375	782	0.480	38	69
Cordón de soldadura	Unión simple ⁽²⁾	568	787	0.722	32	49
Soldadura 1-1	Unión Simple ⁽¹⁾	509	615	0.828	14	51
Soldadura 1-2	Unión Simple ⁽¹⁾	526	639	0.823	14	49
Soldadura 2-1	Cordón de Auto- revenido ⁽¹⁾	554	642	0.863	12	53
Soldadura 2-2	Cordón de Auto- revenido ⁽¹⁾	539	625	0.863	12	56
Soldadura 3-1	Cordón de Auto- revenido ⁽¹⁾	572	662	0.864	12	48
Soldadura 3-2	Cordón de Auto- revenido ⁽¹⁾	554	659	0.840	12	50
Soldadura 4-2	Cordón de Auto- revenido ⁽¹⁾	555	639	0.868	11	55
Soldadura 5-1	Unión Simple ⁽¹⁾	531	631	0.842	12	50
Soldadura 5-2	Unión Simple ⁽¹⁾	488	557	0.877	13	55
Soldadura 6-1	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	416	522	0.797	14	61
Soldadura 6-2	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	395	541	0.730	15	62
Soldadura 7-1	Cordón de Auto- revenido ⁽²⁾	388	510	0.761	18	62
Soldadura 7-2	Cordón de Auto- revenido ⁽²⁾	387	530	0.730	20	61
Soldadura 8-1	Unión Simple ⁽²⁾	403	515	0.784	12	63
Soldadura 8-2	Unión Simple ⁽²⁾	403	526	0.768	14	63

⁽¹⁾⁽²⁾ Condición en la que se elaboraron las placas soldadas

Las uniones soldadas disimiles fueron ensayadas, obteniendo un valor resistencia a la tensión promedio de 587 MPa. Al comparar este valor de esfuerzo último a la tensión con el valor promedio del acero ASTM 572 Gr 50 de 590 MPa, se determina que ambos valores promedios son muy cercanos, pero mucho muy por debajo del valor promedio del Dúplex 2205 de 786 MPa.

Los resultados de la tabla 3.4, muestran que las probetas de la condición 1 a las que se les aplicó cordones de auto-revenido tienen un valor promedio de 645 MPa de resistencia máxima (σ_{\max}), comparándolo con las probetas con la misma condición pero de unión simple en las cuales se observa un valor promedio menor de 524 MPa. En cambio, el porcentaje de alargamiento de probetas con cordones de auto-revenido disminuye un poco, obteniendo un valor promedio de 11.8% comparado con probetas de unión simple en las cuales el porcentaje de alargamiento promedio es de 13.25%.

En las probetas con condición 1 y cordones de auto-revenido se presenta la mayor resistencia, lo cual se atribuye a que los últimos pasos de soldadura no generan un enfriamiento rápido debido a la aplicación de los cordones de auto-revenido, el cual ayuda a tener una distribución de temperatura más homogénea en la ZAT de acero ASTM 572 Gr 50. Este hecho se relaciona con los mecanismos de endurecimiento por deformación que presenta el acero, donde al momento de iniciarse la deformación plástica muchos sistemas de deslizamiento (primarios y secundarios) se encuentran activados entorpeciendo la movilidad de las dislocaciones, formándose barreras o candados de Lomer-Cottrell lo que requerirá mayor esfuerzo para el movimiento de las dislocaciones [24].

En la tabla de resultados 3.4 se puede observar las probetas con condición 2, en las cuales los valores de resistencia máxima (σ_{\max}) promedio para probetas con cordones de auto-revenido es de 520 MPa. Comparado con las probetas de unión simple de esta misma condición donde se alcanzó un valor promedio igual de 520 MPa en resistencia máxima. En probetas con cordones de auto-revenido y probetas de unión simple con condición 2 no se observa un cambio en resistencia máxima. La diferencia en resistencia máxima (σ_{\max}) de esta condición, se observa en las probetas con relevado de esfuerzos la cual presenta valores promedios mayores de resistencia máxima (531 MPa).

Observando los valores de porcentaje de alargamiento de la condición 2, las probetas con cordones de auto-revenido tiene un valor promedio de 19%, mientras que las probetas con relevado de esfuerzos de 14.5% y las probetas con unión simple un valor promedio 13%.

Por lo tanto las probetas de condición 2 a las que se les aplicó cordones de auto-revenido presentan valores de porcentajes de alargamiento mayores.

Diferencias considerables que existen en resistencia y porcentajes de alargamiento entre probetas de condición 1 y probetas de condición 2 se pueden atribuir al acero ASTM 572 Gr 50, ya que en la condición 1 se utilizó el ASTM 572 Gr 50-1 que se asemeja a los valores obtenidos en esta condición. Para la condición 2 se utilizó el ASTM 572 Gr 50-2 en el cual la resistencia máxima es menor, pero el porcentaje de alargamiento aumenta considerablemente.

Como se observó microestructuralmente, la ZAT del dúplex 2205 y el metal de soldadura presentan un balance ferrita/austenita. La zona en donde fallan todas las uniones soldadas disímiles se presenta en la ZAT del ASTM 572 Gr 50.

3.6 Resultados del exponente de endurecimiento (n) por deformación.

El exponente de endurecimiento se calculó mediante el modelo de Hollomon, para lo cual se recurrió a un ajuste lineal, haciendo uso de la ecuación 1.45. Los resultados de dicho ajuste se muestran en el apartado 3.5.1.

3.6.1 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal).

La figura 3.10 presenta las curvas de log de esfuerzo vs log de deformación con un ajuste lineal de los materiales base, mientras que la figura 3.11 presentan las curvas de log de esfuerzo vs log de deformación con un ajuste lineal de los de las placas soldadas. Esto permite determinar el valor del coeficiente de endurecimiento y el valor de coeficiente de resistencia de las uniones soldadas.

Las gráficas de ajuste lineal que se presentan en la figuras 3.15 y 3.16 muestran un coeficiente de correlación (R^2) con valores entre 0.96-0.99, lo cual indica un buen ajuste lineal, y se indica para cada caso de la gráfica correspondiente.

Para los materiales base se presenta un factor de correlación (R^2) con valores entre de 0.96-0.99, teniendo mejor ajuste para el acero ASTM 572 Gr 50-2.

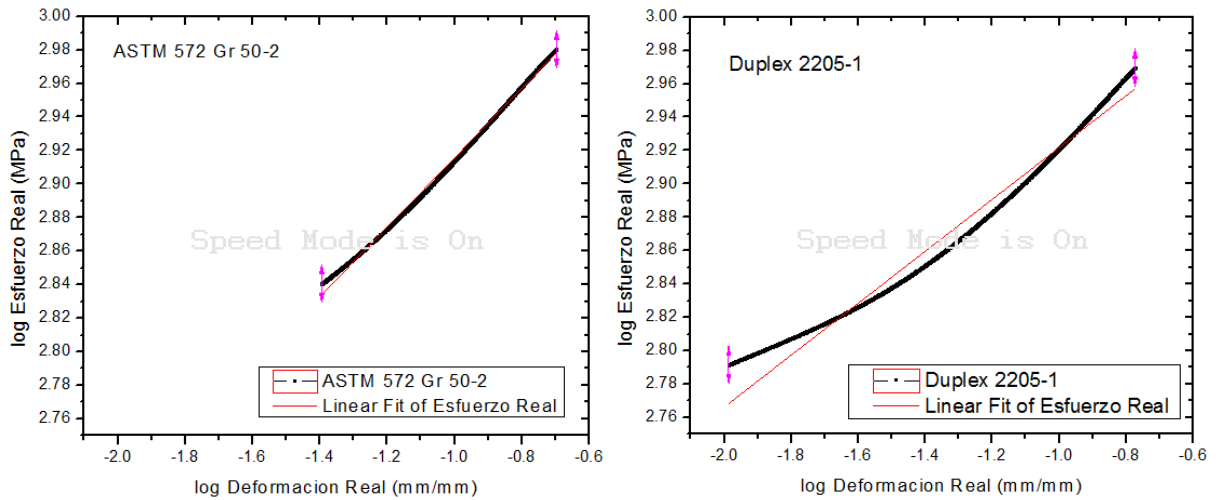


Figura 3. 15.- Curvas de $\log(\sigma)$ vs. $\log(\epsilon)$ con ajuste lineal de los materiales base utilizados.

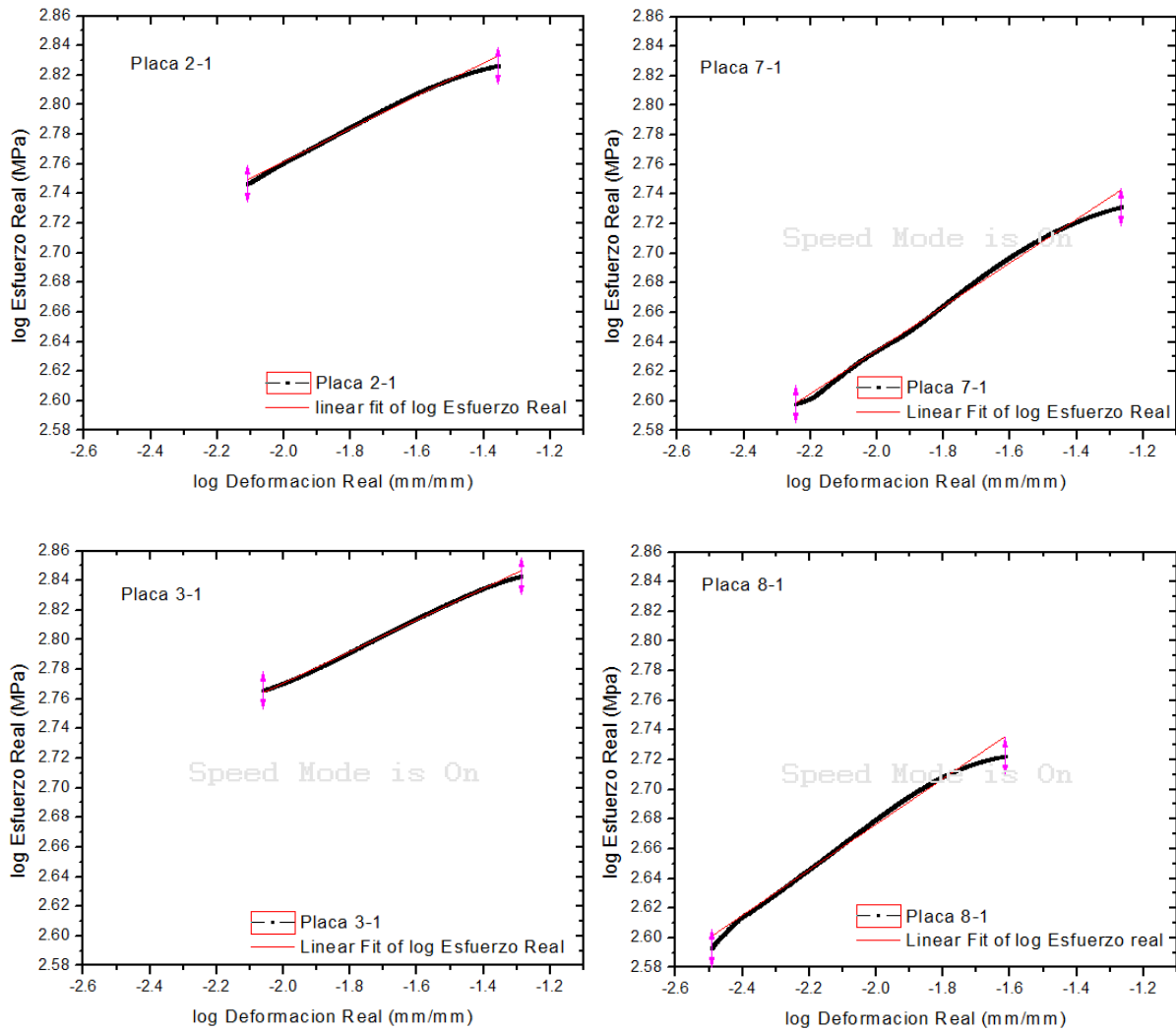


Figura 3. 16.- Curvas de $\log(\sigma)$ vs $\log(\epsilon)$ con ajuste lineal de una unión soldada.

Estas placas de uniones soldadas presenta un factor de correlación de ajuste de la recta (R^2) con valores entre de 0.97-0.99, teniendo mejor ajuste la placa 5-2.

3.6.2 Curvas experimentales vs modeladas (Ecuación ajustada).

La figura 3.17 muestra las curvas experimentales y las curvas modeladas de la ecuación ajustada para el acero ASTM 572 Gr 50 y el acero dúplex 2205.

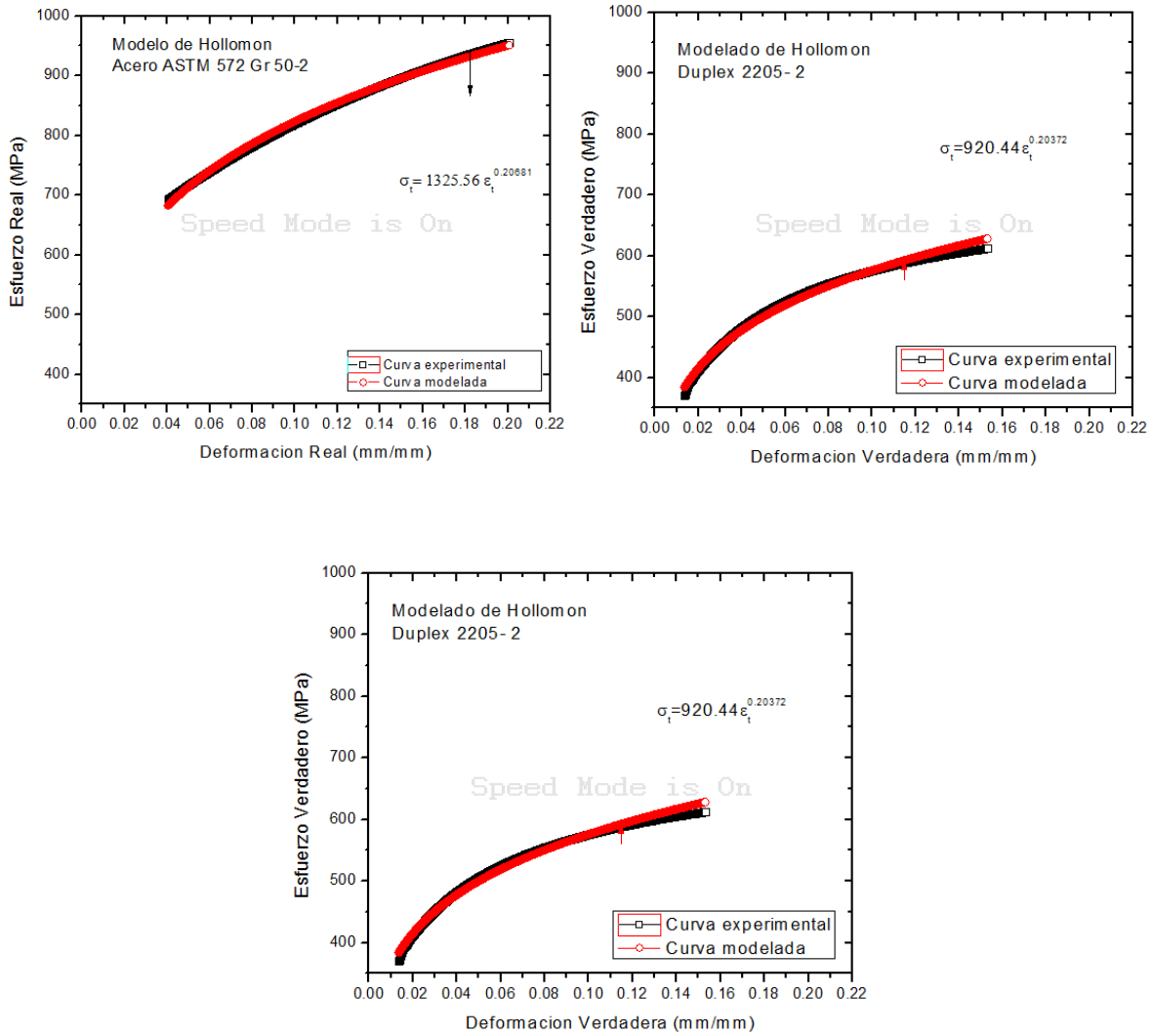
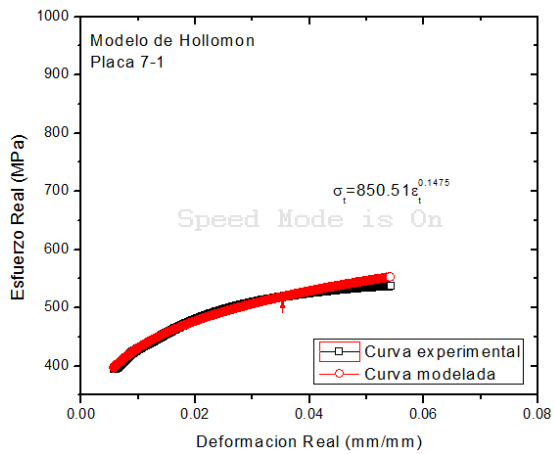
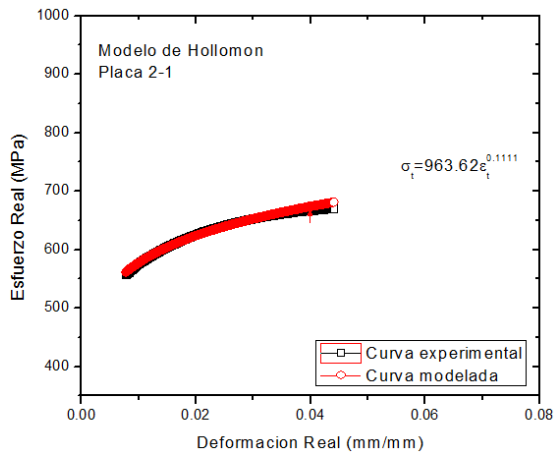
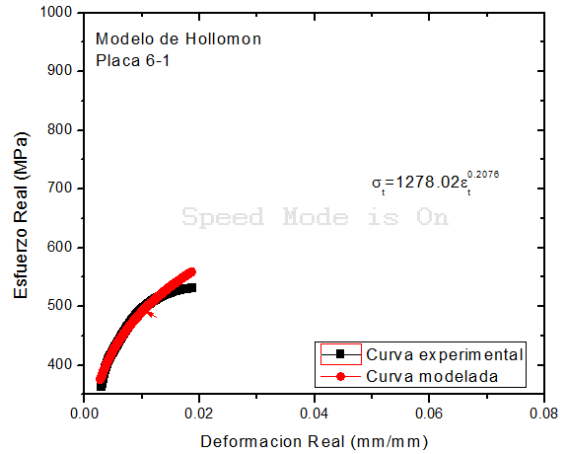
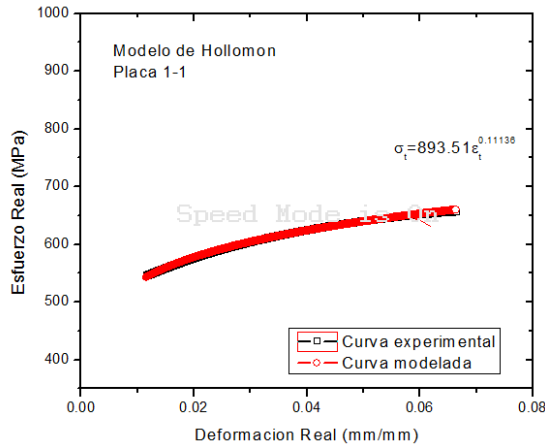


Figura 3. 17.- Curvas experimentales vs modeladas (ecuación ajustada) de los materiales base.

Las curvas para los materiales base presentan un ajuste aceptable ($R^2= 0.96$), debido a que este es cercano a 1 que indica el ajuste perfecto. Las desviaciones mostradas indican cambios en el mecanismo de deformación, los cuales tienen que ver con los diferentes mecanismos de deformación plástica y de endurecimiento.



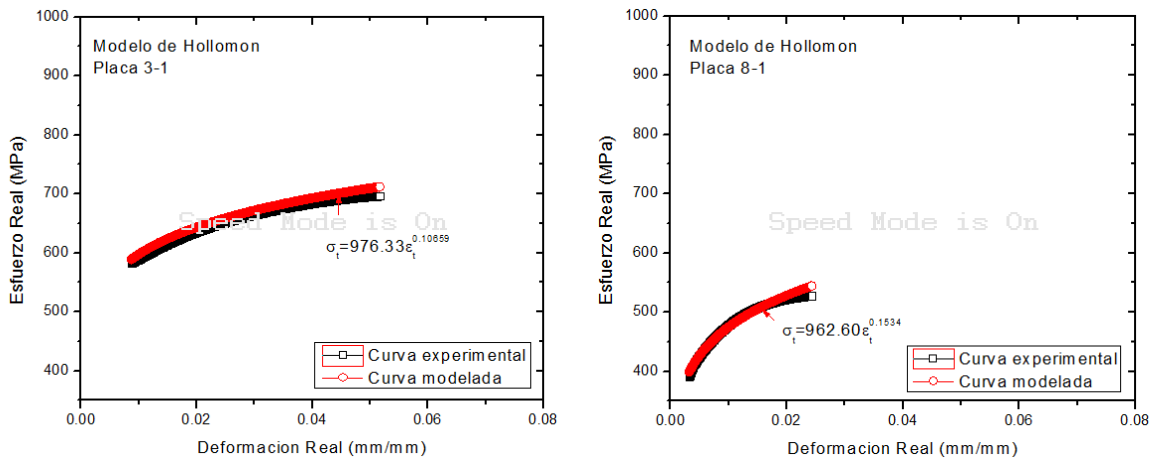


Figura 3. 18.- Curvas experimentales vs modeladas (ecuación ajustada) de las placas soldadas.

Las curvas de las placas soldadas presentan un ajuste cercano a 1 ($R^2=0.97$), mientras que las desviaciones mostradas indican cambios en el mecanismo de deformación, los cuales tienen que ver con los diferentes mecanismos de deformación plástica (movimiento de dislocaciones) y de endurecimiento.

3.6.3 Resultados del coeficiente de endurecimiento por deformación (n).

En la tabla 3.5 se presentan los resultados del modelo de Hollomon para todas las probetas ensayadas. Los valores de coeficiente de endurecimiento de las soldaduras, comparados con materiales base son bajos con tendencia a mantener constante el valor del exponente de endurecimiento alrededor de 0.11 en las placas con la condición 1 de unión simple y cordón de auto-revenido. Mientras que las placas con la condición 2 el valor del coeficiente de endurecimiento aumenta alrededor de 0.15 para unión simple y cordón de auto-revenido. Cabe notar que la placa con condición 2 sometida a relevado de esfuerzos elevó su coeficiente de endurecimiento.

Tabla 3. 5.- Parámetros de modelización.

<i>Material</i>	<i>Condición</i>	<i>Deformación Verdadera Uniforme</i>	n_H	k	R^2	$\sigma_t = k_H \varepsilon_t^{n_H}$
Acero ASTM 572 Gr 50-1	Material base ⁽¹⁾	0.005-0.082	0.103	906	0.997	$\sigma_t = 906\varepsilon_t^{0.103}$
Acero ASTM 572 Gr 50-2	Material base ⁽²⁾	0.04-0.20	0.206	1325	0.963	$\sigma_t = 1325\varepsilon_t^{0.206}$
Dúplex 2205-1	Material base ⁽¹⁾	0.01-0.17	0.155	1193	0.994	$\sigma_t = 1193\varepsilon_t^{0.155}$
Dúplex 2205-2	Material base ⁽²⁾	0.014-0.153	0.203	920	0.995	$\sigma_t = 920\varepsilon_t^{0.203}$
Cordón de soldadura	Unión simple ⁽²⁾	0.01-0.183	0.161	1213	0.980	$\sigma_t = 1213\varepsilon_t^{0.161}$
Soldadura 1-1	Unión Simple ⁽¹⁾	0.011-0.068	0.111	893	0.999	$\sigma_t = 893\varepsilon_t^{0.111}$
Soldadura 1-2	Unión Simple ⁽¹⁾	0.012-0.059	0.114	946	0.998	$\sigma_t = 946\varepsilon_t^{0.114}$
Soldadura 2-1	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	0.0055-0.044	0.111	963	0.993	$\sigma_t = 963\varepsilon_t^{0.111}$
Soldadura 2-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	0.0055-0.044	0.112	910	0.998	$\sigma_t = 910\varepsilon_t^{0.112}$
Soldadura 3-1	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	0.009-0.052	0.106	976	0.998	$\sigma_t = 976\varepsilon_t^{0.106}$
Soldadura 3-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	0.009-0.057	0.102	944	0.998	$\sigma_t = 944\varepsilon_t^{0.102}$
Soldadura 4-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	0.013-0.056	0.111	941	0.997	$\sigma_t = 941\varepsilon_t^{0.111}$
Soldadura 5-1	Unión Simple ⁽¹⁾	0.014-0.056	0.092	874	0.997	$\sigma_t = 874\varepsilon_t^{0.092}$
Soldadura 5-2	Unión Simple ⁽¹⁾	0.00108-0.0188	0.108	857	0.999	$\sigma_t = 857\varepsilon_t^{0.108}$
Soldadura 6-1	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	0.0028-0.0187	0.207	1278	0.985	$\sigma_t = 1278\varepsilon_t^{0.207}$
Soldadura 6-2	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	0.003-0.043	0.155	953	0.994	$\sigma_t = 953\varepsilon_t^{0.155}$
Soldadura 7-1	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	0.006-0.054	0.147	850	0.993	$\sigma_t = 850\varepsilon_t^{0.147}$
Soldadura 7-2	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	0.004-0.053	0.153	901	0.995	$\sigma_t = 901\varepsilon_t^{0.153}$
Soldadura 8-1	Unión Simple ⁽²⁾	0.003-0.024	0.153	962	0.990	$\sigma_t = 962\varepsilon_t^{0.153}$
Soldadura 8-2	Unión Simple ⁽²⁾	0.006-0.049	0.149	894	0.988	$\sigma_t = 894\varepsilon_t^{0.149}$

⁽¹⁾⁽²⁾ Condición en la que se elaboraron las placas soldadas

De acuerdo a estos resultados, las uniones disímiles pierden capacidad de endurecimiento por deformación respecto a los materiales de partida, lo cual significa que tienen una capacidad de endurecimiento limitada y que alcanzaran la fractura con menos deformación.

3.6.4.- Análisis de la superficie de fractura.

Las figuras 3.19 – 3.27 muestran las micrográficas de las superficies fracturadas ensayadas, todas las probetas fracturaron en el material base del acero ASTM 572 Gr 50 cercana a la ZAT. Una observación más detallada de la fractura a magnificaciones más altas con sus correspondientes microanálisis EDS se muestra en las figuras 3.21-3.24. De las cuales podemos observar que en todas las probetas se presentó una fractura dúctil, y que todas presentan una morfología de microhuecos bien definidos atribuidos al mecanismo de la nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades.

También se observó la aparición de partículas precipitadas e inclusiones no metálicas esféricas de óxido conteniendo Mn, Ca y S, las cuales tienen efectos negativos sobre el comportamiento mecánico de la unión debido a que interrumpen la continuidad de la estructura y disminuyen la resistencia de los aceros, como lo señalan Gladman y Leslie[71].

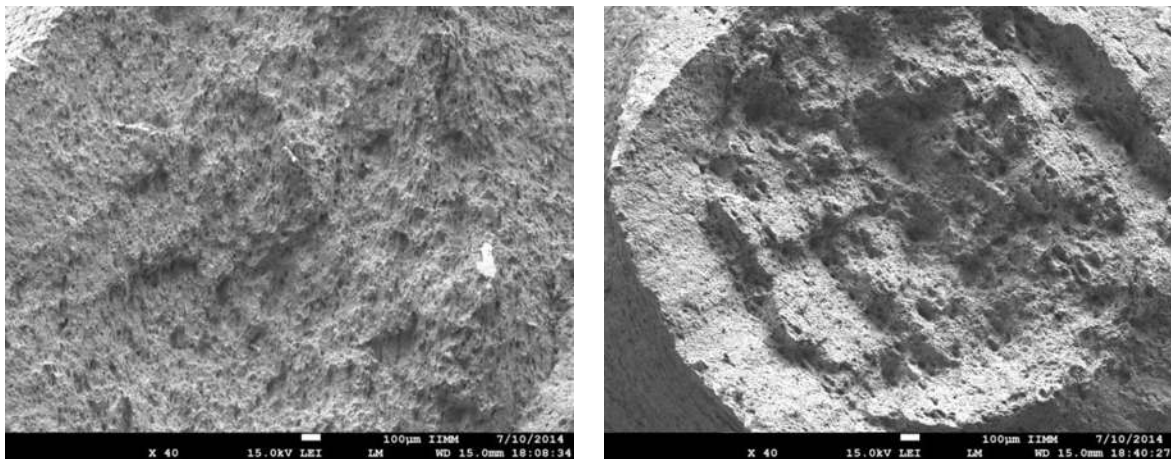


Figura 3. 19.- Fractografía de la soldadura 1-1(unión simple, condición 1).

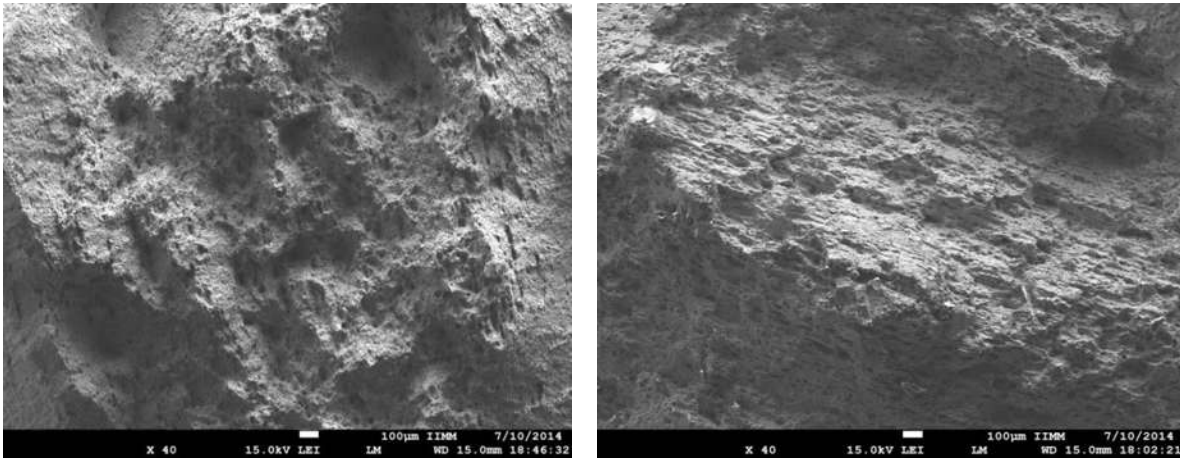


Figura 3. 20.-Fractografía de la soldadura 2-1(cordón de auto-revenido, condición 1).

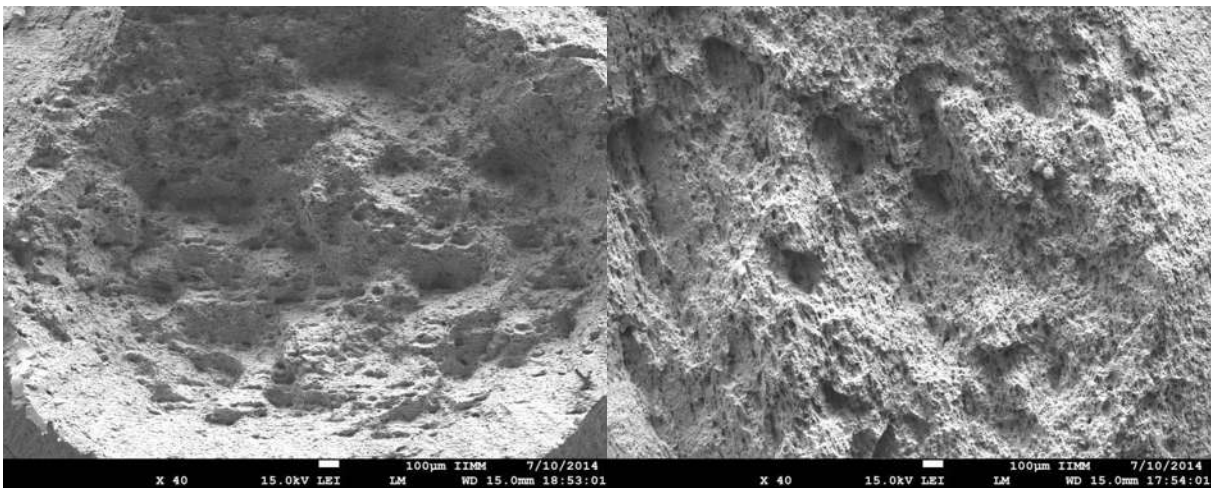


Figura 3. 21.- Fractografía de la soldadura 3-1(cordón de auto-revenido, condición 1).

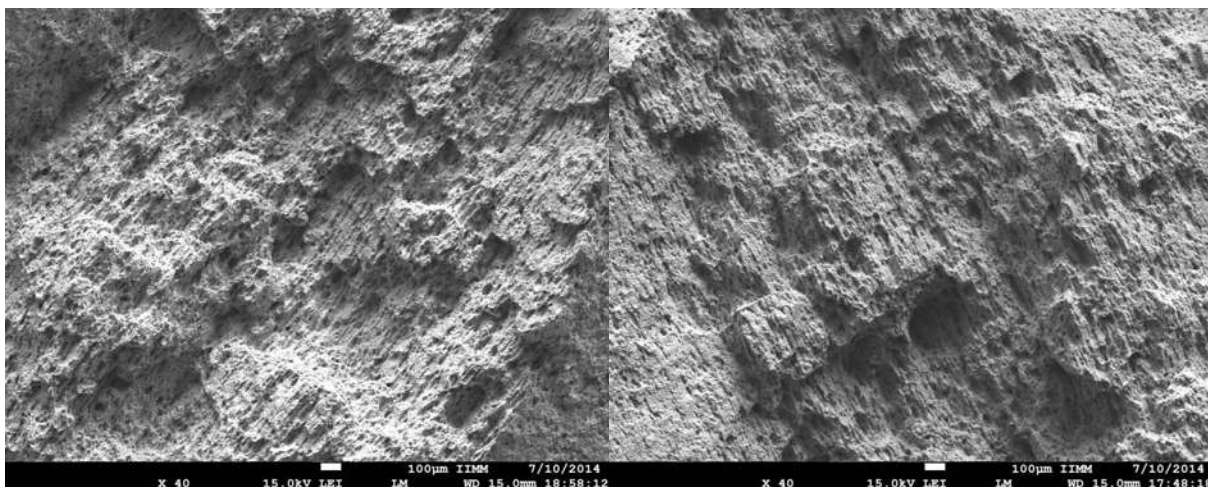


Figura 3. 22.- Fractografía de la soldadura 4-1(cordón de auto-revenido, condición 1).

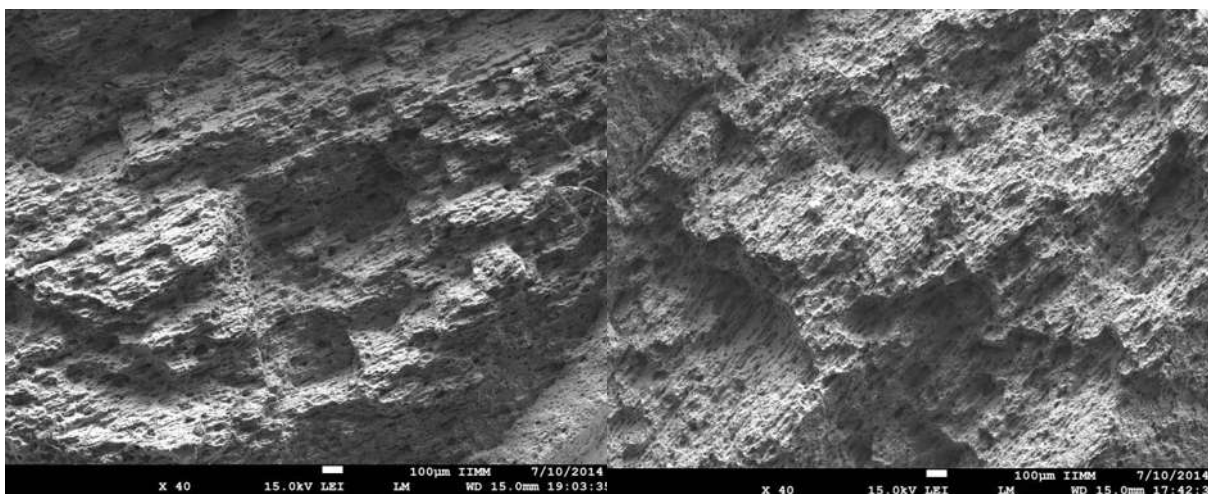


Figura 3. 23.- Fractografía de la soldadura 5-1(uni3n simple, condici3n 1).

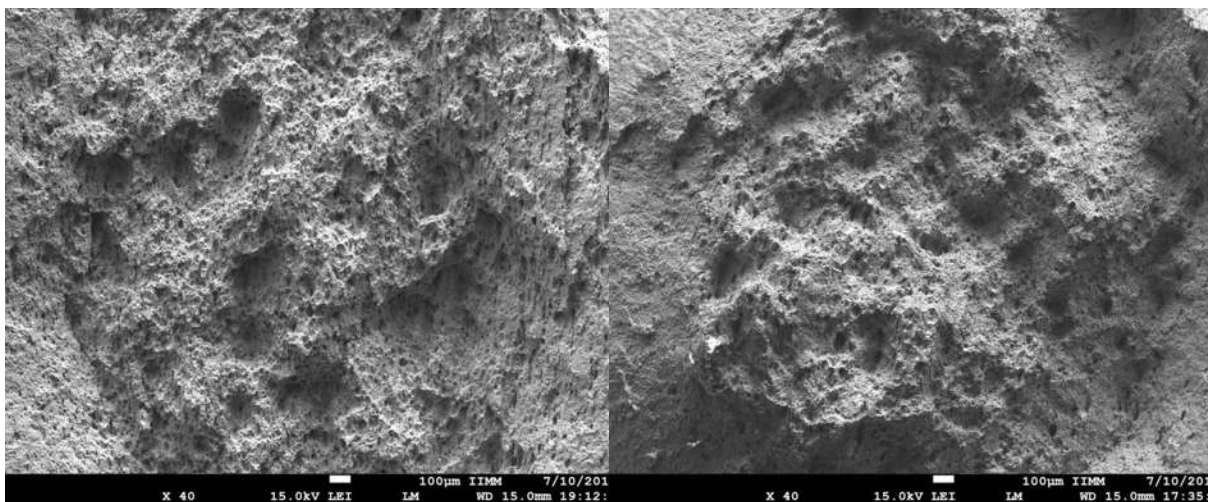


Figura 3. 24.- Fractografía de la soldadura 6-1(relevado de esfuerzos, condición 2).

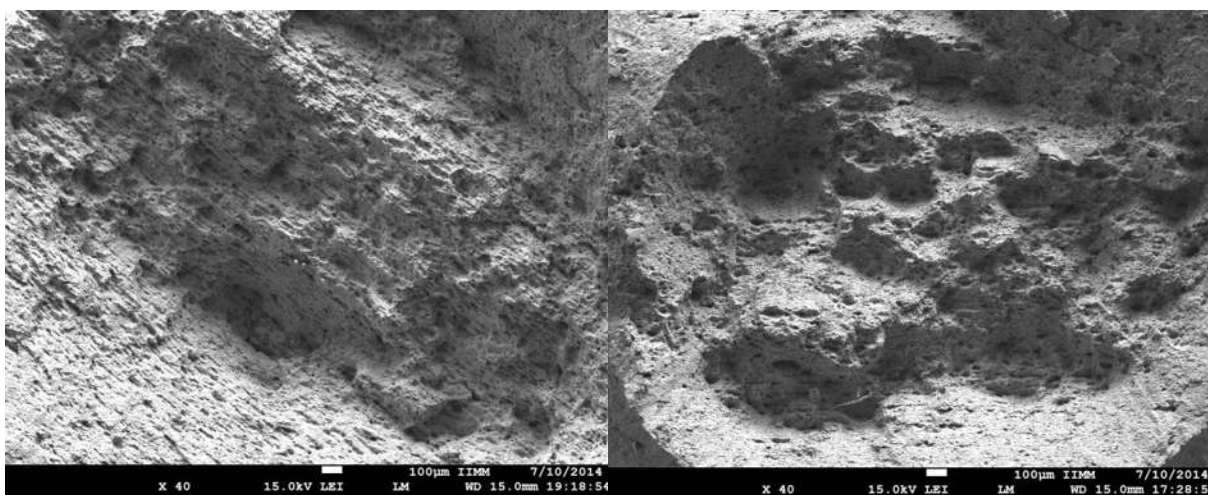


Figura 3. 25.- Fractografía de la soldadura 7-1 (cordón de auto-revenido, condición 2).

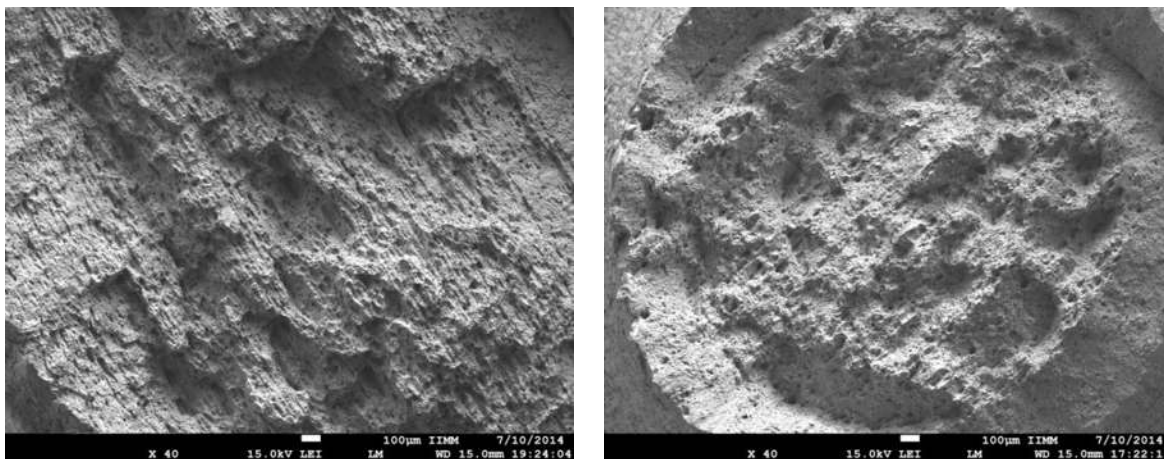


Figura 3. 26.- Fractografía de la soldadura 8-1(Unión simple, condición 2).

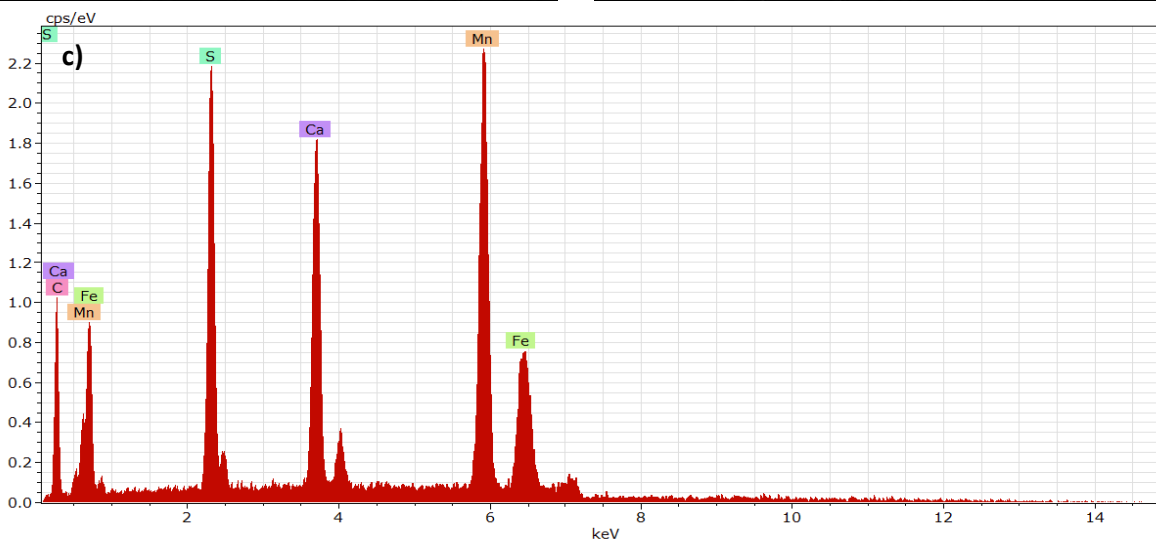
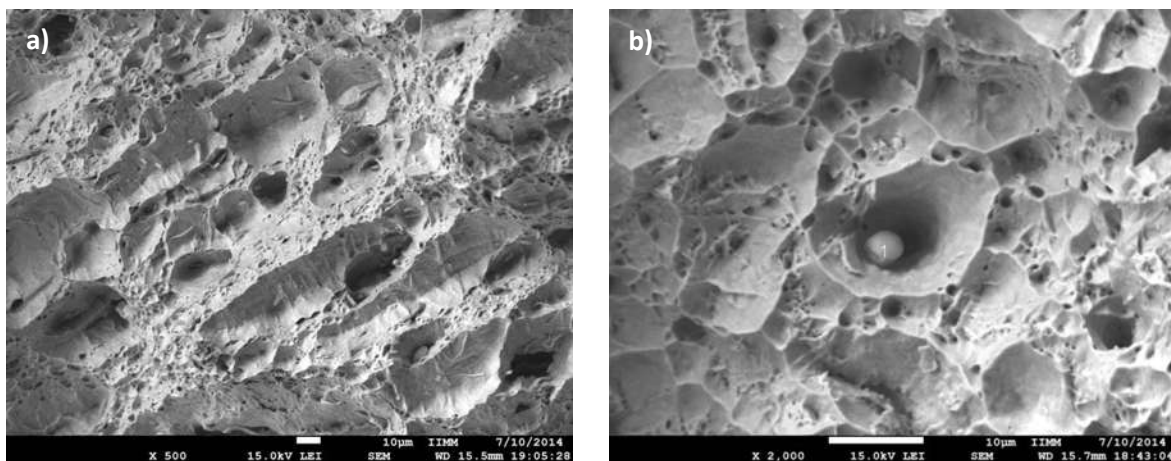


Figura 3. 27.-Superficie de fractura soldadura 1-1 unión simple a) Fractografía, b) Fractografía correspondiente al espectro, c) Espectro EDS de la partícula 1.

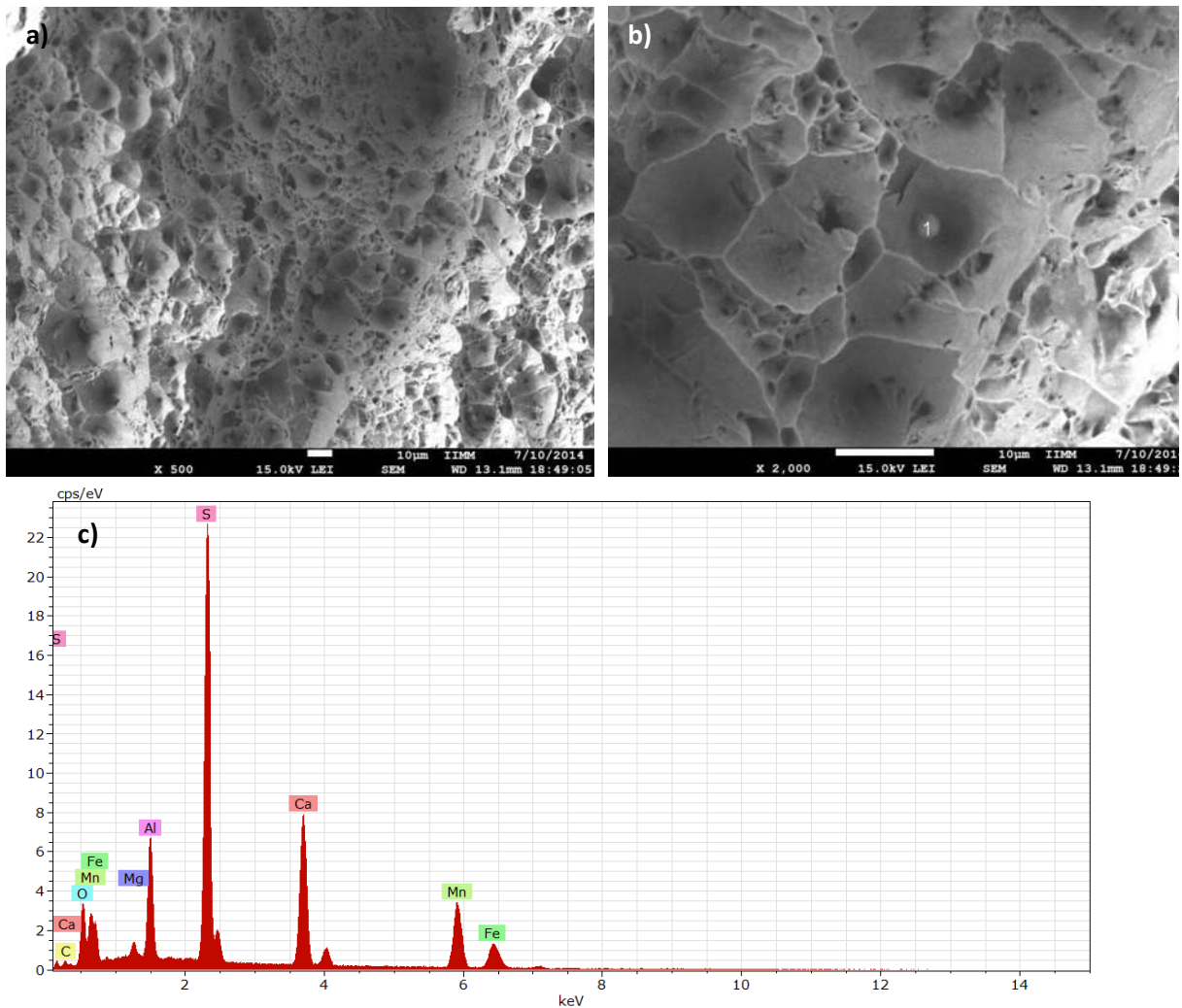


Figura 3. 28.- Superficie de fractura soldadura 2-1 cordón de auto-revenido a) Fractografía, b) Fractografía correspondiente al espectro, c) Espectro EDS de la partícula 1.

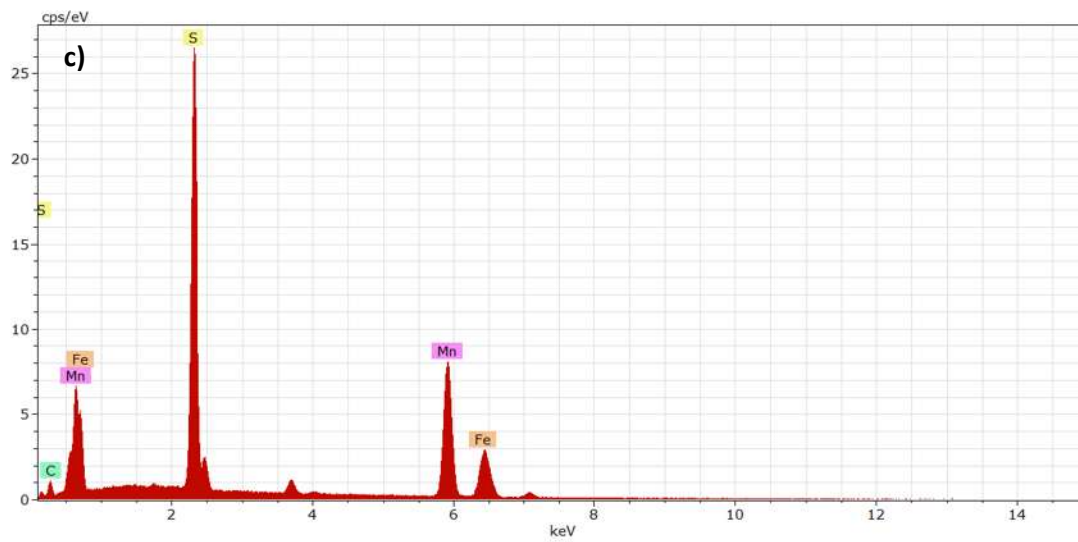
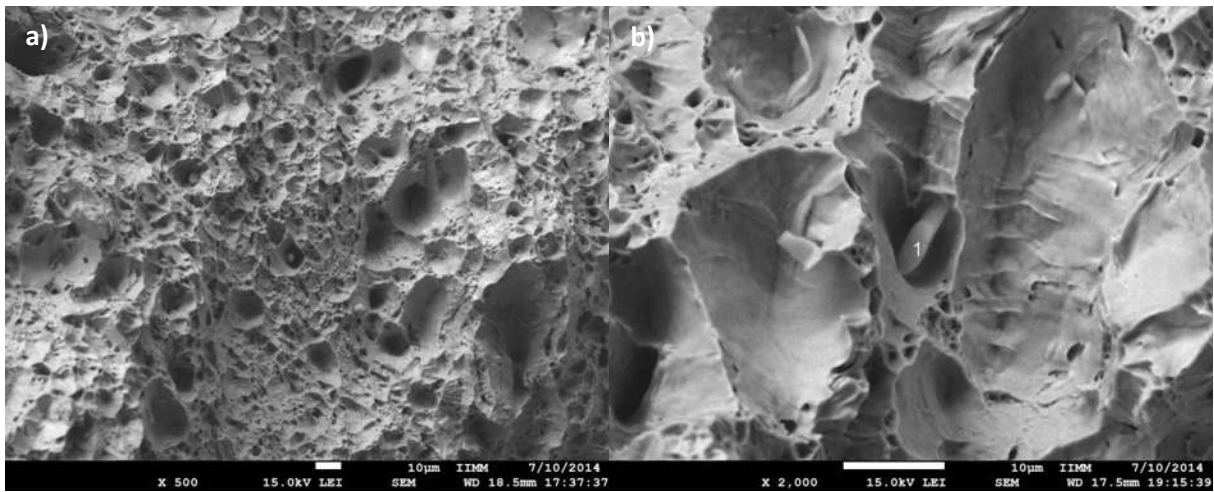


Figura 3. 29.- Superficie de fractura soldadura 6-1 con relevado de esfuerzos a) Fractografía, b) Fractografía correspondiente al espectro, c) Espectro EDS de la partícula 1.

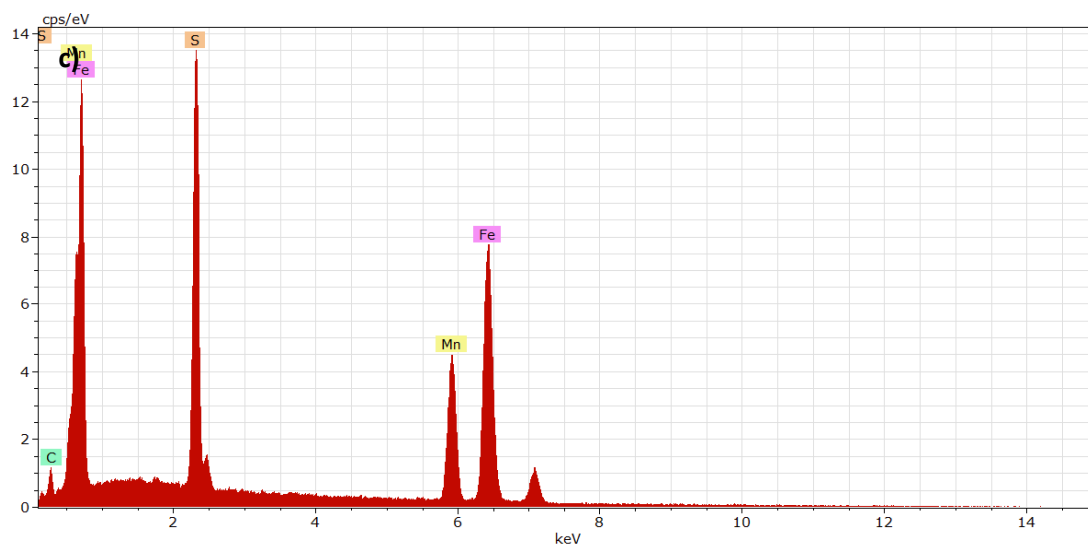
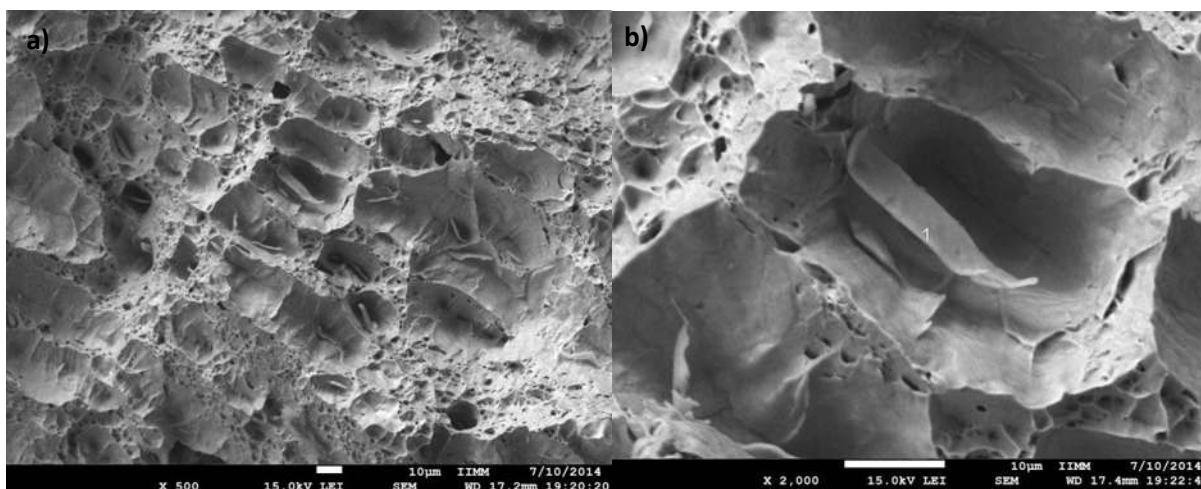


Figura 3. 30.- Superficie de fractura soldadura 7-1 unión simple a) Fractografía, b) Fractografía correspondiente al espectro, c) Espectro EDS de la partícula 1.

Las superficies observadas en las figuras 3.27-3.30 mostraron fractura mixta compuesta, principalmente, por fractura dúctil con morfología de redes de microhuecos intergranulares pequeños y bajos porcentajes de fractura frágil por clivaje transgranular con facetas bien definidas. La superficie de fractura de la placa con relevado de esfuerzos (figura 3.29) contiene mayor cantidad de fractura dúctil con morfología de redes de microhuecos intergranulares, lo que se relaciona con un mayor porcentaje de alargamiento en el ensayo de tensión, comparadas con el resto de las placas.

Comparando las figuras 3.27 y 3.28, se observa que la probeta con cordón de auto-revenido presenta una mayor cantidad de fractura dúctil que la probeta con unión simple. Lo que se puede relacionar con el incremento de resistencia máxima en las probetas con cordón de auto-revenido de la condición 1.

3.7. Ensayo de DobleZ

Los ensayos de doblez fueron aplicados para determinar la integridad de las uniones soldadas disímiles. A diferencia de otros ensayos mecánicos que dan a conocer valores cuantitativos, el ensayo de doblez solo indica si la soldadura está sana (libre de defectos o discontinuidades).

Durante el ensayo de doblez de lado se analizaron 2 probetas de cada placa de unión soldada disímil en algunas uniones se presentaron fisuras, estas debidas a una mala aplicación de la soldadura como faltas de fusión y escoria atrapada como se puede observar en la figura 3.31.



Figura 3. 31.- Probeta de doblez en donde se muestra atrapamiento de escoria.

Las uniones soldadas disímiles mantuvieron un balance correcto de ferrita/austenita. El correcto balance es el resultado de la selección del metal de aporte y los parámetros de soldadura. Las fallas observadas en los ensayos de dobléz son a causa de la mala aplicación de la soldadura.

En la figura 3.32 se muestra una probeta de la placa 2, la cual fallo debido a una falta de fusión del lado de la interface del acero ASTM 572 Gr 50 cerca de la corona de la soldadura. Esta probeta no paso la prueba de dobléz, pero esta falla es atribuida a una mala aplicación de soldadura.



Figura 3. 32.- Probeta de la placa 2 la cual falla a causa de falta de fusión.

La mayoría de las probetas ensayadas pasan la prueba de dobléz sin presentar agrietamiento como se observa en figura 3.33, por lo que puede afirmar que la unión se encuentra en buenas condiciones.

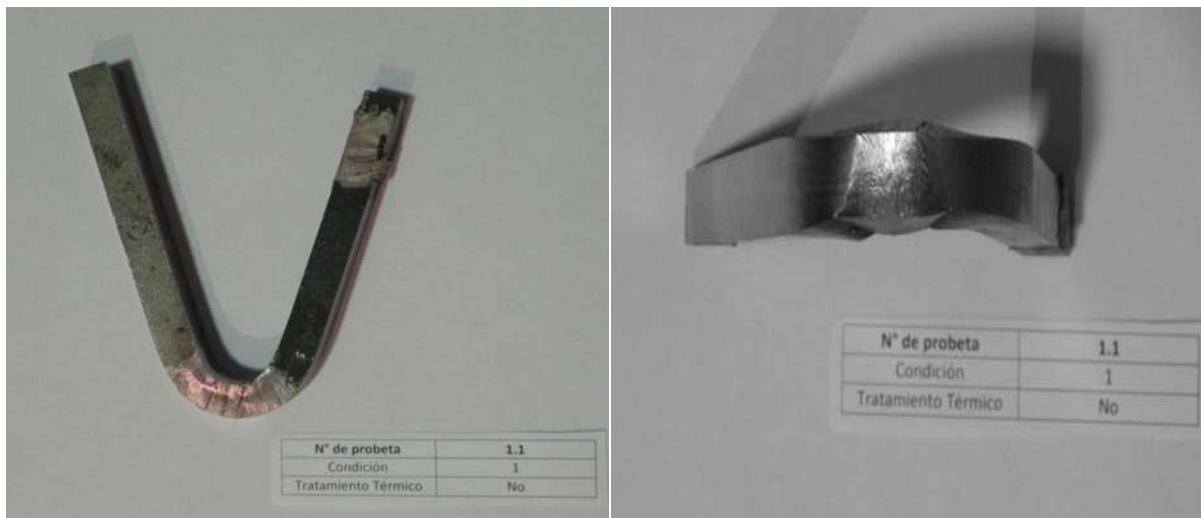


Figura 3. 33.- Probeta de dobléz en la placa 1 donde no se presenta ningún tipo de falla.

Aunado a los análisis metalúrgicos, las fallas se presentaron por una mala ejecución del soldador al realizar las uniones soldadas en las que se encontraron defectos, ya que aunque los parámetros de soldadura y el material de aporte sea el adecuado, un error durante la ejecución de la unión puede comprometer los resultados y, por lo tanto, no acreditar el ensayo en algunas situaciones. La tabla 3.6 muestra los resultados de todas las probetas ensayadas.

Tabla 3. 6.- Resultados del ensayo de dobléz.

<i>Material</i>	<i>Condición</i>	<i>Defectos</i>	<i>Acredita la prueba</i>
Soldadura 1-1	Unión Simple ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 1-2	Unión Simple ⁽¹⁾	Grieta menor a 2 mm	Si
Soldadura 2-1	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	Falta de fusión	No
Soldadura 2-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	Falta de fusión	No
Soldadura 3-1	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 3-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 4-1	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	Escoria atrapada	No
Soldadura 4-2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 5-1	Unión Simple ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 5-2	Unión Simple ⁽¹⁾	No	Si
Soldadura 6-1	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	Grieta menor a 2 mm	Si
Soldadura 6-2	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	Grieta menor a 2 mm	Si

Soldadura 7-1	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	Escoria atrapada	Si
Soldadura 7-2	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	Escoria atrapada	No

3.8. Ensayo de Impacto Charpy.

En la tabla 3.6 se pueden observar los valores de energía absorbida de cada placa del lado del acero ASTM 572 Gr 50 desde la probeta más cercana al cordón de soldadura hasta la más alejada (probeta 3). Los valores obtenidos de energía absorbida son bastante buenos, que fueron tomados del lado de la unión disímil con mayor afectación.

Tabla 3. 7.- Valores de energía absorbida en las uniones soldadas disímiles.

<i>Material</i>	<i>Condición</i>	Energía absorbida (J)			Promedio
		Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	
Soldadura 1	Unión Simple ⁽¹⁾	199	166	187	184
Soldadura 2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	179	171	178	176
Soldadura 3	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	159	162	197	172
Soldadura 4	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	134	154	168	152
Soldadura 5	Unión Simple ⁽¹⁾	163	176	212	183
Soldadura 6	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	222	258	211	230
Soldadura 7	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	223	230	213	222
Soldadura 8	Unión Simple ⁽²⁾	241	261	235	245

Cabe mencionar que las diferencias que existen de energía absorbida entre probetas de condición 1 y condición 2 se atribuye al acero ASTM 572 Gr 50. Debido a que en la condición 1 se utilizó un acero con mayor valor de resistencia máxima pero menor porcentaje de alargamiento que el acero ASTM 572 Gr 50 utilizado en la condición 2. Por eso se observa que las probetas con condición 2 tienen valores mayores de energía absorbida, independientemente si es unión simple, con cordón de auto-revenido o relevado de esfuerzos.

El grupo de placas con la condición 1, muestra que los valores de energía absorbida promedio son mayores en placas con unión simple, comparadas con las soldaduras con cordón de auto-revenido. Lo mismo sucede en soldaduras con condición 2, el valor promedio mayor de energía absorbida corresponde a la placa con unión simple. Se observa también en la condición 2, valores promedios de energía absorbida muy cercanos en el caso de soldaduras con relevado de esfuerzos y cordón de auto-revenido. Por lo tanto, los mejores valores promedios de energía absorbida (de la condición 1 y 2) fueron las soldaduras con unión simple.

3.9.- Ensayo de microdureza Vickers.

Los resultados de microdureza Vickers se muestran en las figuras 3.34-3.40 cada una correspondiente a una probeta soldada. Así mismo la tabla de la 3.7 muestra valores promedios de todas las placas soldadas en las diferentes zonas que se realizaron los barridos de dureza.

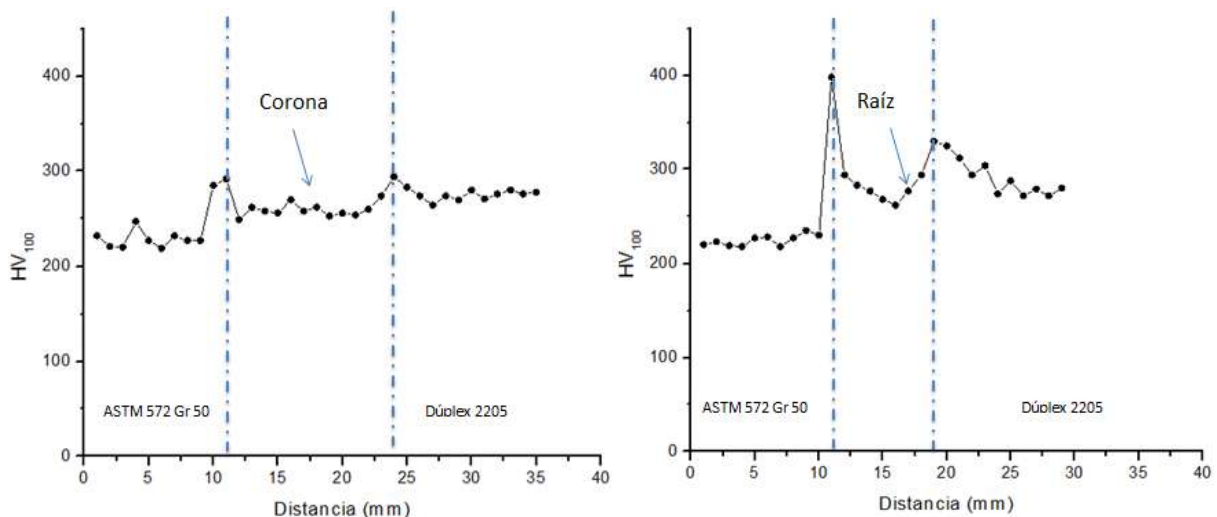


Figura 3. 34.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 1 (condición 1, unión simple).

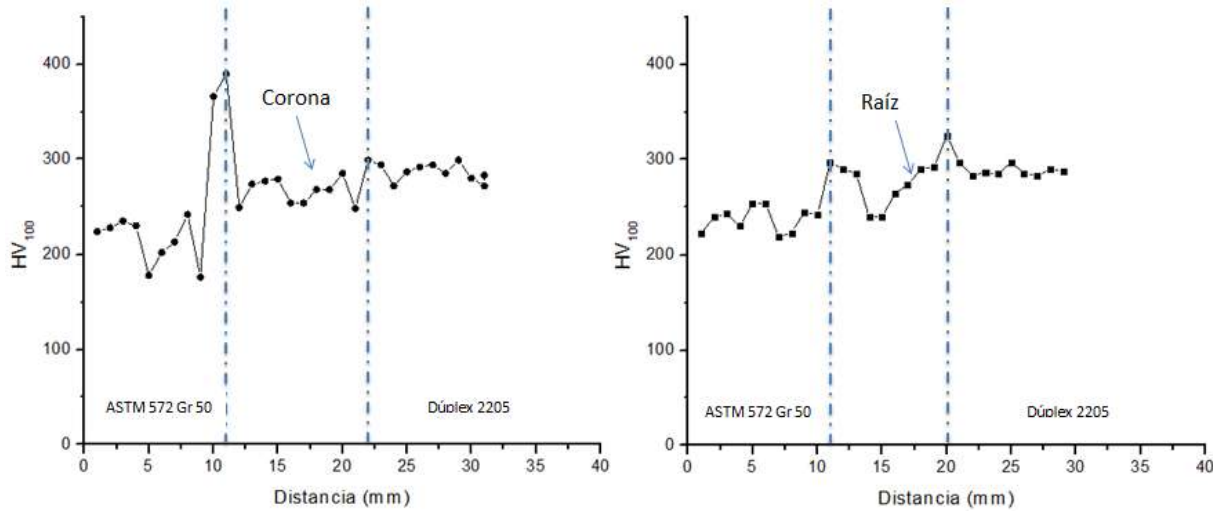


Figura 3. 35.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 2 (condición 1, cordones de auto-revenido).

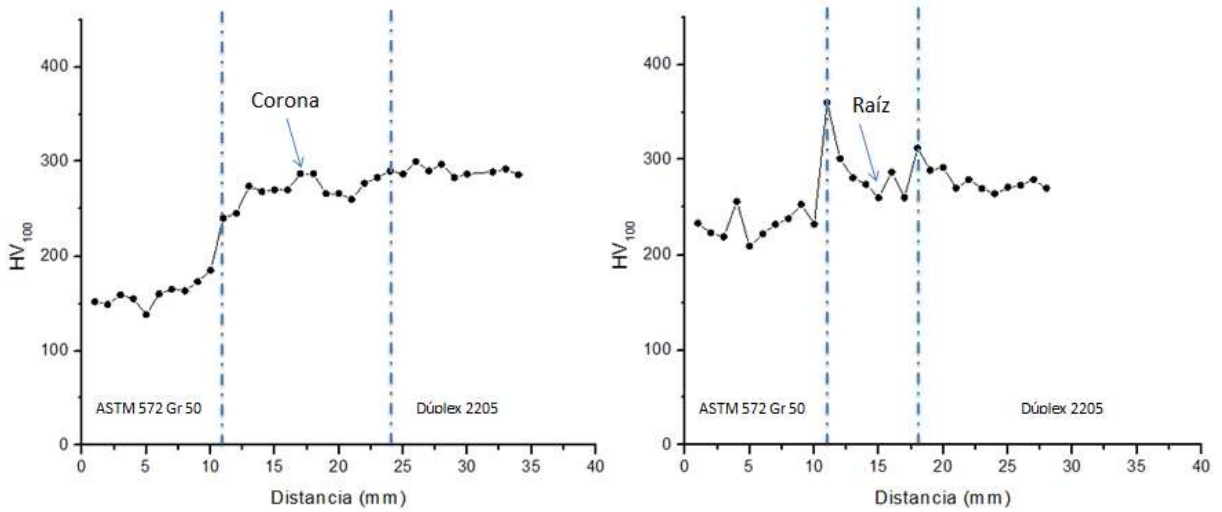


Figura 3. 36.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 3 (condición 1, cordones de auto-revenido).

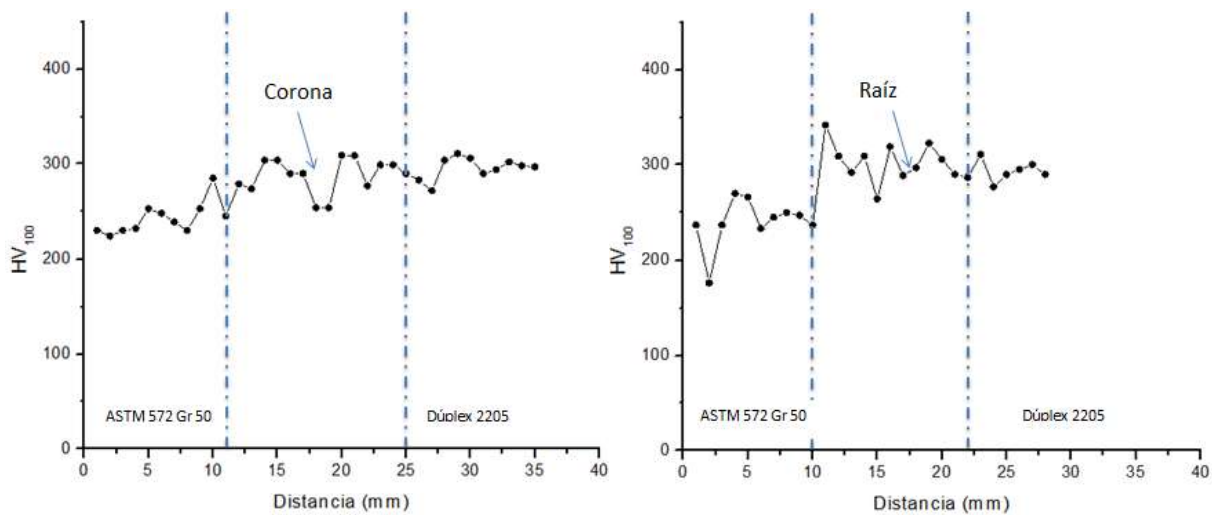


Figura 3. 37.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 4 (condición 1, cordones de auto-revenido).

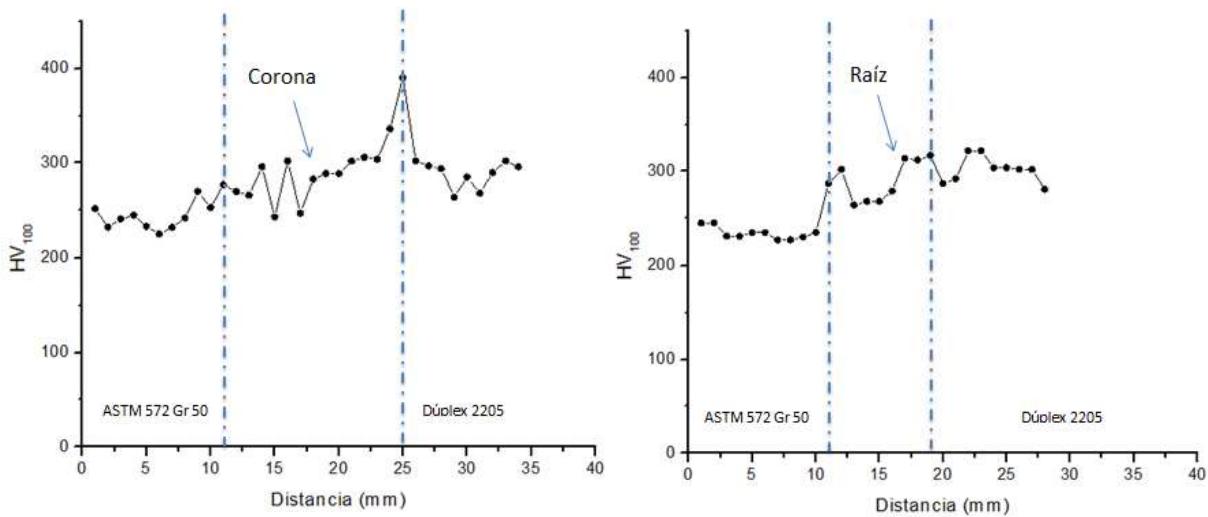


Figura 3. 38.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 5 (condición 1, unión simple).

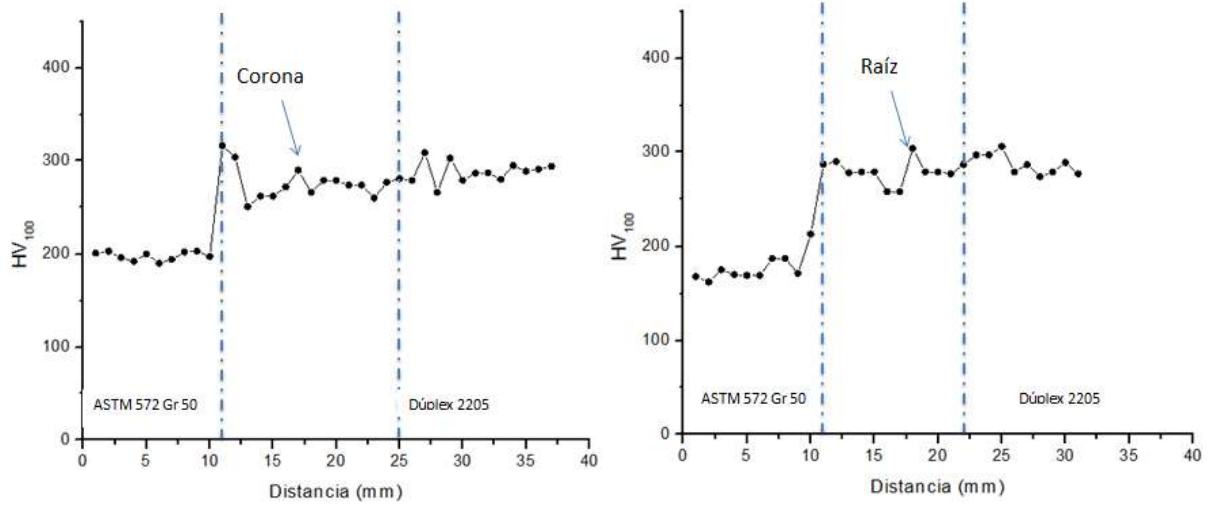


Figura 3. 39.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 6 (condición 2, relevado de esfuerzos).

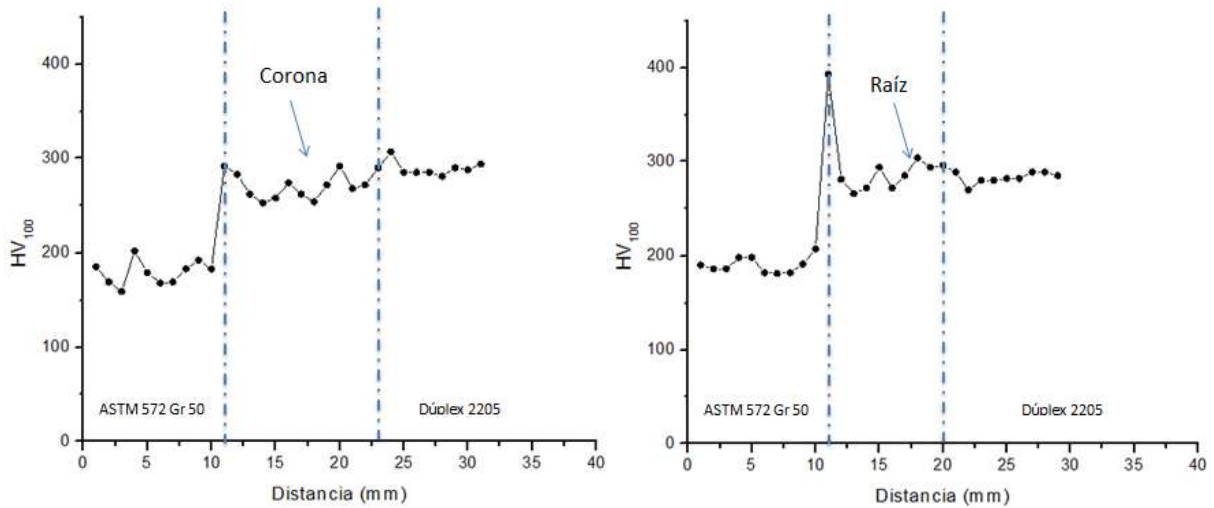


Figura 3. 40.- Valores de microdureza de los barridos corona y raíz de la soldadura 7 (condición 2, cordones de autor-revenido).

Los valores promedio obtenidos de los barridos de corona y raíz para todas las soldaduras se muestran en la tabla 3.7.

Tabla 3.7.- Valores promedio de microdureza corona y raíz de cada unión soldada.

<i>Material</i>	<i>Condición</i>		<i>Dureza HV₁₀₀ promedio</i>	
			<i>Corona</i>	<i>Raíz</i>
Soldadura 1	Unión Simple ⁽¹⁾	ASTM 572 Gr 50	233.7	224.5
		Cordón de soldadura	265.4	290
		Dúplex 2205	274.3	298.11
Soldadura 2	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	ASTM 572 Gr 50	229.4	237.2
		Cordón de soldadura	285.8	292
		Dúplex 2205	278.7	274.6
Soldadura 3	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	ASTM 572 Gr 50	159.9	231.7
		Cordón de soldadura	290.1	275.7
		Dúplex 2205	283	291.8
Soldadura 4	Cordón de Auto-revenido ⁽¹⁾	ASTM 572 Gr 50	242.4	239.8
		Cordón de soldadura	295.7	296.9
		Dúplex 2205	288	302.6
Soldadura 5	Unión Simple ⁽¹⁾	ASTM 572 Gr 50	242.5	234.1
		Cordón de soldadura	298.8	303.3
		Dúplex 2205	286.4	286.7
Soldadura 6	Relevado de Esfuerzos ⁽²⁾	ASTM 572 Gr 50	197.8	177.1
		Cordón de soldadura	287.1	287.2
		Dúplex 2205	278.5	278.9
Soldadura 7	Cordón de Auto-revenido ⁽²⁾	ASTM 572 Gr 50	178.9	190.1
		Cordón de soldadura	287.7	284.2
		Dúplex 2205	270	295.6

El barrido de microdureza en la placa 1 (unión simple) se presenta en la Fig. 3.34. La ZAT del acero ASTM 572 presenta una dureza de 233 y 224 HV para corona y raíz de soldadura, mientras que en la región de transición se obtuvo una dureza de 292 y 398 HV, lo que está relacionado con la formación de la zona de transición (banda de martensita). Sin embargo, es importante denotar que el valor de la dureza de esta martensita es bajo en comparación con la dureza que caracteriza la zona de transición, lo que puede ser debido a que esta martensita, es formada por una austenita sobresaturada de carbono, aunque no lo suficiente para deformar la estructura y promover una elevada dureza [40].

Adjunto a la banda de martensita, se puede observar que el valor de dureza incrementa de 265 y 290 HV (barrido de cara y raíz), lo cual corresponde al área del metal de soldadura, dureza que se mantiene hasta que se presenta un incremento a 274 y 298 HV (barrido de cara y raíz) correspondiente al área del dúplex 2205. Debido a que las mediciones de dureza

mostradas en la gráfica, presentan variaciones, los valores de dureza mencionados anteriormente son valores promedio.

La Figura 3.36 presenta el barrido de microdurezas para la placa 3 con cordones de auto-revenido, en la cual se puede observar que se presenta el mismo comportamiento que en la placa 1, así como también los valores de dureza. Sin embargo, la única diferencia es que el descenso de la dureza del acero ASTM 572 Gr 50 en el barrido de cara, en comparación al incremento paulatino en la placa 1.

En los barridos de todas las placas se puede observar que la dureza, aumenta a medida que se acerca al acero inoxidable, esto está relacionado con la formación de la región de transición, la cual es una banda martensítica de elevada dureza, lo cual se puede explicar a que ambas aleaciones presentan bajos porcentajes de carbono en sus composiciones, generado que no haya el carbono suficiente que difunda hacia el acero inoxidable. Todas las soldaduras presentan un comportamiento similar en cuanto el incremento de dureza. Barnhouse y Lippold[72], reportaron que en una unión disímil acero inoxidable dúplex/acero al carbono, la dureza depende directamente del calor aportado durante el proceso de soldadura, además de que la región de transición tiene el valor más alto de dureza.

CONCLUSIONES

- En las uniones soldadas disimiles multipasos, la microestructura de la ZAT y el metal de soldadura son retransformadas, debido a los ciclos térmicos de los pasos de soldadura subsecuentes. Esos cambios microestructurales promueven un refinamiento del grano ferrítico en el acero ASTM 572 Gr 50. Los cordones de auto-revenido aumentan este refinamiento de grano en las placas soldadas.
- La formación del BG-II es una característica de la unión de aleaciones disímiles, resultado de las diferentes composiciones químicas y microestructurales. Este borde de grano tipo II es formado a elevadas temperaturas cuando ambas aleaciones tienen una microestructura en común (austenita), en donde los granos de esta zona son paralelos a la línea de fusión. Todas las soldaduras bajo estudio, presentan el borde de grano tipo II.
- La banda de martensita (región de transición) que se presenta en la interfase del acero ASTM 572 Gr 50 y el metal de soldadura se forma al solidificar la austenita en la cual se presenta una combinación de elementos, como resultado de la mezcla de las aleaciones a elevadas temperaturas. Sin embargo, después de esta zona, las composiciones químicas cambian para tomar el valor correspondiente a cada aleación.
- No se observó la precipitación de fases secundarias que pudieran reducir las propiedades del acero inoxidable dúplex 2205, por lo cual se concluye que al mantener una correcta temperatura entre pasadas y evitando los enfriamientos excesivamente lentos no se da tiempo a que fases perjudiciales se formen.
- En la placa con relevado de esfuerzos, no se presentó ningún tipo de fases secundaria que pudiera afectar las propiedades del acero inoxidable dúplex 2205, el ciclo de tratamiento térmico establecido de relevado de esfuerzos, no precipita fases secundarias en el acero inoxidable dúplex.

- Los resultados de la medición de esfuerzos residuales uniformes post-soldadura empleando la técnica de Hole Drilling, muestran que el esfuerzo residual disminuye en las placas cuando se les aplicó cordones de auto-revenido. Además de que todos los esfuerzos registrados en estas placas soldadas, fueron de tensión.
- Los resultados de la medición de esfuerzos residuales no uniformes post-soldadura con la profundidad, confirman la tendencia de disminución del esfuerzo residual a medida que se incrementa la profundidad del orificio.
- Todas las probetas de tensión fallaron en el material base de acero ASTM 572 Gr 50. Las uniones soldadas disimiles presentan buenas propiedades mecánicas, tal como lo es la resistencia a la tensión alcanzada la cual es similar al del material base ASTM 572 Gr 50. Lo que demuestra que el número de cordones de soldadura no influencia esta propiedad mientras los valores de calor aportado y temperaturas entre pasos sean controladas.
- Se determinó que el exponente de endurecimiento por deformación (n) mediante el modelo de Hollomon tiende a 0.11 en soldaduras con condición 1 y 0.15 en soldaduras con condición 2, en todo caso el exponente de endurecimiento por deformación de las uniones soldadas es menor que de los materiales base.
- Las curvas esfuerzo-deformación modeladas correspondientes a la zona de deformación plástica uniforme ajustan aceptablemente con las curvas experimentales. Sin embargo, se observa desviación en ciertas porciones de la curva que sugieren diferentes mecanismos de deformación plástica.
- Los ensayos de doblez funcionan como una prueba que sirve para determinar si la unión soldada disímil se encuentra sana. En este caso se presentaron algunas fisuras debidas a la presencia de escoria atrapada, esto se asocia a una mala aplicación de la soldadura.

- Las uniones soldadas disimiles presentan buenos valores de energía absorbida en el ensayo de impacto. Las soldaduras con cordón de auto-revenido y relevado de esfuerzo presentaron un ligero descenso de la cantidad de energía absorbida comparada con las soldaduras con unión simple.
- El ensayo de microdureza identificó las durezas en las diferentes zonas de la unión soldada disímil, observándose un incremento en la dureza en la región de transición. Este valor es mayor que las durezas medidas en el metal de soldadura y el acero inoxidable dúplex 2205, por lo cual la región de transición puede ser considerada como una zona frágil en la unión.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS:

- [1] **J Lippold and D Kotecki.** Welding metallurgy and weldability of stainless steels, 1st edition. Jhon Wiley & Sons, New Jersey, USA, 2005.
- [2] **T Nelson, J Lippold and M Mills.** Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds—part 2: on-cooling transformations. *Welding Research*, V. 10, p. 267-277, 2000.
- [3] **J Sawhill.** Welding HSLA line pipe steels. *Metal Science and Heat Treatment*, V. 7, p. 597-609, 1977.
- [4] **H Bhadeshia and R Honeycombe.** Steels. Microstructure and Properties: Elsevier Ltd, 2006.
- [5] **D Llewellyn and R Hudd.** Steels: Metallurgy and Applications, Butterworth-Heinemann, 1998.
- [6] **ASTM.** Standard specification for high-strength low-alloy Colubium-Vanadium structural steel, 2004.
- [7] **P Ghosh, P Vaze and K Kushwaha.** Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors. *Science and Technology of Welding & Joining*, p. 200-208, 2004.
- [8] **A Poznansky and J Crawford.** The corrosion resistance of 25Cr- 3.5Mo-6Ni and 25Cr4.5Mo-6Ni cast duplex stainless steels, . *Proc. Conf. Duplex Stainless Steels 1993*.
- [9] **A Mourada, A Khourshidb and T Sharefb.** Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. *Materials Science and Engineering*, p. 105– 113, 2012.
- [10] **D Villalobos, C Maldonado, A Albiter y E Robles-Piedras.** Efecto de los ciclos térmicos sobre la ZAT de una soldadura multipasos de un acero inoxidable superdúplex SAF 2507. *Soldag. insp. São Paulo*, p.170-176, 2010.
- [11] **AWS.** Recommended practices for study welding, 1974.
- [12] **INDURA.** Manual de soldadura, Santiago de Chile, 2003.
- [13] **T Praxair.** Gas metal arc welding for stainless steel. 1999.
- [14] **R O'Brien.** *Welding Handbook/Welding Processes V. 2*, Miami, 1991.
- [15] **F James.** *The procedure handbook of arc welding*, Cleveland, 2000.

- [16] **J Fernández, S Illescas and J Guilemany.** Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. *Materials Letters*, V.12, p. 2389-2392, 2007.
- [17] **E Erickson.** Weldability of structural steel. *Welding Journal*, V.32, p. 1155-1159, 1953.
- [18] **AWS.** The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, 1990.
- [19] **H Sieurin and R Sandström.** Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering*, V. 1, p. 271-276, 2007.
- [20] **B Kurta and A Çalikb.** Interface structure of diffusion bonded duplex stainless steel and medium carbon steel couple. *Materials Characterization*, 2009.
- [21] **H Ezuber, A El-Houd and F El-Shawesh.** Effects of sigma phase precipitation on seawater pitting of duplex stainless steel. V. 1, p. 268-275, 2007.
- [22] **J Nilsson, T Huhtala, P Jonsson, L Karlsson and A Wilson.** Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. *Metallurgical and Materials Transactions*, V. 8, p. 2196-2208, 1996.
- [23] **D Nelson and J Lippold.** Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography. *Materials Characterization*, V. 2, p. 467-477, 1997.
- [24] **C Rubio, C Felix, G Gomez, J Ocaña, M Morales and J Porro.** Effect of laser shock processing on fatigue crack growth of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, V. 3, p. 914-919, 2011.
- [25] **T Chen, K Weng and J Yang.** The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, V. 1, p. 259-270, 2002.
- [26] **C Fosca.** Comportamiento Mecánico y Resistencia a la Corrosión. 1st International Symposium on Materials Joining and Related Technologies, 2003.
- [27] **G Fargas, A Mestra, M Anglada y A Mateo.** Influencia de las fases intermetálicas en la conformación de los aceros inoxidable dúplex. VIII Congreso Nacional de propiedades Mecánicas de Sólidos. Universitat Politècnica de Catalunya. 2002.
- [28] **M Biezma, C Berlanga y J Larrea.** Estudio fractográfico de los aceros inoxidable dúplex UNS S32205 y UNS S32750 con distintos tratamientos térmicos. *Anales de Mecánica de la Fractura* 28, 2011.
- [29] **G Fargas, A Mestra, M Anglada y A Mateo.** Influencia de la fase sigma en la resistencia al desgaste de los aceros inoxidable dúplex. *Anales de Mecánica de la Fractura* V.26, 2009.

- [30] **J Li, T Wu and Y Riquier.** δ phase precipitation and its effect on the mechanical properties of a super duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, V. 2, p. 149-156, 1994.
- [31] **J Elmer, T Palmer and E Specht.** Direct observations of sigma phase formation in duplex stainless steels using in-situ synchrotron X-ray diffraction. *Metallurgical and materials transactions A*, V. 3, p. 464-475, 2007.
- [32] **K Lee, H Cho and D Choi.** Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. *Journal of Alloys and Compounds*, V. 1, p. 156-161, 1999.
- [33] **D Escriba, E Materna-Morris, R Plaut and A Padilha.** Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, V. 11, p. 1214-1219, 2009.
- [34] **I Zucatoa, M Moreiraa, I Machadob and S Lebrãoa.** Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C. *Materials Research*, 2002.
- [35] **A Ramirez, J Lippold and S Brandi.** The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels, *Welding journal* 82, p. 348-354. 2003.
- [36] **ASM International.** *ASM Specialty Handbook. Stainless Steels*, V. 2, Ohio, 1996.
- [37] **Y Hu, X He, G Yu, Z Ge, C Zheng and W Ning.** Heat and mass transfer in laser dissimilar welding of stainless steel and nickel. *Applied Surface Science*, V. 15, p. 5914-5922, 2012.
- [38] **S Wang, M Qihui and L Yan.** Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR. *Materials & Design*, V. 2, p. 831-837, 2011.
- [39] **M Rowe, T Nelson and J Lippold.** Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. *Welding Journal. New York*, 1999.
- [40] **T Nelson, J Lippold and M Mills.** Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1-Nucleation and growth. *Welding Journal. New York*, p. 329, 1999.
- [41] **R Klueh, J King and J Griffith.** Simple test for dissimilar-metal welds. *Welding Journal. New York*, V. 6, p. 154, 1983.
- [42] **C Lundin.** Dissimilar metal welds-transition joints literature review. *Welding Journal*, V. 2, p. 58-63, 1982.

- [43] **M Samal, K Balani, M Seidenfuss and E Roos.** An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, V. 7, p. 1507-1523, 2009.
- [44] **Z Sun and T Moio.** Weld metal/ferritic steel interface in laser welded austenitic/ferritic dissimilar steel joints. Journal of Materials Science Letters, V. 11, p. 802-805, 1994.
- [45] **W Savage, E Nippes and E Szekeres.** Study of weld interface phenomena in a low alloy steel. Welding Journal, V. 9, p. 260, 1976.
- [46] **S Kou and Y Yang.** Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds. Welding Journal. New York, V 10, p. 303, 2007.
- [47] **T Duddy.** Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. Welding Journal, p. 47-54, 1992.
- [48] **C Lee and K Chang.** Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels. Applied Thermal Engineering, p. 33-41, 2012.
- [49] **I Mejía, C Maldonado, A Bedolla y C García.** Esfuerzos residuales generados en la soldadura de placas de acero inoxidable AISI 304 mediante el proceso SMAW. *CONAMET*, 2006.
- [50] **W Zinn and B Scholtes.** Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel, 2002.
- [51] **A Irisarri.** Efecto de las tensiones residuales sobre las prestaciones de diversos componentes. Anales de Mecánica de la Fractura, 2006.
- [52] **F Kandil, D Lord, A Fry and P Grant.** A Review of Residual Stress Measurement Methods: A Guide to Technique Selection, National Physical Laboratory Teddington. 2001.
- [53] **G Schajer, R George, G Flaman and L Jian.** Handbook of Measurement of Residual Stresses, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. 1996.
- [54] **J Mathar.** Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes, ASME 56, No.4. p. 249-254, 1934.
- [55] **N Rendler and I Vigness.** Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses. Experimental Mechanics, V. 12, p. 577-586, 1966.
- [56] **M Flaman and B Manning.** Determination of residual-stress variation with depth by the hole-drilling method. Experimental Mechanics, V. 3, p. 205-207, 1985.
- [57] **G Schajer.** Measurement of non-uniform residual stresses using the hole-drilling method. Part I—stress calculation procedures. Journal of Engineering Materials and Technology, V. 4, p. 338-343, 1988.

- [58] **G Petrucci and B Zuccarello.** A new calculation procedure for non-uniform residual stress analysis by the hole-drilling method. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, V. 1, p. 27-37, 1998.
- [59] **H Wern, R Cavelius and D Schläfer.** A New Method to determine Triaxial Non-Uniform Residual Stresses from Measurements using the Hole Drilling Method. *Strain*, V. 2, p. 39-46, 1997.
- [60] **H Wern.** A new approach to triaxial residual stress evaluation by the hole drilling method. *Strain*, V. 4, p. 121-126, 1997.
- [61] **B Zuccarello.** Optimal calculation steps for the evaluation of residual stress by the incremental hole-drilling method. *Experimental Mechanics*, V. 2, p. 117-124, 1999.
- [62] **A Aloraier, A Mazrouee, J Price and T Shehata.** Weld repair practices without post weld heat treatment for ferritic alloys and their consequences on residual stresses: A review. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, V. 4, p.127-133, 2010.
- [63] **A Aloraier, R Ibrahim and J Ghojel.** Eliminating post-weld heat treatment in repair welding by temper bead technique: role bead sequence in metallurgical changes. *Journal of Materials Processing Technology*, p. 392-400, 2004.
- [64] **G. Schajer.** Programa de cálculo de esfuerzos residuales H-Drill, Versión 2.22.
- [65] **ASME.** Welding and brazing qualifications, 2010.
- [66] **ASTM.** Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, 2009.
- [67] **K Thelning and C Black.** Steel and its heat treatment, Butterworths London. 1984.
- [68] **B Bjørneklett, Ø Grong, O Myhr and A Kluken.** A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in Al-Zn-Mg weldments. *Metallurgical and Materials Transactions A*, V. 10, p. 2667-2677, 1999.
- [69] **A Ramirez, J Lippold and S Brandi.** The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, V. 8, p. 1575-1597, 2003.
- [70] **A Gregori and J-O Nilsson.** Decomposition of ferrite in commercial superduplex stainless steel weld metals; microstructural transformations above 700° C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, V. 4, p. 1009-1018, 2002.
- [71] **T Gladman.** The physical metallurgy of microalloyed steels, Institute of Materials, London, 125-130, 1997.
- [72] **E Barnhouse and J Lippold.** Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels. *Welding Journal*, New York, p. 477-s, 1998.