UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID

**ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS
INDUSTRIALES**

**DESARROLLO E INSTRUMENTACIÓN DE PROCESOS
DE SOLDADURA CON LÁSER DE CHAPAS FINAS DE
ACEROS DISIMILARES PARA APLICACIONES EN EL
SECTOR DE LOS ELECTRODOMÉSTICOS**

Alejandro Juan Tur Gil

Ingeniero Industrial por la Universidad Politécnica de Madrid

TESIS DOCTORAL

Para la obtención del Grado de Doctor

Director:

José Luis Ocaña Moreno

Doctor Ingeniero Industrial por la E.T.S.I.I.
Universidad Politécnica de Madrid

2017

Tribunal calificador

Presidente:

Vocales:

Secretario:

Suplentes:

*A mi madre, que le habría gustado
presenciar este doctorado*

Agradecimientos

Primero quiero agradecer a mi entorno más cercano: a mi padre por ser mi referente como ingeniero, al igual que al resto de mi familia y amigos de Madrid y de Zaragoza, por haberme apoyado en lo que han podido en los últimos años.

Fuera de este ámbito, la primera persona a la que quiero agradecer es a mi director de Tesis José Luis Ocaña, por ser el impulsor de mi decisión de realizar el máster en tecnología láser, ofrecerme la oportunidad de continuar con el doctorado para la empresa y sobre todo, por ayudarme e impulsar a terminar la Tesis cuando he estado más absorbido por el mundo laboral. Quiero agradecer también a Francisco Cordovilla, compañero y amigo, que me ha acompañado desde el primer día en el CLUPM, hasta la presentación reciente de su Tesis. Su apoyo durante estos años en la presentación de artículos y seguimiento de avances, me ha supuesto el poder llegar a esta última recta final. Por eso le deseo lo mejor en su carrera académica.

Después me gustaría agradecer a la empresa que ha hecho posible este estudio, BSH Electrodomésticos España, por apostar por la investigación universitaria como medio para el desarrollo de la empresa y financiar este doctorado. Dentro de la misma, quiero dar especialmente gracias al Doctor Francisco Ester, por su trato cercano, constructivo y flexible durante la Tesis, que ha posibilitado ir reenfocando los objetivos conforme se veían diferentes oportunidades. Adicionalmente, quiero agradecer al Doctor Miguel Ángel Buñuel, principal promotor de la creación de las redes de contactos entre universidad, centros tecnológicos y empresa en BSH. Mencionar también al resto del área de innovación de CIV, a Fernando Planas, encargado del departamento de materiales y procesos, y a Carlos Concheso, compañero de proyectos en soldadura láser.

Por último y aunque me gustaría extenderme más, quiero saludar a mis compañeros del Centro Láser (CLUPM), con los que he compartido unos de los mejores años de mi carrera laboral: Alberto Cuesta, José Manuel López, Juan Antonio Porro, Marcos Díaz, Javier Sanza, Juan José García-Ballesteros y todos los demás que he tenido el placer de conocer como el Dr. R. Jagdheesh o el personal del edificio: Rosa, Eli, Inés y Ana. Finalmente mencionar a los antiguos compañeros del CTB y a los profesores del máster de láser: Carlos Molpeceres, Miguel Morales, Miguel Holgado y Ángel García Beltrán.

*Alejandro Juan Tur Gil
Madrid, Junio de 2017*

Planteamiento y resumen de la Tesis

La soldadura láser es una tecnología que aunque lleva más de medio siglo existiendo, no ha sido hasta los últimos veinte años que ha empezado a experimentar una implantación significativa en la industria. Las principales causas por las que ha podido sustituir a soldaduras ya existentes han sido por su alta precisión, velocidad de proceso, naturaleza de no contacto y calidad en varios aspectos como los que atañen al actual estudio. En cuanto a la industria pionera en la integración para soldadura de grandes series de productos con procesos láser ha sido la industria del automóvil. Pero gracias al abaratamiento de los equipos láser, reducción en tamaño, aumento en potencia y decremento en consumo energético, su utilización se ha extendido a otros sectores como el de la industria de productos de consumo y más específicamente el abarcado en este estudio de la industria de los electrodomésticos. Este sector aunque comparte algunas similitudes con el de la industria del automóvil, tiende a utilizar materiales metálicos desnudos en lugar de recubiertos y a imponer requerimientos mecánicos menos exigentes al igual que resistencia estructural y peso, pero muy elevados en cuanto al coste, a la resistencia a la corrosión húmeda y criterios estéticos, por lo que el estudio tendrá que reenfocarse con el fin de poder abarcar todos los casos de soldadura láser que puedan necesitar de requisitos similares en este sector.

El objetivo por tanto de la Tesis es generar una metodología estructurada por pasos y razonada en los fundamentos del láser, que pueda servir como apoyo a todos los investigadores e integradores que necesiten realizar soldaduras en la línea de los requerimientos más comunes del sector de los electrodomésticos, que en este caso serán soldaduras de aceros inoxidables de bajo espesor y más específicamente de las distintas familias disimilares de aceros inoxidables. Para ello, lo primero que se considerará en el estudio es el poder sustituir la soldadura continua utilizada habitualmente en la soldadura láser, por una soldadura pulsada en la que se pueda cuantificar el efecto de la soldadura a partir de los pulsos separados. Para ello se propone un modelo híbrido de cálculo de valores de la interacción del láser con el material, con un modelo experimental. En este modelo la unidad fundamental serán los pulsos de energía sueltos estáticos, que se irán acelerando a determinadas velocidades y encadenando unos con otros hasta convertirse en un cordón de soldadura continuo.

Los principales materiales que han sido utilizados en la realización de la Tesis han sido aceros inoxidables laminados en frío y más concretamente aceros inoxidables ferríticos con austeníticos de espesores por debajo del milímetro, tanto para ensayos de refusión como de soldadura dentro y fuera de la misma familia de inoxidables. Aunque es importante anotar que las bases y estructura de esta metodología son completamente exportables para todos los casos en los que exista un margen de potencia extra en el equipo de soldadura láser que permita trabajar por debajo del máximo aporte energético del láser y conseguir la geometría adecuada. Pero en este caso se aplica a estas aleaciones inoxidables porque son las principales representantes de los aceros

inoxidables en esta aplicación. En el caso de los aceros inoxidables austeníticos, se utilizan en situaciones de requerimientos de alta resistencia a corrosión, pero además para piezas que necesitan conformados severos o trabajar a temperaturas muy elevadas o muy reducidas. En contraposición, los aceros inoxidables ferríticos tienen una resistencia a corrosión generalmente inferior y carecen de las excelentes cualidades para el conformado o de resistencia a temperaturas del austenítico, pero por otro lado suelen tener un precio bastante inferior al de los inoxidables austeníticos. Esta será la razón, por la que como última meta en el estudio se intentarán aprovechar las excelentes cualidades de la soldadura de acero inoxidable austenítico para las zonas que lo requieran, sustituyendo por inoxidable ferrítico donde los requerimientos lo permitan y obteniendo así un ahorro importante en el conjunto sin alterar la estética o la funcionalidad.

Entonces el objetivo marcado en la presente Tesis es desarrollar un método para el control de los efectos térmicos de la soldadura con el fin de aumentar la calidad de la misma y posibilitar soldaduras más sensibles como es el caso de la soldadura de espesores finos, cordones de alta resistencia a la corrosión o combinaciones de metales disimilares. Todo ello, requerirá un seguimiento más estricto de la cantidad de energía aportada al material, razón por la cual se seleccionará la soldadura pulsada como la opción más válida para la consecución de los objetivos. Para certificar que los pasos que se dan son los correctos, se irá haciendo un análisis de la interacción del láser en el metal durante las distintas etapas del estudio, desde el caso de los pulsos sueltos de soldadura a la soldadura continua, de manera que se puedan aislar mejor los efectos que van apareciendo en la misma, al igual que sus características.

Para llegar a realizar estos objetivos, el trabajo experimental de soldadura se dividirá en una serie de etapas, que irán incrementando su complejidad y efectos que intervienen en la interacción del láser hasta llegar a la solución optimizada que se busca, tras la cual se realizarán las pruebas de validación del método. La secuencia de pasos seguidos durante el estudio será la siguiente:

- i) Planteamiento de las hipótesis de partida y comprobación, para fijar un camino para reducir el aporte de energía y aumentar la calidad de la soldadura.
- ii) Planteamiento de los modelos de optimización de los cordones de soldadura a partir de pulsos y ajustes para llegar a los objetivos marcados.
- iii) Caracterización mecánica de los distintos pasos de optimización de la energía de soldadura.
- iv) Caracterización de la corrosión por métodos cualitativos y cuantitativos, de los distintos pasos de optimización y del caso de integración real de la soldadura.

El trabajo fue realizado en su mayor parte en las instalaciones del Centro Láser de la Universidad Politécnica de Madrid, con una pequeña parte final de integración y evaluación de la soldadura realizada en las instalaciones de BSH Electrodomésticos España en Zaragoza.

INDICE

AGRADECIMIENTOS	VI
PLANTEAMIENTO Y RESUMEN DE LA TESIS	VIII
LISTA DE SÍMBOLOS	XVII
1. INTRODUCCIÓN: LA SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES DISIMILARES Y LA TECNOLOGÍA DE SOLDADURA LÁSER.....	1
1.1. EXPLICACIÓN DE LA NECESIDAD DEL ESTUDIO Y SU CONTEXTO INDUSTRIAL	1
1.2. IMPORTANCIA DE LA UTILIZACIÓN DE LA TECNOLOGÍA LÁSER EN EL TRABAJO	5
1.3. LA PROBLEMÁTICA DE LA SOLDADURA DE METALES DISIMILARES.....	10
1.4. EL CASO DE LA UNIÓN ENTRE INOXIDABLES AUSTENÍTICOS Y FERRÍTICOS	13
1.5. PLANTEAMIENTO PARA LA CONSECUCIÓN DE LOS OBJETIVOS DE LA TESIS	15
2. REVISIÓN SOBRE EL ESTADO DEL CONOCIMIENTO DE LA SOLDADURA LÁSER DE ACEROS INOXIDABLES DISIMILARES	18
2.1. EL PROCESO DE UNIÓN CON LÁSER DE LOS ACEROS INOXIDABLES.....	18
2.1.1. <i>Introducción a la soldadura láser</i>	18
2.1.2. <i>Formación del baño de soldadura con láser</i>	20
2.1.2.1. Modos de generación del baño de la soldadura láser.....	20
2.1.2.2. Dinámica del baño de la soldadura láser	24
2.1.3. <i>Perfil y relación de aspecto del baño en los puntos de soldadura</i>	27
2.1.4. <i>Porosidad en el cordón de la soldadura de acero inoxidable</i>	28
2.1.5. <i>Cavidades en el interior del baño de la soldadura por láser</i>	30
2.1.6. <i>Distorsión térmica en el baño de la soldadura láser</i>	31
2.1.6.1. Tensiones residuales en el baño y deformaciones	32
2.1.6.2. Grietas de dilatación y contracción en la soldadura	33
2.1.7. <i>El coloreado térmico de la capa pasiva o “heat tint”</i>	34
2.1.7.2. Relación del heat tint con el ciclo térmico de la soldadura.....	35
2.1.7.3. Relación del heat tint con la corrosión en la soldadura	37
2.1.7.4. Corrosiones generadas en el coloreado de la ZAT	38
2.1.7.5. Principales soluciones para evitar la aparición del heat tint	39
2.1.8. <i>Últimos avances en la soldadura láser</i>	40
2.2. SOLDADURA LÁSER DE LA COMBINACIÓN DISIMILAR FERRÍTICO-AUSTENÍTICA.....	42
2.2.1. <i>Soldabilidad de las uniones ferrítico-austeníticas</i>	42
2.2.1.1. Cálculo de la microestructura en la unión ferrítico-austenítica	43
2.2.1.2. Papel de la ferrita en la soldadura ferrítico-austenítica.....	45
2.2.1.3. Papel de la martensita en la soldadura ferrítico-austenítica.....	46
2.2.1.4. Material de aporte en la soldadura ferrítico-austenítica.....	47
2.2.1.5. Gas de protección en la soldadura de inoxidable	48
2.2.2. <i>Ciclos térmicos en la soldadura ferrítico-austenítica</i>	49
2.2.2.1. Difusión de calor en la unión ferrítico-austenítica.....	50
2.2.2.2. Tensiones residuales entre las fases ferrítica y austenítica	52
2.2.2.3. Tensiones residuales entre el lado ferrítico y austenítico	53
2.2.2.4. Influencia de la posición en la soldadura láser de inoxidable disimilares	55
2.2.3. <i>Morfología de la soldadura ferrítico-austenítica</i>	58
2.2.3.1. Recristalización de los granos en la soldadura ferrítico-austenítica	59
2.2.3.2. Aparición de fases frágiles delta en la soldadura ferrítico-austenítica.....	63

2.3.	ELECCIÓN DE PARÁMETROS DEL LÁSER.....	67
2.3.1.	<i>Variación con la potencia del Láser.....</i>	69
2.3.2.	<i>Variación con la velocidad de soldadura.....</i>	70
2.3.3.	<i>Efecto de la energía y aporte de calor (Heat Input).....</i>	72
2.3.4.	<i>Efecto del enfoque del láser.....</i>	75
2.3.5.	<i>Efecto del tiempo y frecuencia del pulso láser.....</i>	77
2.3.6.	<i>Ángulos de incidencia del haz láser.....</i>	80
2.3.7.	<i>Polarización.....</i>	82
2.3.8.	<i>Gas de soldadura.....</i>	83
2.4.	CLAVES PARA EL DISEÑO DE LA SOLDADURA LÁSER AUSTENÍTICO-FERRÍTICA.....	85
2.4.1.	<i>Soldar pequeños volúmenes de material o por puntos.....</i>	85
2.4.2.	<i>Aumentar eficiencia energética reduciendo el heat tint.....</i>	86
2.4.3.	<i>Controlar el coeficiente de dilución de la ferrita y austenita.....</i>	86
2.4.4.	<i>Utilizar gas de protección en la soldadura y evitar la contaminación.....</i>	87
3.	DESARROLLO DE MÉTODOS ORIGINALES PARA LA SOLDADURA CON LÁSER DE CHAPAS FINAS DE ACEROS FERRÍTICOS Y AUSTENÍTICOS.....	88
3.1.	CUANTIFICACIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS DE LA SOLDADURA.....	89
3.1.1.	<i>Criterios de calidad en la soldadura del estudio.....</i>	89
3.1.2.	<i>Características externas del baño en el ensayo de refusión.....</i>	91
3.1.2.1.	Ensayos de refusión.....	91
3.1.2.2.	Geometría del baño frontal.....	92
3.1.2.3.	Geometría del baño trasero.....	93
3.1.2.4.	Zona afectada térmicamente (ZAT).....	93
3.1.3.	<i>Características internas del baño en la soldadura.....</i>	94
3.1.3.1.	Ensayo de soldadura.....	94
3.1.3.2.	Sección transversal del baño de soldadura y relación de aspecto.....	95
3.1.3.3.	Sección longitudinal del baño de soldadura y microestructura.....	95
3.1.4.	<i>Características superficiales de la soldadura.....</i>	96
3.1.4.1.	Rugosidad y desnivel.....	96
3.1.4.2.	Perfil superficial.....	97
3.2.	MATERIAL Y FORMATO UTILIZADO.....	98
3.2.1.	<i>Formatos de acero inoxidable utilizado.....</i>	98
3.2.2.	<i>Aceros inoxidables austeníticos.....</i>	99
3.2.2.1.	AISI 304.....	99
3.2.2.2.	AISI 301.....	100
3.2.3.	<i>Aceros inoxidables ferríticos.....</i>	101
3.2.3.1.	AISI 430/430Ti.....	102
3.2.3.2.	AISI 441.....	103
3.2.4.	<i>Acabados superficiales de los aceros inoxidables.....</i>	103
3.2.5.	<i>Condiciones de suministro.....</i>	104
3.2.5.1.	Defectos de planitud en formatos de bobina.....	104
3.2.5.2.	Irregularidades laterales en formatos de chapa.....	105
3.2.5.3.	Defectos en los bordes durante almacenaje y transporte.....	106
3.3.	SELECCIÓN DE RANGOS DE TRABAJO Y PUESTA A PUNTO DEL EQUIPO LÁSER.....	107
3.3.1.	<i>Diseño experimental.....</i>	107
3.3.1.1.	Formulación de parámetros de referencia.....	107
3.3.1.2.	Tabulación de parámetros de referencia.....	109
3.3.2.	<i>Selección de tiempo de espera de arranque de motor.....</i>	111

3.3.3.	<i>Selección de rampa de potencia del motor</i>	114
3.3.4.	<i>Selección del rango de trabajo para el enfoque</i>	115
3.3.5.	<i>Selección del rango de trabajo para la velocidad y potencia</i>	119
3.3.6.	<i>Selección del tipo de trayectoria</i>	123
3.3.7.	<i>Selección de la soldadura pulsada</i>	124
3.3.8.	<i>Selección del gas de soldadura</i>	127
3.3.9.	<i>Selección de la distribución de la soldadura pulsada</i>	129
3.3.10.	<i>Selección de parámetros para paso de soldadura pulsada a continua</i>	130
3.3.10.1.	<i>Selección del régimen de soldadura pulsada</i>	131
3.3.10.2.	<i>Selección de la superposición de los pulsos</i>	132
3.3.10.3.	<i>Selección del ángulo del láser</i>	133
3.3.10.4.	<i>Selección de los parámetros de referencia de la soldadura pulsada</i>	134
4.	RESULTADOS DE LA APLICACIÓN DE LA METODOLOGÍA DESARROLLADA	136
4.1.	OBJETIVO DE OPTIMIZACIÓN DE LA SOLDADURA A PARTIR DE PUNTOS	136
4.1.1.	<i>Hipótesis de distinto ángulo de penetración según el modo</i>	136
4.1.2.	<i>Hipótesis de distinta distribución del calor y ZAT en cada modo</i>	137
4.1.3.	<i>Hipótesis de distinto tamaño entre huella del láser y de fusión</i>	138
4.1.4.	<i>Hipótesis de distinta velocidad láser frente a velocidad de baño</i>	139
4.1.5.	<i>Hipótesis de distinta superposición de huella teórica y real</i>	140
4.2.	COMPROBACIÓN DE LA HIPÓTESIS DE LOS PUNTOS DE SOLDADURA.....	141
4.3.	ANÁLISIS DE LA SOLDADURA ESTÁTICA DE PULSOS LÁSER.....	146
4.3.1.	<i>Parámetros y proceso en estático</i>	146
4.3.2.	<i>Análisis de la penetración del baño de fusión en el proceso estático</i>	148
4.3.3.	<i>Análisis de la forma del baño de fusión en el proceso estático</i>	152
4.3.4.	<i>Análisis del efecto de los parámetros en el proceso estático</i>	155
4.3.5.	<i>Análisis del efecto del gas inerte en el baño de fusión estático</i>	158
4.4.	ANÁLISIS DE LA SOLDADURA DINÁMICA DE PULSOS LÁSER.....	163
4.4.1.	<i>Parámetros del proceso dinámico</i>	164
4.4.2.	<i>Análisis de la forma del baño de fusión en el proceso dinámico</i>	164
4.4.3.	<i>Análisis del efecto de los parámetros en el proceso dinámico</i>	166
4.4.4.	<i>Análisis del efecto del gas inerte en el proceso dinámico</i>	168
4.5.	ANÁLISIS DE LOS PUNTOS SUPERPUESTOS	171
4.5.1.	<i>Parámetros y proceso de puntos superpuestos</i>	171
4.5.2.	<i>Análisis del efecto de los parámetros en la forma de los pulsos</i>	175
4.5.3.	<i>Análisis del efecto de los parámetros en la superficie del cordón</i>	178
4.5.4.	<i>Análisis del efecto de los parámetros en la unión del cordón</i>	180
4.5.5.	<i>Viabilidad de la unión inoxidable disimilar con pulsos superpuestos</i>	185
4.6.	ANÁLISIS DE LA OPTIMIZACIÓN DINÁMICA	186
4.6.1.	<i>Introducción a la optimización de la soldadura</i>	186
4.6.2.	<i>Metodología de selección de los pulsos óptimos de soldadura</i>	187
4.6.3.	<i>Optimizaciones de las energías de pulso finales</i>	193
4.6.3.1.	<i>Minimización de la energía lineal</i>	193
4.6.3.2.	<i>Minimización de la energía superficial</i>	195
4.7.	AJUSTES FINALES DE LA OPTIMIZACIÓN DINÁMICA	196
4.7.1.	<i>Ajuste del lado de incidencia del láser de soldadura</i>	196
4.7.2.	<i>Ajuste durante la aproximación de los pulsos</i>	198

4.7.3.	<i>Ajuste del gas y posición</i>	201
4.7.4.	<i>Ajuste de la soldadura para la optimización de la unión disimilar</i>	203
4.8.	COMPARACIÓN DE LOS RESULTADOS DE LA OPTIMIZACIÓN DINÁMICA	206
4.9.	VALIDACIÓN DE LA RESISTENCIA MECÁNICA DE LA SOLDADURA	208
4.9.1.	<i>Resultados de tracción para puntos sueltos</i>	208
4.9.2.	<i>Comparación de tracción en la soldadura por puntos y continua</i>	210
4.9.3.	<i>Comparación de la resistencia a tracción con el tamaño de huella</i>	214
4.9.4.	<i>Validación por desbotonado de las muestras disimilares pulsadas</i>	219
4.9.5.	<i>Validación de la estanqueidad de la soldadura</i>	222
4.10.	VALIDACIÓN DE LA RESISTENCIA A CORROSIÓN	223
4.10.1.	<i>Validación de los puntos por métodos cualitativos de corrosión</i>	223
4.10.2.	<i>Validación de los cordones por métodos cualitativos</i>	226
4.10.3.	<i>Validación de la integración industrial por métodos cualitativos</i>	228
4.10.4.	<i>Validación de la corrosión intergranular en casos integrados</i>	234
4.10.5.	<i>Validación de los puntos por métodos cuantitativos de corrosión</i>	234
4.10.6.	<i>Validación de los cordones por métodos cuantitativos</i>	236
4.10.7.	<i>Validación de integración industrial por métodos cuantitativos</i>	239
4.10.8.	<i>Validación del par galvánico por métodos cuantitativos</i>	242
5.	CONCLUSIONES Y LÍNEAS DE FUTURO DESARROLLO	243
5.1.	CONCLUSIONES	243
5.2.	LÍNEAS DE FUTURO DESARROLLO	248
	BIBLIOGRAFÍA	250
	ANEXO A. EQUIPOS DE MEDIDA	257
A.1.	INSTRUMENTACIÓN PARA PREPARACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE MUESTRAS	257
A.1.2.	<i>Microscopio óptico</i>	257
A.1.3.	<i>Equipo metalográfico</i>	258
A.1.3.1.	<i>Sierra de disco</i>	258
A.1.3.2.	<i>Máquina de pulido</i>	259
A.1.3.3.	<i>Reactivos para el ataque químico</i>	260
A.1.3.4.	<i>Microscopio metalográfico</i>	260
A.1.4.	<i>Proyector de perfiles</i>	261
A.1.5.	<i>Microscopio confocal</i>	262
A.1.6.	<i>Máquina de tracción</i>	262
A.1.7.	<i>Cámara de niebla salina</i>	263
A.1.8.	<i>Potenciostato</i>	264
A.1.8.2.	<i>Celda electrolítica plana</i>	266
A.1.8.3.	<i>Celda electrolítica 3D</i>	267
	ANEXO B. EQUIPOS LÁSER Y UTILAJES	268
B.1.	LÁSER DE CO ₂	268
B.1.1.	<i>Fuente del láser de CO₂</i>	269
B.1.2.	<i>Sistema de transporte del haz RWS (Remote Welding System)</i>	270
B.2.	LÁSER DE ND:YAG	272
B.2.1.	<i>Fuente de láser de Nd:YAG</i>	272
B.2.2.	<i>Sistema de brazo robótico</i>	273

B.3. UTILAJES Y SISTEMAS DE AGARRE.....	274
<i>B.3.1. Sistemas de agarre planos.....</i>	<i>275</i>
<i>B.3.2. Sistemas de agarre de pinzas o mordazas.....</i>	<i>275</i>
<i>B.3.3. Sistemas de agarre de magnéticos.....</i>	<i>276</i>
B.4. SISTEMAS DE APOYO PARA SOLDADURA Y DISIPADORES.....	277
ANEXO C. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	278
C.1. METODOLOGÍA PARA PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA SOLDADURA.....	278
<i>C.1.1. Eliminación de la capa de óxidos en la preparación.....</i>	<i>278</i>
<i>C.1.2. Limpieza de contaminantes en la preparación.....</i>	<i>279</i>
<i>C.1.3. Limpieza y protección durante el proceso.....</i>	<i>281</i>
<i>C.1.4. Limpieza y remoción tras el proceso.....</i>	<i>281</i>
C.2. APROXIMACIÓN DE VALORES EXPERIMENTALES DEL LÁSER.....	283
<i>C.2.1. Cálculo de parámetros de superposición de huella.....</i>	<i>283</i>
<i>C.2.2. Cálculo de parámetros de tiempo y espacio de pulso.....</i>	<i>284</i>
<i>C.2.3. Cálculo de parámetros de energía.....</i>	<i>285</i>
<i>C.2.4. Predicción de la profundidad de soldadura.....</i>	<i>286</i>
<i>C.2.5. Modelización del efecto de los parámetros del láser.....</i>	<i>286</i>
C.3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL PARA CÁLCULO DE LA RESISTENCIA MECÁNICA.....	288
<i>C.3.1. Ensayo de tracción.....</i>	<i>288</i>
<i>C.3.2. Resistencia a cizallamiento de la soldadura.....</i>	<i>289</i>
<i>C.3.3. Resistencia al saltado de los puntos o costuras.....</i>	<i>291</i>
C.4. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL PARA CÁLCULO DE RESISTENCIA A CORROSIÓN.....	293
<i>C.4.1. Ensayos de corrosión.....</i>	<i>293</i>
<i>C.4.2. Ensayos cuantitativos para medida de la capa pasiva.....</i>	<i>293</i>
<i>C.4.3. Ensayos cualitativos para medida de defectos locales y geométricos.....</i>	<i>295</i>
ANEXO D. MATERIALES UTILIZADOS.....	296
D.1. LAS FAMILIAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES.....	296
D.2. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.....	296
<i>D.2.2. Grados de los aceros inoxidable austeníticos.....</i>	<i>299</i>
<i>D.2.3. Acero inoxidable austenítico AISI 304.....</i>	<i>301</i>
<i>D.2.4. Acero inoxidable austenítico AISI 301.....</i>	<i>302</i>
D.3. ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS.....	304
<i>D.3.2. Grados de los aceros inoxidable ferríticos.....</i>	<i>305</i>
<i>D.3.3. Acero inoxidable ferríticos AISI 430/430Ti.....</i>	<i>307</i>
<i>D.3.4. Acero inoxidable ferríticos AISI 441.....</i>	<i>308</i>
D.4. FASES INTERMETÁLICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES.....	310
D.5. ACABADOS SUPERFICIALES DE LOS ACEROS INOXIDABLES.....	311
D.6. CONDICIONES DE SUMINISTRO.....	313
ANEXO E. MINIMIZATION OF THE THERMAL MATERIAL EFFECTS ON PULSED DYNAMIC LASER WELDING.....	314

Lista de símbolos

$\varnothing$	Diámetro de la huella del láser	(μm)
$\varnothing_E$	Diámetro de la huella del láser sobre la superficie.	(μm)
α	Difusividad térmica.	(cm^2/s)
λ	Conductividad térmica.	($\text{W}/(\text{m.K})$)
Q	Cantidad de calor total transmitida.	(J)
Q'	Cantidad de calor por unidad de longitud.	(J)
HI	Aporte de calor o “heat input”.	(J/cm)
E_e	Irradiancia del láser.	(W/m^2)
H_e	Fluencia térmica.	(J/m^2)
OF	Superposición u ”overlapping factor”.	(%)
DF	Ciclo de trabajo o ”duty factor”.	(%)
E_L	Energía por unidad de longitud fundida.	(J)
E_S	Energía por unidad de superficie fundida.	(J)
E_P	Energía suministrada por cada pulso.	(J)
N_P	Número de pulsos por unidad de longitud.	-
A_r	Área total de contacto.	(m^2)
F_N	Fuerza normal.	(N)
σ_y	Límite elástico.	(Pa)
H_V	Dureza.	(Pa)
μ	Tensión de cizalla.	(Pa)
E_0	Potencial eléctrico.	(V)
I_0	Intensidad de corriente.	(A)
ω	Frecuencia.	(Hz)
R_S	Resistencia del electrolito	(Ω)
V	Potencial eléctrico aplicado.	(V)
E_{corr}	Potencial de corrosión.	(V)
i_{corr}	Densidad de corriente de corrosión.	(A/cm^2)
i_p	Densidad de corriente pasiva.	(A/cm^2)
E_p	Potencial de picadura.	(V)
I_{pas}	Densidad de corriente de repasivación.	(A/cm^2)
E_{pas}	Potencial de repasivación.	(V)
b_c	Pendiente catódica.	(V)
b_a	Pendiente anódica.	(V)
E_c	Potencial crítico.	(V)
R_a	Rugosidad aritmética media.	(μm)
R_v	Profundidad máxima de valle.	(μm)
R_p	Altura máxima de pico.	(μm)
H_{V0}	Dureza del material base.	(GPa)
G	Módulo de cizalladura.	(Pa)
E	Módulo de Young.	(Pa)
ν	Coefficiente de Poisson.	-

Capítulo 1

1. Introducción: La soldadura de aceros inoxidables disimilares y la tecnología de soldadura láser

1.1. Explicación de la necesidad del estudio y su contexto industrial

Los aceros inoxidables son un tipo de aleaciones de hierro-cromo, diseñadas para el trabajo en ambientes corrosivos, que aunque se conocen desde hace más de un siglo, su aplicación ha experimentado un crecimiento pronunciado en los últimos años, llegando a multiplicarse hasta 6 veces en 40 años (Figura 1.1).

Figura 1.1. Producción mundial de acero inoxidable entre 1970-2010 [Outokumpu13].

Capítulo 1

Dentro de este crecimiento, los grados de aleación más producidos han sido los aceros inoxidables austeníticos para ambientes con corrosión severa. Estos aceros inoxidables austeníticos están aleados con níquel a parte del cromo, mientras que los aceros inoxidables ferríticos principalmente llevan cromo, para producir una capa protectora contra la oxidación de óxido de cromo llamada capa pasiva. En el caso de los aceros inoxidables austeníticos, esta capa pasiva será más estable que en los aceros inoxidables ferríticos, justificando que sean más utilizados para aplicaciones industriales y productos de consumo.

Pero esta necesidad de utilizar níquel como aleante, produce un encarecimiento de los aceros inoxidables austeníticos, que desde hace años se lleva tratando de evitar mediante aleaciones alternativas como la serie 200 de inoxidables austeníticos con manganeso y níquel reducido, o tratamientos superficiales más resistentes como el recocido brillante (BA) y otros tratamientos superficiales de inoxidables (Figura 1.2).

Figura 1.2. Distintas superficies y procesado de la capa pasiva del acero inoxidable: 2E (izquierda), 2B (centro) y 2R/BA (derecha) [Colak11].

Por ello, la posibilidad de la sustitución de los aceros inoxidables austeníticos para aquellas zonas donde no haya unos requerimientos a corrosión tan elevados, es una opción que se lleva sondeando desde hace muchos años y que pasa por la unión de estos aceros inoxidables austeníticos con otros materiales, mediante distintos métodos como pueden ser mecánicos, adhesivos o de soldadura. De estos tres métodos, la soldadura ha sido la dirección hacia la que más se ha intentado avanzar en el último siglo, debido a la posibilidad de utilizar unos menores tiempos de proceso y de ahorrar material, que facilita la industrialización.

Capítulo 1

Las uniones soldadas entre los aceros inoxidables, se llevan utilizando mucho tiempo en una gran cantidad de industrias. Así su aplicación va desde la industria de la construcción, del automóvil, o de los electrodomésticos y hasta la industria energética (Figura 1.3). Como consecuencia, existe un gran interés y una gran cantidad de literatura disponible sobre la soldadura de aceros inoxidables, que en los últimos años ha evolucionado a la soldadura de aceros inoxidables de distintas familias disimilares, que conlleva una mayor complejidad como se explicará más adelante.

Figura 1.3. Sectores de aplicación de los aceros inoxidable en la industria y en los productos de consumo [Outokumpu13].

Así, a través de la soldadura de aceros inoxidables disimilares, se puede llegar a utilizar el acero inoxidable austenítico, únicamente en las zonas de la aplicación que sufren un grado más severo de corrosión, utilizando otros grados de inoxidable con menor resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas como los inoxidables ferríticos, para las zonas que necesiten menores sollicitaciones. Este cambio en el diseño permite una

Capítulo 1

importante reducción de costes en cuanto a ahorro de material, en muchos de los sectores de aplicación anteriormente citados.

Por ejemplo, los depósitos de agua o químicos, se podrían fabricar con acero inoxidable austenítico, en las partes que vayan a estar sumergidas más tiempo durante su vida útil, mientras que el techo o partes que apenas tengan contactos con fluidos, podrían ser fabricadas en acero inoxidable ferrítico. En edificios, las partes exteriores que reciben mayor contaminación o suciedad del ambiente, o en electrodomésticos, las partes con rendijas que acumulen más agentes químicos, humedad y que sufren conformados más acusados, también se podría hacer lo mismo.

Pero, para soldar aceros inoxidables disimilares primero se necesita conocer y controlar los parámetros de soldadura con cierta precisión, debido a determinadas problemáticas de las uniones de metales disimilares que serán concretadas más adelante. Por ello y por su capacidad para la automatización, la soldadura por Láser se plantea como un proceso viable de cara a controlar mejor estos parámetros de soldadura, permitiendo trabajar dentro de un rango deseado de parámetros de proceso con elevada repetibilidad. A esto se le suma la calidad de la soldadura, la elevada velocidad de ciclo y la precisión de este tipo de unión, frente a soldaduras más extendidas en la industria como son las variantes de soldadura por arco eléctrico (Figura 1.4)

Figura 1.4. Comparación de la soldadura por láser y por arco eléctrico, en un equipo de soldadura híbrida láser-arco (P_L -potencia del láser, V_d -velocidad de cebado y V_s – velocidad de soldadura) [Fronius01].

Capítulo 1

Es por esto, que en los últimos años ha habido una creciente implantación del Láser en la industria, junto con un gran número de estudios de diversos materiales que se pueden soldar y análisis sobre el efecto de la parametrización de estas soldaduras con el fin de optimizar los resultados.

En cuanto a la soldadura de metales disimilares, existen también numerosos textos que tratan la soldadura con láser de las distintas combinaciones como la de los aceros austeníticos con ferríticos, que serán la piedra angular sobre la que se apoyará el estudio, a la hora de definir los factores que intervendrán durante la soldadura de los aceros inoxidable disimilares, caracterizada por ser entre metales que difieren en sus propiedades físicas y químicas.

Para ello en este estudio, primero se expondrá la visión global de las problemáticas que surgen en la soldadura de los aceros inoxidable disimilares, y una vez se conozcan las claves o puntos a vigilar, se concretará, estudiando el caso de la soldadura de los aceros inoxidable ferríticos con los austeníticos y en concreto el caso de la soldadura Láser.

Finalmente se requerirá de una serie de experimentos y ensayos para contrastar la teoría, utilizando los casos de la aplicación objetivo como validación final de la eficacia de la metodología.

1.2. Importancia de la utilización de la tecnología láser en el trabajo

La soldadura por Láser se ha convertido en un proceso de fabricación industrial importante para unir una gran variedad de materiales metálicos y no metálicos [Katayama13]. Con la evolución de la tecnología Láser de alta potencia en las últimas décadas, la soldadura por Láser es ahora capaz de unir secciones más gruesas, con una velocidad de procesamiento superior y una mejor calidad de soldadura.

Pero la soldadura Láser es especialmente ventajosa en los materiales metálicos, debido a como ya se ha mencionado, la alta velocidad de soldadura y bajo aporte de calor, generando una pequeña zona de afección térmica (ZAT o HAZ en inglés).

Como ventaja adicional, debido a la naturaleza de “no contacto” del procesamiento Láser, es posible un alto grado de automatización ofreciendo ventajas económicas en el entorno industrial, cosa que ha provocado su rápido crecimiento e implantación como aparece en la Figura 1.5.

Figura 1.5. Presupuesto de la industria Láser entre 1970 y 2012 [Belforte11].

En lo que se refiere a los sectores donde ha sido introducido el láser en los últimos años a escala industrial, se estima que el sector de procesamiento de los metales es el sector en el que más se aplica el láser y que más dinero genera actualmente en la industria de fuentes y equipos Láser (Figura 1.6).

Dentro de estos materiales metálicos, los metales de mayor costo se sueldan más frecuentemente con láser, debido a la necesidad de aprovechamiento de material y de una unión de calidad.

Por ello, los aceros inoxidables de este estudio, al tener un precio relativamente elevado pero al mismo tiempo ser un material muy extendido en la industria, son idóneos para la aplicación de este tipo de tecnología.

Capítulo 1

Figura 1.6. Ganancias del Láser en dólares por sector de aplicación [Belforte11].

Más en concreto, los inoxidables más comúnmente tratados son los inoxidables laminados en frío, como es el caso de los electrodomésticos de la Figura 1.7, que por su menor espesor y mayor calidad superficial requieren de procesos de alta precisión y de mayor control de la energía.

Figura 1.7. Imagen de algunos electrodomésticos que utilizan aceros inoxidables laminados en frío como los tratados en el estudio [Bosch12].

Capítulo 1

En cuanto a las variedades de Láseres que se aplican en el campo de la soldadura, el principal tipo sigue siendo el Láser de CO₂, que tradicionalmente fue el Láser de uso más común en la industria por sus altas potencias máximas, pero que ha ido perdiendo terreno en el procesamiento de metales frente a otros Láseres, debido a la baja absorción de su longitud de onda comparada con longitudes de onda más cortas.

Actualmente, hay un nuevo tipo de Láseres en el mercado que son habitualmente denominados como Láseres de fibra o de fibra dopada, que están sustituyendo a gran ritmo a los demás tipos de Láser, debido a su bajo precio, tamaño compacto y excelentes propiedades (Figura 1.8).

Figura 1.8. Distribución de los tipos de Láseres más utilizados en la industria de procesamiento de metales [Belforte11].

Por lo que se espera que mientras se siga abaratando el precio de los equipos y aumentando la potencia y calidad del haz de la soldadura con Láser, este sector seguirá experimentando un crecimiento en los próximos años.

Pero para entender el cómo esta soldadura ha podido crecer incluso cuando los equipos tenían precios muy superiores a su competencia, hay que profundizar en la principal ventaja intrínseca que conlleva el proceso de soldadura por láser.

Capítulo 1

En la Figura 1.9 se esquematiza el proceso físico de soldadura laser y las fases que aparecen cuando el láser alcanza determinada densidad de potencia en un espacio de tiempo reducido.

Como se puede observar, cuando la luz se concentra suficientemente en una región, el material pasa de su estado sólido a temperatura ambiente, a generar una fase líquida de metal. Pero esta fase líquida de metal no permanecerá en reposo, debido a la aparición de una fase más energética de vapor metálico y plasma, conocida habitualmente como el penacho de plasma (plasma plume).

Figura 1.9. Esquema con las fases que aparecen durante el proceso de interacción del láser sobre el material metálico a alta densidad de potencia [Zhou07].

El resultado será una fusión de metal, asistida por la presión del penacho de plasma, que permitirá alcanzar unas profundidades de penetración mayores para una misma energía, frente a los procesos de conducción de calor habituales en otras soldaduras con densidades de potencias menores, como se puede observar en la Figura 1.10.

Capítulo 1

Figura 1.10. Comparación del perfil longitudinal de la soldadura por conducción y de la soldadura por keyhole [Abecia12].

Adicionalmente, este régimen de alta densidad de potencia en la soldadura, permite acelerar el proceso de fusión y avance de la misma, convirtiendo a la soldadura láser en una de las más rápidas del mercado. Si a esto se le suma el hecho de que la soldadura combina el efecto de la transmisión por conducción de calor, con la asistencia de la presión del plasma, se tiene que la eficiencia de la energía que llega al material en el baño de fusión, se incrementa y se reducen los efectos térmicos derivados. Estos efectos térmicos se pueden traducir en un aumento de la zona afectada térmicamente de la soldadura y de la distorsión térmica, que llevan a una mayor deformación, tensiones residuales y corrosión en el metal.

Por todos estos aspectos comentados y otros más, se considera que la soldadura láser es apta para obtener mejoras en los procesos de soldadura de metales disimilar frente a otras soldaduras tradicionales y para tratar de sortear los obstáculos que puedan aparecer en estas soldaduras que se comentarán a continuación.

1.3. La problemática de la soldadura de metales disimilares

La soldadura entre acero ferríticos y austeníticos, está englobada dentro de las llamadas soldaduras de metales disimilares, que presentan desafíos significativos debido a las distintas propiedades físicas entre ambos metales, que pueden generar defectos durante el

Capítulo 1

proceso de soldadura, como es el punto de fusión, la conductividad térmica y el coeficiente de expansión térmica. Adicionalmente sus diferencias químicas pueden generar distintos compuestos intermetálicos dependiendo del grado de mezcla de ambos y una tendencia a dar lugar a un par galvánico que induce a procesos de corrosión.

Tradicionalmente, gran parte de las soldaduras de metales disimilares han sido descartadas en el diseño de piezas por lo difícil que era de controlar e industrializar las mismas, pero con el aumento de la automatización de los equipos que habilita la posibilidad de mantener un control más riguroso de los parámetros de soldadura Tabla 1.1, algunas de estas soldaduras se han replanteado como viables para determinados diseños.

Observando la Tabla 1.1 se muestra un resumen de la compatibilidad entre las distintas combinaciones de metales que existen. Como se observa en la tabla, la soldadura de las aleaciones de hierro con el cromo y con el níquel, están calificadas como buenas o excelentes, aunque habrá una amplia gama de factores metalúrgicos que tener en cuenta antes de soldar. Por eso, esta tabla puede desviarse mucho frente a los resultados reales, dependiendo de los aleantes que acompañen a cada elemento y los procesos térmicos que haya sufrido la aleación en su fabricación. Por lo que primero se deben conocer al detalle las propiedades de las aleaciones concretas implicadas.

Tabla 1.1. Aproximación a la soldabilidad de las combinaciones binarias entre metales.
(E=Excelente, G=buena, F=regular, P=mala, *=sin hay datos) [Sun95].

	W	Ta	Mo	Cr	Co	Ti	Be	Fe	Pt	Ni	Pd	Cu	Au	Ag	Mg	Al	Zn	Cd	Pb
Ta	E																		
Mo	E	E																	
Cr	E	P	E																
Co	F	P	F	G															
Ti	F	E	E	G	F														
Be	P	P	P	P	F	P													
Fe	F	F	G	E	E	F	F												
Pt	G	F	G	G	E	F	P	G											
Ni	F	G	F	G	E	F	F	G	E										
Pd	F	G	G	G	E	F	F	G	E	E									
Cu	P	P	P	P	F	F	F	F	E	E	E								
Au	*	*	P	F	P	F	F	F	E	E	E	E							
Ag	P	P	P	P	P	F	P	P	F	P	E	F	E						
Mg	P	*	P	P	P	P	P	P	P	P	P	F	E	F					
Al	P	P	P	P	F	F	P	F	P	F	P	F	F	F	F				
Zn	P	*	P	P	F	P	P	F	P	F	F	G	F	G	P	F			
Cd	*	*	*	P	P	P	*	P	F	F	F	P	F	G	E	P	P		
Pb	P	*	P	P	P	P	*	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	
Sn	P	P	P	P	P	P	P	P	F	P	F	P	F	F	P	P	P	P	F

Capítulo 1

Así, mediante el estudio bibliográfico se pueden determinar las principales causas de fallo que podrán aparecer dentro de la soldadura y definir las posibles modificaciones en el proceso que permitan evitar la raíz de estos defectos.

Se considera que la soldadura por láser, ofrece ventajas significativas sobre la mayoría de los procesos convencionales de soldadura de metales disimilares por fusión, debido a la menor zona afectada térmicamente (ZAT) que puede generar durante el proceso y a un mayor control de la energía aportada en la unión. Este estrecho control térmico del proceso, se puede utilizar para reducir las consecuencias negativas en las diferencias de las propiedades físicas entre ambos tipos de aleación que aparecen en la Tabla 1.2.

Tabla 1.2. Propiedades físicas principales a temperatura ambiente de los metales más comunes en la industria [Sun95].

Metal	Temperatura de fusión (K)	Temperatura de ebullición (K)	Densidad (kg.m ⁻³)	Conductividad térmica (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Calor específico (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Coefficiente de expansión térmica (10 ⁶ K ⁻¹)
Fe	1809	3133	7870	78	456	12,1
Al	933	2793	2700	238	917	23,5
Cu	1356	2833	8930	397	386	17,0
Ni	1728	3188	8900	89	452	13,3
Ti	1940	3558	4500	22	528	8,9
Zn	693	1184	7140	120	394	31,0
Mo	2888	4883	10220	137	251	5,1
W	3673	5828	19300	174	138	4,5
Zr	2125	4673	6490	23	289	5,9
Nb	2740	5013	8600	54	268	7,2

Como se puede observar, en el caso de algunas combinaciones, las diferencias físicas son muy importantes. Tomando como ejemplo el caso de la unión entre acero y aluminio, se observa que la diferencia entre su punto de fusión y conductividad es tan elevada, que los parámetros de soldadura difieren mucho en cada uno de los dos metales por separado, haciendo muy difícil escoger los parámetros óptimos de soldadura. El resultado típico de esta unión conduce a un calentamiento excesivo del aluminio e insuficiente del acero, derivando en generación de gases y poros, agrietamientos en caliente, tensiones residuales, degradación de los metales y posibles problemas de corrosión por precipitados.

Todos estos factores deberán ser tomados en cuenta para el caso concreto en el que se centra el estudio. Puesto que la problemática de esta soldadura es muy amplia y compleja, se intentará analizar por partes para el caso de estudio, para luego justificar la solución en

Capítulo 1

parámetros que mejor se adapte a los problemas existentes, y valorar los resultados experimentalmente soldando con láser formatos planos de inoxidable austenítico e inoxidable ferrítico.

1.4. El caso de la unión entre inoxidables austeníticos y ferríticos

La soldadura entre acero ferrítico y austenítico está englobada dentro de las llamadas soldaduras de metales disimilares, que presentan desafíos significativos no sólo debido a las distintas propiedades físicas como se ha comentado anteriormente, sino también debido a las diferencias en las propiedades químicas y estructurales. Estas diferencias darán paso a la posible generación de defectos por la aparición de fases intermetálicas y precipitados, que tendrán su reflejo en las propiedades mecánicas y en la resistencia a la corrosión de la unión.

Remontándose a las experiencias pasadas, las uniones ferrítico-austeníticas han sido ampliamente utilizadas para calderas desde 1940. Estas soldaduras pronto pasaron a hacerse con metales de acero inoxidable austenítico de relleno, pero a finales de los años 1950 se encontraron un alto número de fallos en este tipo de soldaduras. Estas fallas generalmente aparecían después de una determinada vida útil (varios años), pero todavía muy lejos de la vida útil final de la estructura.

Las fallas de esta soldadura de acero se atribuyen a: (a) las tensiones térmicas cíclicas, (b) la migración de carbono (c) y al deterioro metalúrgico (por ejemplo, la formación de carburos gruesos y fase sigma) causada por las condiciones de temperatura elevadas durante la operación. Estas experiencias llevaron a muchos investigadores a la búsqueda de mejores métodos más duraderos para la unión de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos. Pronto, estos esfuerzos condujeron a la introducción de distintos metales de relleno y a la aplicación de las nuevas técnicas de soldadura.

Adicionalmente, la soldadura de aceros inoxidables conlleva un riesgo, que se podrá acrecentar en el caso de la soldadura de metales disimilares. Este riesgo será la destrucción de la capa pasiva que protege al material inoxidable del ambiente y le da su condición de material para uso en ambientes agresivos. Como se puede observar en la Figura 1.11, esta capa exterior está compuesta principalmente por óxido de cromo y cierto porcentaje de óxido de hierro.

Capítulo 1

Figura 1.11. Composición y tamaño de la capa pasiva de los aceros inoxidables ferríticos (arriba) y proceso de repasivación (abajo) [EuroInox07].

La capa pasiva es una capa termodinámicamente inestable a bajas temperaturas en presencia de oxígeno, por lo que todos los aceros inoxidables con el tiempo tienden a aumentar su porcentaje de óxido de hierro en la superficie y perder esa capacidad protectora y de regeneración de la capa pasiva llamada repasivación.

Pero, la destrucción de esta capa pasiva y aumento del óxido de hierro, también se puede acelerar por procesos térmicos prolongados, como pueden ser el servicio a alta temperatura o los procesos de soldadura. La aparición de estos óxidos de hierro en distintas cantidades de la superficie de la soldadura es denominada como “heat tint” y es una manera muy sencilla de determinar cuándo se ha dañado la capa pasiva (Figura 1.12)

Figura 1.12. Aparición del “heat tint” en la ZAT de soldaduras de inoxidables [EuroInox07].

Capítulo 1

Esta destrucción de la capa pasiva, sumada al efecto de pila galvánica generado por la unión de materiales químicamente distintos, provocará una corrosión acelerada en la superficie de la soldadura que perjudicará la resistencia y vida en servicio del material.

Tradicionalmente, para conseguir la reparación de la capa pasiva que ha quedado dañada tras la soldadura, se han utilizado métodos de eliminación del óxido de hierro como decapados mecánicos, químicos o electroquímicos y procesos de pasivado de distintas naturalezas. Pero gracias a la soldadura láser, se abre una posibilidad alternativa, que se consigue mediante la protección con gas inerte del baño de fusión, al tiempo que se minimiza el aporte de calor y la permanencia a alta temperatura.

Por esta razón, la soldadura con Láser de los aceros inoxidable, puede no ser tan problemática como la de otros procesos de soldadura, siendo la principal diferencia que tendremos al compararla con la soldadura por otros medios, las altas velocidades de enfriamiento y la pequeña zona de afección térmica (ZAT o HAZ en inglés).

Por otro lado, altas velocidades de enfriamiento de la soldadura Láser, provocarán la aparición de fases que pueden diferir frente a las de otras soldaduras, conllevando unas tensiones y propiedades finales distintas en la unión.

Finalmente, las distintas propiedades tanto físicas como de composición de la austenita y de la ferrita, añadirán una nueva serie de parámetros y variables a tener en cuenta a la hora de realizar la unión. El estudio de estas variables y de los problemas en los que puedan derivar, conformarán la base de esta investigación.

1.5. Planteamiento para la consecución de los objetivos de la Tesis

El esquema de trabajo que se va a plantear para el caso de estudio, empezará tratando a fondo las particularidades de la soldadura de los aceros inoxidable y definiendo las problemáticas que puedan surgir, con ayuda de las referencias bibliográficas.

A continuación, se investigarán los recientes estudios de soldaduras de aceros austeníticos con ferríticos, para así poder proponer una aproximación a la hora de abarcar nuestro caso concreto de soldadura, tras haber realizado un análisis adecuado de los materiales a soldar y parámetros del equipo, para poder automatizar la soldadura por Láser de la manera más conveniente.

Posteriormente se tratarán el proceso y los parámetros de la soldadura con Láser de los aceros inoxidable, junto con el método de preparación para el proceso. Es importante comentar que los principales materiales que se tratarán en el estudio son el acero

Capítulo 1

inoxidable austenítico más común (AISI 304 – EN 1.4301) y el ferrítico más común (AISI 430 – EN 1.4016), al igual que sus variante AISI 301 y AISI 430 Ti. Como mapa de referencia inicial para ver las fases y problemas que puedan aparecer, se utilizarán fundamentalmente los diagramas constitutivos como el diagrama de Schaeffler de la Figura 1.13 y desde allí se evaluará la dirección a seguir a la hora de elegir los parámetros de soldadura.

Figura 1.13. Diagrama de Schaeffler para la determinación de la microestructura del acero inoxidable a partir del cálculo del cromo equivalente y níquel equivalente.

Luego se realizará el trabajo experimental en placas finas de acero inoxidable, en formatos de espesor entre 0,4 mm a 0,8 mm y en posición de soldadura por solape (una encima de la otra).

Por lo tanto, la composición del baño final vendrá en parte definida por el lado del material por el que se empiece a soldar y por la penetración de soldadura en el otro material. Debido a estos formatos de soldadura, se podrán utilizar energías de soldadura relativamente bajas y se llegarán a alcanzar elevadas velocidades de enfriamiento o de proceso, al igual que utilizar modos pulsados de soldadura.

Durante el estudio experimental se realizarán distintos barridos de parámetros, teniendo en cuenta la mayor difusividad térmica del acero inoxidable ferrítico frente al acero inoxidable austenítico, a la hora de calcular parámetros y profundidades en el paso de

Capítulo 1

una a otra soldadura, para evitar los posibles problemas que puedan aparecer en la soldadura de metales disimilares.

Con todos estos resultados, se harán las pruebas de validación de la soldadura que se consideren convenientes en función de los defectos que se pretendan encontrar y se intentara extrapolar todo lo aprendido a la generación de una metodología de trabajo, de cara a soldar formatos planos de aceros inoxidable disimilares de distintos espesores.

Llegado este punto se revisitarán las bases teóricas necesarias para conocer qué parámetros garantizarán unos buenos resultados en este tipo de soldadura y posteriormente aplicarlos en un caso de interés. Durante la realización de los experimentos en el caso práctico, se adaptarán las bases teóricas para el caso de interés para mostrar qué soluciones avanzan mejor en la dirección deseada.

A partir de los resultados, se elaborará un procedimiento para la búsqueda y optimización de parámetros, en caso de cambiar los formatos de acero inoxidable de partida que se quieran soldar.

Finalmente, se validará esta metodología con casos prácticos de interés industrial, viendo hacia dónde se puede mejorar el modelo y explicando los resultados para ser aprovechados en casos diferentes que compartan el punto en común de ser soldaduras que se beneficien de reducir el aporte térmico.

Una vez conseguidos los objetivos, como pasos futuros del estudio se intentará dirigir lo aprendido a distintas aplicaciones y combinaciones de soldadura inoxidable disimilar y a otros materiales del sector de los electrodomésticos en los que se encuadra esta Tesis.

Capítulo 2

2. Revisión sobre el estado del conocimiento de la soldadura láser de aceros inoxidables disimilares

2.1. El proceso de unión con láser de los aceros inoxidables

2.1.1. Introducción a la soldadura láser

La soldadura por láser se ha convertido en un proceso de fabricación industrial importante para unir una gran variedad de materiales metálicos y no metálicos. Con la evolución de la tecnología láser de alta potencia en las últimas décadas, la soldadura por láser es ahora capaz de unir secciones más gruesas, con una velocidad de procesamiento superior y una mejor calidad de la soldadura. Debido a la naturaleza sin contacto del procesamiento láser, es posible proporcionar un alto grado de automatización con sus respectivas ventajas económicas en el entorno industrial.

Aunque, la soldadura láser parece ser un procedimiento sencillo, presenta problemas importantes para producir soldaduras libres de defectos a alta velocidades y condiciones reproducibles. Esto requiere una profunda comprensión de los procesos subyacentes en las uniones con láser, junto con las interacciones con los materiales en el régimen de condiciones de soldadura.

Cuando un rayo láser irradia la superficie de un material, la energía absorbida provoca el calentamiento, fusión, o evaporación del material en función de la densidad de potencia láser absorbida. La condición general de proceso para soldar por láser es crear un charco de material fundido (baño de soldadura) sobre las superficies de las piezas superpuestas.

Capítulo 2

Para ello, hay dos enfoques generales en los procesos de soldadura por láser. El primer enfoque se denomina soldadura por conducción y en él las condiciones de procesamiento láser son tales, que la superficie del baño de soldadura permanece intacta. En este enfoque la transferencia de energía en la soldadura del material se lleva a cabo por conducción. Este enfoque es el menos utilizado.

El segundo enfoque y el más importante, se refiere a la soldadura por penetración profunda y corresponde a unas condiciones de procesamiento con láser que crean un "ojo de cerradura" o "keyhole" en el baño de fusión.

En general, la transición desde el modo de conducción y la soldadura por penetración profunda, se asocia con el aumento en la intensidad de potencia del láser o con el tiempo de irradiación, de tal manera que comienza la vaporización de la superficie en el baño de soldadura. El resultado es, que la presión de retracción inducida por la evaporación, forma una pequeña depresión en el baño de fusión, que posteriormente se convierte en un keyhole, por el desplazamiento hacia arriba de los lados de material fundido a lo largo de las paredes del ojo de la cerradura. La ionización posterior del vapor resulta en la formación de una nube de plasma. La energía del láser al entrar en la pared del keyhole, está determinada por la atenuación debido a la absorción de la energía del láser en la nube de plasma.

La Figura 2.1 presenta la geometría esquemática de una soldadura láser con penetración profunda.

Figura 2.1. Esquema del proceso de soldadura de penetración profunda con láser.

Esquema extraído de referencia [Dahotre08].

Capítulo 2

Dentro del keyhole, la energía del láser se refleja repetidamente (reflexión múltiple) con una eficiente absorción de Fresnel en las paredes perforadas. Así, el hueco juega un papel importante en la transferencia y distribución de la energía del láser en el material. La vaporización superficial, continúa en la pared del keyhole durante la soldadura por láser, manteniendo la cavidad y los materiales vaporizados y actuando en contra de la tensión superficial para mantener abierto el keyhole. La masa fundida se acelera hacia arriba y fluye continuamente saliendo fuera de la cavidad.

Las ecuaciones que explican las temperaturas alcanzadas durante la soldadura con láser, se desarrollan a partir de los principios básicos de transmisión de calor, como aparece en la siguiente fórmula tridimensional de la ecuación (1).

$$\alpha \left[\frac{\delta^2 T(x, y, z, t)}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 T(x, y, z, t)}{\delta y^2} + \frac{\delta^2 T(x, y, z, t)}{\delta z^2} \right] = \frac{\delta T(x, y, z, t)}{\delta t} \quad (1)$$

Desde esta fórmula, al añadirle el término referente al calor suministrado por el láser al material y desarrollando las fórmulas tridimensionales, llegaríamos a una solución con la forma de la ecuación (2).

$$T - T_0 = \frac{Q}{4\pi k} e^{-\frac{v\xi}{2\alpha}} e^{-\frac{vR}{2\alpha}} \quad (2)$$

En ésta fórmula el término Q' se refiere a la cantidad de calor por unidad de longitud, Q a la cantidad de calor total, k es la conducción térmica, R la distancia a la fuente de calor, ξ es la distancia desde el punto estudiado al punto de la fuente, v es la velocidad y α es la difusividad térmica.

2.1.2. Formación del baño de soldadura con láser

2.1.2.1. Modos de generación del baño de la soldadura láser

Como se comentó inicialmente, existen dos modos de soldadura con láser dependiendo de la densidad superficial de potencia utilizada. Para densidades bajas de soldadura, se tendrá un método de soldadura sin plasma en el que el calor irá penetrando dentro del material y fundiendo según supere la temperatura de fusión. Pero para densidades de energía más altas, se tendrá el método de soldadura por keyhole, en el cual el plasma será el que mantenga un canal en el interior permitiendo que la energía aportada se acerque más al fondo del baño de soldadura y avance a mayor velocidad y con una mayor eficiencia energética.

Capítulo 2

Así si fijándose en la Figura 2.2, se puede ver como en el método de conducción queda un perfil más redondeado y superficial mientras que en el método de keyhole queda un perfil más alargado. En ambos métodos los flujos en el baño suelen ascender por la zona central de mayor temperatura y volver por los laterales. Pero en el caso del keyhole por ser una situación inestable, el baño tiende a ser más inestable y tener turbulencias en la parte interior. Luego estos flujos se invertirán en ambos tipos de soldadura, cuando el Láser deje de actuar, dando lugar a la mezcla final.

Figura 2.2. Esquema de formación del baño en la soldadura por conducción (arriba) y keyhole (abajo) [Steen03].

Puesto que la eficiencia energética se calcula que puede llegar a ser hasta cuatro veces mayor en la soldadura por keyhole y puesto que en este tipo de soldadura se pretende calentar el mínimo para una profundidad dada, conocer los tiempos de formación del keyhole, el comportamiento del plasma y la evolución de la geometría del baño con el tiempo, será importante para sacar el máximo rendimiento a la hora de diseñar una soldadura de rendimiento de la energía.

Así, en la Figura 2.3 se puede apreciar la presión del plasma creado en la cavidad mantiene el flujo de líquido subiendo por el interior y bajando por gravedad por las paredes de la misma. El keyhole va penetrando con el tiempo hasta llegar a un punto de equilibrio en el cual el plasma no será capaz de evacuar suficiente líquido como para dejar una región más expuesta al Láser en el fondo.

Capítulo 2

Observando las presiones del plasma, se puede ver que las temperaturas alcanzadas están muy por encima de punto de fusión del estado sólido, pudiendo alcanzar suficiente presión como para proyectar el material fundido fuera del baño, generando salpicaduras en caso de sobreexcitarse con demasiada energía. Paralelamente vemos que las velocidades alcanzadas en el plasma, garantizan una disipación del keyhole fuera de la región de soldadura, en cuestión de centenas de microsegundos o pocos milisegundos. Esto será importante a la hora de calcular el tiempo entre ciclos en la soldadura pulsada.

Figura 2.3. Distribución de la temperatura (arriba), presión (medio) y velocidad (abajo) del plasma durante la ablación con Láser del aluminio tras 100 ms de funcionamiento [Mościcki11].

Capítulo 2

Con esta información, si se pretende profundizar más en el baño de soldadura con láser, existirán principalmente dos vías:

La primera será aumentar el tamaño de la huella manteniendo la densidad de potencia. La forma geométrica del keyhole suele ser similar en los distintos Láseres para un mismo material, por lo que si se aumenta el diámetro de la cavidad se puede conseguir llevar el fondo de la cavidad a mayor profundidad. El problema de este método es que para mantener la densidad de potencia habrá que aumentar la potencia con el cuadrado del incremento del radio y esto significa tener un Láser mucho más potente.

El segundo método para obtener mayor penetración es aumentar la densidad de potencia manteniendo el mismo tamaño de huella. Este método se basa en aumentar el calentamiento y la presión del plasma en la cavidad hasta valores como los que se pueden ver en los siguientes modelos de la Figura 2.3 de ablación con Láser del aluminio. Como se puede observar, estos valores del plasma serán casi instantáneos ya que en estas condiciones el plasma se disipara a muy elevadas velocidades.

Aunque aumentar la densidad de potencia es el método más habitual, tiene grandes complicaciones. La primera es que con el aumento de presión sobre el baño [Jain15] e inestabilidad del plasma, suelen aparecer más salpicaduras en la superficie y proyecciones de material al exterior.

La segunda es que con el aumento de temperatura de la cavidad tanto en el plasma como en el baño, se forman gases y compuestos en el metal, que en el caso de la mezcla de acero con aluminio aumentará la formación de compuestos intermetálicos que serán muy perjudiciales para la resistencia de la soldadura.

Finalmente el tercer problema de este método será que si se aumenta mucho la densidad de potencia, se puede llegar a dar el fenómeno de apantallamiento del plasma, que impide seguir profundizando. Este problema sin embargo, se podrá evitar realizando breves pausas entre pulso y pulso para evacuar el plasma que está apantallando. Fijándose en las velocidades de la anterior figura, se observa como la velocidad de evacuación del plasma en la región central ronda los 10000 m/s. Para estas velocidades, con un intervalo entre pulso y pulso de unos 10^{-5} segundos, debería ser suficiente para evacuar todo el plasma

Una vez el Láser deja de aportar energía a la pieza, desaparece todo el plasma de la cavidad y se produce un flujo inverso en el keyhole, en el cual por gravedad el material vuelve al centro de la cavidad (Figura 2.4).

Capítulo 2

Este proceso puede originar cavidades de gas de aire retenido en el fondo de la cavidad para perfiles más alargados, y asegura que en la soldadura disimilar sea muy difícil no mezclar los metales implicados en el baño, por lo que los materiales menos densos tenderán a ir a la superficie y los más densos al fondo del baño.

Figura 2.4. Esquema mostrando la formación de grandes huecos debido al llenado incompleto del keyhole durante la soldadura Láser [Dahotre08].

2.1.2.2. Dinámica del baño de la soldadura láser

Si se suelda con el Láser, los cuatro parámetros principales que se tendrán en cuenta para controlar las características del baño de soldadura serán la potencia, el tiempo (o velocidad), la frecuencia y el factor de trabajo del Láser. Así al variar estos cuatro parámetros se obtendrán distintas distribuciones de calor en el baño de soldadura, y en la zona afectada térmicamente.

Como se ha visto, las temperaturas que se alcanzan en la cavidad del plasma, pueden superar los 20.000 °C. Este plasma en condiciones normales tiende a expandirse hasta los bordes sólidos del material, y a sobresalir ligeramente por encima de la superficie. A partir de esa temperatura máxima del plasma, las temperaturas del baño irán bajando gradualmente, según se vaya pasando a la zona de fase vapor, fase líquida y zona afectada térmicamente del baño (Figura 2.5)

De las figuras se observa como aunque el Heat input (aporte de calor), podría servir como una referencia inicial a la hora de tener una referencia energética de la soldadura y de la ZAT (zona afectada térmicamente), la distribución de temperaturas real, dependerá de muchos más factores como la geometría del baño y la velocidad de formación y solidificación del mismo.

Capítulo 2

Por lo tanto, cuando se suelde habrá que intentar controlar el destino de toda la energía aportada equilibrando los distintos parámetros que en el caso de referirse a la energía que termina en el baño de soldadura, se denomina eficiencia energética de la soldadura. Relacionando esto con la soldadura del acero inoxidable, el objetivo será conseguir controlar la energía aportada con el láser, como para obtener penetraciones elevadas sin sobrecalentar el baño. Esto como se ha visto, es el origen de la generación de fases frágiles y del heat tint en la ZAT, que provoca corrosión en la misma. A parte, el reducir esta temperatura, puede disminuir el gradiente de temperatura que en última estancia también está relacionado con las tensiones residuales de soldadura.

Figura 2.5. Modelización del perfil de temperaturas en un baño de soldadura con láser [Zhou07].

Capítulo 2

En cuanto a los tiempos de enfriamiento del baño de soldadura, en la Figura 2.6 se calcula que para un spot de 0,5 mm y sin sobrecalentamiento de la pieza, la base de la soldadura tarda unos 20 ms en solidificarse y el baño completo unos 50 ms. Además se estima que el tiempo habitual que tarda la cavidad del keyhole en cerrarse, va de 5 ms a 10 ms, disminuyendo según aumente la fluidez del material fundido.

Figura 2.6. Modelización y evolución de la dinámica del baño de la soldadura láser con el tiempo [Zhou07].

Tras este punto, luego tarda del orden de 5 ms en llenarse el fondo de la cavidad, por lo tanto la mayor parte de la mezcla sucede en la parte intermedia e inferior de la

Capítulo 2

soldadura, que será donde se acumula la mayor parte del líquido. Esta mezcla se da principalmente en el eje central que es donde existen mayores perfiles de velocidades y donde a veces aparecerá aluminio en la superficie. Esto será importante más adelante a la hora de estimar la mezcla entre los distintos materiales disimilares, ya que explica cómo la composición del baño será más un término medio de las aleaciones base, que un cambio gradual de una a otra.

2.1.3. Perfil y relación de aspecto del baño en los puntos de soldadura

Como se mencionó anteriormente, la forma del keyhole suele ser similar para un mismo material dependiendo la potencia utilizada y la divergencia del haz del láser. Así para un perfil típico de haz, la superficie tendrá una zona fundida generalmente mayor a la huella del haz y luego una profundidad principalmente relacionada con la potencia del haz y ligeramente relacionada con la longitud de cuello del haz según su proyección dentro del keyhole (Figura 2.7).

Figura 2.7. Esquema relacionando el área de la sección transversal del haz (A_b) y la superficie del área soldada (A_w) [Xiaodong10].

Pero hay que matizar que el perfil de keyhole no se crea instantáneamente, ni absorbe en todo momento igual la potencia del haz [Dworak12], sino que necesita un tiempo de penetración hasta llegar a un punto estable. Es por ello, que en los instantes iniciales cuando todavía no se ha calentado el baño como para llegar a formarse el plasma, la

Capítulo 2

forma del perfil es más redondeada que en la soldadura por keyhole. Como se observa en la Figura 2.8 la relación de aspecto (profundidad de penetración/anchura de soldadura) en los primeros instantes es más baja, y luego conforme va pasando más tiempo la relación de aspecto va aumentando hasta llegar a un punto de estabilidad en el cual ya apenas cambia. Este tiempo que se necesita para llegar a la estabilidad, será más elevado en el caso de materiales con mayor difusividad térmica como el aluminio, que en otros con menor como el acero, estando la difusividad relacionada con la forma final del baño de soldadura.

Figura 2.8. Relación de aspecto (profundidad/anchura) de la soldadura con Láser para 15GW/m² [Xiaodong10].

2.1.4. Porosidad en el cordón de la soldadura de acero inoxidable

Durante el proceso de soldadura con Láser, un fallo que se suele encontrar en soldaduras profundas es la formación de porosidades en el interior y superficie de la soldadura. Esta formación de poros provoca una disminución en el volumen sólido del baño y puntos de concentración de tensiones, que se traducen habitualmente en un agrietamiento o rotura tras la soldadura o durante el servicio de la pieza.

La formación de porosidades en la soldadura Láser suelen provenir de dos orígenes distintos: porosidad debida a gases emitidos dentro del baño de soldadura y cavidades dentro del "keyhole".

El primer caso de porosidad es el más habitual en todos los tipos de soldadura disimilar. Esto sucede como consecuencia del sobrecalentamiento que sufre el material con menor

Capítulo 2

temperatura de fusión, llegando a veces a superar el punto de evaporación de alguno de sus aleantes y creando bolsas burbujas de gas en el seno del material fundido.

Otros elementos muy comunes que generan este tipo de porosidad, son aquellos que provienen de agentes externos como la humedad del ambiente, la suciedad superficial, o el hidrógeno y el nitrógeno de los gases de protección.

Es importante para evitar este tipo de porosidad en la soldadura, el control minucioso de los parámetros del Láser, principalmente la velocidad y la potencia como se muestra en la Figura 2.9. En esta se puede comprobar, como la aparición de porosidades está también relacionada con la cantidad de baño de soldadura producido y la posibilidad de evacuación de las burbujas en el mismo según la velocidad. Así, las soldaduras con mayor potencia y menor velocidad, serán las que tengan mayor probabilidad de aparición de poros.

Figura 2.9. Esquema de la formación de porosidad por emisión de gases para: a) potencia media y baja velocidad b) potencia alta y baja velocidad c) potencia alta y media velocidad d) potencia alta y alta velocidad [Katayama12].

Capítulo 2

Por lo dicho, un apunte importante para evitar la porosidad aparte de modificar los anteriores parámetros será asegurarse de limpiar bien las piezas antes de empezar a soldar, impidiendo la entrada de elementos no deseados y de bajo punto de evaporación dentro de la soldadura. Otra posible solución para minimizar la entrada de éstos, es la utilización de un gas inerte o de alguna protección, que evacue posibles vapores y sustituya o estos gases.

2.1.5. Cavidades en el interior del baño de la soldadura por láser

El segundo defecto común en la soldadura continua son las cavidades en el keyhole como se observa en la Figura 2.10. Cuando se forma el "keyhole", el material pasa a estado gaseoso y después a plasma, acumula suficiente presión como para mantener el volumen fluido en las paredes sin llegar a entrar en la cavidad del "keyhole". Pero cuando el Láser deja de emitir o cuando el tiempo entre pulsos es suficientemente elevado, el material fundido pasa a rellenar la cavidad por efecto de la gravedad y a veces al tocar las paredes de la cavidad, solidifica sin llegar a dejar salir al plasma al exterior.

Figura 2.10. Evolución temporal del baño de soldadura con alta relación de aspecto profundidad/penetración [Zhou07].

Por medio del análisis numérico se comprueba que a través de la modificación del perfil de pulso Láser y su enfoque, se puede conseguir actuar sobre la fluidez del material, permitiendo que el material llegue a rellenar la cavidad a tiempo sin retener gases en su interior. Para ello, la solución más sencilla es añadir un pulso de precalentamiento o de

Capítulo 2

post-calentamiento, que actúe sobre la fluidez del baño y sus propiedades térmicas, como se observa en la Figura 2.11.

Figura 2.11. Evolución temporal del baño de soldadura de alta relación de aspecto, tras mejorar la fluidez con un post-calentamiento [Zhou07].

2.1.6. Distorsión térmica en el baño de la soldadura láser

Los problemas de distorsión térmica en el baño de soldadura, tienen su origen en las distribuciones no uniformes de calor dentro del seno del material y durante el proceso de soldadura y enfriamiento. Estas distribuciones no uniformes, generan unos gradientes o diferencias térmicas que van asociadas a procesos de expansión y compresión de los materiales.

Puesto que su magnitud dependerá de los valores absolutos de las fuerzas generadas en los procesos de expansión y compresión, la distorsión térmica irá ligada a la cantidad de material afectado por las mismas. Así las soldaduras pequeñas habitualmente sufrirán menos problemas de distorsión térmica que las soldaduras gruesas.

En cuanto a la consecuencia de los fenómenos de distorsión térmica y dependiendo de su magnitud y de las propiedades del material soldado, se traducirá principalmente en dos tipos de fenómenos, las tensiones residuales y el agrietamiento derivado de la acumulación excesiva local de las mismas.

Capítulo 2

2.1.6.1. Tensiones residuales en el baño y deformaciones

Antes de realizar cordones o puntos de soldadura con láser, hay que tener en cuenta que por ser un proceso térmico muy intenso, pueden tensiones residuales graves generadas dentro y alrededor del baño de soldadura. Estas tensiones son muy importantes porque si superan el límite de rotura de la pieza podrán generar grietas y si no lo superan, podrán, o bien producir deformaciones plásticas en el material, o permanecer en el mismo para sumarse a las fuerzas externas, pudiendo en algunos casos aumentar la carga elástica y de rotura y en otros disminuirla.

Habitualmente las tensiones residuales en soldadura tienen de origen el gradiente térmico, puesto que se producen principalmente por fenómenos de embridamiento de esfuerzos (o impedimento de las deformaciones de compresión y tracción). Éstas normalmente serán mayores en las zonas centrales del baño y menores en los laterales. Además, las tensiones de tracción suelen ir seguidas de zonas de compresión en el área circundante como se observa en la Figura 2.12.

Figura 2.12. Esfuerzos residuales de tensión y compresión a lo largo de un cordón de soldadura: a) esfuerzos paralelos a la soldadura, b) esfuerzos transversales a la soldadura [Gonzalez06].

Capítulo 2

En base a esto, para reducir las tensiones residuales, cuando se realicen varios cordones de soldadura o puntos de soldadura, se tiene que intentar que la distribución de calor a lo largo de las piezas sea lo más uniforme posible de tal manera que se minimicen las tensiones residuales. Para ello, se puede calcular la separación de los baños de soldadura para que las tensiones de tracción de un baño se compensen con las tensiones de compresión de los otros, pero con cuidado de no superar el umbral de rotura que supondrá la generación de grietas.

Otra práctica común para evitar estas tensiones residuales, es realizar un precalentamiento de soldadura o post-calentamiento de la misma, para reducir el gradiente térmico y uniformar la misma. Esto en cierta manera también se consigue en la soldadura controlando la velocidad o la distancia y tiempo entre puntos en la soldadura pulsada. El problema de esta práctica de precalentar o postcalentar en algunos materiales como el acero inoxidable, es que podrá jugar en contra de la resistencia a corrosión de la soldadura y de la formación de fases no deseadas en la misma.

Finalmente, un factor de diseño que ayuda a reducir estas tensiones es el reducir la cantidad de baño de soldadura siempre que sea posible. Puesto que el volumen del baño de soldadura y zona afectada térmicamente están relacionados con los valores absolutos de esfuerzos generados y tensiones térmicas, el reducir la cantidad de soldadura si bien puede aumentar los gradientes térmicos locales, normalmente disminuirán los picos de esfuerzos totales.

2.1.6.2. Grietas de dilatación y contracción en la soldadura

Las grietas en la soldadura, que son una consecuencia de la distorsión térmica, provienen de dos orígenes principalmente: grietas debidas al aumento de las dilataciones y contracciones en la soldadura y grietas debidas a la disminución de la resistencia del material o aparición de fases frágiles. Ambas estarán relacionadas con el calor total aportado a la soldadura y los gradientes térmicos.

En el primer tipo de grietas, el mecanismo por el cual se produce la aparición de tensiones de dilatación y contracción o tensiones residuales, que a su vez están relacionadas con las variaciones de volumen desiguales entre ambos materiales, debido a sus muy distintas propiedades térmicas y mecánicas como la elasticidad.

Esta situación sucede principalmente debido al mayor volumen específico de la fase líquida del mismo o sólidos a alta temperatura y a los altos gradientes térmicos que aparecen en el proceso de soldadura. Pero también se pueden deber puntualmente a la

Capítulo 2

aparición de cambios de fase con distinto volumen específico en el seno del material, como es el caso de la aparición de martensita en los aceros.

En la Figura 2.13 se muestra, como el cambio de fase suele provocar un aumento del volumen del baño de soldadura, provocando a veces que el material sobresalga por encima del nivel de la superficie tras la contracción y generando fuertes tensiones residuales tras el enfriamiento.

Figura 2.13. Esquema de los cambios de volumen y tensiones producidas en la soldadura [Gonzalez06].

Este fenómeno de dilatación y contracción no uniforme genera las tensiones residuales, que de llegar a superar la tensión de rotura del metal base, dará lugar a la aparición de grietas. Este tipo de grietas, son más comunes en las geometrías que concentran tensiones o en las soldaduras de metales disimilares, con propiedades térmicas distintas.

Para este tipo de grietas, las soluciones son similares a las de las tensiones residuales, evitando el embridamiento. En el caso estudiado de soldadura disimilar, se intentará sortear el problema evitando los baños grandes de soldadura y procurar el calentamiento mínimo para llegar a la fusión de los materiales. En el caso del láser, esto se consigue principalmente mediante la soldadura con ayuda del "keyhole" que permite aumentar la eficiencia energética y reducir el volumen del baño.

2.1.7. El coloreado térmico de la capa pasiva o “heat tint”

Cuando se suelda acero inoxidable, uno de los puntos más críticos para guiarse de cara a conocer la calidad de la soldadura es el llamado “heat tint” o coloreado térmico de la soldadura. Los fundamentos del heat tint, son comunes con otros procesos térmicos en inoxidables como el marcado láser o los coloreados electroquímicos.

Capítulo 2

Básicamente, el heat tinting es un fenómeno de iridiscencia provocado por la refracción y reflexión de la luz a través de la capa pasiva del acero inoxidable Figura 2.14. Cuando la luz incide sobre la capa pasiva de óxido de cromo (Cr_2O_3), esta es reflejada en una fracción de vuelta, mientras que otra fracción es transmitida a su interior debido al carácter semitransparente de la capa de óxido de cromo. Una vez llegada esta fracción al material base del acero inoxidable, la luz vuelve a ser reflejada y transmitida en determinadas proporciones. Esta luz reflejada en la segunda capa, al haber realizado un trayecto de vuelta más largo que la reflejada en la primera y a menor velocidad, se sumará amplificando una determinada longitud de onda que esté en fase en ambas reflexiones. Por lo tanto, dependiendo del tamaño de la capa de óxido de cromo, se amplificarán determinados colores frente a otros.

Figura 2.14. Esquema del fenómeno óptico provocado en el “heat tint” del acero inoxidable [EuroInox11].

2.1.7.2. Relación del heat tint con el ciclo térmico de la soldadura

Puesto que como se comentó anteriormente, la capa pasiva del acero inoxidable es relativamente fina (1 - 4 nm), en un acero inoxidable cuya capa de óxido de cromo no haya sido recrecida, la luz amplificada estará muy por debajo del rango de longitud de onda visible y no se podrá detectar prácticamente. Pero durante un ciclo térmico a elevadas temperaturas y en presencia del oxígeno de la atmósfera, la capa de óxido de cromo crecerá a mayor velocidad, llegando a alcanzar los tamaños críticos que son necesarios para provocar los fenómenos de iridiscencia en el acero inoxidable.

Así en la Tabla 2.1 vemos, como los distintos colores alcanzados en la ZAT de la soldadura, estarán relacionados con las distintas temperaturas características alcanzadas

Capítulo 2

para en cada región. Puesto que el tiempo de permanencia a cada temperatura, variará mucho de unos métodos de soldadura a otra, estos colores serán sólo una aproximación.

Tabla 2.1. Temperaturas aproximadas alcanzadas en las regiones de la zona afectada térmicamente (ZAT) de una soldadura de inoxidable austenítico AISI 304 [Kimbrell11].

Color formado	Temperatura aproximada en C°
Amarillo pálido	290
Amarillo paja	340
Amarillo oscuro	370
marrón	390
Marrón púrpura	420
Púrpura oscuro	450
Azul	540
Azul oscuro	600

En cuanto a la razón de que los colores de soldadura no correspondan completamente con los colores del marcado o coloreado electrolítico se debe a que al ser el tiempo de permanencia también elevado dentro del rango de aparición del óxido de hierro (Fe_2O_3), el color de la hematita aparecerá mezclado con el color del óxido de cromo., produciendo esos tonos crecientemente marrones de la Figura 2.15.

Figura 2.15. Coloreado de la soldadura a alta temperatura: menor (arriba) y mayor (abajo) [Kimbrell11].

Capítulo 2

2.1.7.3. Relación del heat tint con la corrosión en la soldadura

Como se ha comentado anteriormente, la aparición de heat tint en la soldadura está íntimamente ligada con la aparición de óxido de hierro en la capa pasiva de la misma. Se sabe que uno de los principales factores que le da a las capas pasivas de óxido la capacidad de protección del sustrato metálico es el hecho de tener una densidad de la capa de óxido, similar a la del sustrato no oxidado, manteniendo así el volumen y la uniformidad de la misma sin producir grietas ni cavidades.

Por ello, en el momento en el que la capa pasiva de óxido de cromo queda contaminada con óxido de hierro, la capacidad protectora de la misma quedará comprometida reduciendo mucho su efecto protector.

En la Figura 2.16 se puede observar una polarización lineal de una soldadura de acero austenítico frente a la misma soldadura después limpiar el coloreado térmico superficial mediante tratamiento químico. En ella se observa en el eje x la densidad de corriente o velocidad de oxidación, para distintos potenciales electroquímicos o agresividades del medio (eje y). Analizando los datos, se comprueba la desaparición en el heat tint, del efecto de pasivación y de reducción de la velocidad de corrosión en distintos medios.

Figura 2.16. Polarización lineal de una muestra soldada con “heat tint” y de la misma muestra tras una limpieza química [Tuthill99].

Estudiando las resistencias a la corrosión por medio de los análisis electroquímicos como la polarización anterior, comprobamos como a mayor permanencia a alta temperatura, mayor daño en la capa pasiva (Figura 2.17). Así observando el potencial de resistencia a la picadura, vemos que esta resistencia va bajando progresivamente desde

Capítulo 2

los 600 mV hasta prácticamente 0 mV alrededor de los 1000 °C (que es como no tener ningún efecto protector de la capa pasiva). Mientras que 150° C es la frontera a partir de la cual se empieza a notar el efecto de pérdida de protección de la capa pasiva.

Figura 2.17. Potencial de resistencia a picadura del heat tint de soldadura de inoxidable, según la temperatura alcanzada en cada zona para 200, 500, 100 y 22000 ppm de Cl [Elshawesh04].

2.1.7.4. Corrosiones generadas en el coloreado de la ZAT

La presencia del heat tint es un problema en los aceros inoxidables, ya que como se ha visto, comprometerá la capacidad protectora de la capa pasiva. Así se puede relacionar la presencia del coloreado en la soldadura de inoxidables, con las siguientes corrosiones en la zona afectada térmicamente (ZAT) y en la propia soldadura:

-Corrosión por picaduras: esta es la una corrosión más común en la soldadura de inoxidables y su zona afectada térmicamente, ya que la capacidad protectora de la capa pasiva para los ambientes más agresivos queda reducida por la presencia de Fe_2O_3 .

-Corrosión en rendijas: esta corrosión cuya resistencia está muy ligada a la resistencia a corrosión por picaduras, debe ser tenida muy en cuenta para aquellas soldaduras de inoxidables que estén en zonas con difícil acceso o cuya propia geometría genere resquicios o irregularidades.

-Corrosión bajo tensión o SCC: esta corrosión se debe al efecto combinado de las tensiones residuales de la soldadura con la aparición de zonas de concentración de tensiones debido a la corrosión. Así, este tipo de corrosión es más común en soldaduras de gran espesor de inoxidable, que puedan acumular mayor cantidad de tensiones residuales y heat tint.

Capítulo 2

-Corrosión intergranular y corrosiones relacionadas: la corrosión intergranular de por sí, no tiene porqué aparecer en la ZAT, pero puesto que está estrechamente ligada a la precipitación de carburos por calentamiento, aparecerá en aleaciones con propensión a la sensibilización. Al igual que esta corrosión, hay otros tipos de corrosión como la inducida por microorganismos (MIC) que tenderá a crecer en las zonas más irregulares del heat tint.

2.1.7.5. Principales soluciones para evitar la aparición del heat tint

En cuanto a las soluciones para evitar el heat tint, estarán íntimamente ligadas a los principales factores que afectan a la aparición del mismo. Así estos factores serán los siguientes:

-La cantidad de calor de soldadura o “heat input”, es el factor fundamental en la aparición del coloreado en la soldadura, ya que tiene una relación directa con el tiempo de permanencia a alta temperatura de la misma.

-La capacidad de disipación de calor de la muestra, ya que las muestras finas tardarán más tiempo en disipar el calor que las muestras gruesas y el acero inoxidable austenítico en general más que el acero inoxidable ferrítico.

-Puesto que el oxígeno es determinante a la hora de producir óxidos con el calentamiento, cualquier factor que pueda aumentar la aparición de oxígeno podrá afectar a la corrosión. Así, la humedad en el gas de protección o en la propia muestra, es un factor muy importante de cara a determinar la aparición de heat tint.

-Finalmente, las condiciones en las que se encuentra la superficie, en cuanto a limpieza, restos orgánicos, o tratamiento térmico y rugosidad de la misma, también tendrá un efecto importante en la aparición del heat tint.

Entonces, a partir de estos factores de aparición del óxido, las principales soluciones para evitar el coloreado de la soldadura de inoxidable y por tanto su debilitamiento ante los agentes corrosivos, serán:

- 1) **Realizar una soldadura con bajo aporte de calor o “Heat input”** y controlar los ciclos térmicos: este es el factor en el que es más fácil actuar, al no requerir de ningún proceso adicional a parte del escaneo y control de los parámetros de soldadura.

Capítulo 2

- 2) **Utilizar algún medio para fomentar la disipación acelerada de calor:** entre estos medios el más común es utilizar apoyos para las muestras de soldadura de materiales con alta capacidad de disipación como puede ser el aluminio o el cobre. También existen otras vías directas como la utilización de gases para refrigerar la soldadura como veremos a continuación.
- 3) **Uso de gases inertes o reductores:** aparte de su capacidad para refrigerar, los gases de protección en la soldadura, evitan el contacto de la soldadura con el oxígeno de la atmósfera y en el caso de las mezclas con hidrógeno reductoras, pueden llegar a tener capacidad de limpieza de óxidos y heat tint.
- 4) **Limpieza y preparación de la superficie:** posiblemente el método menos industrializable de todos, ya que obliga a añadir pasos adicionales a la soldadura. Este método puede pasar desde la limpieza previa de grasas y agentes orgánicos con reactivos suaves, a decapados químicos más severos o con decapados mecánicos y por supuesto, la limpieza del heat tint posterior o pasivado.

2.1.8. Últimos avances en la soldadura láser

En cuanto a los parámetros del láser, finalmente habría que comentar que en los últimos años se han hecho progresos significativos para mejorar la calidad de las soldaduras por Láser, la eficiencia de la soldadura y la productividad [Katayama13]. Algunas de las principales áreas que últimamente están atrayendo interés se explican a continuación:

- 1) **Soldadura Láser aumentada por arco (soldadura híbrida):** Este proceso consiste en la aplicación de un arco eléctrico en el keyhole o en la zona de interacción Láser-materia, durante la soldadura. Se ha observado que este proceso da una velocidad de soldadura hasta cuatro veces la velocidad obtenida con soldadura Láser normal. La soldadura híbrida con Láser muestra características similares al proceso de soldadura por Láser. La corriente del arco juega un papel importante en determinar si se produce penetración completa de la soldadura, por eso se han realizado muchos estudios para determinar la influencia de la corriente del arco sobre la velocidad de soldadura y la susceptibilidad a formar defectos de soldadura. La velocidad máxima de soldadura, aumenta con el aumento de corriente del arco y con la disipación de energía dentro del keyhole, que resulta en un mayor volumen de líquido alrededor de la cerradura y en una anchura mayor de la soldadura. Además, este aumento del volumen del líquido alrededor del keyhole, reduce la susceptibilidad a formar defectos de soldadura. Por todo ello, este tipo de soldadura se presenta como una buena alternativa a los procesos de

Capítulo 2

soldadura de alta potencia y se sigue evolucionando el proceso con la aplicación de nuevas técnicas como los algoritmos genéticos [Chandrasekhar17].

- 2) Soldadura Láser con haz doble o multihaz: El uso de dos haces Láser para soldar, se empezó a estudiar a principios de los noventa. Este proceso ofrece ventajas significativas en términos de calidad de la soldadura. Se observa por ejemplo que la soldadura con doble haz Láser de láminas de aluminio, da lugar a una reducción significativa en la porosidad cuando el segundo haz está desenfocado. Esto se atribuye a la mejor estabilización del keyhole a través de la optimización de los parámetros del Láser, gracias a la posibilidad de controlar los parámetros de ambos láseres independientemente durante el proceso y a la flexibilidad que ello confiere.

Dado que la potencia media del Láser de Nd:YAG es menor que la del láser de CO₂, el uso del doble haz en el Láser de Nd:YAG es particularmente atractivo, debido a la mayor capacidad de absorción de los metales de este tipo de láser. La soldadura por Láser con dos haces a partir de una fuente de Láser único, también ofrece un control mejor sobre la microestructura de la soldadura y de la productividad. Uno de los haces se puede utilizar para la fusión de la pieza trabajada, mientras que el otro haz se puede utilizar para precalentar la pieza de trabajo por delante del haz de soldadura o calentar a posteriori la soldadura, dando lugar a su correspondiente tratamiento térmico. La distancia entre los dos haces se puede ajustar para controlar los efectos térmicos. La soldadura por láser con división de haz ofrece también ventajas en los metales endurecibles. Estas ventajas provienen de una mejor calidad de soldadura, obtenida gracias a unas tasas de refrigeración más convenientes que en la soldadura de haz único.

- 3) Soldadura Láser de Tailored-Blanks: Uno de los mayores retos a los que se enfrenta hoy en día la industria automotriz, es producir coches de alto rendimiento a un coste mínimo. Una manera de conseguirlo es reducir el peso total del vehículo mejorando el gasto de combustible y reduciendo las emisiones. Se puede lograr una reducción significativa en el peso del vehículo mediante la soldadura de las piezas en bruto (de distintos materiales, espesores, propiedades, tratamientos superficiales, etc.) en una sola "plancha soldada a medida" o Tailor-welded Blank (TWB) [Assunção10]. La soldadura por Láser ha demostrado tener gran éxito en las soldaduras TWB, dando lugar a beneficios sustanciales en los costes debido a la reducción en el número de troqueles, la minimización de desechos, la reducción en el número de pasos del proceso, etc. Además, la soldadura Tailor-Blank ofrece mejoras significativas en la exactitud dimensional y

Capítulo 2

en las propiedades de los componentes formados. Esta soldadura supone un reto debido importante debido a las diferentes propiedades de las planchas soldadas, pero los parámetros de procesamiento del Láser pueden ser eficazmente optimizados para lograr los resultados deseados.

2.2. Soldadura láser de la combinación disimilar ferrítico-austenítica

Como se ha mencionado anteriormente, la soldadura de metales disimilares, presenta desafíos significativos debido a las distintas propiedades físicas y químicas entre ambos materiales, como composición, la absorbancia superficial, el punto de fusión, la conductividad térmica y el coeficiente de expansión térmica.

Tales diferencias en las propiedades de los materiales implicados, pueden resultar en la formación de fases intermedias perjudiciales en la junta de soldadura y en otros problemas varios que acaban dando lugar a la degradación de las propiedades mecánicas y de resistencia en la unión.

Otro problema de las uniones en los metales disimilares, se da a la hora de escoger los parámetros óptimos de soldadura, ya que estos parámetros en general no coinciden con los parámetros óptimos de la soldadura de cada uno de los dos metales por separado. El resultado suele conducir a fundir excesivamente uno de los dos materiales e insuficientemente el otro metal, derivando en agrietamientos en caliente, degradación de los metales y posibles problemas de corrosión.

La soldadura por Láser ofrece ventajas significativas sobre los procesos convencionales de soldadura de fusión, para aplicaciones de soldadura disimilares. Esto incluye una mejor calidad de soldadura, una mayor productividad y una mayor flexibilidad. Más importante aún, los parámetros de soldadura por Láser pueden ser optimizados más fácilmente, para cubrir una gama amplia de combinaciones de metales diferentes.

Pero primero, debemos conocer al detalle las propiedades de los metales implicados, las particularidades en la soldadura y los principios subyacentes de soldadura por Láser, de cada uno de los metales implicados.

2.2.1. Soldabilidad de las uniones ferrítico-austeníticas

Sin entrar en los defectos particulares de las soldaduras ferrítico-austeníticas, a nivel microestructural, estas soldaduras guardarán cierta similitud con las soldaduras de los aceros dúplex, al estar compuestas por distintos porcentajes de ferrita y austenita. La composición del baño final, dependerá principalmente del coeficiente de dilución de

Capítulo 2

ambas mezclas, que estará principalmente relacionado con la proporción de material fundida en el baño. A partir de este coeficiente, se podrá aproximar la posición en microestructura del baño de soldadura final, con el diagrama de Schaeffler.

2.2.1.1. Cálculo de la microestructura en la unión ferrítico-austenítica

El coeficiente de dilución en soldadura es el cambio en la composición química del metal de aporte causado por la mezcla que ocurre con el metal base o bien con los cordones de soldadura previamente depositados. Y el coeficiente de dilución expresa el grado de mezcla del metal empleado como aporte con la pieza a rellenar (figura). Según su valor, la composición del cordón puede variar significativamente y a la vez modificar las características de resistencia al desgaste de la superficie en el caso de haber material de aporte.

Como se extrae de la Figura 2.18, la dilución es expresada como la relación del área del metal base B que se funde (A_{MB}) y del área total fundida, que será la suma del área de substrato fundida, A_{MB} , y el área del metal base A o de aporte (A_{MA}). Lo más frecuente, como lo evidencian prácticamente todos los trabajos citados, es el estudio sobre el efecto de los parámetros de proceso, sea sobre la influencia en la geometría, en el caso de la soldadura de materiales base de igual composición, o sobre la dilución en el caso de la soldadura de materiales base disimiles.

Figura 2.18. Representación esquemática de las áreas de un depósito de soldadura:
 A_{MB} -sección del metal base B; A_{MA} -área del metal base A o de aporte[Cruz-Crespo11]
[Cruz-Crespo11][Cruz-Crespo11][Cruz-Crespo11][Cruz-Crespo11].

Así, sumado al uso del Diagrama de Schaeffler se podrá determinar, entre otros datos, la estructura final del metal base, del material de soldadura y del depósito soldado, y por ende las características mecánicas del cordón de soldadura obtenido, para lo cual será necesario conocer la composición química de los materiales en cuestión.

Como se sabe, el cromo es un elemento alfégeno que promueve la formación de la ferrita, mientras que el níquel (austenítico) es gammágeno y se opone a dicha

Capítulo 2

En la figura adjunta se representa una aplicación práctica del diagrama de Schaeffler, donde los puntos 1 y 2 en color rojo sobre el diagrama representan la composición química de las dos piezas de metal base que se pretenden soldar (en este caso, el metal base 1 es una pieza de acero inoxidable austenítico y el metal base 2 un acero inoxidable martensítico). Como se sabe, durante la ejecución de la soldadura el foco de calor que genera el baño de fusión, fundirá también parte del metal base de ambas piezas, las cuales se van a mezclar.

Las piezas del metal base podrán ser disímiles, es decir, piezas de aceros inoxidables de familias distintas, por ejemplo, una pieza de acero inoxidable austenítico que se pretenda soldar con otra pieza de inoxidable martensítico. Si por las condiciones de preparación de bordes permiten que ambos materiales participen en similar proporción y por lo tanto tengan un coeficiente de dilución de 0,5 (piezas de igual espesor, con igual bisel, igual precalentamiento de ambas piezas, arco simétricamente direccionado...) el punto en el diagrama que representa la mezcla de ambas piezas de metal base se situará en un punto intermedio de la recta que une los puntos 1 y 2 (punto 3).

Por otro lado, haciendo uso de las expresiones anteriores se determina el valor de Cromo-equivalente y Níquel-equivalente del metal de aporte. En el diagrama dicho metal de aportación quedará representado con el punto 4. El punto final que representa la mezcla final resultante del cordón de soldadura (mezcla de los metales bases y del metal de aporte) se situará en un punto de la recta que une el punto 3 con el punto 4.

Este punto final (punto 5 en el diagrama adjunto), que se situará en la recta que une los puntos 3 y 4, estará más o menos cerca de uno u otro extremo en función del porcentaje de dilución del metal base (que a su vez dependerá del proceso de soldadura empleado, de la intensidad de corriente, de la longitud del arco, etc.).

2.2.1.2. Papel de la ferrita en la soldadura ferrítico-austenítica

Se sabe que en las soldaduras de aceros inoxidables austeníticos a veces aparecen microfisuras o grietas. Pueden darse en el metal soldado durante o inmediatamente después de la soldadura, o pueden ocurrir en la zona afectada por el calor de la capa de soldadura depositada previamente.

La microestructura del metal soldado influye fuertemente en la formación de las microfisuras. Una soldadura completamente austenítica es más susceptible a las microfisuras que una soldadura con algo de ferrita. Niveles de ferrita de 5 a 10% o superiores en soldaduras o fundiciones, pueden ser bastante beneficiosas en la reducción

Capítulo 2

de grietas producidas en caliente y microfisuras. Principalmente porque la ferrita aumenta el tamaño del límite de grano, aumentando el área disponible de este, lo cual reduce la concentración de segregaciones de impurezas dañinas, que permanecen dentro de los límites y propicia la nucleación de fisuras.

En la Figura 2.20 se muestra la morfología de las fases al solidificar un acero inoxidable austenítico con distintas cantidades de ferrita en sus distintos modos de solidificación. En ella podemos observar, como la ferrita empieza apareciendo en los bordes de grano y en los granos de la interfase con la fase líquida, hasta llegar a aparecer en todo el material, para mayores contenidos de ferrita y menores velocidades.

Figura 2.20. Representación esquemática de modos de solidificación en aceros inoxidables austeníticos [Shankar03].

Una soldadura con 0 a 2% de ferrita puede ser bastante sensible a agrietarse, mientras otra soldadura con 5 a 8% de ferrita puede llegar a tener una buena resistencia al agrietamiento. La cantidad de ferrita en la serie 300 se controla con la composición y velocidad de enfriamiento de la soldadura, alterando la velocidad de enfriamiento y contenido de ferrita. Desafortunadamente, la ferrita no es obtenible en todas las aleaciones inoxidables con níquel. Por ejemplo, no es posible ajustar la composición para obtener ferrita en uno completamente austenítico y susceptible a las fisuras. En ausencia de ferrita en la soldadura, es más importante para el fabricante de metal de aporte controlar los elementos minoritarios, como silicio, fósforo y azufre, para bajarlos lo más posible y prevenir las fisuras.

2.2.1.3. Papel de la martensita en la soldadura ferrítico-austenítica

Los martensita de los aceros inoxidables se pueden obtener a veces por tratamiento térmico a partir de la fracción de acero austenítico, para endurecer y fortalecer la

Capítulo 2

soldadura o trabajarla en frío, pero tiene una resistencia a la corrosión menor que el resto de los aceros inoxidables.

La soldabilidad de las aleaciones con martensita es baja debido a que templean al aire, es decir, la soldadura provoca que se forme martensita de gran dureza en la parte transformada de la ZAT. Existe por tanto, un riesgo de fisuración a causa de la baja ductilidad de la martensita, combinado con las tensiones mecánicas de transformación y de contracción diferentes a las de la ferrita y a las de la austenita.

En cuanto a los materiales de aporte que deben emplearse, para soldar aceros inoxidables con riesgo de aparición de martensita, van desde materiales de composición similar, hasta calidades inoxidables austeníticas, en función de la composición del metal base, de sus condiciones de trabajo o de las características de su aplicación.

Por lo tanto habrá que llevar un control en la velocidad de enfriamiento y composiciones del metal para conocer los porcentajes de martensita obtenidos y las tensiones generadas.

2.2.1.4. Material de aporte en la soldadura ferrítico-austenítica

Las soldaduras en aceros inoxidables con baño ferrítico-austenítico sin metal de aporte, tiende a tener 80 % o más de ferrita en la zona de fusión, una vez soldados debido al enfriamiento rápido de la soldadura. Una soldadura con ese nivel de ferrita tiene poca dureza y ductilidad y a menudo no pasa la prueba de doblado. Un alto contenido de ferrita en la soldadura también reduce marcadamente la resistencia a la corrosión en muchos ambientes agresivos. Un templado entre 1040 °C y 1150 °C devuelve la relación deseada de ferrita/austenita, pero el tratamiento no es práctico en muchos casos, y es caro. Incrementando el contenido de níquel en el metal de aporte, permite que se forme más austenita, y así la soldadura, una vez realizada tendrá entre 30% y 60% de ferrita, que es el nivel deseado.

Las soldaduras hechas con metal de aporte enriquecido en níquel tienen buena ductilidad, son capaces de pasar la prueba de doblado, y tienen resistencia a la corrosión similar a la del metal de base. Los metales de aporte enriquecidos en níquel para aleaciones austenítico-ferríticas, son similares a los de dúplex y están disponibles como electrodos recubiertos, alambres desnudos, y alambres con alma rellena de decapante.

Los límites apropiados de generación de calor son un parámetro difícil de concretar. Es deseable que todas las pasadas de soldadura sean hechas con una buena cantidad de

Capítulo 2

metal de aporte para incrementar el contenido de níquel de la soldadura ferrítico austenítica. Una gran dilución con alta velocidad de enfriamiento puede resultar en una soldadura con un alto contenido de ferrita, con baja ductilidad y dureza. Pero este efecto disminuirá en el caso de las soldaduras de chapa fina, ya que la evacuación de calor en las mismas será más lenta frente a la chapa gruesa y a veces no será necesario enlentecer la soldadura.

De cualquier manera, hay que matizar que la soldadura con láser, no suele tener la posibilidad de utilizar material de aporte (soldadura autógena), por lo que en las uniones austenítico-ferríticas con láser, habrá que diseñar la soldadura para que tenga un coeficiente de dilución de ferrita en el baño no superior al 60% (que genera fragilización) ni inferior al 10% (que genera hot-cracking). Esto se puede hacer jugando con el tamaño del cordón y la relación de áreas en el baño de metal base ferrítico y metal base austenítico, como se verá más adelante.

2.2.1.5. Gas de protección en la soldadura de inoxidables

El Ar y el He, son los dos gases más comunes a la hora de soldar aceros con Láser, ya que tienen una buena densidad, evacuando bien el plasma, sin llegar a reaccionar con la soldadura al ser gases nobles. En cambio el N es un gas menos común en la soldadura con Láser, que sí reacciona con el metal, pero que puede producir buenas relaciones de aspecto incluso superiores a las del Ar.

En las siguientes fotografías (Figura 2.21), se compara el perfil obtenido en la soldadura de 5 mm de un acero austenítico con Ar, con el perfil que se produce al usar N.

Figura 2.21. Perfil típico de soldadura de un acero 317L con gas N puro (izquierda) y Ar-N (50-50%) (derecha) [Sathiya11].

La relación de aspecto del perfil (profundidad/anchura) generada por la soldadura con gas Ar, es menor que la generada con N y He. Por un lado, el Ar en Europa es más

Capítulo 2

barato, que el He, pero no que el N. Pero el N tiene el peligro de no lograr evacuar el plasma que apantalla la soldadura y de provocar reacciones no deseadas con el metal fundido, que pueden dar lugar a una mayor fragilidad y agrietamiento de la soldadura.

En cuanto a la microestructura, en las siguientes micrografías (Figura 2.22) podemos observar como además de obtenerse un mejor perfil al utilizar N, también utilizaremos un mayor afinado de grano por el mayor enfriamiento, que debería traducirse en una mayor resistencia a los esfuerzos de tracción y compresión y en una mayor tenacidad.

Figura 2.22. Microestructura de la soldadura con uso de gas de aporte N puro (izquierda) y 50% Ar-50% N (derecha) [Sathiya11].

Por tanto, el uso del nitrógeno como gas de aporte puede resultar ventajoso en la soldadura con Láser de aceros que nos vayan a sufrir problemas de nitruración como los aceros austeníticos. Pero siempre habrá que comprobar los posibles efectos metalúrgicos de la adición del nitrógeno a este tipo de soldaduras, al existir un riesgo de formación de precipitados perjudiciales y de potenciar la corrosión.

2.2.2. Ciclos térmicos en la soldadura ferrítico-austenítica

La soldadura de metales disimilares (DMW) de la que es objetivo este estudio, sufre un problema muy común debido a la diferencia en las propiedades físicas (principalmente coeficiente de expansión térmica y conductividad térmica) de sus metales base, así como de cierto nivel de incompatibilidad metalúrgica.

Capítulo 2

2.2.2.1. Difusión de calor en la unión ferrítico-austenítica

El ciclo térmico de la soldadura produce un calor diferente en la zona afectada por el calor (HAZ), acompañado de cambios microestructurales que pueden dar lugar a una importante pérdida de calidad de la unión.

Por lo tanto, el conocer los ciclos de calor entre la soldadura con Láser, y las propiedades de los aceros soldados para esas temperaturas, resultará de gran importancia a la hora predecir el resultado.

Si observáramos la Figura 2.23, se puede ver como durante la soldadura con Láser de un acero ferrítico a un lado y uno acero austenítico al otro, la caída de temperatura al alejarse de la unión soldada en las zonas más calientes, es mayor conforme nos adentramos lado ferrítico y alejemos del austenítico. Sin embargo, esta caída se invierte en las zonas de menor temperatura. Todo esto se podrá justificar estudiando la conductividad de calor y el calor específico para las distintas temperaturas del acero ferrítico y el austenítico.

Figura 2.23. Distribución térmica transversal de la soldadura de acero ferrítico de bajo carbono (LCS) y de acero inoxidable austenítico (SS). Para el instante de soldadura (1), previo a la soldadura (2) y después de la soldadura (3) [Iordachescu10].

En las tablas siguientes (Tabla 2.2 y Tabla 2.3), podemos comprobar, como la conductividad térmica del acero con alto contenido en ferrita (St-37 o AISI 1015), es similar a la del acero con alto contenido de austenita (AISI 304), para temperaturas elevadas, pero en cambio, su calor específico es mayor. Esto es lo que provoca una mayor difusividad térmica en el acero ferrítico, haciendo que la zona térmicamente afectada en el lado ferrítico sea menor a altas temperaturas, al poder absorber este lado una mayor cantidad de calor.

Capítulo 2

Tabla 2.2. Conductividades térmicas del acero ferrítico bajo en carbono AISI 1015 y el austenítico AISI 304 a distintas temperaturas [IordachescuII10].

Conductividad Térmica λ (W/m.K)	Temperatura (K)									
	293	473,2	673,2	773,2	873,2	973,2	1073,2	1273,2	1573,2	1873,2
AISI 1015	48,07	43,89	38,04	35,53	31,77	29,26	25,50	28,01	31,35	34,28
AISI 304	15,93	17,21	20,11	21,74	23,84	25,58	26,74	28,02	32,35	36,37

Tabla 2.3. Calores específicos del acero ferrítico bajo en carbono AISI 1015 y el austenítico AISI 304 a distintas temperaturas [IordachescuII10].

Calor Específico medio C (J/kg.K)	Temperatura (K)									
	293	473,2	673,2	773,2	873,2	973,2	1073,2	1273,2	1573,2	1873,2
AISI 1015	465	527	606	685	761	936	685	618	644	840
AISI 304	510,7	523,3	540	552,6	569,4	548,4	586,1	598,7	611,2	619,6

Por otro lado podemos ver en cambio cómo a menores temperaturas los calores específicos se aproximan, mientras que la conductividad térmica del acero ferrítico llega a triplicar a la conductividad térmica del austenítico. Es por ello, que para esas temperaturas será la zona ferrítica la que tendrá una ZAT similar, al empezar a transmitirse mejor el calor. En la práctica el acero ferrítico tendrá una ZAT menor, ya que la zona de permanencia a alta temperatura y el tiempo total habrá sido menor.

En cuanto a la densidad a diferentes temperaturas, podemos comprobar en la Tabla 2.4 como se mantienen parecidas a diferentes temperaturas, siendo ligeramente superior en la austenita, por lo que no cabe esperar que afecte tanto como las otras dos propiedades.

Tabla 2.4. Densidad del acero ferrítico bajo en carbono AISI 1015 y el austenítico AISI 304 a distintas temperaturas [IordachescuII10].

Densidad de masa ρ (kg/m ³)	Temperatura (K)									
	293	473,2	673,2	773,2	873,2	973,2	1073,2	1273,2	1573,2	1873,2
AISI 1015	7850	7770	7700	7670	7630	7610	7590	7510	7400	7100
AISI 304	7920	7840	7750	7710	7660	7610	7560	7460	7310	7210

Capítulo 2

Ahora, una vez que conozcamos los ciclos térmicos producidos en la unión, podremos llegar a predecir los cambios de fase y las tensiones generadas en la soldadura [Ruiz-Hervias11].

2.2.2.2. Tensiones residuales entre las fases ferrítica y austenítica

Como hemos visto la ferrita y la austenita tienen densidades distintas, al igual que coeficientes de expansión térmica y conductividad térmica, en el rango de temperaturas que trabajamos. Esto provocará que al enfriarse el metal, se generen tensiones residuales entre ambos metales, que dependerán de distintos parámetros como de la velocidad de enfriamiento, del porcentaje de cada fase o del tamaño y de la forma de las mismas.

El conocer las tensiones residuales existentes en la soldadura, nos servirá para predecir la magnitud de los esfuerzos y la posible aparición de grietas entre granos, según el ciclo térmico y su comportamiento bajo cargas de diversa índole. El comportamiento de las tensiones residuales, se puede estudiar tanto por zonas, como por fases. En la Figura 2.24 tenemos representadas las tensiones residuales entre fases.

Figura 2.24. (a) Distribución esquemática de fases de austenita (γ) y ferrita (α), para una aleación Fe-Cr-Ni. (b) Tensiones residuales generadas en los ejes x_1 y x_2 perpendiculares a x_3 . (c) Tensiones residuales generadas a lo largo del eje x_3 [Harjo99].

Capítulo 2

Estas gráficas se refieren a un acero inoxidable Fe-Cr-Ni que ha sufrido un enfriamiento rápido. Para la distribución de fases de la figura (a), se generarán unas tensiones residuales de compresión en los ejes x_1 y x_2 (paralelos a la pared de soldadura) que aparecen representadas en la figura (b). Estas tensiones residuales serán mayores en la ferrita que en la austenita (al difundir más rápido el calor la ferrita y enfriarse antes) y se irán reduciendo conforme nos alejemos de la pared del metal. En cuanto a las tensiones a lo largo del eje x_3 (normal a la pared de soldadura) representadas en la figura (c), se alternan las tensiones de compresión y tracción en la austenita y ferrita respectivamente. Estas tensiones crecen conforme nos separamos de la pared del metal, hasta alcanzar un límite máximo.

De estas gráficas extraemos que estas tensiones residuales están relacionadas con la profundidad de la soldadura y distancia a los metales base, por lo que para baños pequeños de soldadura como pasa en el caso de la soldadura fina, estas tensiones no tienen por qué hacer aparecer descohesión entre granos. Por lo tanto en esto se asemejaría a la soldadura de los aceros inoxidables dúplex.

2.2.2.3. Tensiones residuales entre el lado ferrítico y austenítico

La soldadura con Láser autógena de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos, presenta una serie de limitaciones que pueden resultar en la rotura de los metales soldados, a tensiones inferiores a las del acero ferrítico o roturas por fatiga. Esta pérdida de características mecánicas como se ha visto anteriormente, se debe tanto a las composiciones químicas como a los ciclos térmicos de los materiales, que se traducen en diferentes microestructuras y tensiones residuales. Comparando las distintas configuraciones de unión inoxidable disimilar ferrítico-austenítica de la Figura 2.25, se observa un considerable aumento del tiempo de vida de estas uniones, al utilizar un relleno intermedio de níquel y una mejora al utilizar una unión trimetálica con dos rellenos.

Figura 2.25. Ilustración del tiempo de vida de la unión entre ferrita y austenita sin relleno o relleno inoxidable (izquierda), con aleación intermedia de níquel (centro) y una unión trimetálica con doble relleno de inoxidable y de níquel (derecha) [Sun95].

Capítulo 2

Por lo tanto, el aumento de la cantidad de Ni o en su defecto austenita en el baño de la soldadura, surge como una de las principales soluciones para las tensiones entre metales base, debido a dos causas principales:

- En primer lugar, la baja difusión de carbono a través del níquel de la interfase, disminuye la tendencia a formar una zona descarburada en el acero ferrítico.
- En segundo lugar, el coeficiente de expansión térmica del níquel se acerca al del acero ferrítico. Esta situación reduce la magnitud de las tensiones interfaciales entre el metal de soldadura y el acero ferrítico durante los ciclos térmicos y por tanto evita la formación de tensiones residuales y grietas.

En cuanto al uso del Láser frente a otras técnicas, observamos en la Figura 2.26 cómo esta técnica también produce la ventaja de una zona menor de afección térmica (ZAT), al igual que menores tensiones de compresión, que se alternan con las tensiones de tracción generadas en la zona del relleno.

Figura 2.26. Comparación de las tensiones residuales en la soldadura disimilar de un acero ferrítico 13CrMo44 y un acero inoxidable austenítico AISI 347 con relleno Ni por distintos métodos: láser (continua), TIG (rayas) y plasma (puntos) [Sun96].

Capítulo 2

Como se puede observar, la soldadura láser es el método de los expuestos, que menor tensión máxima de tracción alcanza. Esto se atribuye al menor volumen de baño de soldadura, que ya se cito anteriormente citado al tratar las tensiones residuales. A parte, tendrá una zona de tensiones de compresión protegiendo ambos lados de la ZAT, que suelen ser los más debilitados en la soldadura. Por lo tanto, una soldadura disimilar austenítica-ferrítica con un baño de soldadura suficientemente bajo y una buena proporción de Ni o austenita en el mismo, reducirá mucho las probabilidades de aparición de grietas o acumulación de tensiones residuales.

2.2.2.4. Influencia de la posición en la soldadura láser de inoxidables disimilares

Como se ha visto anteriormente, cuando la soldadura láser es autógena y no te permite elegir el material de aporte, la principal manera de actuar sobre la composición del baño de soldadura, será regulando la posición de la soldadura. A continuación se tratará la disposición de soldadura a tope, pero será también aplicable para a la soldadura por solape a base de controlar los parámetros de soldadura para actuar sobre la geometría, composición y propiedades del baño o ZAT.

La soldadura láser permite controlar la velocidad de calentamiento y enfriamiento del baño de soldadura hasta cierto punto, lo que puede mejorar las características metalúrgicas de la región de soldadura.

Por otro lado, la soldadura autógena con haz láser supone una ventaja importante en la unión de materiales diferentes ya que permite el posicionamiento del enfoque del haz y facilita el control de la ubicación y la composición química del cordón de soldadura. El principal inconveniente es que este procedimiento requiere un control estricto de las tolerancias en la preparación de la unión.

En las siguientes figuras (Figura 2.27, Figura 2.28 y Figura 2.29) se muestran distintas disposiciones para la unión de un acero inoxidable martensítico con uno austenítico. En la primera figura, el Láser incide a 0,2 mm de la unión en el lado austenítico, en la segunda figura incide justo en el punto intermedio entre ambos materiales, mientras que en la tercera figura incide a 0,2 mm en el lado martensítico.

Como se puede observar en las tres figuras, cuando se enfoca el Láser justo en el centro de ambas piezas, el cambio de composición química existente entre ambos aceros inoxidables, se realiza de una manera más gradual.

Capítulo 2

Figura 2.27. Micrografía óptica y composición en Fe, Cr y Ni de la soldadura entre AISI 304 y AISI 420 para un enfoque del Láser (J) a 0,2 mm de la unión en la zona del AISI 304 [Berrettaa07].

Figura 2.28. Micrografía óptica y composición en Fe, Cr y Ni de la soldadura entre AISI 304 y AISI 420 para un enfoque del Láser (J) en la unión de ambos aceros [Berrettaa07].

Figura 2.29. Micrografía óptica y composición en Fe, Cr y Ni de la soldadura entre AISI 304 y AISI 420 para un enfoque del Láser (J) a 0,2 mm de la unión en la zona del AISI 420 [Berrettaa07].

Capítulo 2

En cuanto a la dureza obtenida, los resultados se pueden observar en la siguiente gráfica (Figura 2.30). La curva referenciada como LJ, se refiere a aquella en la que el Láser fue enfocado justo en el centro de la unión. Mientras que las curvas denominadas como A02, A01, M02 y M01 se referirán a aquellas en las que el Láser haya sido enfocado a 0,2 mm y 0,1 mm en el lado austenítico y martensítico respectivamente.

Figura 2.30. Microdureza Vickers de la soldadura entre AISI 304 y AISI 420 para un enfoque del Láser en la zona del AISI 304 a 0,2 y 0,1 mm (A02 y A01), unión (LJ) y en la zona del AISI 420 a 0,2 y 0,1 mm (M02 y M01) [Berrettaa07].

En este caso, las durezas máximas se obtienen en aquellas soldaduras en las que el Láser haya incidido en la zona martensítica, al provocar esta la formación de una mayor cantidad de martensita con el temple. Esta dureza, como sabemos, suele ir acompañada de una menor capacidad de elongación y de mayor fragilidad en la soldadura [Barik10].

En cuanto a los resultados de los ensayos mecánicos, se muestran en la Tabla 2.5. Como se puede comprobar, la soldadura que más esfuerzos de tracción será capaz de soportar será la soldadura en la cual el haz Láser ha incidido justo en medio de las dos piezas.

Capítulo 2

Todas las soldaduras rompieron por el cordón y por debajo de la resistencia a tracción máxima del más débil de los dos aceros. Si dividimos por esta carga, la carga máxima de cada soldadura, obtenemos la eficiencia de la soldadura que allí aparece.

Tabla 2.5. Características a tracción de la soldadura entre AISI 304 y 420 con enfoque de Láser en el AISI 304 a 0,2 y 0,1 mm (A02 y A01), unión (LJ) y en el AISI 420 a 0,2 y 0,1 mm (M02 y M01) [Berrettaa07].

Muestra	Carga máxima (kg)	Límite elástico (kg)	Deformación de rotura (%)	Eficiencia de soldadura (%)
AISI 304	687,9 ± 1,2	281,0 ± 8,0	89,6 ± 1,5	-
AISI 420	679,6 ± 2,8	428,7 ± 11,3	24,8 ± 0,8	-
A02	152,9 ± 4,4	-	0,59 ± 0,07	22,5 ± 0,6
A01	414,8 ± 17,1	283,4 ± 2,2	6,3 ± 0,9	61,0 ± 2,5
LJ	679,5 ± 1,9	295,3 ± 1,6	50,5 ± 0,3	99,9 ± 0,1
M01	598,6 ± 12,0	291,4 ± 0,4	24,3 ± 2,1	88,1 ± 1,8
M02	326,5 ± 12,9	285,4 ± 0,8	2,2 ± 0,4	48,0 ± 1,9

Estos resultados exponen lo importante que es tener un cordón de soldadura lo más centrado posible, que abarque toda la unión entre ambas piezas. De esta forma podremos conseguir que no se generen soldaduras con rendijas o incompletas, y evitar en cierto grado los fenómenos de embridamiento por rigidez y tensiones, que apenas afectan al límite elástico, pero que reducen visiblemente la carga máxima.

Esto llevado al caso de la soldadura por solape, significará tener un baño de soldadura con una composición que no esté demasiado echada a ninguno de los dos metales base, para reducir el cambio brusco de propiedades de cada material base al baño de soldadura.

2.2.3. Morfología de la soldadura ferrítico-austenítica

Como se comentó anteriormente, la soldadura de los aceros inoxidable podrá presentar una modificación de su microestructura, dependiendo de la región en la que se encuentre el baño de soldadura y las velocidades de enfriamiento del mismo. En el caso de la unión de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos nos encontramos con el problema adicional de precipitados secundarios en la zona de fusión y zona afectada por el calor de la soldadura. Por consiguiente hay una bajada dureza y ductilidad debida a la ausencia de una transformación de fase, después de la solidificación a temperatura ambiente. Para la unión de metales disimilares, una práctica común es conseguir que las propiedades mecánicas de la soldadura sean superiores a las del metal base más débil en la combinación, que en este caso será la ferrita. Esto se ha visto, que se puede conseguir

Capítulo 2

aumentando el volumen de austenita en la mezcla o añadiendo Ni. A continuación se hará un estudio de la morfología estructural de este baño y crecimiento de sus granos.

2.2.3.1. Recristalización de los granos en la soldadura ferrítico-austenítica

El crecimiento de la ferrita y la austenita en forma de granos, estará muy condicionado a la proporción de estas fases en el baño. Así, para bajos contenidos de ferrita, se formarán precipitados de ferrita en los bordes de los granos austeníticos, mientras que para altos contenidos de ferrita, se formará una estructura híbrida más parecida a los aceros dúplex, donde se forman granos de composición intermedia con bandas de composición ferrítica. Esta estructura de granos también estará condicionada a la zona del baño de soldadura, ya que las velocidades de enfriamiento determinarán la posibilidad de formación de una estructura híbrida o de precipitados de ferrita y austenita por separado.

A continuación se muestra una Figura 2.31 con las micrografías de la soldadura de tres aceros inoxidable, uno ferrítico, uno austenítico y uno dúplex. Como se puede observar, el acero austenítico presenta un aspecto más regular y con granos más definidos que el ferrítico.

Figura 2.31. Micrografía de la soldadura en distintas zonas y para tres tipos distintos de aceros inoxidables: ferrítico (AISI 430), austenítico (AISI 304) y dúplex (AISI 2205) [Madhusudan09].

Por otro lado, el acero dúplex presenta una mezcla de composición entre el ferrítico y austenítico, alternando regularmente los granos de uno y otro.

Capítulo 2

En las micrografías de la fila de abajo, podemos comprobar cómo en las zonas de menor espesor de soldadura y mayores velocidades de enfriamiento, encontraremos un grano de tamaño mucho más fino, que suele conllevar unas mejores propiedades mecánicas. Este grano será más grueso en el caso de los aceros ferríticos, debido a que no tienen cambio estructural desde su fusión, pero en el caso de los aceros dúplex, se asemejará más al tamaño del de los austeníticos.

En la siguiente micrografía (Figura 2.32), observamos en el caso de la unión soldada de ambos metales (inoxidables ferríticos y austeníticos), como el resultado en la zona de recristalización dinámica de la soldadura, obtendremos una estructura híbrida, muy semejante a la de un acero dúplex.

Figura 2.32. Micrografía al soldar acero inoxidable austenítico (AISI 304) con ferrítico (AISI 430) [Madhusudan09].

La zona de transición entre esta estructura y los dos aceros, es pequeña en el caso de la transición con el austenítico y es progresiva en el caso de la transición con el acero ferrítico [Pan96]. Esto se debe, a que la estructura de la mezcla homogénea de ferríticos y austeníticos, se acerca más al crecimiento de un acero austenítico que al de uno ferrítico.

Por ello, estudiando los esfuerzos residuales por zonas de soldadura de ambos aceros disimilares (Figura 2.33), vemos que ambos metales base se generan ligeros esfuerzos de compresión, mientras que en la soldadura se generan ligeros esfuerzos de tracción en el lado del acero austenítico y de grandes de compresión en el lado del acero ferrítico. Por lo tanto la zona peligrosa del baño debería estar más en el lado ferrítico. Para suavizar estos esfuerzos de tracción en la zona ferrítica, se intentará tener un porcentaje de ferrita un poco más elevado que de austenita, soldando más material por el lado ferrítico.

Capítulo 2

Figura 2.33. Tensiones residuales en función de la distancia al centro del cordón, de la soldadura disimilar entre aceros inoxidables austenítico (AISI 304) y ferrítico (AISI 430) [Madhusudan09].

En cuanto a la dureza, como podemos observar en la Figura 2.34 siguiente, serán mayores en el lado del metal base ferrítico que en el del austenítico y principalmente en la zona de soldadura. Esto se atribuye a la posible aparición de martensita en determinadas cantidades, pero sin llegar a alcanzar volúmenes importantes.

Figura 2.34. Microdureza en función de la distancia al centro del cordón, de la soldadura disimilar entre aceros inoxidables austenítico (AISI 304) y ferrítico (AISI 430) [Madhusudan09].

Capítulo 2

Estudiando las propiedades mecánicas obtenidas en las distintas combinaciones de soldadura de austenítico con ferrítico y con dúplex de las Tabla 2.6, podemos comprobar como en todos los casos, las roturas producidas en los ensayos de tracción, se dan fuera de la unión soldada en el lado debilitado de la ZAT del metal base más débil, que en este caso sería el ferrítico. En cuanto al límite elástico y de tracción, serán inferiores a los del acero inoxidable ferrítico, que es el más débil de los dos, por lo que todavía deberá ser mejorada la técnica de soldadura entre aceros austeníticos y ferríticos para una efectiva aplicación de la misma.

Tabla 2.6. Propiedades mecánicas a tracción de la soldadura de diversos aceros inoxidables [Madhusudan09].

Proceso de soldadura	Tipo de unión	Tensión a 0,2% (MPa)	Límite de tracción (MPa)	Elongación (%)	Posición del fallo
Soldadura por fricción	AISI 304- AISI 430	375	480	26	Lado del 430 lejos de la unión
	SAF 2205- AISI 430	365	470	22	-
	SAF 2205- AISI 304	319	426	13	Lado del 2205 cerca de la unión
Soldadura por haz de electrones	AISI 304- AISI 430	310	400	6	Lado del 430 lejos de la unión
	SAF 2205- AISI 430	345	450	24	Lado del 430 lejos de la unión
	SAF 2205- AISI 304	341	521	9	Lado del 2205 cerca de la unión
Materiales base					
AISI 430		380	488	28	-
AISI 304		200	600	58	-
SAF 2205		500	760	15	-

Por lo que se concluye, que para mejorar la resistencia a tracción y elongación de la soldadura ferrítico-austenítica, se detectan dos claves principales:

- 1) Mantener el porcentaje de ferrita en el baño, por encima del de austenita. Esto reducirá la aparición de martensita en el baño y hará más progresivas las tensiones en el lado a tracción ferrítico.
- 2) Evitar que el porcentaje de ferrita supere el 60% en los diagramas constitutivos. Pues los rápidos enfriamientos aumentarán de golpe la cantidad de ferrita en el baño y disminuirá la elongación aparte de crecer demasiado los granos. Adicionalmente, suficiente austenita es necesaria para evitar el tránsito de carbono y decarburación de los metales base.
- 3) Finalmente y como se ha visto anteriormente, habrá que reducir la cantidad de baño de soldadura y la cantidad de calor aportado. Esto, será fundamental a la hora de minimizar las tensiones residuales y de reducir el crecimiento de grano ferrítico en la ZAT y por lo tanto el debilitamiento de la misma. Como se ha

Capítulo 2

visto en todas estas combinaciones, al final es el daño en la ZAT ferrítica el que acaba produciendo la zona preferencial de rotura de la misma.

2.2.3.2. Aparición de fases frágiles delta en la soldadura ferrítico-austenítica

Finalmente, vamos a estudiar la posible aparición de otras fases intermetálicas frágiles durante la soldadura ferrítico-austenítica.

Como se sabe, los modos de solidificación de estos aceros inoxidable dependen de la relación Cr_{eq} / Ni_{eq} , que es la proporción de elementos estabilizadores de la ferrita frente a los elementos estabilizadores de la austenita. Enfriamientos suficientemente rápidos tienen como resultado relaciones entre fases distintas a la de los metales en bruto.

Una de las causas de esta variación es la transformación masiva de las microestructuras. La transformación masiva se define como una transformación invariable de la composición, donde sólo funciona la difusión de corto alcance a través de las fronteras de fase que promueven la transformación. La transformación masiva no tiene partes, al igual que la transformación martensítica, por lo tanto no implica un cambio en la composición y la difusión de largo alcance.

Se han obtenido transformaciones masivas en soldaduras de alta velocidad con velocidades de enfriamiento muy altas, una transformación masiva en el metal de soldadura formada por una fase primaria de ferrita. Además, también se ha encontrado en las transformaciones de austenita-ferrita con tasas de enfriamiento diferentes, la aparición de una fase Widmanstätten y de fases martensíticas en la matriz austenítica primaria, durante el proceso de enfriamiento desde alta temperatura.

Entonces, porqué es importante la aparición de ferrita delta en la soldadura disimilar: pues como se vio en los tipos de defectos comunes en los inoxidables, los aceros inoxidables que sufren enfriamientos lentos a altas temperaturas, tienen el riesgo de generar fases intermetálicas frágiles de como la fase sigma que vimos anteriormente y fases carburos metálicos en sus bordes como los $M_{23}C_6$ que generan el fenómeno de sensibilización de los inoxidables. El peligro de tener la ferrita delta tras la soldadura, es la posible aparición de este tipo de intermetálicos en su seno, durante los futuros calentamientos del metal a altas temperaturas. Su efecto, se notaría principalmente en una bajada del límite de tracción del material, al igual que su ductilidad e incluso a veces un debilitamiento de su protección a la corrosión.

Capítulo 2

Si estudiamos la formación de ferrita en la soldadura de un acero inoxidable ferrítico con uno austenítico como la de la Figura 2.35, podemos comprobar la aparición de precipitados masivos con formas dendríticas, debidas a los rápidos enfriamientos en el baño fundido de la soldadura.

Figura 2.35. Microestructura de la zona afectada térmicamente y soldada de (a) AISI 430 (b) soldadura (c) AISI 304 [Chih-Chun07].

Observando con mayor resolución las microestructuras formadas, podemos ver una clara división entre zonas altas en Cr (oscuras) y zonas altas en Ni (claras). Estas zonas con aspecto de placas, son el resultado de la difusión a corto alcance, formándose granos grandes con mayor porcentaje de Cr y granos finos con mayor porcentaje de Ni, como se muestra en la Figura 2.36.

Figura 2.36. Análisis EPMA de la soldadura disimilar de aceros inoxidables austeníticos y ferríticos: (a) General (b) Zona con mayor Cr (c) Zona con mayor Ni [Chih-Chun07].

Capítulo 2

Analizando con detalle la composición de las zonas marcadas, vemos en la Figura 2.37 y en su Tabla 2.7 asociada como las zonas austeníticas y ferríticas, claramente diferenciadas, apenas difieren en los porcentajes de Cr y Ni, pero resultan suficientes para provocar transformaciones masivas a altas velocidades de enfriamiento.

Figura 2.37. Micrografía SEM de fases masivas en la soldadura de aceros inoxidables AISI 430 y 304 [Chih-Chun07].

Tabla 2.7. Composiciones de los precipitados masivos en la soldadura de AISI 430 y 304 [Chih-Chun07].

Área	Porcentaje en peso de cada elemento (%)		
	Cr	Ni	Fe
Punto 1	23,2	5,32	89,3
Punto 2	22,4	6,12	89,1
Punto 3	23,5	5,43	90,1
Punto 4	20,3	7,20	88,4
Punto 5	20,6	7,14	88,6

Analizando las cantidades de ferrita delta de los metales base y soldadura de la Tabla 2.8, llegamos a que el porcentaje medio de ferrita en la franja de soldadura difiere frente a lo que sería el porcentaje medio de sumar ambos metales base. Este por un lado es el resultado de una diferente dilución de ambos metales base pero por otro lado proviene de la precipitación masiva de la ferrita delta provocada por las altas velocidades de enfriamiento resultantes en la soldadura.

Capítulo 2

Tabla 2.8. Análisis cuantitativo de la ferrita δ en la soldadura entre AISI 430 y AISI 304 [Chih-Chun07].

Área	Contenido en Ferrita δ (%)		
	Máximo	Mínimo	Media
304 (metal base)	1,82	0,53	0,82
430 (metal base)	93,5	82,5	85,5
304 y 430 (metal soldado)	67,9	59,3	56,7

Viendo el proceso de transformación de Fe γ a Fe δ esquematizado en la Figura 2.38, tenemos que las zonas de Fe γ que inicialmente se encuentran mezcladas con las de Fe δ , van difundiendo Ni hacia fuera y captando Cr, de manera que van precipitando nuevas zonas de ferrita delta en la matriz de austenita.

Figura 2.38. Mecanismo de la transformación masiva de Fe γ a Fe δ en la soldadura disimilar de los aceros inoxidable (a) macroproceso (b) primera fase de transformación (c) última fase de transformación [Chih-Chun07].

El resultado es que en la soldadura de los aceros inoxidable disimilares al aparecer zonas en las que precipita masivamente la ferrita, que pueden llegar hasta la zona térmicamente afectada por la soldadura, la dureza se incrementa ampliamente frente a la

Capítulo 2

de los metales base como vemos en la Figura 2.39, por el efecto combinado del afinado de grano y la formación de fases duras a partir de los precipitados de ferrita δ .

Figura 2.39. Dureza de la precipitación de ferrita δ en la soldadura entre AISI 430 y AISI 304 [Chih-Chun07].

Como conclusión, para evitar la aparición de ferrita delta en el seno de la soldadura disimilar inoxidable austenítico-ferrítica, la vía que se considera más factible es haciendo una soldadura muy lenta o un post-tratamiento térmico de recocido para recuperar la austenita que está retenida como ferrita delta.

El problema, es que este tratamiento mal realizado podría llevar a la aparición de las distintas fases intermetálicas frágiles aparte del acero inoxidable, por lo que se concluye, que puesto que el remedio para evitar los intermetálicos puede ser peor que el problema en sí, bastará con tener en cuenta que este tipo de soldadura está contraindicada para su uso a altas temperaturas (por encima de los 600°C), debido a los múltiples problemas difíciles de evitar, que puede acarrear este tipo de uso.

2.3. Elección de parámetros del láser

Como se viene comentando desde antes, la modificación de los parámetros de soldadura es la vía más inmediata para la obtención de una soldadura de calidad

Capítulo 2

[Vandewynckèle06], pero para evitar el escaneo masivo de las combinaciones de parámetros que se tienen en la soldadura, habrá que conocer antes el efecto de los mismos para la selección de un rango adecuado de parámetros a estudiar

Generalmente se considera que los parámetros más importantes de la soldadura por Láser son: la potencia del Láser, la velocidad del láser y la distancia focal de soldadura, pero antes habrá que seleccionar un láser adecuado para la soldadura.

Actualmente se utilizan gran variedad de Láseres diferentes para los distintos materiales y aplicaciones específicas. Por el momento, los Láseres más usados en aplicaciones de soldadura son el láser de CO₂ (de longitud de onda: 10,6 μm) y el Nd:YAG (longitud de onda: 1,06 μm).

Los Láseres de CO₂ son muy populares sobre todo debido a la posibilidad de obtener altas potencias (> 8 kW), pero recientemente el Láser Nd:YAG está atrayendo mucha atención en las aplicaciones de soldadura Láser. El Nd:YAG es ahora capaz de ofrecer energía continua en el rango de más de 4 kW. Además el Nd:YAG ofrece ventajas significativas con respecto a los Láseres de CO₂, debido a su longitud de onda menor que hace que la radiación sea absorbida mucho mejor por el material. Esto se traduce en una potencia umbral inferior para la soldadura Láser con Nd:YAG.

Una vez que el keyhole se ha formado, la capacidad de absorción del material es relativamente menos importante, debido a la reflexión múltiple, que hace que la absorción de radiación resultante mejore, además el Nd: YAG se asocia con efectos de sobreexcitación del plasma menos graves. En general, para un espesor dado de pieza de trabajo, el Nd:YAG da mayores profundidades de penetración y velocidades de soldadura en comparación con la soldadura por Láser de CO₂.

Aunque la ventaja más importante del Láser de Nd:YAG es la flexibilidad ofrecida por la posibilidad de usar fibra óptica. En los últimos tiempos, también se han desarrollado bastante los de fibra dopada que trabajan suelen trabajar en la misma longitud de onda de Nd:YAG y los láseres de diodo que trabajan en longitudes de onda en el infrarrojo cercano e incluso en el espectro visible.

Aunque la interacción de los distintos tipos de láseres y materiales podrá variar entre unos y otros, la evolución general del efecto de los distintos parámetros del láser se mantendrá como veremos a continuación.

2.3.1. Variación con la potencia del Láser

La potencia Láser determina directamente la profundidad de penetración y la velocidad de fusión de cada material, de allí la necesidad de conocer su funcionamiento. Existe una potencia mínima para cada espesor dado de la pieza que da una soldadura eficiente. En la Figura 2.40 se presentan dichos datos para los requisitos de potencia mínimos y para diversos espesores en los materiales. Como se indica en la Figura 2.40, para un espesor dado, se requiere una mayor potencia en la soldadura del cobre que para el aluminio o el acero. Esto se debe principalmente a la alta reflectividad y conductividad térmica que posee el cobre con respecto a la del acero, que dificultan la formación inicial del keyhole.

Figura 2.40. Potencia mínima para la soldadura eficiente de los distintos materiales [Dahotre08].

Es importante comentar que la potencia es el parámetro que posiblemente mayor influencia tiene en la profundidad de soldadura Figura 2.41 y seguirá la siguiente tendencia. Para bajas potencias se da el modo de conducción y la penetración crece lentamente de manera casi lineal, pero a partir de cierta densidad de potencia se empieza a formar el keyhole y la profundidad pasa a crecer a mucha mayor velocidad. Finalmente se llega a una zona de saturación del plasma, en donde se empieza a absorber la potencia por el llamado efecto de bremsstrahlung inverso. En esta zona, el

Capítulo 2

crecimiento en la profundidad de penetración pasa a ser casi nulo y se producen salpicaduras y defectos en la superficie.

Figura 2.41. Efecto de la potencia Láser en la penetración de la soldadura de AISI 304L y AISI 316L. Gráfica extraída de referencia [El-Batahgy97].

En la siguiente la figura, se muestra el efecto de la potencia del Láser en la profundidad de penetración de la soldadura para aceros inoxidables austeníticos. Como se puede ver, para la velocidad y enfoque dado, esta profundidad va aumentando hasta una cota máxima (a los 3 kW), en la cual se estabiliza y se deja de ganar profundidad.

2.3.2. Variación con la velocidad de soldadura

La penetración es inversamente proporcional a la velocidad, tamaño del punto focal y potencia, como se puede observar en la Figura 2.42, y ésta será fundamental si se necesita reducir el tiempo total de proceso.

Si se estudian los tramos de la curva de penetración en función de la velocidad, se pueden encontrar los mismos que en la curva de penetración en función de la potencia. Para altas velocidades tenemos un tramo con muy ligero crecimiento de la penetración que se corresponde a la soldadura por conducción y a la absorción del calor por medio del efecto Fresnel. Para medias velocidades tenemos un crecimiento importante de la penetración por la formación de plasma y absorción del calor en el keyhole. Finalmente para bajas velocidades tendríamos una zona de saturación de plasma que al acercarse a velocidades nulas tendería a establecerse en un valor de penetración fijo.

Capítulo 2

Figura 2.42. Velocidad de soldadura frente a la penetración para un flujo axial rápido de Láser de CO₂ [Steen03].

Como se puede comprobar en la Figura 2.43, la relación profundidad-tiempo es parecida a la relación penetración-potencia e inversa a la penetración-velocidad, ya que la velocidad está principalmente asociada al tiempo de interacción del Láser.

Figura 2.43. Influencia del tiempo en la profundidad del Keyhole del Láser y en su derivada con el tiempo [Zhou06].

Capítulo 2

A parte de disminuir el tiempo de proceso, la principal razón para aumentar la velocidad es para disminuir el aporte de calor que se aplica en la soldadura. Por ello la extensión de la ZAT disminuirá con el aumento de la velocidad de soldadura, hasta el punto en el que se comenzará a soldar por conducción, que será el punto donde se estabilizan la ZAT debido al corto tiempo de interacción del Láser y la relación de profundidad/ancho de soldadura se llega a una asíntota (Figura 2.44).

Relacionada con la potencia, se muestran en la Figura 2.44, los efectos de la velocidad de soldadura, frente a la relación de profundidad de penetración y anchura. Ésta alcanza una cota máxima en los 3 m/min (~ 5 cm/s), resultados que se pueden interpretar como que al permitir la conducción del calor al ir más lentos, tenemos un perfil de soldadura menos estirado y más ancho en sus bordes. Entonces cambiando la velocidad de soldadura influimos más en el perfil del baño que variando la potencia.

Figura 2.44. Influencia de la velocidad del Láser en el perfil de la soldadura de AISI 304L y AISI 316L [El-Batahgy97].

2.3.3. Efecto de la energía y aporte de calor (Heat Input)

Puesto que la energía se define como el producto entre la potencia y el tiempo, su efecto en el baño también será determinante en las propiedades del baño y estará ligado a los anteriores parámetros. Para tener una relación más inmediata con la velocidad de soldadura, se define como “heat input” o aporte de calor, al cociente entre la potencia y la velocidad. Es cociente vendrá expresado en energía partido unidad de longitud de soldadura y es posiblemente el parámetro más extendido en soldadura para hacerse una idea de las propiedades de la soldadura.

Capítulo 2

En la Figura 2.45, vemos una simplificación del efecto en la sección transversal de los parámetros de velocidad de soldadura y potencia. Como se puede observar en ella, siguen un patrón de evolución similar a lo anteriormente comentado. Comparando combinaciones con mismo heat input, vemos como la soldadura de 3 kW a 6 m/min tiene el mismo heat input que la soldadura de 5 kW a 10 m/min, compartiendo un tamaño y forma similar. Esto en cambio, no siempre se dará cuando haya diferencias importantes en la potencia, por ejemplo al comparar la soldadura de 5 kW a 2 m/min y la de 10 kW con 4 m/min, se ve que si bien también tienen el mismo heat input, la forma del baño de soldadura a empezado a cambiar y por lo tanto su distribución térmica.

fd = 0, shield gas Ar (100%)			
Welding speed	Laser power		
	3 kW	5 kW	10 kW
0.5 m/min
2 m/min
4 m/min
6 m/min
10 m/min <u>5 mm</u>

Figura 2.45. Sección lateral del cordón de soldadura en el acero con un láser de fibra a distintas potencias (3-10 kW) y velocidades de soldadura (0,5-10 m/min) [Minhyo10].

Capítulo 2

En cuanto al efecto que tienen estas variables sobre las propiedades mecánicas del acero inoxidable, tenemos en la Figura 2.46 la dureza obtenida en la zona térmicamente afectada (HAZ), del metal soldado (WM) y del metal base (BM), en función de la potencia del Láser.

Figura 2.46. Dureza en función del aporte de calor del metal base, ZAT y metal soldado del AISI 304L. Gráfica extraída de referencia [El-Batahgy97].

Como se puede comprobar, existe una ligera modificación de la dureza con el aporte de calor a la soldadura y por lo tanto también de su límite a tracción. Esta modificación se debe a que un mayor aporte de calor en la soldadura, irá asociado a ciclos térmicos más prolongados como se daría en el caso de un recocido y a veces a enfriamientos más rápidos, como sería el caso de un temple.

Por ejemplo, en el caso particular del acero inoxidable austenítico, el aumento de dureza se achaca principalmente al hecho de que el metal soldado es un acero inoxidable austenítico y por lo tanto, si puede existir ligera precipitación de martensita y endurecimiento en la soldadura o alrededores. Estas pequeñas diferencias de dureza en otros casos, se pueden deber a que para velocidades de enfriamiento grandes como las que tenemos en la soldadura, existirá un efecto de afinado de grano que le conferirá mejores propiedades mecánicas que en el metal base, pero suele haber siempre una zona de sobrecrecimiento de grano de la ZAT, en la que ocurre justo lo contrario y por lo tanto será el eslabón más débil a la hora de romper.

2.3.4. Efecto del enfoque del láser

Este parámetro tiene una relación directa con la densidad de potencia por unidad de superficie también llamada “irradiancia” del láser y con la densidad de energía llamada “fluencia” del láser. En general, la penetración sigue una distribución gaussiana con respecto a la distancia de enfoque, siendo el enfoque en la superficie de la pieza el centro de la campana Figura 2.47.

Figura 2.47. Efecto del enfoque del Láser en la penetración de la soldadura de AISI 304L y AISI 316L, siendo 1 mm la distancia focal [Xiaodong10].

Habitualmente se debe trabajar enfocado en la superficie, salvo en dos excepciones. La primera sería si se tiene una densidad de potencia suficientemente elevada como para saturar el plasma, como puede pasar en la imagen para bajas velocidades. En este caso, desenfocando el haz frente a la superficie, se puede conseguir una mayor penetración. El segundo caso, sería cuando se busca una huella más ancha por motivos geométricos, por ejemplo cuando se intenta soldar a tope pero el haz es demasiado fino como para generar un baño suficientemente abundante, o cuando se tiene suficiente densidad de energía para conseguir mayor penetración.

En cualquiera de los dos casos, suele ser mejor enfocar ligeramente por debajo o por encima de la de la superficie de soldadura y no alejarse demasiado de esta, ya que a

Capítulo 2

partir de cierta distancia tienden a formarse mayor número de porosidades dentro del baño de soldadura.

La Figura 2.48 indica cómo las zonas soldadas más libres de defectos y uniformes se obtienen cuando el punto focal está lejos de la superficie (± 3 mm). Los valores negativos indican un punto focal por debajo de la superficie de la muestra, mientras que los valores positivos indican un punto focal por encima de la muestra. Cuando el haz se concentra cerca de la superficie (posiciones de punto focal: +1, 0, -1 mm), la zona de soldadura se compone de varias porosidades irregulares. Esto puede ser debido a la inestabilidad del keyhole que tiene lugar cuando el haz se concentra cerca de la superficie.

Figura 2.48. Posición del desenfoque (izquierda) e influencia del enfoque del Láser en la forma de la soldadura y porosidad (derecha) [Dahotre08].

Analizando también la Figura 2.49, se ve como adicionalmente el desenfoque tiene un efecto en la calidad de superficie de la soldadura, así para enfoques por encima de la superficie se puede provocar un fenómeno excesivo de salpicaduras, y una superficie del baño de soldadura más cóncava.

Figura 2.49. Sección lateral del cordón de soldadura en acero con láser de fibra a distintas desenfoques [Minhyo10].

Capítulo 2

La selección adecuada de las condiciones de enfoque está relacionada con la estabilidad del keyhole. Así, en la Figura 2.50 se muestra que existe un nivel óptimo de enfoque para que el ojo de la cerradura sea estable dando lugar a un mínimo de porosidad.

Figura 2.50. La porosidad en función de las condiciones de enfoque de Láser de 3 kW de Nd:YAG en soldadura de aleación de aluminio a 150 / min y gas helio [Dahotre08].

2.3.5. Efecto del tiempo y frecuencia del pulso láser

Los parámetros de pulso manejados en un sistema con pulsos cuadrados son principalmente dos, la duración de pulso y la frecuencia de pulso. Estos parámetros se suelen utilizar para controlar mejor la energía aportada en la soldadura y por lo tanto serán especialmente necesarios para soldaduras precisas o en las que haya que llevar un mejor control de la ZAT. Los parámetros de frecuencia y tiempo de pulso, en algunos láseres vendrán determinados como frecuencia y ciclo de trabajo o “duty factor”, siendo este el porcentaje del ciclo que el láser estará emitiendo, que en el caso de la soldadura continua será del 100%.

La duración de pulso nos permitirá realizar mejor unos procesos u otros. Por ejemplo, para soldar la duración del pulso es generalmente más larga que para perforar y el pulso se genera con un pico inicial más pequeño. En la Figura 2.51, tenemos el efecto en la penetración y anchura de la duración de pulso. Como se puede observar, la anchura crece de una manera más regular que la penetración. Esto nos permite encontrar una zona de máxima relación de penetración frente a anchura que se corresponde a los instantes iniciales de establecimiento del keyhole y en los que se aprovechará mejor la energía aportada por el Láser.

Capítulo 2

Figura 2.51. Relación de la duración de pulso con la penetración (izquierda) y el diámetro de soldadura (derecha) [Kelkar08].

Como se puede contrastar con la Figura 2.52, es en los primeros instantes de pulso en los que se forma rápidamente el baño de soldadura y crece el radio, para luego establecerse en unos valores concretos. Por ello por encima de unos 200 ms en acero, todo el calor aportado a la soldadura se destina principalmente a sobrecalentar el baño y la pieza, aumentando la ZAT y generando efectos diversos. Estos efectos no suelen tener sentido en la mayoría de las soldaduras, pero para soldaduras en las que se necesiten enfriamientos más lentos o solubilidades mayores del baño, se podrá optar por soldar con tiempos de pulso más largos.

Figura 2.52. Cambios en la velocidad media de fusión y radio de soldadura con la duración de pulso [Katayama12].

Capítulo 2

En cuanto a la frecuencia de pulsado del Láser, tiene un efecto importante principalmente en la mezcla y en la porosidad del material. Así elevando la frecuencia y juntándolo con una velocidad de avance adecuada, se puede conseguir soldar con tiempos de pulso suficientemente bajos en los que se realice una soldadura de alta eficiencia energética.

Por otro lado, se puede observar el efecto de la frecuencia en la porosidad como se observa en la Figura 2.53. Para bajas frecuencias y por lo tanto tiempos de pulso elevados, se tiene una porosidad intermedia permitiendo la evacuación del plasma y evitando el efecto de apantallado del mismo.

Figura 2.53. Efecto de la modulación de la porosidad en la soldadura de 20 mm de profundidad con 20 kW de pico en un Láser pulsado de CO₂ [Steen03].

A medias frecuencias, existe una zona de muy baja porosidad, en la que el Láser calienta el baño que se está solidificando. Para frecuencias intermedias cercanas a las 100 Hz, el Láser incide en el baño líquido de soldadura que trata de rellenar el keyhole. Esto provoca una serie de salpicaduras y gases que pueden ser observados con una cámara ultrarrápida.

Finalmente, a altas frecuencias el Láser permite que se cierre el keyhole más regularmente y genera una mayor mezcla y menor porosidad similar a la de la soldadura continua. Este régimen suele ser el mejor en términos de superficie y agrietamiento de la mezcla, al generar unos gradientes de calor más bajos. El principal problema está en

Capítulo 2

que conforme se aumenta la frecuencia, la profundidad de soldadura tiende a disminuir mucho, al igual que la relación de aspecto del baño.

2.3.6. Ángulos de incidencia del haz láser

Para probar diferentes esquemas de unión y penetración en la soldadura, se estudiará el uso de diferentes ángulos de penetración del keyhole. Así, cuando el Láser penetre en un ángulo distinto a 90° , la forma del baño y la dinámica del plasma varían como se observa en la Figura 2.54.

Figura 2.54. Vista superior (izquierda) y lateral (derecha) de la soldadura con varios ángulos de incidencia del láser frente a la superficie: a) 30° b) 45° c) 60° d) 75° [Liao07].

En estas figuras se observa como conforme alejamos el ángulo de incidencia de la normal al material, la forma de la huella se va distorsionando y va perdiéndose densidad de energía. Esta reducción de la energía supone que por debajo de determinados ángulos de incidencia, la densidad de energía no es suficientemente alta para mantener estable el keyhole.

Capítulo 2

Adicionalmente, al aumentar el ángulo se podrá dar la situación en la que superpongan tres perfiles distintos que formen el baño final de soldadura. El primer perfil se debe a que el keyhole formado en la dirección normal a la superficie que es la dirección de avance inicial del plasma. El segundo perfil aparece cuando el Láser empieza a incidir angularmente sobre las paredes del keyhole que ya se ha creado y continuará el avance del keyhole en esa dirección. Finalmente el último perfil que se obtiene es un perfil redondeado debido a la conducción en las zonas en las que no se alcanza suficiente densidad de potencia para el keyhole. Este último perfil no tiene orientación angular y da un baño menos profundo pero más ancho.

Analizando las relaciones de aspecto y los perfiles de soldadura (Figura 2.55) tenemos que la forma de la huella (longitud/anchura), cambia aproximadamente 200% al pasar de 75° a 30° , mientras que esos mismos ángulos la relación de aspecto (penetración/anchura) disminuye entre un 200% y un 1000%, si se utilizan potencias bajas en las que predomina el modo por conducción al disminuir el ángulo.

Figura 2.55. Relaciones de aspecto de la huella con el ángulo frente a la superficie. Longitud (BL) frente a diámetro (BW): (BL/BW-puntos negros) y penetración (PD) frente a longitud (BL): (PD/BL-puntos blancos) [Liao07].

Mientras que el aspecto cambia mucho con el ángulo, el volumen del baño se mantiene casi constante con el ángulo, mientras que se trabaje con densidades de potencia superiores a la de keyhole (Figura 2.56), ya que en este caso por debajo de 0,6 J y 45° no se consigue el keyhole y se genera menos baño.

Capítulo 2

Figura 2.56. Volumen soldado frente al ángulo de incidencia del Láser frente a la superficie y para distintas energías [Liao07].

2.3.7. Polarización

A primera vista se podría pensar que la polarización no tendrá ningún efecto sobre la soldadura con Láser, ya que el haz es absorbido dentro del keyhole independientemente del plano de polarización. Pero en la práctica se han observado algunos efectos de segundo orden. La Figura 2.57 muestra una ligera variación en la penetración debida a los efectos de polarización. Las zonas de soldadura de fusión resultantes son también más amplias para el caso de la polarización-s (perpendicular al plano de incidencia), ya que en este caso la absorción principal será en los lados.

Figura 2.57. Influencia de la polarización del haz en el rendimiento de la soldadura [Steen03].

Capítulo 2

El argumento sugerido para este fenómeno es que hay dos mecanismos de absorción. A velocidades lentas domina la absorción por parte del plasma por efecto bremsstrahlung inverso en el keyhole, generando un plasma de color azul en los sistemas con gas argón. A medida que aumenta la velocidad, la absorción de Fresnel (absorción por reflexión en la parte frontal) gana en importancia, debido a que el plasma más frío es menos absorbente. Sin embargo, no se observan efectos de polarización con el aluminio, cosa que sigue siendo un enigma y que lanza algunas preguntas sobre esta teoría.

2.3.8. Gas de soldadura

Para soldar aceros inoxidable, en el escudo gaseoso se utilizan principalmente argón puro, helio o mezclas de los dos, pero ocasionalmente también se utilizan otros gases como el nitrógeno, el hidrógeno, el oxígeno y el CO_2 . El argón da una buena penetración con una velocidad de flujo menor que la del helio, y hay menos oportunidad de fundir la soldadura. El helio produce un mayor flujo calorífico y una penetración más profunda, lo cual puede ser una ventaja en algunas operaciones de soldadura automática. Por ello las mezclas de argón-helio pueden mejorar el contorno de la soldadura y la mojabilidad. En la Figura 2.58 se ve un ejemplo de la influencia en la penetración de la soldadura, del gas de protección en función de la potencia.

Figura 2.58. Variación de la penetración con la composición del gas de protección y de la potencia del Láser para radiación con longitud de onda de $10,6 \mu\text{m}$ [Steen03].

Capítulo 2

Una mezcla popular en Norteamérica es 90% helio, 7.5% argón y 2.5% CO₂; pero en Europa, el helio es bastante caro y se usa ampliamente una mezcla de 90% argón, 7.5% helio y 2.5% CO₂. Para cualquiera que sea la combinación, el gas de protección debe contener al menos un 97.5% de gases inertes (argón, helio o mezcla de los dos). El dióxido de carbono no debe exceder el 2.5%, o la calidad de la soldadura y la resistencia a la corrosión podrán verse reducidas.

A continuación se muestra una tabla esquemática con los gases habitualmente utilizados en la soldadura de inoxidables y en la soldadura láser (LBW). En el caso de la soldadura por Láser, se puede llegar a utilizar también nitrógeno aunque no aparezca en la Tabla 2.9, pero habrá que tener especial cuidado de que no se produzca fragilidad en la soldadura.

Tabla 2.9. Principales gases de protección y gases traseros utilizados en la soldadura de los aceros inoxidables [Claro10].

Proceso de soldadura	Gas de protección Gas de plasma	Gas trasero
GTAW	Ar Ar + H ₂ (total 20%) Ar + He (total 70%) Ar + He + H ₂ Ar + N ₂	Ar N ₂ N ₂ + 10% H ₂
PAW	Igual que GTAW	Igual que GTAW
GMAW	98% Ar + 2% O ₂ 97% Ar + 3% CO ₂ 95% Ar + 3% CO ₂ + 2% H ₂ 83% Ar + 15% He + 2% CO ₂ 69% Ar + 30% He + 1% O ₂ 30% He + 7,5% Ar + 2,5% CO ₂	Igual que GTAW
FCAW	No 97% Ar + 3% CO ₂ 80% Ar + 20% CO ₂	No Igual que GTAW
Soldadura láser	He Ar	Igual que GTAW
Ar: Argón; H ₂ :Hidrógeno; He: Helio; N ₂ :Nitrógeno; CO ₂ : Dióxido de Carbono		

A parte del papel que tiene el gas como protección del material, en la soldadura con láser el gas tendrá un papel adicional. Durante la soldadura láser con suficiente potencia, la superficie de la pieza de trabajo pasa a vaporizarse rápidamente dando lugar a la ionización de los vapores y creando una nube de ionización de plasma, por encima de la superficie de la pieza. Esta nube de ionización absorbe y dispersa la radiación láser, por ello para la soldadura efectiva con láser será necesario quitar la nube. Los

Capítulo 2

principales gases de protección para este propósito serán el argón, el helio y el CO₂. Existen dos configuraciones comunes de suministro de gas que pueden aplicarse con este fin. En la primera, el gas auxiliar se dirige al punto de interacción Láser-materia, mientras que en la segunda, el gas auxiliar se dirige ligeramente fuera de la pieza de trabajo.

Se ha comprobado que cuando el gas auxiliar se desvía ligeramente a un lado, los resultados de la interacción dan una zona de soldadura uniforme y soldaduras lisas. En cambio, el enfoque directo del gas auxiliar provoca una penetración no uniforme en la soldadura. Además, la superficie superior de la soldadura es expulsada fuera debido a la presión dinámica ejercida sobre el baño de fusión durante la soldadura. Las características del gas utilizado, son altamente influyentes en el resultado final y en la relación de aspecto de la soldadura con láser. Es por ello, que el estudio del gas de aporte en cada tipo de soldadura, resulta fundamental a la hora de seleccionar los parámetros que harán óptimo el perfil de soldadura.

2.4. Claves para el diseño de la soldadura láser austenítico-ferrítica

Con todo lo dicho anteriormente y tratando de recapitular la información mostrada, se presentarán las siguientes claves para el diseño de la soldadura que se abordará en este trabajo:

2.4.1. Soldar pequeños volúmenes de material o por puntos

De todas las claves de soldadura que se pueden aportar para la soldadura disimilar austenítico-ferrítica con láser, este enfoque es posiblemente la que reúne más beneficios y evita más defectos.

El primer efecto que se pretende evitar con soldaduras pequeñas es el efecto de las tensiones residuales. Como se ha comentado en la revisión de la problemática, las tensiones residuales no sólo son un problema debido a los grandes gradientes de calor locales, sino que también se deben a su valor acumulado a lo largo del volumen embridado. Esto se ve al comparar con otros métodos de soldadura con menores gradientes pero mayores baños de soldadura, que tienen valores absolutos de calor más altos. Al mismo tiempo, los baños de soldadura más pequeños, generarán menores distancias de deformaciones internas impedidas y por tanto, menores tensiones residuales entre fases.

Otra aproximación para reducir las distorsiones térmicas en estas soldaduras y los problemas de tensiones residuales y grietas, será el soldar grandes longitudes de

Capítulo 2

soldadura a base de dividir la soldadura en puntos separados, o costuras contrapeadas para compensar las tensiones residuales de contracción y tracción entre unas y otras.

Esta característica de reducción de volumen de soldadura, vendrá relacionada la soldadura de chapa fina que se hará en el estudio y con los enfriamientos rápidos que se expondrán a continuación.

2.4.2. Aumentar eficiencia energética reduciendo el heat tint

El mero hecho de realizar soldaduras de bajo volumen, va a implicar en muchos casos, que las cantidades de energía de soldadura sean reducidas. Pero este punto implica el reducir todavía más la energía utilizada, asegurándose de que esa energía acaba en el baño de soldadura y no en su zona afectada térmicamente (ZAT). Esta aproximación fomentará enfriamientos más rápidos y una ZAT más pequeña. Los enfriamientos rápidos, si bien en un principio podrían implicar mayores tensiones residuales esto se intentará solucionar con la anterior medida.

En cuanto al conseguir que haya menor cantidad de calor en la ZAT, se podrá determinar de manera experimental sencilla a base de observar el heat tinting o coloreado del acero inoxidable, o con modelos térmicos como los de [Baro14] o los semi-empíricos incluidos en el ANEXO C. Reducir el coloreado será fundamental para mantener las capacidades protectoras anticorrosivas de la capa pasiva y evitar otros efectos asociados como la sensibilización de la ZAT por precipitación de carburos.

Adicionalmente se ha visto que una baja permanencia a alta temperatura acabará con los problemas de aparición de fases intermetálicas frágiles como la fase sigma con Cr, las fases con nitruros de cromo o la fase Chi. Paralelamente este rápido enfriamiento podría generar la aparición de fase delta ferrita, pero esta no llegará a ser un problema de evitar el servicio de la soldadura a altas temperaturas.

2.4.3. Controlar el coeficiente de dilución de la ferrita y austenita

En el estudio de soldadura, ya se ha visto como tener más o menos ferrita tendrá sus ventajas y desventajas, pero siempre intentando estar en un rango comprendido entre el 40% y el 60% típico de los aceros dúplex, ya que salirse de este estrecho margen, podrá provocar desviaciones importantes en la composición de la soldadura debido al enfriamiento rápido [Zhou16].

Por un lado, un porcentaje muy elevado de austenita provocará la posible aparición de cantidades elevadas de martensita en el seno del material, reduciendo su elasticidad y

Capítulo 2

tracción. Al mismo tiempo, esto acercará más a la soldadura a los fenómenos de hot-cracking. Por otro lado, un porcentaje elevado de ferrita, provocará un crecimiento excesivo de los granos de ferrita y fragilización de la misma. A parte, la mayor difusión del carbono en la misma, podría provocar descarburación de la ZAT de la ferrita y fragilización.

En este apartado se apuesta por tender hacia el 60% o ligeramente por encima de dilución de ferrita en la soldadura [Gómez–Salazar99]. Para conseguir esto, habrá que tener una proporción de volúmenes de al menos 60-40 entre el baño de metal base ferrítico y el austenítico. Así, desde el lado de la ferrita y garantizando una cantidad aproximada de baño de ambos, se podrá garantizar de fragilización en el baño, estarán controlados.

2.4.4. Utilizar gas de protección en la soldadura y evitar la contaminación

Finalmente con el objetivo de llegar a pasivar mejor la soldadura y evitar poros e irregularidades en el material fundido, se intentará realizar la soldadura con una serie de prácticas de buen hacer en la soldadura de inoxidables.

Primero, como gas de aporte se recomendará el uso de mezclas muy altas en Ar. Esta elección se debe a que el Ar al ser tan denso, no necesitará tantas cantidades para proteger la soldadura y no habrá que recurrir al más costoso He. Por otro lado, no se podrá utilizar N_2 de gas de protección, debido al peligro de contaminación por nitrógeno de la soldadura de acero inoxidable que en última estancia podrá dar problemas de fragilidad o aparición de fases.

En cuanto a la contaminación de la soldadura, esta podrá darse por un mal almacenamiento de las muestras a soldar de inoxidable o el uso de algún lubricante y demás contaminantes sobre la superficie. Este tipo de contaminantes tienden a provocar problemas de porosidad y corrosión de la soldadura. La manera más directa de solucionarlo será hacer una limpieza previa de la soldadura, pero puesto que esto no siempre es posible, aquí también se propondrá la posibilidad de utilizar relaciones de aspecto entre penetración y ancho de soldadura, más bajas para permitir la salida de los gases y el llenado de cavidades.

Una última solución para solucionar este tipo de problemas de porosidad y otros problemas relacionados de aparecer, será trabajar con la frecuencia de pulso, posición de enfoque y demás parámetros de soldadura, hasta reducir empíricamente su efecto al mínimo.

Capítulo 3

3. Desarrollo de métodos originales para la soldadura con láser de chapas finas de aceros ferríticos y austeníticos

El efecto del láser sobre los aceros inoxidables, produce una serie de cambios de estado durante el proceso, que por su brevedad y focalización son difíciles de detectar durante el experimento.

En cambio, tras el enfriamiento de los metales base de la soldadura, muchos de estos cambios dejarán trazas sobre el mismo que podrán ser más fácilmente cuantificables y permitirán ser estudiadas de cara a la caracterización de las propiedades y de la calidad de la soldadura.

Estas trazas son de muy diversa índole, siendo difícil ponderar el peso de todas ellas dentro de la soldadura. Por ello, de cara a realizar el análisis de la soldadura lo primero que se determinará serán unos criterios de calidad de la misma para poder seleccionar las pruebas que se consideren más adecuadas y factibles para la misma.

De los muchos atributos que definen una soldadura, los habrá con un origen microscópico y otros con un origen macroscópico. En los casos habituales de soldadura, los rasgos macroscópicos tienden a ser los mejores indicadores de cara a definir la calidad de la soldadura, ya que tienden a englobar también a los efectos macroscópicos. Pero para poder centrarse en los efectos macroscópicos, habrá que tener un conocimiento sólido de la soldadura que se va a estudiar y de los posibles efectos que pueden aparecer en la misma como consecuencia de los cambios microestructurales y de composición.

Capítulo 3

En este estudio, puesto que la soldadura disimilar de los aceros inoxidables se considera que está ampliamente documentada desde hace años, la caracterización se va a centrar más en el control del proceso del láser de cara a obtener unos efectos determinados que se sabe que irán acompañados de unos ciclos térmicos más adecuados para la correcta ejecución de este tipo de soldadura.

Así, la primera parte del análisis estará centrado en el baño de fusión de la soldadura con láser. En este baño de fusión se podrán analizar tanto las características dimensionales de la parte frontal, como de la parte trasera y de su sección.

Paralelo a estos análisis geométricos del baño, estarán los estudios superficiales del mismo. Estos análisis servirán para determinar con mayor precisión el proceso seguido por el baño de soldadura, al igual que los defectos y la zona afectada térmicamente en el mismo.

Finalmente, se realizarán los ensayos de las propiedades de la soldadura. Estos ensayos buscan validar el criterio de calidad establecido para la soldadura y se centrarán principalmente en ensayos de resistencia a la corrosión y ensayos mecánicos en la misma.

3.1. Cuantificación de las características de la soldadura

3.1.1. Criterios de calidad en la soldadura del estudio

Como se ha comentado anteriormente, este análisis se apoyará en la extensa bibliografía de estudios sobre soldadura de inoxidables disimilares, para no tener que revisar los mismos pasos que se dan en estudios con un enfoque puramente metalúrgico. Así, en este caso, se intentará hacer un enfoque más desde el proceso de soldadura con láser, enfocado en la soldadura de chapa fina y en sus defectos particulares. Así a partir de esto, se definirán unos criterios de calidad de soldadura para los cuales se realizarán las medidas que se considerarán más adecuadas.

Como se ha visto, los parámetros de referencia que comúnmente definen una soldadura de calidad, pueden tener un origen opuesto. Véanse por ejemplo las tensiones residuales y el tamaño de la zona afectada térmicamente (ZAT). Una disminución de la misma, generalmente supondrá un mayor gradiente térmico, cosa que va ligado a unas mayores tensiones residuales. También, evitar la aparición de determinadas fases podrá suponer la aparición de otras fases que no siempre serán beneficiosas. Es por ello, que puesto que existen más efectos importantes en la soldadura que variables de control, se ha

Capítulo 3

adecuado el estudio evitar aquellos problemas que se consideran más perniciosos para la soldadura de chapa fina inoxidable, pero no todos los defectos posibles.

Así definiremos cuatro criterios de calidad en orden de importancia:

1. El criterio de calidad de mayor peso a la hora de definir esta soldadura inoxidable disimilar inoxidable de chapa fina será la distorsión térmica. Esta distorsión térmica en la soldadura láser, es la base para tener una distancia o gap adecuado entre chapas y permite su reproducibilidad, añadiendo robustez en el proceso, que a su vez le da validez de cara a una futura industrialización.
2. Como segundo criterio de calidad se considerará la resistencia a la corrosión. Como se vio en la revisión bibliográfica, esta resistencia es la que le da su principal razón de ser a los aceros inoxidables. A la posible corrosión de los inoxidables, el ser una soldadura disimilar añadirá un efecto de pila galvánica que de no prevenirse adecuadamente supondrá la degradación de la soldadura con el paso del tiempo.
3. Como tercer y criterio de calidad se buscará la resistencia mecánica que a su vez estará íntimamente ligada con la geometría y tamaño de la soldadura. Como se sabe, para conseguir una soldadura de alta resistencia mecánica, la penetración y cantidad de baño fundido es fundamental. Este criterio juega en contra de los dos anteriores criterios, ya que generar un mayor baño de fusión generalmente va ligado a una mayor energía de soldadura y efecto térmicos secundarios.
4. Como cuarto y último criterio a la hora de valorar la calidad de la soldadura se utilizarán los parámetros de procesado y en especial la velocidad. Así, una soldadura que pueda ser realizada a una mayor velocidad supondrá un menor tiempo de ciclo de procesado y mejor viabilidad económica, y permitirá sortear problemas como el de la resistencia mecánica a base de añadir una mayor longitud de soldadura en el mismo tiempo.

En función de estos criterios se eligen las pruebas de control que se harán durante la experimentación para en última estancia, seleccionar la soldadura que se considere de mayor calidad.

Capítulo 3

3.1.2. Características externas del baño en el ensayo de refusión

3.1.2.1. Ensayos de refusión

Durante la soldadura con láser, la primera información útil que se puede extraer antes de pasar por ningún equipo es el aspecto externo y geometría del baño de fusión. Esta geometría marca el límite de la transformación de estado de sólido a líquido que es la base para generar la unión en las soldaduras térmicas como puede ser la soldadura por láser.

La transformación del material a fase líquida, en un principio no es una transformación directa de la energía de salida del láser, ya que como se vio en la formación del baño térmico, son muchas las posibles pérdidas de eficiencia energética que pueden darse durante el proceso. De estas pérdidas se podrían destacar las siguientes:

- Pérdidas de energía por reflexión del láser en la superficie
- Pérdidas de la energía por apantallamiento o Bremsstrahlung inverso
- Pérdidas de energía por disipación en el material
- Otras pérdidas materiales como proyecciones, vapor o penacho de plasma

Pero para medir este efecto del láser sobre el material de manera sencilla y para que no influyan factores de implementación importantes como el gap o distancia entre ambos materiales, se utilizan los llamados ensayos de refusión.

Los ensayos de refusión son recreaciones de la soldadura en único material (Figura 3.1), de manera que se puede observar el comportamiento del material a la interacción del láser. Este tipo de ensayos se realizarán en probetas generalmente planas y de una geometría determinada, para luego poder trasladar los resultados a la geometría final.

Figura 3.1. Esquema de la realización de un ensayo de refusión en una muestra.

Capítulo 3

Este tipo de ensayo, permitirá estudiar el efecto del láser en cada uno de los materiales, superficies y geometrías dadas, de una manera más rápida y eliminando factores propios de la implantación final. Su naturaleza también permitirá realizar cordones o puntos de soldadura de longitudes diferentes y estudiar la raíz del cordón o baño de soldadura para ver como evoluciona con la variación de los parámetros.

3.1.2.2. Geometría del baño frontal

Una vez realizados los ensayos de refusión, se podrá medir el baño de soldadura para (Figura 3.2) para valorar directamente la eficiencia energética de la interacción del láser, mediante la suma combinada de los mecanismos de transmisión del calor.

Figura 3.2. Esquema de medición de un baño de soldadura láser de acero inoxidable: longitud del baño (LB) y anchura del baño (AB).

Es importante anotar que la geometría del baño de refusión, no siempre tendrá que corresponder con el tamaño de la huella del láser. Así cuando se hagan soldaduras de bajo tiempo de interacción o potencia de salida del láser, esta huella podrá ser menor que la proyección del láser. Al mismo tiempo, soldaduras de alto tiempo de interacción o potencia, podrán tener huellas varias veces superiores a la sección del láser.

El tamaño de la huella, aparte de estar relacionado con la absorbancia de la radiación del láser por el material, tendrá también una relación estrecha con la difusividad térmica del material o velocidad de enfriamiento. Esta difusividad térmica vendrá determinada por la conductividad del material y por su capacidad calorífica.

Capítulo 3

3.1.2.3. Geometría del baño trasero

La principal ventaja de los ensayos de refusión es el poder estudiar la huella trasera intacta y sin meter el factor de la distancia entre chapas o gap, que en el caso de la soldadura por solape será un factor muy sensible que generará amplias variaciones de resultados.

La huella trasera habitualmente será inferior a la huella delantera, y su relación vendrá determinada principalmente por la difusividad del material, el régimen de transmisión de calor y el espesor de la chapa soldada.

Cuanto mayor sea la relación del tamaño de la huella trasera frente a la huella delantera, se considerará que mayor habrá sido la eficiencia energética del baño de soldadura y por lo tanto, menos efectos térmicos secundarios existirán. Entre estos efectos secundarios, el efecto más habitual será el aumento de la zona afectada térmicamente.

3.1.2.4. Zona afectada térmicamente (ZAT)

Los efectos de soldar pueden ser perjudiciales en el material rodeando la soldadura. Dependiendo de los materiales usados y la entrada de calor del proceso de soldadura usado, la zona afectada térmicamente (ZAT) o HAZ en inglés, puede variar en tamaño y fortaleza. La difusividad térmica del material base es muy importante, si la difusividad es alta, la velocidad de enfriamiento del material es alta y la ZAT es relativamente pequeña. Inversamente, una difusividad baja conduce a un enfriamiento más lento y a una ZAT más grande.

La cantidad de calor inyectada por el proceso de soldadura también desempeña un papel importante, pues los procesos como la soldadura oxiacetilénica tienen una entrada de calor no concentrado y aumentan el tamaño de la zona afectada. Los procesos como la soldadura por láser tienen una cantidad altamente concentrada y limitada de calor, resultando una ZAT pequeña.

La medida de la zona afectada térmicamente es muy subjetiva, al ser esta difícil de delimitar. Algunos métodos de medida de la ZAT se basan en el efecto de la soldadura en la microestructura. Este efecto puede suponer, desde cambio de fases a agrandamiento del tamaño de grano o finalmente segregación en la composición y precipitados.

En este estudio, como referencia de la ZAT, se utilizará principalmente el efecto particular del “Heat tint” de los aceros inoxidable, al ser este fácilmente delimitable y

Capítulo 3

tener una relación directa con las temperaturas alcanzadas y con el daño de la capa pasiva. Así, en el mismo análisis en el que se realice la medida del baño de soldadura, se podrá también medir la ZAT.

3.1.3. Características internas del baño en la soldadura

3.1.3.1. Ensayo de soldadura

Para hacer el análisis microestructural del baño y los ensayos de resistencia mecánica, los ensayos de refusión no serán suficientes y se hará necesario hacer ensayos de soldadura en probetas planas (Figura 3.3).

Figura 3.3. Esquema de la realización de una muestra ensayada en soldadura por solape.

Los ensayos de soldadura permitirán probar combinaciones distintas de la soldadura disimilar, en cuanto a espesor y orden de los inoxidables. En el caso, la mayor parte de los ensayos se realizarán entrando por el lado ferrítico al ser esta configuración la que permitirá tener una relación ligeramente superior de baño ferrítico en la soldadura.

Finalmente, habrá que garantizar una separación entre chapas o gap, regular, si se pretende tener resultados repetibles y comparables entre muestras. Para ello, se utilizarán sistemas de mordazas o “clamping”, que garanticen que no se supera la distancia máxima. Para ello los sistemas más típicos de mordazas utilizados serán:

- Sistemas de mordazas planos para soldaduras rectas y largas
- Sistemas de mordazas puntuales para regiones pequeñas
- Sistemas de electroimanes o imanes de neodimio para bases ferromagnéticas

De estos, los sistemas planos serán los menos flexibles y los de imanes los más flexibles, pero con el problema de que irán atrayendo los óxidos magnéticos y necesitarán un cierto mantenimiento.

Capítulo 3

3.1.3.2. Sección transversal del baño de soldadura y relación de aspecto

La sección transversal del baño de soldadura, permite ver la forma del baño de soldadura y determinar el régimen de soldadura con láser. Durante la soldadura con láser, la forma del baño será característica para cada régimen [Xu07], teniendo una forma más redondeada en el régimen de conducción y alargada cuando actúen otros mecanismos que cambien el flujo de metal fundido (Figura 3.4).

Figura 3.4. Esquema del perfil de metal fundido y transmisión de calor, en la sección transversal de una soldadura

Como se puede ver en la figura, con el cambio del movimiento del baño fundido se puede transmitir de manera diferente el calor a la raíz de soldadura, pudiéndose alcanzar mayor penetración para una misma cantidad de calor y reduciendo la zona afectada térmicamente.

Para medir esta eficiencia de aprovechamiento del calor, uno de los principales parámetros que se mirarán será la relación de aspecto de la soldadura. Esta relación de aspecto se definirá como la penetración de la soldadura dividida por el ancho del cordón o punto de soldadura. Cuanto más alta sea esta relación, generalmente mayor será el aprovechamiento de la energía y menor la zona afectada térmicamente.

3.1.3.3. Sección longitudinal del baño de soldadura y microestructura

La sección longitudinal, da una información general más amplia que la transversal, al hacer un seguimiento de la evolución del cordón y poder detectar regiones concretas de la soldadura que puedan haber producido defectos. Asimismo, esta medida será

Capítulo 3

especialmente útil para el estudio de la evolución de la soldadura en régimen pulsado, permitiendo distinguir las zonas de comienzo y fin de pulso y el solape entre ellos.

Dentro de los posibles defectos o propiedades que se pueden estudiar en la sección transversal de la soldadura, se destacan:

- La longitud y tiempo de penetración de la soldadura.
- Los fallos de acople y de gap entre ambos materiales.
- La naturaleza del baño de soldadura y microestructura.

Para el análisis metalográfico de la microestructura del baño de soldadura, habrá que hacer un cuidadoso proceso de corte, pulido y ataque en la soldadura, que se describirá más adelante. Pero en un principio, con el fin de ver simplemente los límites del baño de soldadura, la preparación podrá ser más inmediata.

3.1.4. Características superficiales de la soldadura

3.1.4.1. Rugosidad y desnivel

La rugosidad superficial es una característica muy importante en los aceros inoxidables. Así, se ha determinado en muchos estudios la directa relación de esta rugosidad con la cantidad de corrosión que aparece en ella. Por otro lado, la absorción de radiación electromagnética del láser también dependerá del estado de la superficie y de su rugosidad.

En cuanto al desnivel de una superficie en la soldadura, estará relacionado con muchos factores. Fuera de la soldadura, se deberá principalmente a la distorsión térmica generada por la misma. En cuanto al desnivel en el baño de fusión en la soldadura autógena por láser, al no añadir el factor de aporte de material, tendrá patrones reconocibles según el tipo de régimen de soldadura que se haya utilizado.

En cualquier caso, el estudio de la superficie de la soldadura permitirá delimitar mejor el baño de soldadura y ver si se han producido irregularidades en el baño. Estas irregularidades suelen venir en forma de ondas en el baño solidificado, lugar en el cual se podrán acumular los iones que acabarán generando la corrosión por resquicios o en las salpicaduras.

Desde el punto de vista de la superficie, la soldadura ideal será una soldadura completamente plana, que no genere ninguna irregularidad, salpicadura o desnivel.

3.1.4.2. Perfil superficial

El perfil superficial será medido a lo largo de los cordones de soldadura con el fin de ver las evoluciones en el baño a lo largo del cordón.

Como se verá, la evolución del baño de soldadura en un cordón, no será regular y tenderá a generar playas durante la solidificación (Figura 3.5). Estas playas se acrecentarán en el caso de la soldadura pulsada dependiendo del grado de superposición de los pulsos.

Figura 3.5. Esquema de la generación de playas durante la solidificación del baño de fusión en la soldadura láser

El análisis del perfil de la soldadura a lo largo del cordón, permitirá entender mejor la evolución del régimen de soldadura y del keyhole. Al igual que en el caso de la rugosidad, un baño ideal, será aquel que mantenga una mayor regularidad y no genere grandes desniveles que puedan acabar dando lugar a corrosión local. Al mismo tiempo, un baño más regular también estará relacionado con un acople de la soldadura más regular y con una penetración más uniforme.

En la práctica, tan sólo observando el perfil superficial, se puede llegar a determinar si ha habido alguna anomalía en la penetración de la soldadura, debida al gap,

Capítulo 3

inestabilidad del keyhole u otros factores. Por lo tanto, tan sólo midiendo la regularidad el perfil superficial, se tendrá una cierta idea de la uniformidad de la soldadura.

3.2. Material y formato utilizado

Para comenzar la campaña experimental hay que puntualizar que la familia de los aceros inoxidable, es demasiado amplia tanto desde el punto de vista de composición, como de propiedades mecánicas y propiedades superficiales. Además un mismo grado de acero inoxidable puede venir en distintos formatos y con distintos tratamientos térmicos y superficiales, que afectan mucho a las propiedades del material, por lo que hay que ser muy específico a la hora de hablar de qué tipo de acero se trata.

Para la realización de los experimentos se utilizaron varios grados de aceros inoxidables austeníticos y ferríticos, con formatos de chapa fina de acero inoxidable, laminados en caliente y luego en frío, con superficies tratadas de varias maneras distintas que se describirán a continuación.

3.2.1. Formatos de acero inoxidable utilizado

El de acero inoxidable utilizado en el estudio, fue de distintos grados de aleación, proveedores, acabados superficiales y espesores, como se muestra en la Tabla 3.1. Todas estas características pueden tener un efecto palpable sobre el resultado final, dando variabilidad entre ellos, pero en el estudio se intentará no entrar a fondo más allá de dejar documentadas las características térmicas, mecánicas y electroquímicas de ambas microestructuras y grados.

Tabla 3.1. Características de los formatos planos de acero inoxidable utilizado durante el estudio (tipo, suministrador, nomenclatura, espesor y superficie).

TIPO	SUMINISTRADOR	AISI	UNE	FORMATO	ESTADO	ESPESOR	ACABADO
Austenítico	ACERINOX	304	1.4301	Chapa laminada en frío	Recocido	0,8 mm	G320
Austenítico	APERAM	304	1.4301	Chapa laminada en frío	Recocido	0,8 mm	G320
Austenítico	APERAM	304	1.4301	Chapa laminada en frío	Recocido	0,7 mm	G320
Austenítico	ITURRINO	304	1.4301	Chapa laminada en frío	Recocido	0,8 mm	2B/2G
Austenítico	ACERINOX	301	1.4310	Bobina laminada en frío	Recocido	0,4 mm	2R (BA)
Ferrítico	ACERINOX	441	1.4509	Bobina laminada en frío	Recocido	0,4 mm	2R (BA)
Ferrítico	APERAM	441	1.4509	Chapa laminada en frío	Recocido	0,6 mm	G320
Ferrítico	ACERINOX	430Ti	1.4510	Bobina laminada en frío	Recocido	0,4 mm	2R (BA)
Ferrítico	DVP	430	1.4016	Chapa laminada en frío	Recocido	0,7 mm	2B/2G

Capítulo 3

En cuanto a los proveedores, si bien se pueden encontrar ligeras diferencias en la resistencia a corrosión e incluso en apariencia del proceso de esmerilado, tampoco se entrará al detalle en este aspecto, centrándose sólo en la familia y espesor de material utilizado.

3.2.2. Aceros inoxidables austeníticos

Como se vio, los aceros inoxidables austeníticos son aceros con Cr para generar una capa pasiva y Ni para transformar la estructura de ferrítica a austenítica. Estos aceros no son magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico. Son muy dúctiles y presentan excelente soldabilidad.

El inoxidable austenítico más popular es el Tipo 304, que contiene básicamente 18% de cromo y 8% de níquel, con un tenor de carbono limitado a un máximo de 0,08%. Tiene gran aplicación en las industrias químicas, farmacéuticas, de alcohol, aeronáutica, naval, uso en arquitectura, alimenticia, y de transporte. Es también utilizado en cubiertos, vajillas, piletas, revestimientos de ascensores y en un sin número de aplicaciones.

El molibdeno es introducido como elemento de aleación en los aceros inoxidables para disminuir la susceptibilidad a formas de corrosión de picado y por resquicios. La presencia de molibdeno permite la formación de una capa pasiva más resistente y en casos en que el inoxidable 304 no resiste a la acción de determinados medios, corroyendo por picado o por rendijas, los inoxidables 316 y 317 constituyen una excelente solución. En cuanto a la familia de inoxidables AISI 301, son una familia bastante típica de inoxidables en la que se ha reducido alrededor de 1% la cantidad de Ni en aleación, siendo un grado más económico que el 304.

3.2.2.1. AISI 304

El de acero inoxidable austenítico AISI 304 (norma americana) también denominado EN 1.4301 (norma europea) o austenítico 18/8, es el acero inoxidable más utilizado con diferencia. Este acero posee buenas propiedades de resistencia a la corrosión conformabilidad y soldabilidad.

Este acero se emplea actualmente para un amplio abanico de aplicaciones, empezando por aplicaciones de menaje, electrodomésticos, fregaderos, cubertería, industria alimenticia, industria química, intercambiadores de calor, etc.

Su aspecto es fácil de diferenciar de los aceros ferríticos, por tener granos más poligonales y sin apenas precipitados marcados. Su estructura si bien está ligeramente

Capítulo 3

dentro de la región ferrítica dentro de los diagramas constitutivos, en la práctica se produce mediante un ciclo térmico que elimina la aparición de esta fase en su estructura.

Su aspecto En cuanto a su resistencia a corrosión, estos aceros presentan una resistencia superior al resto de grados utilizados en el estudio, no superando los 0,1 mm/año de corrosión uniforme en ambientes del 90% de ácido sulfúrico a 20°C. También presentan una buena resistencia a la corrosión por picaduras y resquicios gracias a un elevado contenido en cromo y rápida repasivación de la capa pasiva por el contenido de Ni.

Este tipo de aceros debe ser tratado con cierto cuidado para aquellas aplicaciones en las que vaya a haber exposición a altas temperaturas prolongada, como en aquellas soldadura de alto aporte térmico, por el peligro a la corrosión intergranular.

En cuanto a propiedades mecánicas, la estructura austenítica de este tipo de aceros y estado de recocido en el que son utilizados, permite un elevado grado de alargamiento y embutición, muy superior a la gran mayoría de aceros utilizados en el mercado. Su límite elástico está en la línea de los aceros inoxidable ferríticos, por lo que en una hipotética soldadura de ambos materiales, la resistencia antes de llegar a la zona plástica debería ser parecida en ambos lados. Por otro lado, las propiedades de difusividad térmica de estos aceros son inferiores a las de los aceros inoxidable ferríticos, esto hace que se produzca una peor disipación de calor y una más marcada distorsión térmica y deformación en el lado austenítico.

3.2.2.2. AISI 301

El de acero inoxidable AISI 301 (norma americana), es una de las variantes de precio más reducido que existe dentro de la familia de los aceros austeníticos. En concreto tiene un 1% menos de níquel y de cromo que la variante más extendida de austenítico AISI 304.

El acero inoxidable austenítico AISI 301, presenta alta tenacidad, resistencia a atmósferas corrosivas y brillo superficial. Todo esto hace que sea una excelente elección para aplicaciones estructurales y decorativas. Además, ofrece buenas propiedades de soldabilidad y se puede obtener en estado recocido o con distintos grados de endurecimiento. Aunque es importante anotar que esta variante al estar más cerca de la región martensítica de los inoxidable, tiene altas probabilidades de que aparezca la martensita en cantidades importantes durante las operaciones de conformado o incluso durante la soldadura del mismo.

Capítulo 3

Por su naturaleza más martensítica, una de sus principales aplicaciones es en el uso de muelles austeníticos, aunque también se utiliza en aplicaciones de cocina, alimenticias y ferroviarias. Estas características algo más martensíticas que en el AISI 304, se presentan como una bajada de su alargamiento y aumento de su límite de tracción. En cuanto a propiedades térmicas son prácticamente idénticas que en el resto de los inoxidables austeníticos.

Finalmente, en cuanto a su microestructura, no se distingue en un principio de la del AISI 304, salvo por la probable aparición de pequeñas agujas de martensita después del corte, conformado o soldadura. Es por ello que en la soldadura hay que tener cuidado con intentar mezclarlo con otros aleantes para alejarlo de la franja martensítica que puede dar una bajada de la propiedades mecánicas de la misma.

3.2.3. Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros inoxidables ferríticos se distinguen principalmente de los inoxidables austeníticos, por no llevar Ni en su composición. Este es un cambio muy importante, ya que el precio del Ni históricamente ha sido muy elevado y además ha tenido muchos picos, que han obligado a los usuarios a buscar alternativas menos costosas.

Estos inoxidables a diferencia de los austeníticos porque son magnéticos cosa que podrá ser utilizada para su manejo con imanes. A pesar de tener una menor cantidad de carbono que los martensíticos, se tornan parcialmente austeníticos a altas temperaturas y consecuentemente precipitan martensita durante el enfriamiento. Puede decirse que son parcialmente endurecibles por tratamiento térmico.

Los aceros inoxidables ferríticos contienen, de un modo general, un tenor de cromo superior al de los martensíticos. Este aumento en la cantidad de cromo mejora la resistencia a la corrosión en diversos medios, pero sacrifica en parte otras propiedades, como la resistencia al impacto.

El más utilizado de los aceros inoxidables ferríticos es el Tipo 430, que contiene 16 a 18% de cromo y un máximo de 0,12% de carbono. Entre sus aplicaciones, se puede mencionar: cubiertos, vajillas, cocinas, piletas, monedas, revestimientos, mostradores frigoríficos.

Uno de los mayores problemas del inoxidable 430 es la pérdida de ductilidad en las regiones soldadas, que normalmente son frágiles y de menor resistencia a la corrosión. El elevado crecimiento del tamaño de grano, la formación parcial de martensita y la

Capítulo 3

precipitación de carbonitruros de cromo, son las principales causas generadoras de este problema.

Aunque los inoxidables ferríticos presentan una buena resistencia a la corrosión, algunas características limitan la utilización de los mismos en determinadas aplicaciones. La estampabilidad es buena, aunque insuficiente en aplicaciones que requieren estampado profundo. La soldabilidad es apenas discreta, por los problemas ya mencionados.

3.2.3.1. AISI 430/430Ti

El AISI 430 es la aleación base del grupo ferrítico más utilizada. Posee resistencia media a la corrosión en ambientes corrosivos o exposiciones atmosféricas, así como a los gases sulfurosos. En estado de recocido es dúctil y puede ser conformado usando tanto medios de laminación, como operaciones de doblado y embutición. Además, no endurece excesivamente durante el trabajo en frío.

Como el AISI 430 no tiene muy buena resistencia a la sensibilización de sus granos por calentamiento o soldadura, la AISI 430Ti es una variante a la que se le ha añadido Ti para evitar este efecto. La microestructura de esta aleación a diferencia de las aleaciones austeníticas, presenta un aspecto menos poligonal y más irregular, con franjas más oscurecidas y otras más claras.

El AISI 430 tiene una buena resistencia a la corrosión en una gran variedad de medios, pero generalmente inferior a la del AISI 304 salvo en el caso de la corrosión bajo tensiones que es mayor en la familia de los austeníticos que en los ferríticos.

En cuanto a sus propiedades mecánicas, son cercanas a los aceros austeníticos en límite elástico pero su alargamiento puede ser inferior a la mitad de estos.

Por otro lado, los aceros ferríticos tienen una mayor difusividad térmica media en estado sólido, que los aceros austeníticos. Esto se nota porque al soldarlos necesitan algo más de calor que los aceros inoxidables austeníticos. Por otro lado durante su enfriamiento en soldadura genera menor cantidad de distorsión térmica y tensiones.

Su principal aplicación son los electrodomésticos, aplicaciones de cocina y decoración de interiores, ya que en exteriores suelen ser sustituidos por aceros austeníticos que tienen una mejor capacidad de repasivación con los ciclos.

Capítulo 3

3.2.3.2. AISI 441

El AISI 441 es una variedad de acero ferrítico estabilizado con titanio y niobio que ofrece buena resistencia mecánica y a la oxidación a alta temperatura. En general, presenta mejores prestaciones de corrosión, conformabilidad y soldabilidad frente a otros aceros inoxidables ferríticos como el AISI 430. Su composición no es estándar por lo que su equivalente europeo que se suele asignar es el EN 1.4509, pero a veces difiere.

Su microestructura es similar a la del AISI 430, aunque su resistencia a la oxidación es mayor sobre todo a alta temperatura, por lo que después de ciclos largos de calentamiento se puede apreciar todavía la mayor parte de su microestructura aguantando, sufriendo sólo una leve delaminación en algunos granos.

Esto hará a este tipo de ferríticos como mucho más aptos para la soldadura que el AISI 430 y el 430Ti. Por otro lado su estructura está más alejada de la región martensítica, por lo que es más difícil la aparición de agujas de martensita y de agrietamiento en frío durante el proceso de unión o en la soldadura disimilar con austeníticos.

Las propiedades mecánicas y térmicas de estos aceros son muy parecidas a las del acero AISI 430, con un ligero descenso en su alargamiento, al igual que las características térmicas. Por lo que en su soldadura no se harán distinciones con el AISI 430, pero debería dar menos problemas en los distintos tipos de corrosión.

En cuanto a sus aplicaciones, a parte de las tradicionales aplicaciones de cocina, se utilizan en quemadores que van a trabajar a mayor temperatura o sistemas de escape.

3.2.4. Acabados superficiales de los aceros inoxidables

Los acabados de los aceros inoxidables son un apartado especialmente importante en su caracterización, ya que estos tienen un efecto directo en la absorbancia de la radiación en la superficie del material, al igual que en la resistencia a la corrosión e incluso en algunas propiedades mecánicas.

Las superficies de los productos inoxidables planos se suelen designar por un número y una letra. El número “1” se referirá a aquellas superficies que hayan sufrido un proceso de laminación en caliente. Por lo tanto serán más gruesas y con una resistencia a la corrosión generalmente más baja. Por otro lado las superficies con un “2” o números superiores ya habrán sufrido también un proceso de laminación en frío y por lo tanto serán más finas.

Capítulo 3

En el estudio las principales superficies estudiadas son:

- 2R: también denominada BA (Bright Annealing) o” recocido brillante”. Esta superficie es una superficie especialmente reflectante, por lo que necesitará un ligero aumento de la radiación del láser para empezar a absorber mejor. También es considerada generalmente como la superficie con mayor resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable.
- 2G: superficie proveniente en general del acabado 2B al que se le ha realizado un esmerilado. Esta superficie tiene un acabado menos reflectante que la BA y con aspecto mecanizado direccional. Su absorbancia es mejor que en acabado BA y aumentará cuanto menor sea el número de tamaño del grano de esmerilado, designado con un número después de la G, que en nuestro caso era el G320 principalmente.

En los acabados utilizados en el estudio el aspecto cambia bastante al igual que su reflectividad. Esto es debido a la mayor uniformidad de la capa de óxido de cromo de los acabados 2R/BA, que además mejora la resistencia a corrosión de los mismos.

3.2.5. Condiciones de suministro

Al igual que el estado superficial es importante de cara a la soldadura, al suponer grandes diferencias en la absorción y corrosión, el formato en el que viene el acero también puede tener cierta relevancia. Esto se debe a que los formatos planos y los formatos es bobina suelen tener problemas distintos a la hora de mantener el gap entre placas que serán especialmente importantes en el caso de soldadura fina.

Los formatos de bobina y de chapa, por su naturaleza de procesado y almacenaje podrán provocar una serie de defectos en la entrega, que se explicarán a continuación.

3.2.5.1. Defectos de planitud en formatos de bobina

Los defectos de planitud en las chapas finas de acero, tienen una relevancia muy alta ya que están directamente relacionados con la regularidad de la distancia de separación entre planchas y posibles defectos que puedan aparecer. Por ejemplo, en la Figura 3.6, se muestran los defectos de planitud típico que tienen los aceros inoxidable cuando se piden obtienen formatos de proveedor directamente de la bobina laminada en frío.

Figura 3.6. Defecto de planitud central en formatos de inoxidable extraído de bobina laminada en frío.

Este tipo de defectos puede ser evitado cuando todos los formatos son similares y se pueden apilar con la curvatura e la misma dirección y es relativamente de detectar, cuando se comprueba que en las zonas centrales de la plancha, aparecen discontinuidades del cordón de soldadura.

3.2.5.2. Irregularidades laterales en formatos de chapa

Este tipo de irregularidad es muy común cuando se obtienen formatos de chapa que han sido cortados en algún proveedor intermedio. Cuando se cortan formatos planos con herramientas que generan esfuerzos mecánicos, se generan deformaciones o esfuerzos residuales, que podrán dejar este tipo de huellas en el interior o exterior del material como en la Figura 3.8.

Figura 3.7. Irregularidades en los bordes debidas al corte por esfuerzos mecánicos

Hay otros muchos procesos que generan este tipo de problemas en el material, entre los que se incluirían los cortes de troquel, cizalla o sierras, los embutidos, mecanizados o estampados, etc. Este tipo de fallo no es tan común en los formatos de bobina, ya que estos suelen ser cortados ya directamente en la acería o en el proveedor final y pueden ser controlados.

Capítulo 3

Estos son posiblemente los defectos de más difícil solución, ya que no siempre siguen un patrón claro a lo largo del material que pueda ser revertido. Por lo que su solución más directa sería la sustitución de estas operaciones por otras menos dañinas como puede ser el corte por láser. Otra posibilidad sería realizar la soldadura antes de las operaciones de conformado o mecanizado como se está extendiendo actualmente en el caso de la soldadura de tailored-blanks.

3.2.5.3. Defectos en los bordes durante almacenaje y transporte

Los defectos en los bordes son también un tipo de defecto muy común cuando el formato es manipulado indebidamente durante el transporte o almacenaje, y en el apilado tanto de chapas planas como de bobinas sin una adecuada protección (Figura 3.8).

Figura 3.8. Defectos en los bordes en formatos de acero inoxidable con incorrecta manipulación.

Este tipo de defectos pueden intentar ser corregidos de manera manual mediante el amartillado de los bordes o con aumentando la presión de las mordazas en las mismas. Pero en el caso de ser muchas las irregularidades, se incrementará la dificultad de arreglar de manera consistente las mismas.

Al final el objetivo de identificar los defectos comunes del material es el poder prevenirlos mediante el pedido del material en un formato adecuado y procesado con otras técnicas como láser o almacenado con protección, ya que un detalle aparentemente tan insignificante, puede ser la diferencia entre tener reproducibilidad en la soldadura o no tenerla.

3.3. Selección de rangos de trabajo y puesta a punto del equipo láser

3.3.1. Diseño experimental

Cuando se va a realizar un diseño experimental, hay que ser muy cuidadoso de hacer un correcto diseño para el barrido metódico de parámetros y no caer en una repetición desorganizada de pruebas, que pueda conllevar al aumento del número de experimentos y repetición de los mismos. Para ello, en la soldadura láser hay tres parámetros de referencia que pueden ser tomados como base, cuando se cambie uno a uno los parámetros principales:

- 1) Heat input o aporte de calor: este parámetro que posiblemente es el más extendido en los diseños de soldaduras, se calcula a partir de la expresión (energía/longitud de soldadura) y se suele dar en J/mm. Su valor, da una referencia del calentamiento que se realizará durante la soldadura.
- 2) Irradiancia: es el resultado de la expresión (potencia/sección de la huella) y suele darse en la forma de W/mm^2 . Su valor es especialmente importante cuando se quiere mantener un mismo modo de soldadura al cambiar la huella del láser.
- 3) Fluencia: este último parámetro de referencia se obtiene a partir de la expresión (energía/superficie de la huella) y viene dado en J/mm^2 . Su utilización es especialmente relevante cuando se hacen cambios en la huella de soldadura y tiempo, dando una relación del calor proporcional que van a sufrir cordones de distinto tamaño.

3.3.1.1. Formulación de parámetros de referencia

Una vez explicados los principales parámetros de referencia, habrá que saber cómo relacionar los parámetros de referencia con las variables que van a ser modificadas durante el diseño experimental. A partir de allí, se podrán realizar las relaciones que se consideren convenientes para realizar los experimentos en una dirección. Como se expondrá en unos breves ejemplos a continuación.

Por ejemplo, si se quieren hacer experimentos en los que se varíe el heat input aportado a saltos iguales, a partir de la modificación del parámetro de potencia pero sin modificar el parámetro de la velocidad, habría que utilizar la ecuación (3)(3).

$$HI = \frac{\text{Potencia}}{\text{Velocidad}} \leftrightarrow HI(1 \pm x) = \frac{\text{Potencia}(1 \pm y)}{\text{Velocidad}} \quad (3)$$

Capítulo 3

Por lo tanto las modificaciones del parámetro de potencia serán proporcionalmente iguales a las modificaciones del parámetro del heat input como en la ecuación (4).

$$\left(\frac{HI_1}{Potencia_1}\right) = \left(\frac{HI_0}{Potencia_0}\right) \quad (4)$$

En cambio, si se quisiese hacer lo mismo pero cambiando sólo la velocidad, se tendría el desarrollo de la ecuación (5).

$$HI = \frac{Potencia}{Velocidad} \leftrightarrow HI(1 \pm x) = \frac{Potencia}{Velocidad(1 \pm y)} \quad (5)$$

Así, en este caso los cambios de heat input y velocidad no serían lineales, sino que serían inversamente proporcionales como en la ecuación (6).

$$HI_1 Velocidad_1 = HI_0 Velocidad_0 \quad (6)$$

En cuanto a la fluencia radiante (He), si se quiere hacer un cambio del enfoque del haz sin cambiar el aporte de calor, se podrá desarrollar a partir del HI y el diámetro, como aparece en la ecuación (7) para pasar a potencia y velocidad como en la ecuación (8).

$$He = \frac{HI}{Diámetro} \leftrightarrow He = \frac{HI(1 \pm x)}{Diámetro(1 \pm y)} \quad (7)$$

$$\left(\frac{Potencia_1}{Velocidad_0}\right) = \left(\frac{R_0}{R_1}\right) \quad (8)$$

Finalmente, para mantener la irradiancia (Ee) y fijar así el modo de soldadura, los cambios del porcentaje en potencia al cambiar el diámetro, tendrán que ir con el cuadrado ya que el área cambiará con el cuadrado también, como en la ecuación (9).

$$Ee = \frac{Potencia_0}{R_0^2} = \frac{Potencia_1}{R_1^2} \quad (9)$$

A diferencia de como se hizo con la fluencia, aquí relacionamos el cambio de enfoque sólo con la potencia, de manera que una vez elegida la nueva potencia a través de la ecuación (10) se podrá pasar a velocidad a través de la ecuación (3).

$$\left(\frac{Potencia_1}{Potencia_0}\right) = \left(\frac{R_1}{R_0}\right)^2 \quad (10)$$

Capítulo 3

3.3.1.2. Tabulación de parámetros de referencia

Este método de trabajo mediante fórmulas puede resultar muy costoso cuando el número de experimentos y variables que se manejan durante la soldadura es elevado. Por ello, para acelerar el proceso si se va a trabajar así a menudo, se recomienda la programación de tablas con ayuda de un ordenador, para luego copiar las relaciones de los parámetros más influyentes y trabajar a partir de estas tablas. Por ejemplo, en la siguiente Tabla 3.2 se muestra la relación de la potencia, velocidad y diámetro de huella, con los principales parámetros de referencia.

Tabla 3.2. Combinaciones de diámetro de huella, potencia continua y velocidad lineal del láser, para las referencias energéticas de heat input, irradiancia y fluencia.

DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	VELOCIDAD (mm/s)	HEAT INPUT (J/mm)	IRRADIANCIA (kW/mm2)	FLUENCIA (J/mm2)
0,5	1	1	1000	5,1	2000
0,5	1	5	200	5,1	400
0,5	1	10	100	5,1	200
0,5	1	50	20	5,1	40
1	1	1	1000	1,3	1000
1	1	5	200	1,3	200
1	1	10	100	1,3	100
1	1	50	20	1,3	20
0,5	2	1	2000	10,2	4000
0,5	2	5	400	10,2	800
0,5	2	10	200	10,2	400
0,5	2	50	40	10,2	80
1	2	1	2000	2,5	2000
1	2	5	400	2,5	400
1	2	10	200	2,5	200
1	2	50	40	2,5	40
0,5	3	1	3000	15,3	6000
0,5	3	5	600	15,3	1200
0,5	3	10	300	15,3	600
0,5	3	50	60	15,3	120
1	3	1	3000	3,8	3000
1	3	5	600	3,8	600
1	3	10	300	3,8	300
1	3	50	60	3,8	60

En el ejemplo de la Tabla 3.3, se muestra el ejemplo de los valores de la superposición u overlapping factor, en el caso de la soldadura por puntos.

Capítulo 3

Tabla 3.3. Relación del diámetro de huella, potencia pulsada, velocidad, factor de trabajo y frecuencia del láser, con la superposición de las huellas (overlapping factor).

DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)	PRIMERA SUPERPOSICIÓN (%)	SEGUNDA SUPERPOSICIÓN (%)
0,5	1	1	1%	-96%	-292%
0,5	1	1	100%	33%	-33%
0,5	1	10	1%	80%	60%
0,5	1	10	100%	83%	67%
0,5	1	100	1%	98%	96%
0,5	1	100	100%	98%	96%
0,5	1	1000	1%	100%	100%
0,5	1	1000	100%	100%	100%
0,5	5	1	1%	-809%	-1718%
0,5	5	1	100%	9%	-82%
0,5	5	10	1%	1%	-98%
0,5	5	10	100%	50%	0%
0,5	5	100	1%	90%	80%
0,5	5	100	100%	91%	82%
0,5	5	1000	1%	99%	98%
0,5	5	1000	100%	99%	98%
0,5	10	1	1%	-1567%	-3233%
0,5	10	1	100%	5%	-90%
0,5	10	10	1%	-96%	-292%
0,5	10	10	100%	33%	-33%
0,5	10	100	1%	80%	60%
0,5	10	100	100%	83%	67%
0,5	10	1000	1%	98%	96%
0,5	10	1000	100%	98%	96%
0,5	50	1	1%	-4900%	-9900%
0,5	50	1	100%	1%	-98%
0,5	50	10	1%	-809%	-1718%
0,5	50	10	100%	9%	-82%
0,5	50	100	1%	1%	-98%
0,5	50	100	100%	50%	0%
0,5	50	1000	1%	90%	80%
0,5	50	1000	100%	91%	82%
0,5	200	1	1%	-7900%	-15900%
0,5	200	1	100%	0%	-100%
0,5	200	10	1%	-2757%	-5614%
0,5	200	10	100%	2%	-95%
0,5	200	100	1%	-285%	-669%
0,5	200	100	100%	20%	-60%
0,5	200	1000	1%	60%	20%
0,5	200	1000	100%	71%	43%

Capítulo 3

Finalmente, con ayuda de estas tablas y los datos experimentales en materiales similares, se podrían llegar a hacer interpolaciones y aproximaciones a groso modo, de la influencia de los parámetros en las características de la soldadura (Figura 3.9).

Figura 3.9. Modelización de la influencia de los principales parámetros del láser en la penetración de soldadura para predicción de la soldadura por tablas de cálculo.

3.3.2. Selección de tiempo de espera de arranque de motor

Cuando se empieza a trabajar con el láser a altas potencias, se comprueba en los primeros ensayos de refusión que el láser no genera un cordón completamente regular en los primeros instantes de la soldadura y a veces también en los últimos. Este efecto es especialmente relevante en la soldadura si se pretenden realizar cordones de alta calidad y uniformes, en los que no se actúen efectos no contemplados en el estudio, que puedan generar mayor corrosión o distorsión térmica. Esto se atribuye principalmente al solapamiento de dos efectos distintos: el primero es la inercia de arranque y frenada del motor y el segundo son los picos de potencia iniciales.

El efecto de arranque del motor es común en otros procesos industriales y especialmente acusado al utilizar un brazo robot de alta carga, pero hay bastantes maneras tratar de

Capítulo 3

evitar este tipo de problemas. En el caso del láser, la manera más sencilla, es mediante el parámetro del tiempo de espera del láser.

Básicamente, el parámetro del tiempo de espera, es un retardo que se impone a la salida del láser a partir del momento en el que se hace una llamada en el programa de control, para empezar a disparar el láser. Así, con este parámetro se puede conseguir que el motor del láser empiece a moverse pero no empiece a soldar hasta que haya superado la inercia inicial.

Así, en la Figura 3.10, se muestran las primeras pruebas de refusión en una placa de acero inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm de espesor. En ellas, se fueron repitiendo los ensayos lineales de refusión, aumentando el tiempo de espera inicial del láser en cada nueva sucesión.

Figura 3.10. Variación del tiempo de espera inicial (rojo) tras el arranque del láser en trayectorias lineales desde la izquierda, en ensayos de refusión de inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm de espesor. Cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

Capítulo 3

Viendo los ensayos de refusión, se puede intuir a primera vista, que los primeros 50 ms el robot está prácticamente parado y luego empieza a acelerar de una manera regular, hasta alcanzar la velocidad objetivo y estabilizarse.

Estudiando el punto de comienzo de la soldadura y comparando la distancia y el tiempo transcurrido del inicio con el punto de comienzo del siguiente tiempo de espera, se puede a realizar una aproximación a grandes rasgos de la curva de arranque para el motor como la de la Figura 3.11. Deberá tenerse en cuenta que esta curva no será absoluta, ya que dependerá del robot y herramienta de soldadura utilizada, de la velocidad objetivo, de las tolerancias programadas y de otros factores. Puesto que esto es un caso extremo de velocidad, se puede aproximar un tiempo de espera de 400 mm/s, como suficientemente elevado, como para producir variaciones que puedan ser detectadas en la uniformidad de soldadura.

Figura 3.11. Curva de arranque aproximada del motor del RWS, a partir de datos de refusión obtenidos para una soldadura lineal a 200 mm/s de objetivo.

Es importante decir, que al igual que se produce este efecto en el arranque, se puede producir este mismo efecto en la frenada del motor. Para ello, se pueden aplicar tiempos de corte de funcionamiento del láser, antes de llegar al punto final.

Otra solución para evitar el punto inicial y final, es utilizar más puntos en la trayectoria, para tener el robot en movimiento estable cuando llegue al punto en el que se activa o desactiva el láser. Pero es importante añadir que esta solución no corregirá el segundo problema que se tiene con el láser que son los picos de potencia que se tratarán a continuación.

Capítulo 3

3.3.3. Selección de rampa de potencia del motor

Los láseres de potencia y en especial los de CO₂, pueden generar ligeras inestabilidades durante los primeros instantes de soldadura. Estas inestabilidades pueden generar irregularidades en el baño de soldadura, que se sumarán a las generadas por los tiempos de arranque del motor.

Para evitar este tipo de irregularidades, los controles del láser permiten aplicar la potencia objetivo del láser de una manera controlada, definiendo rampas de potencia respecto al tiempo, hasta fijar la potencia objetivo. Así, estas rampas de potencia permitirán hacer varios tramos de baja potencia en los que se anulen los picos iniciales, hasta estabilizarse.

En la Figura 3.12, se muestran distintas pruebas realizadas con una rampa dividida en tres tramos, donde los tres valores de arriba en cada soldadura son los porcentajes de potencia aplicados en cada tramo y los tres valores de abajo son los tiempos de duración de cada tramo.

Figura 3.12. Comparación de tres tramos con distintas rampas de potencia para ensayos de refusión de inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm a 200 mm/s desde la derecha.
Cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

Capítulo 3

Como se puede observar, la potencia no sólo muestra el pico inicial, sino que también muestra posibles picos aproximadamente cada 50 ms. Así, de manera similar a como se hizo en la velocidad de arranque, se podría hacer esquematizar un modelo con la posición temporal de los picos encontrados, como el de la Figura 3.13.

Figura 3.13. Curva aproximada de potencia del láser de CO₂, a partir de datos de refusión obtenidos para una soldadura lineal a 200 mm/s de objetivo.

Trabajando con las rampas de potencia, se pueden intentar compensar empíricamente los picos iniciales de potencia, subiendo desde cero la potencia a tramos que coincidan con los picos, y que sólo lleguen a la potencia objetivo cuando se hayan estabilizado la potencia y la velocidad del láser.

Este tipo de control de la potencia aplicada es mucho más trabajoso que la aplicación del tiempo de espera, por lo que sólo se recomienda utilizarlo en caso de que no se puedan utilizar puntos intermedios en la trayectoria o tiempos de espera, para conseguir superar la inercia del movimiento antes de empezar a soldar.

Puesto que en el estudio, los análisis se harán en trayectorias lineales y no el caso de una implantación industrial definitiva, se considerará innecesario utilizar en el modelo de rampas de potencia y sólo se aplicará unos tiempos de espera iniciales y finales, para eliminar las irregularidades al principio y final de la soldadura.

3.3.4. Selección del rango de trabajo para el enfoque

Las primeras pruebas que se realizan con el láser son para tener una referencia de la zona de trabajo en la que se va a trabajar. Estas pruebas son importantes para comenzar

Capítulo 3

el estudio de la soldadura láser en cualquier familia de materiales, al dar una referencia de la capacidad absorción de la longitud de onda del láser y de la disipación de calor del material, al igual que otros detalles relacionados con la soldabilidad del material.

En la Figura 3.14 y Figura 3.15, se muestran las pruebas realizadas para trabajar en la cintura del haz de 0,5 mm de diámetro de huella y al doble de diámetro, manteniendo la velocidad constante. En cuanto a la potencia, se escogieron dos rangos de parámetros entre ambas pruebas, de manera que se mantuviese el parámetro de referencia de la irradiancia (densidad de potencia) constante. Por lo tanto, la potencia equivalente para doble diámetro era cuatro veces la potencia, pasando medir en el rango de 400-800 W en el caso de 0,5 mm de spot, a 1600-3200W en el caso de 1 mm de spot.

Figura 3.14. Comparación de parámetros de la soldadura Láser con 0,5 mm de diámetro de huella en acero inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm, frontal y trasera

Figura 3.15. Comparación de parámetros de la soldadura Láser con 1 mm de diámetro de huella en acero inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm, frontal y trasera

Como se puede comprobar por los ensayos para un espesor de 0,8 mm que es el espesor máximo que va a ser tratado a lo largo del estudio, los enfoques en 0,5 mm de diámetro de huella, resultan suficientes para soldar chapa fina.

Para huellas de 1 mm de diámetro, se observa que si bien la densidad de potencia se mantiene, el material de acero inoxidable austenítico es incapaz de evacuar bien el calor y el tamaño del cordón de soldadura incrementa mucho, al tiempo que provoca una gran distorsión térmica y descuelgues del material fundido.

Capítulo 3

Es por ello, que en vistas de estos resultados, no parece factible trabajar fuera del punto de enfoque del láser y de la cintura de la soldadura, que en nuestros equipos no bajará de las 450 micras de diámetro.

Si se estudia la sección de una soldadura láser en un material metálico de baja difusividad térmica como puede ser el acero inoxidable, tendrá una relación de aspecto de anchura y penetración aproximada a la que aparece en la Figura 3.16.

Figura 3.16. Esquematzación mostrando los modos de interacción del láser en relación con el espesor del material: 1-Régimen de conducción. 2-Conducción-keyhole. 3-Régimen de keyhole.

En esta relación de aspecto se contempla cómo en el caso de la soldadura por keyhole, para empezar a aprovechar su efecto de penetración, por lo menos se necesitaría un espesor de material del tamaño de la anchura del keyhole.

Además hay que tener en cuenta que la anchura del keyhole en acero suele superar el tamaño de la huella del láser y en muchos casos puede ser varias veces la huella del láser,

Entonces se podría concluir que puesto que para este estudio de soldadura de acero inoxidable en chapas finas los espesores no superan los 0,8 mm y los enfoques no bajan de los 0,45 mm, si se quieren aprovechar los modos de alta eficiencia del láser como el keyhole y regiones cercanas nunca se debería trabajar desenfocado.

Esto implica eliminar una variable de los parámetros de estudio. Pero hay que anotar que en la implantación industrial del caso de estudio, el desenfoco sí que podría llegar a tener sentido en el caso de que existiesen problemas con la separación o gap entre placas.

Capítulo 3

3.3.5. Selección del rango de trabajo para la velocidad y potencia

Al igual que se ha determinado que para el caso teórico del estudio no tiene mucho sentido trabajar lejos de la distancia focal, se van a realizar a continuación pruebas similares viendo hasta llegar a la potencia máxima de los equipos láser y velocidad máxima, para determinar en qué rangos se consigue una penetración aceptable para placas de acero inoxidable de espesor y características similares al estudio.

Para esta fase de pruebas de puesta a punto del láser, se realizan ensayos de soldadura a distintas distancias focales, velocidades y potencias:

- i. Distancia focal (Φ): se estudian valores negativos por debajo de la superficie del material, que como se vio en la revisión bibliográfica, darán mejores resultados en el baño. En cuanto a los rangos utilizados serán: $\Phi = -5, -10, -15$ y -20 mm, que para el láser de CO_2 utilizado, apenas suponen un cambio en el área de soldadura del láser, pero sí en el comportamiento.
- ii. Velocidad: se utilizarán velocidades elevadas (100 – 150 - 200 mm/s) con el fin de valorar la calidad de la soldadura láser a solape para chapa fina de acero inoxidable austenítico de bajo espesor.
- iii. Potencia: se barren los valores de potencia del láser a intervalos regulares hasta un máximo del 100% de potencia del láser que corresponde con 3,5 kW y conjuntamente con la velocidad.

Con el fin de acotar los rangos de soldadura y así no tener que probar posteriormente las soldaduras fuera de esos rangos, se realizan matrices de potencia-velocidad, clasificando la soldadura de una manera subjetiva pero siguiendo una metodología (Figura 3.17, Figura 3.18, Figura 3.19 y Figura 3.20):

- **Sin soldar:** cuando el cordón no une las dos piezas por ningún punto.
- **Semi-soldado:** cuando existen zonas aisladas de unión entre las piezas.
- **Soldado:** cuando la soldadura es continua en toda su extensión.
- **Deformado:** cuando empiezan a aparecer distorsiones térmicas en el trasero
- **Amarilleado:** cuando empieza a aparecer coloreado o heat tint en el trasero
- **Quemado:** cuando el heat tint alcanza las tonalidades de óxido de hierro

Capítulo 3

Figura 3.17. Efecto de la potencia (en % de 3,5 kW), velocidad (en mm/s) y distancia focal (-5 mm), sobre la soldadura de placas de acero AISI 304 de espesor 0,8 mm.

Figura 3.18. Efecto de la potencia (en % de 3,5 kW), velocidad (en mm/s) y distancia focal (-10 mm), sobre la soldadura de placas de acero AISI 304 de espesor 0,8 mm.

Capítulo 3

Figura 3.19. Efecto de la potencia (en % de 3,5 kW), velocidad (en mm/s) y distancia focal (-15 mm), sobre la soldadura de placas de acero AISI 304 de espesor 0,8 mm.

Figura 3.20. Efecto de la potencia (en % de 3,5 kW), velocidad (en mm/s) y distancia focal (-20 mm), sobre la soldadura de placas de acero AISI 304 de espesor 0,8 mm.

Capítulo 3

Viendo las gráficas de penetración se pueden sacar varias conclusiones. La primera conclusión que se saca es que cuanto más se aleja uno del foco, más diferencia habrá en potencia entre penetrar correctamente y no penetrar. Esto se puede explicar también por el aumento de la huella y la disminución relativa del tamaño de los cambios de la irradiancia o densidad de potencia. Por lo tanto, aun trabajando en el foco, la potencia será insuficiente para soldar a las velocidades elevadas que permite el equipo y que en este caso no superan los 180 mm/s.

El segundo punto, es que para velocidades superiores a los 150 mm/s y teniendo en cuenta el tamaño de la huella de 0,5 mm, la penetración baja repentinamente y no se consiguen atravesar los 0,8 mm de espesor del inoxidable. Esto se atribuye a la imposibilidad de generar perfil de soldadura estable de keyhole, por encima de estas velocidades de 150 mm/s y se puede comprobar esta tendencia en más sitios.

En la Figura 3.21, se realiza un barrido de soldadura desde los 50 mm/s a los 500 mm/s, para comprobar la evolución de esta tendencia de soldadura e la anchura del cordón.

Figura 3.21. Anchura del baño de fusión frente a la velocidad de soldadura a 3,5 kW en acero austenítico AISI 304.

Como se puede comprobar, también a partir de los 150 mm/s, la anchura del cordón de soldadura decae para luego bajar de una manera regular. Esto se atribuirá a un posible cambio de régimen de soldadura por keyhole a soldadura por conducción, que se produce entre los 100 mm/s y 150 mm/s en soldadura continua. Por lo tanto, para este estudio que se va a realizar y para chapas de espesor similar o superior que el tamaño de la huella del láser, se intentará no trabajar por encima de los 150 mm/s, por ser poco eficiente a la hora de transformar la energía del láser en el baño de fusión. Al mismo tiempo, habrá un rango pequeño de potencias válidas una vez determinada la velocidad.

3.3.6. Selección del tipo de trayectoria

La soldadura láser por su naturaleza de “no contacto” y en especial la soldadura remota con sistemas de espejos, tienen una gran facilidad para realizar trayectorias complejas sin suponer esto un retraso impedimento importante en la velocidad de soldadura.

Dentro de las variaciones de soldadura que se pueden realizar, tres modalidades típicas son la soldadura lineal continua, la lineal por costuras y la soldadura sinusoidal. En la Figura 3.22 se muestran varios ejemplos de las tres y modificaciones de los parámetros de la soldadura sinusoidal.

Figura 3.22. Pruebas de refusión con distintas trayectorias en acero inoxidable austenítico AISI 304 de 0,8 mm a 50 mm/s. Cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

Como se puede comprobar en las trayectorias, el cambiar la forma de la trayectoria tiene un impacto profundo en la distribución de calor. Así en la soldadura por costuras de arriba, el grueso de calor pasa a acumularse alrededor de los puntos de costura, dejando

Capítulo 3

franjas que no sufren el “heat tint” entre medias, mientras que en la soldadura lineal continua, el calor se acumula a lo largo de todo el cordón de soldadura de una manera bastante uniforme.

Viendo las pruebas de la soldadura sinusoidal, se puede ver cómo a poco que empiezan a hacerse pruebas sinusoidales se empieza a perder la regularidad del cordón, siendo esta no uniformidad, mayor a mayor frecuencia y amplitud de la senoide.

Esta no uniformidad de las trayectorias sinusoidales se achaca a dos efectos principalmente. El primero y menos importante para bajas velocidades, es la pérdida de la estabilidad del keyhole, ya que el baño de fusión tiene una inercia que juega en contra de las trayectorias cambiantes. El segundo efecto y más evidente en este caso, es la acumulación de calor en los picos y valles, que aumenta cuanto más cerrados sean. Esto es un problema de disipación relacionado con la cercanía de zonas a altas temperaturas en los extremos.

De estos tres tipos de trayectorias se descarta utilizar en el estudio las trayectorias sinusoidales por su falta de regularidad en la distribución de calor, que irá en contra del objetivo de tener una soldadura con un control térmico estricto. En cuanto a la soldadura discontinua por costuras, a continuación se verá cómo podrá ser utilizada la ventaja de enfriamiento entre puntos, para realizar una soldadura híbrida entre la soldadura continua y la discontinua.

3.3.7. Selección de la soldadura pulsada

En la soldadura láser, al igual que en otras soldaduras, se puede regular la salida de potencia de la soldadura mediante la aplicación ciclos de soldadura a una determinada potencia.

A este tipo de soldadura se la llama soldadura pulsada y en el mundo de la soldadura láser en general no se utiliza demasiado por la complejidad y sus pocos beneficios en el caso de buscarse una soldadura de alta penetración. Pero en el caso de soldaduras placas finas y de baja penetración, este tipo de soldadura pasa a cobrar una gran importancia.

Los usos más comunes de la soldadura pulsada serán la realización de costuras y puntos de soldadura en el caso de querer generar una baja distorsión térmica y acumulación de calor. Así, en la Figura 3.23, se ve como una soldadura por costuras no es más que una soldadura continua, en la que se han realizado cortes de emisión del láser dejando zonas sin soldar.

Capítulo 3

Si se fija un factor de trabajo al 50%, esto significa que en cada ciclo de soldadura, el láser va a estar emitiendo sólo un 50% del tiempo. Si se aumenta la frecuencia de los pulsos en esta situación, las costuras cada vez estarán más cercanas hasta pasar a convertirse en puntos y luego en cordones continuos. Lo mismo pasará si se fija la frecuencia y se va aumentando el factor de trabajo.

Figura 3.23. Aumento progresivo para una soldadura a 50 mm/s de la frecuencia fijando el factor de trabajo al 50% (mitad de arriba) y aumento progresivo del factor de trabajo para una soldadura fijando la frecuencia a 50 Hz.

De esto se puede extraer que realmente la soldadura pulsada no tiene porqué implicar tener un cordón por costuras o por puntos, aunque a veces para prevenir el sobrecalentamiento como en nuestro caso, puede ser lo más razonable.

En la Figura 3.24, se muestra la aparición del heat tint en los puntos de soldadura y como la aparición del heat tint en la soldadura está claramente ligado a la posibilidad de evacuación de calor de los puntos de soldadura. Por ello, conforme se van juntando los puntos de soldadura, el heat tint, no se va sumando, sino que se multiplica en cierta

Capítulo 3

manera a partir de una distancia determinada entre puntos y que habrá una distancia óptima para realizar cordones continuos sin sobrecalentar la soldadura.

Figura 3.24. Estudio de la afección térmica o “heat tint” en la soldadura pulsada, con el aumento de la frecuencia en la cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

De todo esto se extrae, que para nuestro estudio, la soldadura pulsada y en concreto la soldadura por puntos podrá resultar muy conveniente de cara a minimizar el aporte térmico y daño de la capa pasiva, que es una de las claves que se buscan en la soldadura disimilar de aceros inoxidable del estudio. Para compensar la pérdida de la sección útil de unión al soldar por puntos de soldadura, se podrá recurrir a métodos como distribuir espacialmente los puntos de soldadura, aumentar su tamaño y juntarlos más (Figura 3.25).

Figura 3.25. Ajuste del tamaño y distribución de los puntos de soldadura mediante el aumento del factor de trabajo. Cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

Capítulo 3

3.3.8. Selección del gas de soldadura

En la soldadura con Láser tiene la posibilidad de utilizar un gas de protección, con el fin de evacuar el plasma que genera efecto de apantallamiento y con el fin de proteger la superficie metálica de soldadura de la oxidación. De estos dos usos, será el efecto de protección el más importante para el caso del estudio, ya que para chapas finas, a penas se generarán situaciones con gran cantidad de plasma como en las soldaduras más profundas.

Para las pruebas se utilizan dos gases distintos, helio y argón, con alto potencial de ionización para reducir el plasma garantizar una buena soldadura.

En la Figura 3.26 y Figura 3.27, se muestran los efectos de utilizar sobre la soldadura por puntos, un gas de protección lateral y uno diagonal, aportados a partir de una boquilla a un centímetro de distancia.

De los resultados se extraen las siguientes conclusiones:

1. La penetración es mejor en el caso de un gas diagonal o coaxial, que en el caso de un gas lateral. Pero la inertización es ligeramente mejor en la configuración lateral, aunque tiende a generar más salpicaduras y corrimientos de material.
2. No se encuentran diferencias notables en aspecto y penetración entre los dos tipos de gases, aunque la bibliografía describe posibles cambios para penetraciones muy superiores a la actual, que posiblemente están asociadas a mayor cantidad de plasma.
3. Cada gas tendrá unos flujos óptimos distintos, pudiendo ser insuficiente protector para bajos flujos o generar demasiadas salpicaduras para altos flujos.
4. La inertización es ligeramente mejor en el caso de utilizar Helio en lugar de Argón, pero la diferencia tampoco resulta importante, como para considerarla un factor diferenciador.

Con todo ello, el argón resulta suficientemente efectivo para inertizar los puntos de la soldadura, pero se observa la importancia de trabajar a muy pequeñas distancias y ángulos para lograr inertizar suficientemente. Los flujos de Argón deberán ser seleccionados empíricamente, intentando no bajar de los 20 l/min.

Capítulo 3

Figura 3.26. Efecto del gas inerte de Argón (arriba) y Helio (abajo) aportado lateralmente en la soldadura por puntos, por la cara delantera (izquierda) y la cara trasera (derecha).

Figura 3.27. Efecto del gas inerte de Argón (arriba) y Helio (abajo) aportado diagonalmente en soldadura por puntos. Cara delantera (izquierda) y trasera (derecha).

3.3.9. Selección de la distribución de la soldadura pulsada

Llegados a el punto en el que se ha seleccionado la soldadura pulsada como mejor vía para reducir el aporte y acumulación de calor en la soldadura, habrá que garantizar que la distribución de puntos es óptima de cara a aguantar cualquier tipo de esfuerzos.

Es por ello, que la primera solución que se ve para repartir el calor de la mejor manera posible aprovechando un espacio dado, es el realizar líneas de puntos contrapeados como se realiza habitualmente en la soldadura de cordones. Las ventajas de los puntos contrapeados son:

- Aprovechan mejor el espacio sin solaparse
- Resisten esfuerzos en más direcciones
- Reparten mejor el calor en un espacio reducido
- Pueden compensar las tensiones residuales y las de compresión entre ellos
- Permiten ser realizados a mayor velocidad a partir de trayectorias lineales

En la Figura 3.28 se muestra cómo a partir de tres trayectorias lineales del robot de soldadura, se puede aprovechar para realizar puntos contrapeados, alternado así la acumulación de calor y prolongando las líneas de soldadura de los puntos, en función de la resistencia mecánica que sea necesaria aguantar en el conjunto.

Figura 3.28. Distintas configuraciones de puntos de soldadura realizadas pulsando el láser en tres trayectorias lineales. Cara delantera (izquierda) y la cara trasera (derecha).

Capítulo 3

En la Figura 3.29, se muestra una distribución hexagonal de puntos frente a cordones más largos, como la distribución óptima para aguantar esfuerzos similares en todas las direcciones, ocupar menos espacio y generar la mínima distorsión térmica. Esta configuración con una correcta optimización del gas de aporte, debería poder solucionar los principales problemas de la soldadura disimilar como corrosión, tensiones residuales o formación de fases por calentamientos prolongados.

Figura 3.29. Modificación de parámetros del flujo de gas de inerte para optimización de la soldadura hexagonal por puntos. Cara delantera (izquierda) y cara trasera (derecha).

3.3.10. Selección de parámetros para paso de soldadura pulsada a continua

Mediante la realización de una soldadura por puntos, es posible corregir la mayor parte de los problemas de exceso de aporte de calor que puede sufrir una soldadura, pero el utilizar puntos genera otros problemas debido a la discontinuidad del cordón de soldadura, como pueden ser la estanqueidad de la soldadura, resistencia mecánica a impacto y alargamiento de la misma.

Por este motivo, a lo largo del estudio aparte de la soldadura pulsada por puntos, se presentará la manera de realizar una soldadura pulsada continua compuesta por el

Capítulo 3

solapamiento de pulsos del láser, minimizando la cantidad de calor necesaria para soldar cordones continuos.

A continuación se presentan algunos de los parámetros finales a modo de referencia, que habrá que ajustar empíricamente para conseguir una soldadura continua adecuada compuesta a partir de pulsos de láser.

3.3.10.1. Selección del régimen de soldadura pulsada

Cuando se suelda en modo continuo con láser, la sección transversal del baño de soldadura se conserva a lo largo de toda la soldadura. Pero en cambio cuando se suelda por pulsos, esta sección va variando según el punto de soldadura en dónde se encuentre.

En la Figura 3.30, se muestra cómo esquemáticamente este efecto en el que la soldadura por pulsos va variando su profundidad de penetración. Este efecto es especialmente pronunciado en la soldadura por keyhole, es por ello que cuando más se adentre la soldadura en el régimen de keyhole, más posibilidades habrán de estar penetrando indebidamente si no se controla, perdiendo a continuidad y estanqueidad en la unión.

Figura 3.30. Esquema transversal de soldadura en el régimen de soldadura por pulsos continuos y régimen de soldadura de pulsos por keyhole.

A la profundidad de penetración que tiene una soldadura por pulsos de manera continua se la llama "penetración efectiva", y la selección de un modo adecuado para maximizar esta penetración para el material y geometría dados, es muy importante.

En la Figura 3.31 se muestra una imagen real de la diferencia entre una soldadura en la que se está produciendo un régimen pulsado de keyhole y uno de pulsos continuos.

Figura 3.31. Comparación de dos soldaduras pulsadas por keyhole (superior) y conducción (inferior). Imagen frontal (mitad de arriba) y trasera (mitad de abajo) [Tur16].

Como se puede observar, mientras que la soldadura por keyhole tiene una relación de penetración efectiva más baja, la soldadura por conducción la tiene más alta pero una eficiencia energética peor en el baño, produciendo un mayor heat tint en ambos lados y corrosión. Por lo tanto, a lo largo del estudio, habrá que encontrar un punto de compromiso entre ambos regímenes.

3.3.10.2. Selección de la superposición de los pulsos

El overlapping factor o superposición, es el porcentaje de huella de soldadura solapada entre pulsos Láser y puede ser negativo si no hay superposición. Los parámetros que más influyen en la superposición son el factor de trabajo y la frecuencia. El factor de trabajo afecta directamente al aporte de calor o heat input de la soldadura. Por lo que en general se considera que la mejor manera de aumentar la superposición sin influir drásticamente en la soldadura es cambiar únicamente la frecuencia (Figura 3.32).

Figura 3.32. Comparación de dos soldaduras con baja frecuencia y superposición (superior) y con alta (inferior). Imagen frontal (mitad de arriba) y trasera (abajo).

Capítulo 3

La elección de a superposición o de la frecuencia, debe ir íntimamente ligado al régimen que se esté utilizando y profundidad efectiva que se quiera conseguir y debido a su difícil predicción es un parámetro que tendrá que ser seleccionado empíricamente.

3.3.10.3. Selección del ángulo del láser

En una soldadura con gas coaxial, la elección del ángulo será fundamental para realizar una debida protección de la soldadura. Como se estudió, la oxidación de la soldadura está relacionada con una oxidación a alta temperatura y una mala expulsión de agentes contaminantes y gases de la misma.

También se vio anteriormente cómo un bajo ángulo del gas coaxial tiende a tener una mayor penetración mientras que un alto ángulo tiende a generar una mejor inertización de la soldadura (Figura 3.33).

Figura 3.33. Imagen frontal (mitad superior) del aumento del ángulo de soldadura pulsada de 5° (arriba) a 25° (abajo) y su imagen trasera (mitad inferior).

Capítulo 3

Adicionalmente, la elección del flujo y ángulo del gas de protección, tendrán un claro efecto en el tipo de flujo laminar o turbulento que se generará en el gas. Un flujo turbulento tenderá a generar irregularidades a lo largo de la soldadura como las que aparecen en la Figura 3.34. Por lo tanto, estos parámetros también deberán ser comprobados de manera empírica a falta de un método más exacto.

Figura 3.34. Irregularidades en la soldadura pulsada por la elección incorrecta del ángulo y flujo del gas protector. Imagen delantera (arriba) y trasera (abajo).

Finalmente hay que concretar, que si bien la inertización de la soldadura puede mejorar aumentando el ángulo de soldadura hasta cierto punto, la huella de la soldadura de láser se va transformando de circular a elíptica según se aumenta el ángulo de soldadura, bajando su densidad de potencia muy rápidamente por encima de los 20°. Por esta razón, para el estudio se soldará siempre en rangos superiores a 5° para evitar reflejos del láser en la óptica e inferiores a 25°, para no perder la irradiancia.

3.3.10.4. Selección de los parámetros de referencia de la soldadura pulsada

Finalmente, una vez se han fiado todos los demás parámetros en la soldadura pulsada y se han establecido los rangos de velocidad y potencia en los que se va a trabajar, habrá que hacer uso de los parámetros de referencia de soldadura citados y otros que se vayan considerando necesarios, con el fin de ir realizando pruebas guiadas para obtener la soldadura de mayor calidad.

Como ejemplo, en la figura 67 se muestran cuatro pruebas realizadas intentando optimizar cuatro parámetros de referencia distintos.

En la primera prueba, se ha intentado mejorar el tiempo de ciclo de la soldadura pulsada, dejando un bajo tiempo de pausa entre pulsos. El principal problema de esta aproximación viene de la transmisión de calor de un punto al siguiente, que genera cada vez más oxidación y distorsión térmica. Por lo tanto, este primer parámetro de

Capítulo 3

referencia sería un ejemplo de parámetro poco válido para mejorar la calidad de soldadura.

El segundo ejemplo en la figura 67, utiliza como referencia el minimizar la fluencia de los pulsos, que tendrá como ventaja el bajo sobrecalentamiento. Su principal desventaja viene provocada por la alta potencia y overlapping que suelen ser necesarios para penetrar en estas condiciones. Esta combinación provoca salpicaduras y una superficie irregular con elevada distorsión térmica por baja eficiencia. Por ello, se considera que tampoco es un buen parámetro de referencia.

El tercer ejemplo de la Figura 3.35, utiliza una irradiancia de pulso baja. La ventaja de este caso es que las muestras son más fáciles de inertizar. El principal problema viene de la baja eficiencia energética que provoca una mayor ZAT y distorsión térmica. Ese calor latente que va quedando en la pieza, además genera una soldadura de profundidad no uniforme y que va aumentando conforme avanza.

Finalmente la última referencia intenta reducir el heat input (HI) total en cada pulso. Esta referencia tiene como ventaja el mantenerse inerte incluso con una elevada superposición. La principal desventaja es que las piezas deberán tener una buena planitud para penetrar adecuadamente de manera estanca, ya que la diferencia entre la penetración efectiva y la penetración máxima, serán muy bajas. De cualquier manera, esta referencia parece ser la más acertada para el caso tratado.

Figura 3.35. Ejemplo de cuatro aproximaciones para optimizar la soldadura pulsada por láser utilizando como parámetros de referencia: el tiempo entre pulsos, la fluencia de los pulsos, la irradiancia de los pulsos y heat input total.

Capítulo 4

4. Resultados de la aplicación de la metodología desarrollada

4.1. Objetivo de optimización de la soldadura a partir de puntos

Para realizar una soldadura entre materiales disimilares como entre el acero inoxidable austenítico y acero inoxidable ferrítico, se vio que dentro de los parámetros que manejamos, la clave tiene que venir de la mano de conseguir una eficiencia energética mayor en el baño de soldadura que en exterior y de poder adaptar el baño de la soldadura a la geometría concreta que se pretende realizar.

Cumplir esta eficiencia energética y geometría reducirá o eliminará la mayor parte de los efectos perjudiciales que se auguran en este tipo de soldadura, pero para poder aprovechar el potencial de la soldadura por puntos se tendrán que cumplir antes cinco hipótesis de las que se parten:

4.1.1. Hipótesis de distinto ángulo de penetración según el modo

Si se considera que la soldadura con láser tiene varias mecánicas distintas de generar el baño de soldadura, se verá que no todas las soldaduras generan el mismo ángulo de entre superficie y raíz, creciendo en general las soldaduras por conducción de manera más achatada y las de keyhole de manera más alargada (Figura 4.1).

Con ello, se tendrá que dependiendo del foco en el que se trabaje y del espesor de la lámina que se intenta soldar, podrá ser más válido un modo de soldadura que otro.

Por ejemplo, para láminas finas y huellas grandes el modo de conducción podrá ser óptimo energéticamente, frente al keyhole que lo es en láminas gruesas o huellas pequeñas.

Figura 4.1. Esquema simplificado de los distintos ángulos de crecimiento entre la superficie y la raíz del baño de soldadura en un régimen estable e inestable de soldadura

En el caso del estudio, las láminas de acero inoxidable serán aproximadamente del mismo tamaño que la huella y la suma de las láminas a solape será más del doble que la huella, por lo que será un caso intermedio de soldadura en el que ambos modos serán válidos energéticamente hablando para llegar al objetivo de geometría del baño.

4.1.2. Hipótesis de distinta distribución del calor y ZAT en cada modo

Los modos distintos de soldadura con láser no sólo conllevan una diferente geometría de baño, sino también un distinto tamaño de la zona afectada térmicamente (ZAT).

Esto significaría que hasta cierto punto, se podría moldear la forma de la soldadura y el tamaño de su ZAT, pero en la práctica deberían ser híbridos provenientes de juntar los tres regímenes principales de soldadura que se muestran en la Figura 4.2.

Capítulo 4

Figura 4.2. Esquema simplificado de la relación del calor que acaba en el baño de fusión y la que acaba en la ZAT para los tres principales modos de soldadura con láser

Como se puede ver en el esquema, para el modo de conducción el crecimiento del baño irá preferencialmente en el sentido transversal y paralelo a la superficie, al igual que su ZAT que será la más elevada de los tres modos.

En el caso de la soldadura por keyhole, el crecimiento del baño será preferencialmente en la dirección de penetración perpendicular a la superficie y la ZAT será la más pequeña de los tres modos.

Finalmente en el caso del keyhole saturado que es cuando empieza a aparecer el efecto de bremsstrahlung inverso, no hay dirección preferencial de crecimiento del baño y este apenas crece pero si crece la ZAT preferencialmente en la superficie.

Por lo tanto hay un punto óptimo para recrecer el baño y uno para recrecer la ZAT. Si relacionamos esto con puntos de soldadura consecutivos sobre una misma zona, se podría intentar conseguir una soldadura híbrida que diese mucha penetración pero también diese una zona afectada térmicamente regular para reducir tensiones térmicas. Aunque en el caso del estudio se intentará estar en el caso de en medio de baja ZAT y alta penetración.

4.1.3. Hipótesis de distinto tamaño entre huella del láser y de fusión

La siguiente hipótesis que es muy importante a tener en cuenta cuando se suelda con láser es que el tamaño real de la huella no coincide con la huella del láser. Todavía más importante es tener en cuenta que la huella trasera del baño de fusión también puede ser mayor o menor que la del láser.

Capítulo 4

En la Figura 4.3 se muestran los dos casos que pueden suceder a la hora de soldar: que la huella trasera sea menor que la del láser y que la huella trasera sea mayor. En la práctica significará que para abarcar un área de soldadura no habrá que contar con el área teórica de la huella del láser sino con el área real del baño de soldadura.

Figura 4.3. Esquema simplificado del tamaño relativo de la huella del láser y del baño trasero de soldadura para mayor baño (izquierda) y de menor baño (derecha).

4.1.4. Hipótesis de distinta velocidad láser frente a velocidad de baño

De la misma manera que se utiliza la hipótesis de cómo el baño puede ser menor o mayor que la huella en una posición estática, se puede teorizar que el baño también puede ser menor o mayor que la huella teórica del láser en movimiento.

Esto se debería a que la fusión del material y la transmisión de calor dentro del material puede suceder a una velocidad mayor que la velocidad lineal del láser.

En la Figura 4.4 se muestra cómo en un instante inicial del crecimiento del baño de soldadura, la huella trasera del baño puede ser nula, pudiendo llegar a ser en instantes posteriores mayor que la huella teórica que ha abarcado el láser.

Esto da pie a poder utilizar el láser hasta conseguir el baño deseado y después pararlo, para no seguir inyectando calor innecesariamente, para luego volverlo a encender cuando se llega al punto en el que acaba el baño del láser.

Figura 4.4. Esquema del crecimiento del baño de fusión frente al área barrida por el láser, para un área del láser mayor que el baño (izquierda) y menor (derecha).

4.1.5. Hipótesis de distinta superposición de huella teórica y real

La última hipótesis partirá de las anteriores hipótesis que dicen que se puede tener una huella de láser de diferente tamaño que el baño de fusión tanto en puntos estáticos como en movimiento. Por lo tanto si se realizan pulsos de soldadura consecutivos, se podrán tener situaciones en las que el overlapping o superposición real no coincida con la superposición teórica calculada a partir del tamaño de las huellas del láser. En la Figura 4.5 se muestran dos casos en los que el signo de la superposición teórica y real coincide y no coincide.

Figura 4.5. Esquema simplificado de dos casos con superposición positiva en el frontal e igual a cero en el trasero, para un caso con superposición teórica positiva (izquierda) y negativa (derecha).

Capítulo 4

La conclusión es que para tener una unión con un baño de fusión continuo, no siempre será necesario realizar una soldadura continua y podrá llegar a ser soldadura pulsada con superposición negativa, ahorrándose aportar más calor del necesario a la soldadura.

4.2. Comprobación de la hipótesis de los puntos de soldadura

Para la comprobación de las hipótesis anteriormente planteadas que permitirían una optimización de la cantidad de calor que se necesita para conseguir la cantidad de baño de fusión adecuado, se realizan distintos puntos de soldadura en una misma posición, y se cambian las condiciones de potencia en porcentaje (%) frente al total de 3,5 kW, tiempo de cada pulso (ms), frecuencia (Hz) y ciclo de trabajo (G), como en las Figura 4.6, Figura 4.7, Figura 4.8 y Figura 4.9, donde se puede evaluar su efecto en el baño de soldadura y en la ZAT.

Figura 4.6. Efecto de la potencia (%) y tiempo de soldadura (ms) en los puntos de soldadura en modo continuo. Imagen del baño y ZAT frontal (arriba) y trasera (abajo).

Capítulo 4

A partir de la Figura 4.6, se podrán a empezar a comprobar que se cumplen las hipótesis anteriormente planteadas:

- I. La hipótesis de distinto ángulo de penetración según el modo se puede comprobar fácilmente viendo que para aquellas soldaduras que están en modo keyhole como a 75% de potencia y 20 ms, el punto tiene casi la misma huella delantera que trasera (ángulo de penetración casi recto). Mientras que con la misma potencia y 5 ms pasa a ser conducción, siendo la huella trasera mucho menor que la delantera y aumentando el ángulo de penetración.
- II. La hipótesis de una distinta distribución del calor y ZAT en cada modo, aparece bastante clara a la hora de comparar el caso de keyhole de 75% de potencia y 200 ms, con los casos de mismo tiempo y menor potencia como 35% y 20%, en los que empieza a cambiar el modo generando una mayor ZAT relativa, sobre todo en la zona de atrás.
- III. La hipótesis de distinto tamaño de la huella del láser y de fusión se ve en los casos en todos los casos de 200 ms, donde la huella real delantera y trasera es mucho mayor que la teórica del láser. Por otro lado en todos los casos de 1 ms, la huella real delantera y trasera es menor que la teórica del láser.
- IV. La hipótesis de distinta velocidad láser frente a velocidad de baño es difícil de comprobar en estático, pero comparando por ejemplo el caso de 50% de potencia y se comprueba que el crecimiento que sufre la huella trasera al multiplicar el tiempo por cuatro de 5 ms a 20 ms, es mayor que cuatro. Por lo tanto, hay puntos de inflexión de velocidad del crecimiento de la huella y puntos de estancamiento donde la huella ya apenas crecerá.
- V. Finalmente la hipótesis de distinta superposición de huella teórica que la real, también es difícil de comprobar en estático, pero se puede deducir en cierta manera al haber demostrado la hipótesis de distinto tamaño de la huella del láser y del baño fusión, que en movimiento permitirá tener superposiciones reales que difieran de las teóricas.

Por lo tanto, el crecimiento de la huella y de la ZAT no es lineal ni con la potencia ni con el tiempo, y habrá regiones más óptimas para generar esta huella y otras menos. Cuando se realiza la misma operación pero con varios pulsos de soldadura en una misma posición, se comprueba que se puede llegar a resultados similares a la soldadura continua mediante pulsos, pero también se puede llegar a algo muy distinto sin cambiar la potencia ni el tiempo, sólo cambiando la frecuencia y el factor de trabajo. Así, en la Figura 4.7, se muestra cómo si se fija la misma potencia y tiempo total de soldadura que en la figura 15 (50% y 200ms), se podrá obtener una soldadura prácticamente idéntica que en continua, pulsando con ciclo de trabajo alto.

Capítulo 4

Por otro lado, si se pulsa a 10G, se comprueba que existe gran diferencia para una misma energía total de soldadura, entre pulsar con baja frecuencia y a alta frecuencia.

Figura 4.7. Efecto del factor de trabajo (G) y frecuencia (Hz) en los puntos de soldadura solapados en modo pulsado. Imagen del baño y ZAT frontal (arriba) y trasera (abajo).

Capítulo 4

En la Figura 4.8, se comprueba que la energía total es una buena referencia para calcular el tamaño del baño de fusión, aunque su relación con la ZAT puede variar mucho.

Figura 4.8. Efecto del factor de trabajo (G) y tiempo (ms) en los puntos de soldadura solapados a baja frecuencia. Imagen del baño y ZAT frontal (arriba) y trasera (abajo).

Capítulo 4

Esta conclusión también se saca comparando soldaduras de misma energía de la Figura 4.8 y Figura 4.9 pero distinta frecuencia, donde se comprueba que una mayor frecuencia hace que el calor no logre formar el keyhole y haga crecer menos el baño y más su ZAT.

Figura 4.9. Efecto del factor de trabajo (G) y tiempo (ms) en los puntos de soldadura solapados a baja frecuencia. Imagen del baño y ZAT frontal (arriba) y trasera (abajo).

Capítulo 4

Por lo tanto, de todas estas hipótesis, se deduce que la modificación de los parámetros de potencia de salida del láser, frecuencia y factor de trabajo, podrán llegar a geometrías del baño de fusión que sean similares en menos tiempo, pero sin desperdiciar calor en la ZAT, generando una mayor corrosión, distorsión térmica y otros de los problemas de aparición de fases perjudiciales que comentamos en la soldadura disimilar.

En cambio si no se usan los parámetros de frecuencia y factor de trabajo de la soldadura pulsada y se suelda en modo continuo, lo habitual será estar trabajando en un régimen no óptimo en cuanto aprovechamiento de la energía.

Dicho esto, para aprender a identificar los parámetros que aprovechan mejor la energía de soldadura, se pasará a estudiar primero y de una manera más metódica como influyen la potencia y el tiempo de soldadura, en puntos estáticos. Una vez se entiendan los mecanismos se pasará a hacer lo mismo en pulsos en movimiento y luego en pulsos en movimiento superpuestos. Para finalmente proponer soldaduras optimizadas a partir de pulsos consecutivos que habrá que intentar validar en cierta manera de cara a las principales propiedades requeridas.

4.3. Análisis de la soldadura estática de pulsos láser

El objetivo del análisis de los puntos estáticos de refusión en el acero inoxidable será principalmente el estudio de los efectos que rigen la física de láser en un caso experimental en relación con los parámetros de láser. A partir de los resultados se podrán seleccionar mejor los rangos de trabajo en los que se conseguirá una soldadura más eficiente energéticamente para poder extrapolar a partir de allí al caso de puntos en movimiento.

Si se suelda con el Láser enfocando en un punto estático, los cuatro parámetros principales que se tendrán en cuenta para controlar las características del baño de soldadura serán la potencia, el tiempo, la frecuencia y el factor de trabajo del Láser. Estos parámetros coinciden con los principales parámetros -que se miden al soldar cordones continuos, salvo por la velocidad que está directamente relacionado con el tiempo de soldadura en puntos estáticos.

4.3.1. Parámetros y proceso en estático

Para la realización de este estudio y del caso de puntos dinámicos se realizaron experimentos en bobinas laminadas en frío de acero inoxidable ferrítico de 0,4 mm AISI 430 (EN 1.4016) con un acabado superficial 2R, tal cual aparece en la tabla 1. El espesor de 0,4 mm al asemejarse al tamaño de la huella del láser, permite trabajar soldar en el

Capítulo 4

modo de conducción y el modo de keyhole, al poder penetrar sólo con un poco de crecimiento del baño, como se muestra en la Figura 4.10.

Figura 4.10. Aproximación de la forma de soldadura para el caso de soldadura con huella del láser similar al espesor en: conducción (1), conducción-keyhole (2) y keyhole (3).

El estudio se centra en ensayos de refusión en lugar de soldadura con el fin de poder evaluar la geometría trasera del baño de fusión sin meter de por medio el efecto de la separación entre placas o gap.

En cuanto a los resultados del baño fundido y ZAT, no se desviarán prácticamente al ser comparados con los otros aceros inoxidables ferríticos, pero sí pueden suponer diferencias de entre el 5% y el 10% de potencia del láser frente a los resultados en inoxidable austenítico, debido a la menor difusividad térmica de este último.

A diferencia de los anteriores ensayos, el equipo utilizado en este caso fue el láser de Nd:YAG de 3,3 kW con el fin de poder comparar también el efecto en estático de utilizar gas uniaxial en un ángulo de 10° con la normal a la superficie. En cuanto al sistema de agarre utilizado se utilizaron principalmente mordazas e imanes como se muestra en el esquema de la Figura 4.11.

Figura 4.11. posición del cabezal láser con gas coaxial, para ensayos de refusión estáticos en acero inoxidable ferrítico [Tur17].

Capítulo 4

En cuanto a los parámetros del pulso único de láser estático, fueron combinaciones de cinco tipos diferentes de energía (potencia de salida x tiempo de pulso) con tres duraciones distintas de pulso como se muestra en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Parámetros láser de los ensayos estáticos de refusión: energía, tiempo de pulso y potencia de salida.

ENERGÍA (J)	TIEMPO DE PULSO (ms)	POTENCIA DE SALIDA (W)
5	5	1000
5	10	500
5	15	333
7,5	5	1400
7,5	10	700
7,5	15	467
10	5	2000
10	10	1000
10	15	667
12,5	5	2400
12,5	10	1200
12,5	15	800
15	5	3000
15	10	1500
15	15	1000

Para la caracterización de la huella y de su ZAT se utiliza principalmente el análisis por microscopía óptica y medición del heat tint, mientras que para separar la huella de su ZAT y caracterizarla, se utiliza la perfilometría basada en la microscopía confocal. Así, a partir de aproximadamente 1 kW en la cintura (8 kW/mm^2), se empezarán a observar los cambios característicos asociados a la transición del modo de conducción y el modo de keyhole.

4.3.2. Análisis de la penetración del baño de fusión en el proceso estático

Los principales rasgos característicos de cada modo se muestran esquematizados en las primeras pruebas de la Figura 4.12. Como se ha visto en anteriores pruebas, el primer rasgo característico de la soldadura por conducción frente a la de keyhole, es un mayor aumento de la ZAT por calor disipado en el material, que en el caso del keyhole se invertirá en una mayor penetración a través del plasma.

El segundo rasgo característico de ambos modos será la huella. En el caso del keyhole, esta penetración asistida por plasma podrá dejar una cavidad en el centro de la huella mientras que en su transición a conducción el material sobresaldrá de la superficie.

Figura 4.12. microscopía óptica (izquierda) y confocal (derecha) de la transición desde el modo de conducción por keyhole (arriba) a conducción-keyhole (en medio) y modo de conducción (abajo) [Tur17].

Es importante remarcar cómo la energía total utilizada en los tres casos es igual, pero al cambiar su potencia y su tiempo, su modo de aplicación varía aunque no cambia el diámetro de la huella frontal. También se comprueba cómo los rasgos del keyhole empiezan a aparecer algo antes de los 1000 W, siendo esta una frontera de potencia característica para saber si están actuando los mecanismos de penetración por presión y corrientes de Marangoni del keyhole.

Estudiando el aspecto del baño de fusión trasero, también se puede intuir qué clase de modo de soldadura está funcionando, ya que la relación de aspecto entre la huella delantera y la huella trasera de refusión, tiende a ser más cercana en el caso del modo de soldadura por keyhole que en el caso del modo por conducción.

Capítulo 4

Esto se puede comprobar en el ejemplo de la Figura 4.13, en el que se compara el comportamiento de puntos de soldadura que mantuviesen la potencia y por tanto un régimen de soldadura similar. En teoría, lo que se debería ver es que la huella frontal va creciendo mientras que la soldadura no aparece hasta determinado tiempo en el que aparece creciendo de manera similar a la huella frontal, sin cambiar el ángulo de penetración. En este caso las huellas son bastante parecidas debido a que la soldadura se produce en régimen de keyhole.

Figura 4.13. comportamiento teórico (arriba) y real (abajo) del baño de fusión estático durante el incremento del tiempo de pulso pero no de la potencia (1000 W).

Es importante tener en cuenta que para placas muy finas de metal o huellas muy grandes comparadas con el espesor, la relación entre huellas variará poco y las huellas serán muy parecidas.

Ahora, si se considera el modo alternativo de variar la energía de la huella mediante la modificación de la potencia y no mediante la modificación del tiempo, se verá que cambia más el modo de transmisión de energía a la huella y sí se modifica el ángulo de penetración de la soldadura. Esto se explica porque la densidad de potencia (irradiancia)

Capítulo 4

tiene un efecto sobre el modo de soldadura, mucho mayor que el tiempo de exposición de la pieza.

Si se observa la Figura 4.14, se comprueba cómo entre la soldadura a 2000 W y la soldadura a 3000 W, apenas varía la huella frontal pero sí varía mucho la huella trasera. Esto supone un cambio mayor en la relación entre huellas, que para la misma variación de energía pero variando el tiempo en lugar de la potencia.

Figura 4.14. comportamiento teórico (arriba) y real (abajo) del baño de fusión estático durante el incremento del tiempo de pulso pero no de la potencia (1000 W).

Por lo tanto, de esto se puede llegar a deducir que para conseguir atravesar una pieza con el baño de fusión con una determinada energía, lo primero es intentar subir la potencia hasta que ya no crezca más la huella delantera. Una vez conseguido un buen ángulo de penetración para ese determinado espesor, ya sólo habría que aumentar el tiempo manteniendo la misma relación de huellas y hacer crecer paralelamente la huella delantera y la trasera. De esta manera, se sabría que se está cerca de un punto óptimo de aprovechamiento de la energía en el baño de fusión y para un espesor y material determinado.

Capítulo 4

Por lo tanto, gracias al análisis estático se podría encontrar la máxima relación de huellas delantera y trasera e intentar siempre mantenerse cerca de la misma al cambiar los parámetros, ya que en general estará relación marcará la mayor eficiencia de energía en el baño de fusión.

4.3.3. Análisis de la forma del baño de fusión en el proceso estático

De lo visto anteriormente, una de las hipótesis que se cumplirá en las pruebas experimentales es que el tamaño de la huella teórica del láser y del baño no coinciden (Figura 4.15).

Figura 4.15. diferencia entre el diámetro de la cintura del láser (rojo) y el baño de fusión: esquema (arriba), perfilometría delantera (central) y trasera (detrás).

En esta Figura 4.16 se puede ver como en el caso de la izquierda, con un pulso de 15 J, tanto el baño frontal como el baño trasero muestran que en la parte frontal se produce una cavidad como en la aparición de un keyhole y que supera el tamaño de la huellas del láser tanto en el lado de delante como en el de detrás. En el caso de la derecha de 7 J el perfil parece que llegue a generar el keyhole ni un baño de fusión mayor que la huella en ambos lados.

Observando el lado trasero se comprueba como es lógico que en ambos casos el diámetro trasero es menor que el delantero, pero que el diámetro trasero no es tan fácil

Capítulo 4

de delimitar porque viene asociado a cierta deformación del metal en la ZAT. Por lo que se considera como límite del diámetro fundido el punto de inflexión de la deformación, que es donde rebosa el material fundido que podría llegar a unirse durante la soldadura.

Si este mismo análisis se hiciese sin ayuda de una perfilometría sería más difícil diferenciar la zona afectada térmicamente del material fundido, ya que el heat tint empieza a aparecer en el baño y continúa por la ZAT.

A continuación se va a realizar el estudio de este perfil con las variaciones del tiempo y de la potencia, con el fin de saber reconocer exactamente en qué punto se encuentra la soldadura por su aspecto, con el fin de saber si es preferible un aumento, o disminución de la potencia o del tiempo.

En el primer ejemplo de la Figura 4.17 se muestra la evolución del baño cuando el tiempo de soldadura permanece fijo pero aumenta la potencia (y por tanto la energía).

Figura 4.16. Comparación de la forma por microscopía óptica (arriba), confocal (centro) y perfilometría (abajo), para 15 ms y energías (y potencias) crecientes de izquierda a derecha: 5 J, 7,5 J, 10 J, 12,5 J y 15 J (333 W, 467 W, 667 W, 800 W y 1000 W).

Comparándolo con las formas de la Figura 4.12, se pasa rápidamente de un régimen claramente de conducción a 5 J a un régimen mixto a 7,5 J y a keyhole de 10 J para arriba, llegando a un punto a 15 J donde le baño genera varias ondulaciones en el punto de saturación del keyhole.

Estudiando el modo que actúa en cada caso, se sabe que de cara a conseguir una máxima penetración frente a la energía, la mejor situación será la del keyhole recién

Capítulo 4

iniciado. A menor potencia, la relación de aspecto es baja y a mayor, el keyhole se satura y deja de crecer, por lo tanto aunque crezca el baño frontal, este vapor ya no tiene suficiente presión para mantener fuera todo el material fundido y por eso deja de tener ese aspecto de cavidad uniforme.

Comparando la variación de las formas del baño al aumentar el tiempo en lugar de la potencia (Figura 4.17), se comprueba que en este caso apenas cambia el régimen de soldadura pero sí el tamaño. Así aunque se mantiene el keyhole, con el aumento del tamaño parece que no es capaz de sostener el baño de fusión y genera la misma ondulación que se vio anteriormente.

Figura 4.17. Comparación de la forma por microscopía óptica (arriba), confocal (centro) y perfilometría (abajo), para 1000 W y energías (y tiempos) crecientes desde arriba (5 J-5ms, 10J-10ms, 15J-15ms) [Tur17].

Por lo tanto, si bien el crecimiento de la huella frontal parece similar tanto al variar la potencia como el tiempo, para utilizar el régimen óptimo de keyhole habrá que hacerlo preferiblemente cambiando la potencia y hasta llegar al punto más eficiente aumentando el tiempo para adaptar el tamaño de la huella al espesor que se pretende penetrar.

4.3.4. Análisis del efecto de los parámetros en el proceso estático

Las consecuencias geométricas de cambiar el parámetro de la potencia y del tiempo, se muestran en la Figura 4.18 en el efecto de la misma en el diámetro de la raíz de soldadura. Mirando esta figura se ve como el efecto de un aumento de porcentaje de la potencia es en los primeros instantes más importante en la penetración que el efecto del tiempo, aun significando ambos un cambio similar en la energía del pulso láser. Además también se aprecian las zonas de funcionamiento de la potencia dependiendo del régimen, con la zona de conducción para potencias menores de 500 W, el tránsito de conducción a keyhole entre 500 y 1000 W junto con el crecimiento del keyhole de 1000 a 2000 W y finalmente el apantallamiento donde se frena el crecimiento a partir de 2000 W.

De todas estas potencias el punto óptimo de eficiencia en el baño se debería encontrar en la zona de keyhole y algo antes de llegar a la zona de apantallamiento del plasma, que debería estar entre 1000 W y 2000 W. Una manera de hallarlo sería dividir el diámetro del baño trasero frente a la energía utilizada y ver que combinación de parámetros genera mayor penetración por unidad de energía.

Es muy importante tener en cuenta, que para muy bajos tiempos de pulso láser, el tamaño del baño frontal no será suficientemente grande para llegar a atravesar el material y necesitará mucha más potencia de la necesaria, mientras que para altos tiempos el baño crecería tanto que atravesaría en un modo de conducción poco óptimo.

Figura 4.18. Relación entre el diámetro trasero del baño de fusión para pulsos láser estáticos de 5 ms, 10 ms y 15 ms [Tur17].

Capítulo 4

En la Figura 4.19 se muestra el baño soldado en la cara frontal y en este caso relacionándolo con el tiempo. Lo primero que se ve es que a mayor tiempo de exposición, mayor es la diferencia en el tamaño del baño para las distintas energías. Analizando los datos se comprueba la hipótesis que se tenía del apartado anterior y es que para bajos tiempos de exposición, el baño de fusión es más pequeño (entre 0,4 mm y 0,7 mm), por lo tanto para atravesar con una huella suficiente necesita una relación de aspecto muy más elevada y más potencia.

Figura 4.19. Relación entre el área delantera soldada y el tiempo de pulso para potencias variables y energías entre 5 J y 15 J

Esta relación de la energía con el diámetro frontal se puede ver reflejada en la gráfica de la Figura 4.20. En ella se aprecia cómo el diámetro crece no linealmente con la energía con un carácter asintótico y superando a partir de los 7,5 J el tamaño de la huella del láser.

Figura 4.20. Relación entre el diámetro delantero del baño de fusión y energía entre 5 J y 15 J, para combinaciones de tiempo y potencia.

Capítulo 4

Con ayuda de la Figura 4.21, se descubre que el crecimiento en área de la huella trasera sí que sigue un patrón relativamente lineal, pero con grandes diferencias para una misma energía. Estas diferencias crecerán además cuanto mayor sea el valor de la energía.

Por tanto si se dividiera la cantidad de área baño de unión generado por unidad de energía, se encontraría que por encima de un valor mínimo de energía en el que se empieza a penetrar, el área crece linealmente. Pero puesto que esta linealidad está desplazada, los valores más eficientes energéticamente en crear baño de fusión serán aquellos valores que se acerquen más a la línea paralela que pasa por 0.

En este caso el punto óptimo energéticamente se corresponde con la soldadura de 15 J a 1000 W y 15 ms, que encaja como se había predicho en la zona de tránsito de conducción a keyhole, pero con un baño frontal de soldadura con un diámetro elevado.

Es importante añadir, que si el criterio de la eficiencia energética se saca con el diámetro trasero, los puntos óptimos energéticamente van a ser a tiempos de pulso mucho menores, ya que el diámetro tiende a estabilizarse cerca de una asíntota a partir de ciertos tiempos de pulso, antes que la energía.

Figura 4.21. Relación entre el área trasera y la energía del pulso entre 5 J y 15 J, para combinaciones de tiempo y potencia.

La conclusión de este apartado es que se pueden encontrar puntos de fusión más eficientes energéticamente que el resto, pero no tienen por qué encontrarse a las máximas potencias ni tiempos de pulsos.

La clave será intentar buscar un compromiso donde el tamaño del área delantera y trasera sean parecidas y al mismo tiempo el área delantera sea elevada frente al espesor

Capítulo 4

de la chapa a soldar. Esto suele ocurrir en la zona de transición de conducción a keyhole, a partir de ciertos tiempos mínimos de pulso.

4.3.5. Análisis del efecto del gas inerte en el baño de fusión estático

A continuación en las Figura 4.22, Figura 4.23, Figura 4.24, Figura 4.25 y Figura 4.26, se muestra el efecto en la huella de la utilización de gas Argón coaxial con un flujo de 15 l/min. En cada figura se comparan los tiempos crecientes (de 5 a 15 ms) y energías crecientes entre figuras (de 5 a 15 J).

Figura 4.22. Comparación perfilométrica y óptica de los pulsos a 5 J y tiempos crecientes desde arriba (5-10-15 ms): sin gas (izquierda), con gas (centro) y trasera (derecha)

Capítulo 4

Para 5 J (Figura 4.22) el baño no llega a atravesar y empieza a aparecer el baño trasero para altas densidades de potencia (bajos tiempos) a partir de los 7 J. Pero antes de llegar a atravesar, cuando el baño se acerca a la parte trasera empieza a aparecer antes una deformación y un heat tint en el mismo (Figura 4.23).

Figura 4.23. Comparación perfilométrica y óptica de los pulsos a 7 J y tiempos crecientes desde arriba (5-10-15 ms): sin gas (izquierda), con gas (centro) y trasera (derecha)

Capítulo 4

Observando las perfilometrías de los baños de soldadura de las Figura 4.24 a Figura 4.26, se comprueba cómo el modo de soldadura no parece cambiar al utilizar gas inerte. En cambio, lo que sí que cambia es la geometría del baño, ya que el gas ejerce cierta presión sobre el mismo y tiende a suavizar desniveles y la altura o penetración máxima.

Figura 4.24. Comparación perfilométrica y óptica de pulsos a 10 J y tiempos crecientes desde arriba (5-10-15 ms): sin gas (izquierda), con gas (centro) y trasera (derecha)

Capítulo 4

A parte del ligero suavizado de la superficie con el gas inerte, el tamaño de la huella parece decrecer en los casos de tiempo de soldadura más elevados. En la bibliografía, este efecto se suele explicar por el posible enfriamiento que ejerce el uso de un gas sobre el material, sumándole el efecto arrastre de vapores que tiene sobre el mismo.

Figura 4.25. Comparación perfilométrica y óptica de pulsos a 12,5 J y tiempos crecientes desde arriba (5-10-15 ms): sin gas (izquierda), con gas (centro) y trasera (derecha)

Capítulo 4

En cuanto al heat tint de la huella, se comprueba que el gas inerte reduce mucho la aparición de óxido de hierro en el baño, sólo apareciendo un poco en algunos casos de mayor densidad de energía a 5 ms. Quitando la suciedad proyectada desde el vapor de la soldadura, el heat tint de la ZAT prácticamente queda eliminado en todos los casos, salvo aquellos casos con modo de conducción que tienen mayor energía y tiempo.

Figura 4.26. Comparación perfilométrica y óptica de pulsos a 15 J y tiempos crecientes desde arriba (5-10-15 ms): sin gas (izquierda), con gas (centro) y trasera (derecha)

Capítulo 4

Por lo tanto se puede decir que el uso de gas inerte en la soldadura para situaciones con una energía baja, podrá llegar a generar una capa pasiva en perfecto estado en el baño de fusión y no dañar la capa pasiva en la ZAT. A esto habrá que sumarle el suavizado del perfil que puede producir el gas inerte, que también evitará resquicios que puedan aumentar la aparición de corrosión.

Esta conclusión es uno de los puntos clave a partir de los cuales habrá que trabajar, ya que la corrosión en la soldadura disimilar entre aceros ferríticos y austeníticos será uno de los problemas principales que se intentarán evitar.

Manteniendo la capa pasiva de óxido de cromo intacta en ambos materiales, no sólo se podrá reducir el par galvánico entre los mismos, sino que se evitará el avance de los demás tipos de corrosiones que acaban dando fallos de soldadura. Pero para ello como se ha visto, habrá que hacer un control estricto de la energía aportada de soldadura para que no empiece a aparecer el heat tint en la misma.

4.4. Análisis de la soldadura dinámica de pulsos láser

Anteriormente se ha aprendido cómo identificar los modos de soldadura en los puntos estáticos. Se ha visto que el cambio de los parámetros de tiempo y potencia, cambian el valor de la energía de la misma manera, la cual tiene una relación estrecha con la geometría de la huella.

Pero el efecto que tienen el tiempo y la energía en las características la forma de la huella, tamaño de huella frontal y trasera, además de relación de aspecto entre ambas, no es similar en ambos parámetros y depende mucho de la región de parámetros en la que se esté trabajando.

Por lo tanto analizando unas pocas pruebas de soldadura estática para un material y una geometría dada, se puede diseñar un barrido experimental de parámetros que busque la zona óptima de trabajo en cuando a energía utilizada y que ahorre estudiar zonas de soldadura de una muy baja eficiencia energética.

Pero este estudio se ha realizado para puntos sueltos de soldadura y no incluye el efecto que puede tener en el plasma y la huella el movimiento del punto de incidencia del láser. Es por ello que a continuación se analizarán puntos de energías similares de soldadura, al igual que potencia y tiempos, pero con un movimiento lineal del láser.

El resultado será ver cómo se puede extrapolar el caso estático el caso dinámico, para obtener una unidad básica de pulsos láser con la que construir un cordón de soldadura.

Capítulo 4

4.4.1. Parámetros del proceso dinámico

Para la realización de las pruebas del proceso dinámico, se utiliza la misma configuración experimental que en el caso del proceso estático anterior. Con un láser de Nd:YAG de 3,3 kW, con posibilidad de gas coaxial y sobre acero ferrítico AISI 430.

En cuanto a los parámetros del proceso (Tabla 4.2), se utilizan los valores de energía intermedios del caso estático al igual que tiempos de soldadura y potencias similares, para poder comparar con los anteriores resultados.

Tabla 4.2. Parámetros láser de los ensayos dinámicos de refusión: energía, tiempo de pulso, velocidad y potencia de salida.

ENERGÍA (J)	TIEMPO DE PULSO (ms)	VELOCIDAD (mm/s)	POTENCIA (W)
7,5	5	0	1400
7,5	5	100	1400
7,5	5	200	1400
7,5	10	0	700
7,5	10	100	700
7,5	10	200	700
10	5	0	2000
10	5	100	2000
10	5	200	2000
10	10	0	1000
10	10	100	1000
10	10	200	1000
12,5	5	0	2400
12,5	5	100	2400
12,5	5	200	2400
12,5	10	0	1200
12,5	10	100	1200
12,5	10	200	1200

4.4.2. Análisis de la forma del baño de fusión en el proceso dinámico

Aprovechando los casos en los que se habían realizado puntos de fusión estáticos con los mismos parámetros de potencia y tiempo, se comparan los resultados de pasar a 100 mm/s y a 200 mm/s. En la Figura 4.27, se muestra el efecto de realizar este tránsito de estático a dinámico en pulsos de 12 J y 5 ms, que corresponden a potencias elevadas de 2400 W y por tanto bien entrado en el régimen de keyhole.

Capítulo 4

En los perfiles transversales de las tres velocidades, se aprecia como efectivamente se mantiene el régimen de keyhole en los tres casos sin apenas cambio.

Pero analizando las imágenes microscópicas, se comprueba cómo en el tránsito de 0 mm/s a 100 mm/s crece el tamaño de la huella de soldadura no sólo longitudinalmente, sino también transversalmente. Esto se achaca a la saturación del plasma en posición estática, que al entrar en movimiento reduce la saturación y permite distribuir mejor toda la energía en el metal.

En cuanto al caso de 200 mm/s, se produce un efecto común cuando la densidad energética del plasma es muy elevada, que es la proyección de metal fundido fuera del baño de soldadura.

Esto también se atribuye a que con la alta presión del plasma, al entrar en movimiento a mayor velocidad, éste lanza el material fundido fuera del baño de soldadura. Por lo tanto, para estos parámetros tendría sentido trabajar a velocidades intermedias pero no altas.

Figura 4.27. Microscopía óptica (arriba) y perfilometría (abajo) de la transición de pulso estático a dinámico para 12 J y 5 ms y pasando de 0 mm/s a 200 mm/s.

Estudiando el caso de la misma pulsos de la misma energía (12 J), pero el doble de tiempo (Figura 4.28) y por lo tanto la mitad de potencia (1200 W), se observa que también se empieza en una zona de keyhole pero con mucha menor presión y conforme se va acelerando, la huella va transformando su perfil en almás cercano al tránsito entre conducción y keyhole, reduciendo además el tamaño de su sección transversal progresivamente.

Capítulo 4

Esto se atribuye al hecho de que al distribuir la misma energía en una región mayor de material y a parte perder algo de plasma en el movimiento, se tiende a ir perdiendo el régimen de keyhole con el movimiento. Por lo tanto para mayores velocidades a las mostradas, esto significaría acabar de pasar de keyhole a conducción.

Figura 4.28. Microscopía óptica (arriba) y perfilometría (abajo) de la transición de pulso estático a dinámico para 12 J y 10 ms y pasando de 0 mm/s a 200 mm/s

Por lo tanto, cuando se quieran realizar pulsos en movimiento, habrá que tener en cuenta que a mayor velocidad que le apliquemos al pulso, más densidad de energía perderá. Para anticiparse a esto, habrá que utilizar energías más elevadas que las utilizadas en estático, pero teniendo en cuenta que para energías muy elevadas junto con velocidades muy elevadas, se podrán producir efectos de proyecciones de material.

4.4.3. Análisis del efecto de los parámetros en el proceso dinámico

Realizando las gráficas de la geometría del baño de soldadura con todos los parámetros probados se comprueba que muchas de las soldaduras que atraviesan en estático, en dinámico para altas velocidades no llegan a atravesar, peor para velocidades bajas e intermedias en general se conserva el modo de soldadura que se tenía en estado estático.

Mirando la Figura 4.29, se comprueba cómo efectivamente para la mayoría de las soldaduras, el diámetro transversal aumenta para velocidades medias, principalmente en el caso de las soldaduras tienen mayor densidad de potencia, como se había predicho. Por otro lado las soldaduras que tienen menor densidad de potencia (10 ms) son las que sufren mayor caída en la penetración para velocidades de 200 mm/s y por lo tanto no atraviesan.

Capítulo 4

Figura 4.29. Relación entre la velocidad lineal y el diámetro transversal trasero del baño de fusión para variaciones de energía y de tiempo [Tur17].

Esto mismo se puede comprobar estudiando la Figura 4.30, en la que se muestra la relación de diámetros transversales entre el del baño de fusión frontal y el del baño trasero. Así parece que las soldaduras que mejor relación ofrecen lo hacen a velocidades intermedias y son las que tienen mayor energía con menor densidad de potencia. Por lo tanto están en un equilibrio en el que un aumento de velocidad pasa la soldadura a conducción y perdiendo mucha eficiencia. Este resultado junto con el anterior indica que las velocidades muy altas deberían ser evitadas y buscar el término medio.

Figura 4.30. Relación entre la velocidad lineal y la relación de diámetro trasero frente a diámetro delantero del baño para variaciones de energía y de tiempo [Tur17].

Capítulo 4

4.4.4. Análisis del efecto del gas inerte en el proceso dinámico

En las siguientes Figura 4.31, Figura 4.32 y Figura 4.33 se observa la comparación de los pulsos del láser al aplicar un flujo de gas inerte coaxial de Argón de 15 l/min, al baño de soldadura, para aumento de la energía en cada figura de 7,5 J a 10 J y 12,5 J.

Lo primero que se puede observar como se comentó anteriormente, es que las de menor energía y mayor velocidad son las que tienen mayor probabilidad de no llegar a atravesar.

Figura 4.31. Pulsos a 7,5 J con parámetros de arriba a abajo: 5 ms-100 mm/s, 5 ms 200 mm/s, 10 ms 100 mm/s y 10 ms 200 mm/s.

Capítulo 4

Los pulsos que generan una huella más pequeña son los de 100 mm/s y 5 ms, que a su vez tienen la relación de área más parecida entre el área frontal y la trasera. Luego los de 200 mm/s y 5 ms, emiten el láser una longitud similar a los de 100 mm/s y 10 ms, por eso las huellas tienen una longitud similar. Pero la relación de aspecto entre el baño frontal y trasero es mayor a 100 mm/s. Finalmente los que más avanzan pero menos atraviesan son las huellas a 200 mm/s y 10 ms.

En todos ellos se observa que el efecto del gas en el tamaño de la huella es muy pequeño, por lo que el gas apenas afecta a la penetración para estas energías.

Figura 4.32. Pulsos a 10 J con parámetros de arriba a abajo: 5 ms-100 mm/s, 5 ms 200 mm/s, 10 ms 100 mm/s y 10 ms 200 mm/s.

Capítulo 4

Finalmente, se comprueba que al igual que pasaba en el caso estático, el gas inerte es capaz de fomentar el crecimiento de la capa de óxido de cromo pasiva frente a la de óxido de hierro, dentro de la soldadura. En cuanto a la ZAT, también permanecerá la capa pasiva inalterada, salvo en los casos de mayor energía en los que es posible que aparezca una pequeña zona afectada.

Figura 4.33. Pulsos a 12,5 J con parámetros de arriba a abajo: 5 ms-100 mm/s, 5 ms 200 mm/s, 10 ms 100 mm/s y 10 ms 200 mm/s.

Se concluye que es posible realizar soldaduras dinámicas que atraviesen y pasivadas mediante pulsos de baja energía, a partir de lo cual se intentarán formar cordones enteros.

4.5. Análisis de los puntos superpuestos

Una vez se han conseguido soldaduras por puntos capaces de mantener la capa pasiva en buen estado y con un aporte bajo de calor, se va a probar el primer caso de soldadura disimilar por pulsos, para comprobar el cómo afecta la realización de un cordón de soldadura mediante pulsos a la capa pasiva y superficie de la misma. Por otro lado se va a analizar por primera vez la unión de soldadura disimilar mediante pulsos y el efecto de los parámetros en la misma, al igual que la microestructura y composición resultante de realizar esta unión.

Analizando las razones que llevan a realizar una soldadura continua en lugar de una soldadura por puntos, se tiene que un cordón continuo (a base de pulsos), puede obtener una mayor superficie de unión en un tiempo inferior, siendo más industrializable. Al mismo tiempo, puede ser más resistente mecánicamente sin necesidad de atravesar y garantizar cierta estanqueidad de la unión para líquidos e incluso gases si se realiza de manera conveniente. Por lo tanto, los objetivos que se buscarán cumplir en la realización de esta soldadura continua por pulsos serán:

- i. Que sea uniforme y no sea pasante.
- ii. Que sea estanca a líquidos y no deje separación.
- iii. Que mantenga en buen estado la capa pasiva y superficie.
- iv. Que la distorsión térmica y tensiones seas bajas.
- v. Que no tenga grietas ni poros.

La idea final será a partir de estos resultados y los anteriores, diseñar la optimización de pulsos para llegar a aprovechar al máximo las características de la soldadura con Láser, para conseguir soldar cordones continuos de bajo aporte de calor mediante pulsos, para unir las placas finas de acero inoxidable austenítico con las de acero inoxidable ferrítico.

4.5.1. Parámetros y proceso de puntos superpuestos

Para la realización de los experimentos se soldaron por solape placas de 0,4 mm de espesor de acero inoxidable ferrítico AISI 430Ti, con 0,4 mm de espesor de acero inoxidable austenítico AISI 301, utilizando el Láser de Nd:YAG de 3,3 kW (Figura 4.34).

Capítulo 4

Figura 4.34. Esquema de la posición del cabezal láser con gas coaxial, para la soldadura disimilar por puntos superpuestos.

Para proceder a la soldadura se sitúan las dos muestras, con la de austenítico en la base y la de ferrítico en la zona superior, intentando que ambas muestras tengan los bordes coincidentes. Esta disposición se eligió así para conseguir una mezcla de materiales más adecuada, como se fundamentó en las bases teóricas.

Entonces con ayuda de las mordazas y los imanes se ejerce presión sobre ambas muestras para asegurar que la separación o gap entre piezas no supere las 100 micras, ya que esta tendrá un impacto fundamental en el resultado de la soldadura (Figura 4.35). Después ajusta la distancia de soldadura, que en este caso corresponde con la distancia focal (+ 0 mm), en la que el tamaño de la huella del Láser es mínimo. Finalmente se fija el ángulo de trabajo a 20° en el sentido de avance para reproducir unas condiciones óptimas de inertización por gas aunque temporalmente para el análisis de los puntos superpuestos no se utilice.

Figura 4.35. Fotografía del utillaje y posicionado para la soldadura disimilar por puntos superpuestos.

Capítulo 4

Primero se selecciona un rango de potencia en el que se considera que estarán los valores óptimos de penetración frente a la energía utilizada en unas potencias comprendidas entre los 0,99 kW y los 1,99 kW, que correspondería a la transición de régimen de conducción a keyhole como se vio en los anteriores apartados.

El siguiente parámetro a fijar es la superposición (OF) que como se vio es una medida porcentual que da el porcentaje del diámetro teórico de la huella del pulso que coincide con el principio de la siguiente huella. La relación con la que se mide el OF aparece en la expresión de la ecuación (11).

$$OF = 1 - \left(\frac{v}{f}\right) \left(\emptyset + \frac{(v \cdot DF)}{f}\right) \quad (11)$$

Donde $\emptyset$ es el diámetro que incide del haz Láser, v es la velocidad de avance de soldadura, f es la frecuencia de pulsado y DF es el Duty factor o el factor de trabajo que da el porcentaje del tiempo dentro de cada ciclo que duran los pulsos del Láser.

El OF es un parámetro importante a la hora de definir la forma de la soldadura ya que si la combinación de parámetros es adecuada, se podrá conseguir que la soldadura pulsada genere un cordón continuo en la unión pero que utilice menos energía de la que utilizaría un cordón equivalente en profundidad y velocidad, pero hecho en régimen continuo.

El parámetro más cómodo para variar el factor de trabajo es la frecuencia, ya que no altera el calor total aportado a la soldadura pero puede alterar mucho el OF.

Es importante añadir que cuando se suelda en régimen pulsado, si el OF no es muy elevado y el tamaño de la huella real tampoco, se puede dar una penetración discontinua como la que aparece en la Figura 4.36.

Esto no tiene por qué suponer un problema para todas las soldaduras salvo en una posible reducción de la resistencia mecánica, pero muchas veces es suficiente para garantizar cierta estanqueidad para líquidos.

Para obtener cordones con una unión que pueda ser continua y que sean comparables unos con otros, se fija un OF para los experimentos de alrededor del 40%.

Capítulo 4

Figura 4.36. Efecto del OF en la penetración. Cara delantera (arriba) y trasera (abajo).

El último parámetro a fijar para estas pruebas es el calor aportado (HI – Heat input) que es la energía por unidad de longitud de cordón soldado y da una aproximación a la magnitud de los efectos térmicos de la soldadura. Para soldadura continua corresponde a la velocidad/potencia, pero cuando se utilizan pulsos habrá que multiplicar este valor por el factor de trabajo (DF). En la soldadura de inoxidables disimilares, el calor aportado tiene un efecto muy importante sobre los defectos en el baño, como se vio en el capítulo de fundamentos, por ello se intenta fijar para este apartado un rango bajo de trabajo entre $7,9 \text{ J/mm} < \text{HI} < 8,9 \text{ J/mm}$.

Así, el resumen de los parámetros fijados para este apartado será la distancia focal (+0 mm), el ángulo (20°), el régimen de soldadura (conducción-keyhole), el OF ($\sim 40\%$) y el HI (entre $7,9 \text{ J/mm}$ y $8,9 \text{ J/mm}$), sin utilizar gas inerte y asegurándose de que la separación entre piezas es menor que 0,1 mm (aproximación).

Por lo tanto con estos parámetros fijados se reducirán las pruebas al estudio de los dos parámetros fundamentales: potencia y velocidad, utilizando luego la frecuencia y el factor de trabajo para ajustar la soldadura a las condiciones de HI y OF fijadas. Para estudiar los efectos de estos parámetros en la soldadura inoxidable disimilar de perfiles finos, se escogen 8 juegos de parámetros que barren 3 potencias representativas en la zona de keyhole y 3 velocidades (Tabla 4.3 y Tabla 4.4).

Capítulo 4

Tabla 4.3. Parámetros principales en los experimentos de puntos superpuestos [Tur16].

TIPO DE SOLDADURA	DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)
1	0,5	0,99	25	70	20%
2	0,5	0,99	100	160	80%
3	0,5	1,98	25	75	10%
4	0,5	1,98	100	250	40%
5	0,5	0,99	50	120	45%
6	0,5	0,99	100	150	90%
7	0,5	1,485	50	135	30%
8	0,5	1,485	100	240	60%

Tabla 4.4. Parámetros derivados de los principales en el estudio de puntos superpuestos [Tur16].

TIPO DE SOLDADURA	PRIMER OVERLAPPING FACTOR (%)	HEAT INPUT (J/mm)	HEAT INPUT EN PULSO (J/mm)	ENERGÍA POR PULSO (mJ)	DENSIDAD DE POTENCIA (kW/mm2)
1	38%	7,9	39,6	2,8	5,0
2	38%	7,9	9,9	5,0	5,0
3	38%	7,9	79,2	2,6	10,1
4	39%	7,9	19,8	3,2	10,1
5	39%	8,9	19,8	3,7	5,0
6	39%	8,9	9,9	5,9	5,0
7	39%	8,9	29,7	3,3	7,6
8	44%	8,9	14,9	3,7	7,6

4.5.2. Análisis del efecto de los parámetros en la forma de los pulsos

Para comenzar este estudio empieza con el análisis visual frontal de la soldadura. Este análisis permite distinguir la progresión de los pulsos del láser y cómo se afectan unos pulsos a otros cuando existe superposición entre ellos.

Una superposición negativa, podría resultar en una separación total de los pulsos, mientras que en general una superposición positiva dará un acoplamiento entre los pulsos, de manera que el pulso posterior afectará directamente al pulso anterior. Esta relación será muy importante, ya que modificará ligeramente el comportamiento de los pulsos tal cual los habíamos estudiado anteriormente por separado.

Es importante también dejar claro, que aunque la superposición teórica sea la misma, el porcentaje de cordón superpuesto no tiene porque ser el mismo, primer por la diferencia

Capítulo 4

entre el spot real y el spot teórico y luego porque los pulsos de mayor longitud generan solape real de los pulsos para valores de superposición mucho más bajos.

Dicho esto, en la Figura 4.37 se muestran las imágenes frontales de las distintas combinaciones de parámetros de soldadura estudiadas.

Figura 4.37. Imágenes frontales de distintas combinaciones paramétricas de soldadura pulsada con Láser [Tur16].

En estas imágenes se puede comprobar, como se ha dicho anteriormente, que las soldaduras de menor velocidad (impares) tienden a tener un aspecto menos uniforme y segmentado que las soldaduras de mayor velocidad (pares). Por otro lado las soldaduras con menor potencia tienden a generar más defectos que las soldaduras de alta potencia. Dándose el mismo caso que vimos con los pulsos aislados, que las soldaduras de alta velocidad y alta frecuencia, tienden a generar más salpicaduras e incluso proyección de parte del baño (soldadura 4).

Capítulo 4

Analizando los pulsos de soldadura con más aumentos (Figura 4.38), se observa el efecto del Láser sobre el metal, con una zona inicial de calentamiento por conducción de calor, luego un ensanchamiento en el que el plasma empieza a intervenir penetrando dentro del baño, y finalmente un estrechamiento repentino debido a la parada del Láser.

Como el OF entre pulsos es positivo, durante el estrechamiento final de cada pulso comienza el ensanchamiento de un nuevo pulso que intersecta con el final del pulso anterior, quedando un contorno que da la impresión de tener un cordón continuo pero irregular en los bordes.

Figura 4.38. Fotografías de microscopio de distintas combinaciones paramétricas de soldadura pulsada con Láser [Tur16].

Este aspecto está relacionado con la velocidad de soldadura, que para un OF y HI fijos, está a su vez relacionada con el número de pulsos por centímetro (Figura 4.39). Así cuantos menos pulsos por centímetro más uniforme queda el contorno del cordón y para un mismo OF, la uniformidad del contorno crece con la velocidad.

Pero por otro lado, al ser la superposición real mayor, se observa como para un mismo heat input, las soldaduras con mayor velocidad generan una mayor oxidación y salpicaduras. Por lo tanto no se considera conveniente aumentar el número de pulsos por centímetro si la superposición y uniformidad ya es aceptable, porque puede dar lugar a un post-calentamiento de los pulsos generando salpicaduras y óxidos.

Capítulo 4

Figura 4.39. Relación entre la velocidad y los pulsos por centímetro OF fijo.

Es importante decir, que el uso de más pulsos por cm, crea un baño más uniforme y mezclado, pudiendo ser una técnica útil para determinados casos de unión de materiales disimilares, pero en términos de corrosión, el hacer menos puntos dará mayor tiempo para el enfriamiento de los pulsos y mostrará en los pulsos una zona del baño con menos óxido que las otras.

4.5.3. Análisis del efecto de los parámetros en la superficie del cordón

Como se ha mostrado en las figuras anteriores, el aspecto superficial varía mucho de unos casos a otros. Estudiando el perfil se comprueba que la diferencia de nivel también está relacionada con los parámetros anteriores (Figura 4.40).

Figura 4.40. Imágenes del desnivel superficial de las soldaduras [Tur16]

Capítulo 4

Se puede ver cómo la velocidad de soldadura aumenta el desnivel superficial en cierta medida pero afecta más la potencia, que para el caso de la de valor máximo genera alto grado de salpicaduras e irregularidades (Figura 4.41). Es importante señalar, que estos desniveles tienen un punto de inflexión con la potencia, por lo que mientras no se supere cierta potencia, no tienen por qué ser un problema.

Figura 4.41. Relación entre la potencia de salida y el desnivel superficial en el cordón [Tur16].

Como se ha comentado anteriormente, observando el estado superficial se observa una relación directa entre la cantidad de salpicaduras y oxidación de la superficie con la potencia de salida (Figura 4.42) al igual que con la velocidad pero en menor grado. Esa diferencia no parece ser tan elevada para potencias 50% mayores al umbral de keyhole, pero a partir de potencias 100% mayores, estos dos defectos parecen aumentar mucho.

Figura 4.42. Relación entre la valoración de oxidación y salpicaduras superficiales frente a la potencia de salida del Láser para un heat input constante [Tur16].

4.5.4. Análisis del efecto de los parámetros en la unión del cordón

Analizando la geometría del perfil de soldadura (Figura 4.43), se encuentra como todos los cordones atraviesan menos el 1 y el 5, que fueron realizados a la mínima potencia. De aquí realizando las medidas de profundidad y relacionándolas con la potencia se puede comprobar cómo aun manteniendo el aporte total de calor constante (HI constante), a mayor potencia mayor profundidad (Figura 4.44), pero tendiendo a estabilizarse en una asíntota.

Figura 4.43. Metalografías del perfil de la unión de soldaduras con distintos parámetros pero HI y OF fijos y régimen de soldadura por conducción-keyhole. [Tur16].

En cuanto a la interpretación de la sección de soldadura, hay mucha información de utilidad. La primera observación es que las soldaduras de mayor velocidad, suelen penetrar menos, pero tienen una unión más uniforme que deja menor diferencia entre picos y valles. Esto significa que de cara a conseguir estanqueidad, las soldaduras de alta velocidad podrán ser más prácticas. Además la profundidad no varía mucho por la velocidad, por lo que en general en términos de unión puede convenir cierta velocidad.

Capítulo 4

Figura 4.44. Relación entre la potencia de soldadura y la penetración media de los pulsos [Tur16].

De la misma manera, tomando medidas de separación entre pulsos se ve que también existe una relación decreciente entre la separación entre pulsos y la potencia (Figura 4.45). Esto se atribuye a que aunque el aporte teórico de calor es similar en todos los casos, para mayores potencias la energía del Láser está mejor aprovechada por el régimen de keyhole, obteniéndose un baño de soldadura mayor y una relación de aspecto de la soldadura también mayor.

Figura 4.45. Relación entre la potencia de soldadura y distancia media entre pulsos [Tur16].

Capítulo 4

Examinando las imágenes del microscopio de barrido electrónico (Figura 4.46) se observa como en función de la velocidad aparecen principalmente dos tipos de perfiles distintos en la superficie de la soldadura. En el primer tipo de perfil realizado a menor velocidad, es un perfil un poco más plano en el cual la soldadura tiene un pequeño rechufe por el centro y un está ligeramente abultada alrededor. En este tipo de perfil los pulsos quedan más marcados en la forma. El segundo tipo de perfil realizado a mayor velocidad, tiene un abultamiento mayor por la zona central y un contorno del cordón más marcado.

Estas dos formas del cordón se asocian principalmente a la velocidad de enfriamiento del cordón que en el caso del cordón a alta velocidad es mayor, dando un gradiente de temperatura más alto y una dilatación mayor del baño fundido hacia fuera que al no poder expandirse lateralmente da lugar a esa geometría.

Figura 4.46. Comparación de la superficie de soldadura con dos velocidades de soldadura mediante imágenes del microscopio de barrido electrónico [Tur16].

Al mismo tiempo, la soldadura de alta velocidad, parece mucho más sucia que la soldadura de baja velocidad, por lo que como se había predicho, estará más debilitada de cara a posibles ataques de corrosión en los resquicios.

El análisis micrográfico de la Figura 4.47, muestra un marcado cambio de la estructura de ferrítica en el interior del baño a austenítica en el exterior en la región sin atacar (foto izquierda). Al mismo tiempo se ve como el grano de la zona exterior de soldadura es más fino y equiaxial que el grano del interior que es algo más grande y dendrítico (foto derecha).

Capítulo 4

Figura 4.47. Microestructura del borde del baño de soldadura (derecha) e interior del baño (izquierda) [Tur16].

Realizando un examen con el microscopio de barrido electrónico (Figura 4.48), se comprueba también el aspecto ligéramente dendrítico en la dirección de avance y como suele suceder en las soldaduras, perpendicular a la región de unión de ambas. Además estas dendritas podrán ser más alargadas dependiendo de la velocidad de soldadura.

Figura 4.48. Imagen de microscopio de barrido electrónico de la soldadura número 2 entre la zona ferrítica (1) y austenítica (2) [Tur16].

Realizando el análisis de composición EDX de la anterior sección (Figura 4.49) de la zona 1 y la zona 2 de la imagen anterior (Figura 4.48), se comprueba el níquel prácticamente no penetra en el interior del baño de soldadura. Por lo tanto el interior no tendrá suficientes elementos gammágenos para estabilizar la austenita como en un acero dúplex, y será una estructura ferrítica como aparecía en las metalografías.

Capítulo 4

Figura 4.49. Análisis de composición con EDX de la zona 1 interior al baño (arriba) y la zona 2 exterior al baño (abajo) [Tur16].

Por otra parte tampoco parece haber una alteración en la composición del acero AISI 301 austenítico del exterior al baño. Por lo que en un pequeño espacio se pasará de una estructura ferrítica a una austenítica, con los cambios que supone en cuanto a propiedades mecánicas y de corrosión, estando expuesta esta zona de unión a posibles problemas de tensiones térmicas y corrosión galvánica de quedar al descubierto.

Capítulo 4

Por lo tanto, parece que la mezcla se ha producido en pequeña proporción. Esto se atribuye principalmente al bajo coeficiente de dilución o relación entre área fundida de cada material, que se explicó en anteriores capítulos. Pero la rápida velocidad de fusión debido a la alta velocidad, debe haber ayudado también, por lo que se espera que para mayores potencias y menores velocidades de soldadura la mezcla entre materiales disimilares sea mayor.

4.5.5. Viabilidad de la unión inoxidable disimilar con pulsos superpuestos

La soldadura disimilar de acero inoxidable ferrítico con austenítico, es una soldadura que debe ser realizada con el menor aporte de calor posible para evitar defectos. Entre los defectos típicos encontrados se encuentran la aparición de compuestos intermetálicos frágiles, las tensiones residuales durante el enfriamiento y la corrosión galvánica.

Por medio del aprovechamiento del modo de soldadura por keyhole del Láser y utilizando pulsos de soldadura en lugar de una soldadura continua, se pueden realizar cordones que den lugar a una unión continua, pero esto requiere un realizar previamente un análisis de los parámetros de soldadura.

Tras los experimentos de soldadura realizados con un aporte de calor similar (HI), y una misma superposición de pulsos (OF), se comprueban las ventajas y desventajas de utilizar distintos valores de potencia y velocidad de soldadura.

La principal ventaja de utilizar una mayor potencia es que se consigue una mayor penetración y relación de aspecto, con una mayor mezcla disimilar. Pero como desventaja principal está que la oxidación, salpicaduras e irregularidad superficial aumentan mucho al acercarse a cierta potencia. Por lo que se deberá buscar un compromiso de potencia que en este caso corresponde con 1,485 kW de potencia de salida o 7,6 kW/mm².

En cuanto a la velocidad, cuanto mayor sea para un mismo HI, dará lugar a un menor número de pulsos por centímetro y una mayor uniformidad en el cordón. Por otro lado, también da lugar a un mayor gradiente térmico y sobrecalentamiento innecesario del cordón, por lo que se debe buscar el equilibrio de velocidad que en este caso es igual o mayor a 50 mm/s.

Finalmente por medio del análisis de penetración y composicional, se comprueba que no existe casi mezcla entre metales en el baño, por lo que el baño permanece siendo ferrítico y la base austenítica, por lo que se deberán controlar en cada caso, la aparición

Capítulo 4

de posibles problemas de tensiones térmicas y corrosión galvánica y moverse en torno a estos parámetros. Pero de cualquier manera no se encuentra formación de grietas y placas de fases intermetálicas, por lo que la soldadura disimilar de bajo aporte térmico y corrosión parece viable mediante este método.

4.6. Análisis de la optimización dinámica

4.6.1. Introducción a la optimización de la soldadura

Llegado este punto, ¿qué significa calidad en términos de soldadura? En el caso del acero inoxidable, el problema más común es el daño de la capa pasivante que protege al acero de la corrosión [Vesel08] y otros problemas de corrosión [Roberge08]. En cuanto a los aceros disimilares, el problema más común es la generación de compuestos intermetálicos frágiles [Weigl13] y [Sathiya11].

Otros factores de calidad que pueden afectar la calidad de soldadura es la generación de una superficie suave con pocos concentradores de tensiones, al igual que el tener una zona afectada térmicamente pequeña (ZAT), para que no se rompa la soldadura por la misma [Cunat07] y [Lippold05]. Todo esto puede ser conseguido mediante la reducción de la cantidad de calor utilizado en la soldadura y asegurándose que el calor está localizado en el interior del baño de soldadura y no fuera.

El principal medio para conseguir esto es mediante el ajuste de los parámetros de soldadura láser. Hay más estudios que intentan conseguir esto mediante modelos de transmisión de calor como J. Svenungssona que revisa distintos tipos de modelos y aproximaciones para correlacionar la entrada de energía del láser con la transformación de fases de la mezcla [Svenungssona15] y M. Rhodes hace algo similar con unos láseres pulsados [Rhodes13]. Pero en este caso el estudio va a utilizar una metodología más directa mediante la medida de la zona fundida del material, sin entrar en los modos de transporte de calor, pero si prediciendo el cambio del comportamiento debido a los distintos modos de soldadura.

La Soldadura laser tiene principalmente tres modos distintos de interacción como se vio y que dependen principalmente de la densidad de potencia [Mackwood05]. Estos mecanismos el más efectivo energéticamente hablando es el modo de keyhole y en concreto la zona que está cerca de la transición de un modo a otro [Eriksson13]. Por eso en este apartado los valores que se han tomado incluyen esa zona.

Capítulo 4

El efecto de la geometría de los pulsos sueltos con la energía y el tiempo, ha sido revisado en los anteriores apartados y contrastado por los resultados de otros autores como [Chang01], que utilizan redes neuronales para predecir la forma de las huellas de soldadura en inoxidable. Pero todos estos autores tienen problemas para predecir la conducción de un metal a otro en láminas superpuestas, cosa que en nuestro estudio se evito mediante el uso de ensayos de refusión con una única lámina.

El efecto de estos parámetros en pulsos sueltos, ha sido medido con microscopios ópticos y confocales, al igual que validado con otras pruebas de autores como [Moulali13]. Por lo tanto lo que queda estimar cual será el efecto de juntar diferentes huellas como han hecho otros autores como para la ablación [Domke15].

Una vez cuantificados los efectos de estos parámetros durante los pulsos estáticos y dinámicos, tan sólo queda buscar evidencias de la relación que hay entre el exceso de calor y los distintos problemas que puedan aparecer. Por ejemplo, para el coloreado térmico y corrosión [Roberge08], distorsión térmica y tensiones residuales [Ruiz-Hervias11], aparición de poros [Zhou07], generación de fases frágiles [David03] y finalmente para evitar todos los problemas de soldadura de materiales disimilares [Barik10][Berretta07][Iordachescu10].

Estos resultados conseguidos hasta ahora en los anteriores apartados de estudio estático y estudio dinámico, van a ser la base para los distintos modelos propuestos de optimización de energía del cordón compuesto por pulsos.

El objetivo final es crear una soldadura optimizada a partir de la selección de los parámetros probados, con una metodología científica. Al final los resultados variarán de un material a otro, al igual que con el espesor de las láminas o geometría. Pero la idea del modelo permanecerá cambiará muy poco y podrá ser exportado a muy diversas situaciones e incluso abreviado con la experiencia, para conseguir esta soldadura de energía mínima.

4.6.2. Metodología de selección de los pulsos óptimos de soldadura

La primera hipótesis en esta propuesta como se expuso anteriormente, es que el tamaño del baño de fusión no tiene por qué corresponder con el tamaño nominal de la huella del láser. Por lo tanto la optimización de la energía tiene que partir del análisis de la geometría real del baño y no la teórica.

Capítulo 4

Como se vio en la fórmula de la superposición (7), los valores del diámetro que se introducen en ella son los de la huella del láser, no los de la huella del baño. Esta huella del láser además se alargará cuando el láser esté en movimiento, siendo la interpretación visual de la superposición de huellas la que aparece en la Figura 4.50 y sus correspondientes fórmulas de la ecuación (12)(8) y de la ecuación (13) de las que sale desarrollada la fórmula de la superposición.

Figura 4.50. Esquema de dos huellas con superposición estáticas (izquierda) y dinámicas (derecha).

$$OF = \frac{(L - S)}{L} \quad (12)$$

$$OF = 1 - \frac{\left(\frac{v}{f}\right)}{\left[\emptyset_E + \frac{(v \cdot DF)}{f}\right]} \quad (13)$$

L la longitud de la huella teórica, S longitud teórica de la huella no superpuesta, $\emptyset_E$ el diámetro de la huella teórica del láser, v la velocidad, f la frecuencia y DF el duty factor o ciclo de trabajo.

Pero es en ese punto donde un cálculo hecho a partir de la fórmula puede diferir mucho frente a la realidad. De acuerdo con esta fórmula, para conseguir un baño continuo, el valor de la superposición debería ser positivo, en cambio en la Figura 4.51 se muestra cómo si el tamaño de la huella real es mayor que la huella teórica, mucho antes de tener la superposición teórica, ya se está teniendo una superposición real.

Por otro lado en la Figura 4.52 se expone el caso contrario, en el que la huella real fuese menor que la teórica. En este caso, lo que podría pasar es que habiendo una

Capítulo 4

superposición teórica entre huellas por ser el valor positivo, en la práctica la soldadura fuese discontinua tanto por delante como por detrás.

Estos dos casos además no han tenido en cuenta, otros factores como que el calor de un pulso, influenciará al calor del siguiente pulso y viceversa, de manera que en esta optimización se tendrá que incluir también un apartado para estudiar esta influencia.

Figura 4.51. Esquema de soldadura para una huella teórica de pulso menor que la real

Figura 4.52. Esquema de soldadura para una huella teórica de pulso mayor que la real

Se podría hacer una soldadura en la que los pulsos no se influenciasen entre ellos, por medio de espaciar el tiempo suficientemente para el enfriamiento entre pulsos, de manera que con los estudios de pulsos estáticos separados realizados en el anterior apartado se pudiesen extrapolar directamente a un cordón compuesto por pulsos idénticos sin modificación entre ellos.

A este caso le llamamos el caso cuasiestático de soldadura y puede ser muy útil para soldaduras de muy alta precisión en las que se quiera tener una idea clara de los resultados en cuanto a penetración y calor que vamos a aportar. Pero con el objetivo de hacer una soldadura industrializable, el caso que se estudiará será el dinámico.

Capítulo 4

Con esto en mente y tras haber escaneado suficientes parámetros de pulsos dinámicos, se propone una metodología en la Figura 4.53. En esta metodología, una vez las dimensiones de los pulsos han sido medidas experimentalmente, tanto la longitud del pulso frontal (D_f) como la trasera (D_B), los parámetros son introducidos en la fórmula (I) de la superposición, sustituyendo al diámetro nominal del láser (d).

De manera que si se quiere conseguir una soldadura que por el lado frontal sea completamente continua, se puede conseguir una buena aproximación sustituyendo en esa fórmula el diámetro real frontal D_f e igualando el OF a cero. Mientras que para conseguir una soldadura continua por la parte de detrás, se deberá sustituir d por D_B .

La longitud total de soldadura frontal (L_f) y trasera (L_b) se podrán obtener a partir de la longitud de los pulsos por delante y por detrás (D_f y D_b), multiplicada por el número de pulsos. Esta longitud nos servirá como referencia más adelante para saber cuánta energía se ha introducido en una longitud determinada, o lo que viene a ser el aporte de calor (J/cm) en las soldaduras continuas.

Figura 4.53. Esquema de aplicar la auténtica geometría para conseguir una superposición trasera real de cero.

Una vez se haya igualado la fórmula a cero, se podrán obtener o bien la velocidad (v) o bien la frecuencia (f), según fijemos el valor de una u otra. Puesto que en el análisis de pulsos dinámicos que se hizo anteriormente ya se han obtenido las velocidades y tiempos de pulso óptimos en cuanto a eficiencia de la energía para fusión del material, se podrán tomar de esos estudios las velocidades y tiempos de pulso óptimos, para luego despejar en la fórmula la frecuencia necesaria de trabajo y de esta sacar el factor de trabajo.

Capítulo 4

En la Tabla 4.5, se muestran los valores de los parámetros medidos en el estudio de pulsos dinámicos, con las longitudes delanteras, traseras y una aproximación del volumen fundido a partir de extrapolar los otros dos parámetros. Se puede ver, que si se toman las relaciones de diámetros y volumen fundido frente a la energía, habrá algunos que serán mayores frente a otros. Esto serán para nosotros los parámetros de máxima eficiencia energética, cuya velocidad, tiempo de pulso y potencia seleccionaremos.

Tabla 4.5. Selección de la mejor eficiencia energética para la longitud del baño frontal, longitud del baño trasero y aproximación de volumen fundido.

Energía (J)	Tiempo de pulso (ms)	Velocidad (mm/s)	diámetro delantero (μm)	diámetro delantero/energía (μm/J)	diámetro trasero (μm)	diámetro trasero/energía (μm/J)	volumen troncocónico (mm ³)	volumen troncocónico /energía (mm ³ /J)
5	5	0	470	94	0	0	0,023	0,0046
5	10	0	410	82,0	0	0,0	0,018	0,0036
5	15	0	400	80,0	0	0,0	0,017	0,0034
7	5	0	570	81,4	235	33,6	0,054	0,0077
7	5	100	675	96,4	480	68,6	0,106	0,0151
7	5	200	680	97,1	195	27,9	0,066	0,0094
7	10	0	510	72,9	0	0,0	0,027	0,0039
7	10	100	440	62,9	0	0,0	0,02	0,0029
7	10	200	405	57,9	0	0,0	0,017	0,0024
7	15	0	540	77,1	0	0,0	0,031	0,0044
10	5	0	645	64,5	440	44,0	0,094	0,0094
10	5	100	680	68,0	550	55,0	0,119	0,0119
10	5	200	645	64,5	480	48,0	0,1	0,0100
10	10	0	660	66,0	490	49,0	0,105	0,0105
10	10	100	620	62,0	505	50,5	0,1	0,0100
10	10	200	470	47,0	0	0,0	0,023	0,0023
10	15	0	660	66,0	475	47,5	0,102	0,0102
12	5	0	630	52,5	460	38,3	0,094	0,0078
12	5	100	660	55,0	625	52,1	0,13	0,0108
12	5	200	610	50,8	500	41,7	0,097	0,0081
12	10	0	760	63,3	595	49,6	0,145	0,0121
12	10	100	640	53,3	610	50,8	0,123	0,0103
12	10	200	685	57,1	0	0,0	0,049	0,0041
12	15	0	740	61,7	635	52,9	0,149	0,0124
15	5	0	660	44,0	505	33,7	0,107	0,0071
15	10	0	860	57,3	820	54,7	0,222	0,0148
15	15	0	900	60,0	895	59,7	0,253	0,0169

Esto no es nuevo, ya que en los anteriores apartados se había comprobado que la energía una vez llegado el régimen de keyhole, tiende a estabilizar la cantidad de baño que consigue (Figura 4.54). Por otro lado se comprueba, que las que mejor salen en

Capítulo 4

diámetro delantero no tienen por qué ser las mismas que salen bien en diámetro trasero o en volumen fundido, como se ve en la siguiente Figura 4.55.

Figura 4.54. Relación entre energía de pulso y diámetro en dirección de avance del baño.

Figura 4.55. Relación entre energía de pulso y aproximación del volumen fundido.

Viendo estos datos puede parecer que al final los baños más eficientes son los realizados con bajas energías, altas potencias y altas velocidades, pero hay que tener en cuenta que estos datos que se están sacando se refieren a la longitud de avance, tanto delantera como trasera, pero no la anchura del cordón delantero ni trasero.

Capítulo 4

Es por ello que cuando se hagan los análisis de las optimizaciones energéticas, a parte de las optimizaciones con el fin de soldar longitud sin más, también se contemplará el caso en el que se quiera maximizar la superficie soldada y no sólo la longitud.

4.6.3. Optimizaciones de las energías de pulso finales

Llegado este punto tendremos una soldadura teóricamente continua, con un valor de velocidad, potencia, tiempo de pulso y frecuencia, que nos permitirán calcular la energía total utilizada (E_T) para una longitud dada (L_f o L_B). Así, mediante la comparación de las energías por unidad de longitud soldada, se puede enfocar la selección para diversos fines [Tur17].

4.6.3.1. Minimización de la energía lineal

La primera optimización que se propone es la minimización de la energía lineal de la ecuación (14) la cual sería parecida a minimizar el aporte de calor de una soldadura (J/cm) mediante pulsos, pero asegurando que por delante o por detrás de la soldadura es continua mediante los métodos empíricos del estudio de los pulsos por separado.

$$E_L = E_P \cdot \left(\frac{N_P}{L} \right) \quad (14)$$

En la ecuación E_L es el valor que se intentará minimizar seleccionando los pulsos que han sido medidos empíricamente. E_P es la energía de cada pulso, N_P es el número de pulsos totales que entran en la longitud de soldadura que se selecciona L .

Si en la fórmula se toma el número de pulsos N_P como la unidad, entonces L se convertirá en cada caso en la longitud de un solo pulso. Permitiendo así minimizar el valor de la energía total, minimizando únicamente el valor de la energía por longitud de cada pulso, que es justo el valor inverso al que habíamos seleccionado anteriormente en la Tabla 4.5.

Las aplicaciones de esta fórmula son varias. En el primer caso y más sencillo de la Figura 4.56, se hace que los pulsos de soldadura sean continuos por delante mediante la sustitución del valor empírico óptimo de energía de longitud delantera fundida, en la fórmula de la superposición para obtener la frecuencia de pulsado, o acelerar un ciclo de estructuración superficial ajustando la energía lineal a máxima velocidad [Jagdheesh17].

Capítulo 4

Este caso será especialmente útil cuando sólo se busca soldar sin buscar la resistencia mecánica ni la estanqueidad, pero queriendo dañar al mínimo el material, sus propiedades de corrosión o no generar distorsión térmica. Por lo tanto será muy útil en soldaduras estéticas o de materiales finos.

Figura 4.56. Esquema de la optimización lineal frontal de la soldadura por pulsos.

El segundo caso de la Figura 4.57, es un caso en el que se maximiza el valor empírico óptimo de energía de longitud trasera fundida. Esta soldadura será especialmente útil cuando se quiere conseguir una soldadura estanca, pero manteniendo al mínimo los valores de energía para no dañar el material. Los usos más comunes serían para la soldadura de materiales que vayan a contener agua o por ejemplo para la soldadura de metales disimilares en los que el mayor aporte de calor pueda provocar una fragilización del material por aparición de compuestos metálicos. Esta es la base del estudio de soldadura de las uniones austeníticas y ferríticas.

Es importante decir que puesto que la soldadura realizada por este método, superpone pulsos por la parte delantera, los resultados reales de los pulsos pueden variar frente a los pulsos por separado. Es por ello, que necesitará un ligero ajuste de parámetros.

Figura 4.57. Esquema de la optimización lineal trasera de la soldadura por pulsos.

Capítulo 4

4.6.3.2. Minimización de la energía superficial

En el caso lineal se ha contemplado el optimizar la longitud de soldadura frente a la energía, el problema es que esta optimización no tiene en cuenta que para conseguir una soldadura robusta y que resista mecánicamente, no se puede ir sólo a la calidad del baño de soldadura y a veces hay que aumentar simplemente la cantidad del baño.

En este caso la ecuación (15), introducirá en la fórmula de la energía, la anchura del pulso o cordón de soldadura. De manera que en lugar de dar J/cm como en el cálculo del aporte de calor de soldadura, se dará en J/cm². Así minimizar la energía por superficie nos garantizará estar maximizando la superficie unida entre ambos materiales para una energía dada.

$$E_s = \frac{(E_p \cdot N_p)}{(L \cdot \emptyset)} \quad (15)$$

En la ecuación E_s es el valor de energía por superficie que se intentará minimizar. N_p es el número de pulsos totales que entran en la longitud de soldadura que se selecciona L y D es la anchura del pulso o del cordón.

Para minimizar este valor, se tendrá entonces que medir empíricamente otro dato en los pulsos dinámicos empíricos, que será la anchura D y maximizar (Longitud x Anchura / Energía) con tablas similares a las anteriores, para seleccionar los mejores parámetros.

Figura 4.58. Esquema de la optimización superficial trasera de la soldadura por pulsos.

En la Figura 4.58 se muestra el resultado de la optimización superficial en el caso de introducir los datos de anchura y longitud de la zona trasera.

Capítulo 4

Esta optimización de soldadura será práctica para garantizar una unión mecánicamente fuerte, que reduzca al mismo tiempo el calor para evitar problemas de aparición de poros, grietas y tensiones residuales asociadas al exceso de calor aportado en la soldadura. Un ejemplo práctico sería la soldadura de materiales como los aluminio colados, que tienden a formar gran cantidades de poros por el sobrecalentamiento.

A parte de esta optimización de la energía superficial trasera, se podría hacer lo mismo con la delantera, pero en este caso las ventajas son más escasas y tendría menos casos de aplicación.

4.7. Ajustes finales de la optimización dinámica

Finalmente, llegados a este punto, tan sólo queda realizar un estudio del resto de las variables importantes que habrá que considerar para poder realizar esta optimización a base de pulsos.

Así, en la práctica, una vez se tenga el estudio empírico de los pulsos por separado y se apliquen las optimizaciones para hacer un cordón, habrá que reajustar levemente otros parámetros como la potencia o el tiempo de pulso, para compensar el exceso de calor proveniente del resto de los pulsos entre ellos.

Entre los parámetros que se valoraran, estará el ver qué lado es más conveniente a la hora de soldar, especialmente en el caso de las soldaduras disimilares. Luego se mirará el efecto de acercar pulsos y cómo se modifican al acercarlos por medio del factor de trabajo o por medio del cambio de la frecuencia. Finalmente se estudiará el ajuste del gas inerte, que hasta ahora se había estudiado sólo en pulsos separados y con todo esto se harán unas pruebas de cordones optimizados eligiendo un cordón final optimizado.

4.7.1. Ajuste del lado de incidencia del láser de soldadura

En los anteriores capítulos se planteó que para la soldadura disimilar de aceros ferríticos con austeníticos, es preferible soldar por el lado ferrítico, para aumentar ligeramente la cantidad de acero ferrítico en el baño. En este caso, comparando los baños frontales de pulsos de soldadura, se descubre que además por la falta de conducción en el lado austenítico, este tiende a oxidarse más rápidamente que el ferrítico.

En la Figura 4.59 se ve la soldadura de acero inoxidable ferrítico (AISI 430Ti), frente a la soldadura del ferrítico con el austenítico (AISI 301) (Figura 4.60). La disipación de calor por el lado austenítico, genera mayor corrosión en un inoxidable que se supone debe aguantar más, aparte crea una mayor huella por el lado que menos se necesita.

Capítulo 4

Figura 4.59. Soldadura de AISI 430Ti- 430Ti. 30x (*arriba*) – 50x (*abajo*). Parámetros de soldadura pulsada: $f=140$ Hz, $v=150$ mm/s, $DF=48\%$, $P=1650$ W.

Figura 4.60. Soldadura AISI 430Ti- 301 hecha por el lado ferrítico (*izquierda*) y por el austenítico (*derecha*). 20x (*arriba*) – 50x (*centro*) – 60x (*abajo*). Parámetros de soldadura pulsada: $f=140$ Hz, $v=150$ mm/s, $DF=48\%$, $P=1650$ W.

Capítulo 4

4.7.2. Ajuste durante la aproximación de los pulsos

Como se viene comentando de antes, el ajuste de los puntos de soldadura hasta que se toquen, puede generar una cierta distorsión de la geometría de los puntos debida a efecto de la ZAT de un pulso sobre el siguiente. En la 0, se muestra una ligera modificación al cambiar el factor de trabajo de 50% al 75% hasta la superposición cero. Mientras que al variar la frecuencia la geometría y distancia cambia más (0).

Figura 4.61. Soldadura AISI 430Ti a 50 mm/s. DF: 50% (izquierda) a DF 75% (derecha).

Figura 4.62. AISI 430Ti a 100 mm/s. $f = 50\text{Hz}$ (izquierda) a 75Hz (derecha).

Así, realizando el estudio desde los puntos sueltos de soldadura y viendo su efecto trasero, mediante ensayos de refusión, vamos a ir viendo cómo se afectan unos pulsos a otros entre sí.

Capítulo 4

Figura 4.63. Ensayo de refusión de AISI 430Ti – 50 mm/s - 2500 W – 10° (de izquierda a derecha: 10 ms a 15 ms) (delante-arriba, detrás - abajo).

Figura 4.64. Ensayo de refusión de AISI 430Ti – 100 mm/s - 2500 W – 10° (de izquierda a derecha: 10 ms a 15 ms) (delante-arriba, detrás - abajo).

En la Figura 4.63 y Figura 4.64 se muestran varios pulsos de soldadura realizados a la misma potencia y dos velocidades, pero variando el tiempo de duración de 10 ms a 15 ms. Como se puede apreciar, cada vez el baño delantero y la zona afectada térmicamente es mayor con el tiempo y menor con la velocidad del pulso. En la Figura 4.65 se muestra el límite en el que las ZAT se tocan pero no afectan al pulso.

Figura 4.65. Ensayo de refusión de AISI 430Ti – 50 mm/s - 2500 W – 10° (10 ms) (delante-arriba, detrás - abajo) (10x izquierda y 40x derecha).

Capítulo 4

Pero en el momento en el que se acercan los puntos hasta superposición cero (Figura 4.66), la forma del pulso se deforma ligeramente en los bordes apareciendo el equivalente a puntas, pasando a una superposición positiva que no debería tener.

Figura 4.66. Aumento del pulso de AISI 430Ti – 50 mm/s - 2500 W – 10°) (14 ms)
(delante-arriba, detrás - abajo) (10x izquierda y 40x derecha).

Si se acelera la velocidad de soldadura (Figura 4.67 y Figura 4.68), teóricamente la zona afectada térmicamente será menor y por lo tanto el calor acumulado de un pulso a otro será menor. Esto se aprecia algo en la parte de atrás a 100 mm/s y sobre todo a 200 mm/s.

Figura 4.67. Aumento de la velocidad de AISI 430Ti – 100 mm/s - 2500 W – 10°) (14 ms)
(delante-arriba, detrás - abajo) (10x izquierda y 40x derecha).

Figura 4.68. Aumento de la velocidad de AISI 430Ti – 150 mm/s - 2500 W – 10°) (14 ms)
(delante-arriba, detrás - abajo) (10x izquierda y 40x derecha).

Capítulo 4

Como principales conclusiones habrá que sacar que cuando se pasan a juntar pulsos para la optimización dinámica, habrá que hacer algunas modificaciones a la baja del calor aportado en cada pulso.

Estas correcciones de parámetros se podrán hacer por las siguientes vías:

- 1) Disminuyendo la potencia: cosa que no se recomienda en los casos en los que puede dar lugar a un cambio de modo de soldadura y cambiar la eficiencia energética. Pero para los demás casos es el parámetro recomendado.
- 2) Disminuyendo la frecuencia: este cambio como se ha visto en las fotos, cambia demasiado la forma de los pulsos y es el más impredecible, por lo que se descarta.
- 3) Aumentando la velocidad: este parámetro cambia mucho la penetración, la forma del pulso e incluso el modo de soldadura, por lo tanto es el parámetro menos recomendado.
- 4) Disminuyendo el factor de trabajo: este será el otro parámetro recomendado cuando no se pueda cambiar la potencia por no variar el modo de trabajo. Es un parámetro muy fácil de predecir para hacer correcciones empíricas.

4.7.3. Ajuste del gas y posición

Como se comentó en anteriores capítulos, quitando el nitrógeno, tanto el Ar como el He son gases inertes válidos para la soldadura de inoxidables, pero es de vital importancia la posición y ángulo del gas, para conseguir una correcta inertización (Figura 4.69). En este caso por apuntar a cordones industrializables, se propondrá el uso de un gas coaxial, que vaya unido al cabeza, aunque en soldaduras más locales puede ser estático.

Figura 4.69. Soldadura AISI 430Ti- 301 variando He coaxial de 5° (arriba) a 25° (abajo).

Capítulo 4

Como se puede observar en las soldaduras, para ángulos bajos (Figura 4.70, Figura 4.71 y Figura 4.72), el gas apenas logra retirar el oxígeno de la superficie. Mientras que a partir de 15° (Figura 4.72) empieza a pasivar franjas, mejorando bastante a 20° (Figura 4.73) y mucho más a los 25° (Figura 4.74). El problema de seguir aumentando el ángulo es que la huella del láser se hace elíptica y la densidad de potencia y penetración bajarán repentinamente.

Figura 4.70. Soldadura AISI 430Ti- 301 100 mm/s (10x – 30x). He: 5 ° de ángulo.

Figura 4.71. Soldadura AISI 430Ti- 301 100 mm/s (10x – 30x). He: 10° de ángulo.

Figura 4.72. Soldadura AISI 430Ti- 301 100 mm/s (10x – 30x). He: 15° de ángulo.

Figura 4.73. Soldadura AISI 430Ti- 301 100 mm/s (10x – 30x). He: 20° de ángulo.

Figura 4.74. Soldadura AISI 430Ti- 301 100 mm/s (10x – 30x). He: 25° de ángulo.

Por otro lado, es muy importante definir la distancia de la salida del gas hasta la soldadura. Esta se recomienda que sea lo menor posible, ya que la presión de salida del gas se irá perdiendo con la distancia. De la misma manera, los caudales recomendados deberán estar en un rango entre 10 l/min y 30 l/min, creciendo con la velocidad de soldadura seleccionada.

4.7.4. Ajuste de la soldadura para la optimización de la unión disimilar

Una vez se ha explicado el modelo se aplicará la minimización de la energía lineal de la parte trasera para el caso de concreto de la soldadura disimilar de AISI 430Ti con AISI 301 y conseguir una soldadura estanca y teóricamente con baja corrosión y fases intermetálicas. Para ello en se soldará como se ha visto, por el lado ferrítico, con gas He coaxial a 20° y se seleccionarán los mejores parámetros para 50 mm/s (Figura 4.75), 100 mm/s (Figura 4.76) y 150 mm/s (Figura 4.77). Como se vio en el anterior capítulo, para que la superposición trasera sea nula, la delantera deberá ser ligeramente positiva.

Capítulo 4

Figura 4.75. Soldadura optimizada de AISI 430Ti-301 – 50 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (He=15 mm/s).

Figura 4.76. Soldadura optimizada de AISI 430Ti-301 – 100 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (He=15 mm/s).

Figura 4.77. Soldadura por optimizar de AISI 430Ti-301 – 150 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (He=15 mm/s).

Para llegar a estas soldaduras ha habido que hacer una pequeña corrección en el factor de trabajo para que la superposición de pulsos no acumule demasiado calor y se aleje demasiado de la calculada como teórica ideal para los parámetros dados.

Observando las fotos, se comprueba que conforme se va acelerando la soldadura, también se va inertizando peor como se predijo, por lo que se repite el experimento de la última pero aumentando el caudal de gas de los 15 l/min a 25l/min. Como se observa en la Figura 4.78, el resultado de inertización mejora mucho por lo que se toma esta soldadura como el ejemplo optimizado por ser la más rápida e industrializable.

Figura 4.78. Soldadura optimizada de AISI 430Ti-301 – 150 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (Gas corregido - He=25 mm/s) (150 Hz/DF=75%).

Capítulo 4

Observando la soldadura, se comprueba que la soldadura no puede ser vista por la zona trasera. Pero al ser el acero inoxidable austenítico altamente propenso a la distorsión térmica, lijando la parte de atrás de la soldadura, se pueden observar los picos penetración de la soldadura (Figura 4.79). Esto es importante, porque significa que la capa pasiva de la parte trasera apenas habrá sufrido calentamiento, pero que los puntos de soldadura están suficientemente cerca como para ejercer cierta resistencia mecánica.

Figura 4.79. AISI 430Ti-301 – 150 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (He=25 mm/s) (150 Hz/DF=75%) (delante-arriba, detrás - abajo).

Como prueba final rápida para seleccionar esta soldadura, se le aplica un ensayo de niebla salina de 96 horas, que es un ensayo muy severo para cualquier soldadura que no haya sido pasivada correctamente y que detecta muchos tipos de corrosiones incluyendo el par galvánico. Los resultados pueden ser observados en la Figura 4.80 y son muy positivos, ya que no muestran apenas oxidación por ninguno de los lados.

Figura 4.80. 96 horas de niebla salina de AISI 430Ti-301 – 150 mm/s - 2500 W – 20°) (10 ms) (20x izquierda y 40x derecha) (He=25 mm/s) (150 Hz/DF=75%) (delante-arriba, detrás - abajo).

4.8. Comparación de los resultados de la optimización dinámica

Al final si se realizan estos mismos ensayos optimizando la soldadura y el gas, para 0,4 mm de inoxidable ferrítico e inoxidable austenítico, se pueden llegar a obtener los siguientes resultados de las Figura 4.81 y Tabla 4.6.

Figura 4.81. Soldadura disimilar de AISI 430Ti con AISI 301 (arriba) y a 20x (debajo), tras la optimización lineal trasera delante (izquierda) y detrás (derecha).

Tabla 4.6. Parámetros de optimización lineal de energía trasera de la soldadura de los inoxidables disimilares AISI 430Ti con AISI 301.

Tipo de soldadura	Superposición de huella	Potencia (kW)	Porcentaje de potencia (%)	Velocidad (mm/s)	Frecuencia (Hz)	Factor de trabajo (%)	Caudal de gas (l/min)
Keyhole	20%	1,32	40	150	150	75	20 (Argón) (20°)

Los valores que utiliza la soldadura son láser a 20° por el lado ferrítico, a 150 mm para reducir el heat input, con potencias justo en el límite inferior de keyhole, como se predijo. Los valores de factor de trabajo y frecuencia y superposición, salen de la fórmula de optimización, con las pequeñas correcciones necesarias del calor.

Si se comparan los resultados con la misma soldadura sin optimizar continua (Figura 4.82), a simple vista se ve que en la no optimizada el gas no se ha puesto debidamente

Capítulo 4

como para pasivar y la ZAT parece mucho mayor. Esto se comprueba también por detrás, ya que sin tener gas en ambos caso, la soldadura continua genera coloreado térmico y la optimizada no genera ni el coloreado ni apenas distorsión térmica.

Figura 4.82. Comparación de la soldadura disimilar sin optimizar y optimizada, por delante y por detrás.

De la comparación de parámetros de la Figura 4.83, se ve que en la práctica el calor aportado de una frente a la otra, tan sólo se ha reducido un 25%, pero el hecho de pulsar correctamente es suficiente para dejar enfriar los pulsos y que el gas inerte actúe. Mientras por detrás se logrará disipar el mejor el calor para evitar la sensibilización y otros problemas asociados a la soldadura disimilar de inoxidable.

Figura 4.83. Comparación de la soldadura disimilar sin optimizar (arriba) y optimizada (abajo), con parámetros de cada una (centro) [Tur17].

4.9. Validación de la resistencia mecánica de la soldadura

A continuación se va a medir la resistencia mecánica de soldadura de las uniones de chapa fina realizadas por los anteriores métodos. Se empezará por la soldadura disimilar de puntos sueltos, para cuando se quiere minimizar al máximo la soldadura. Luego se hará una breve comparación en cuanto a tracción, del paso de soldadura por puntos a soldadura por costuras y de allí a soldadura continua.

A continuación se medirán varias soldaduras con el test del desbotonado, variando el tamaño de la huella del láser y la profundidad y volumen soldado. Finalmente se realizarán unas pruebas similares para parámetros de soldadura pulsados.

Es importante aclarar, que las pruebas mecánicas si bien se ponen para complementar el estudio, no suelen ser el requerimiento fundamental en las soldaduras de chapa fina de acero inoxidable, ya que esta soldadura por definición no es estructural, sino que busca otros fines como la estanqueidad, durabilidad y estética.

4.9.1. Resultados de tracción para puntos sueltos

En el primer apartado se muestra la resistencia de la soldadura de puntos sueltos. El objetivo de soldar por puntos en lugar de hacer un cordón continuo por pulsos como se ha visto anteriormente, es el realizar unas muestras disimilares con la mejor resistencia a la corrosión posible, sin distorsión térmica por el lado trasero de la soldadura y que aguante unos requisitos mínimos de carga a tracción y opcionalmente a torsión.

Para ello se utiliza como ejemplo la soldadura de ángulos de anclaje y fijación en chapas planas, a las que se les exige una resistencia a tracción de 10 kg (Figura 4.84).

Figura 4.84. Test de carga. Anclajes perimetrales (izquierda) y ángulos de fijación (derecha).

Capítulo 4

El sistema utilizado para medir la resistencia es una carga de 10 kg aplicada sobre los dos lados de los ángulos de fijación y durante 10 segundos (Figura 4.85).

Figura 4.85. Esquema del sistema de carga de la soldadura disimilar por puntos.

Para llegar a cumplir los requerimientos de la soldadura se necesita modificar la posición y geometría de los puntos numerosas veces hasta llegar a la solución final (Figura 4.86).

Así, los primeros ensayos (1 y 2) no superan la resistencia a tracción ni torsión, por lo que mejora la geometría cubriendo más anchura en 3 y 4 para pasar la torsión, pero deja de pasar la corrosión trasera. En 5 y 6 se separan los cordones de puntos más para que pase mejor la tracción, torsión y corrosión, pero al ser demasiados puntos no pasa la distorsión térmica por la cara vista.

Finalmente se llega a un compromiso de puntos de soldadura suficientemente separados, para pasar la tracción, torsión en 7 y también distorsión térmica en 8. En la Figura 4.87 se muestra el resultado de una soldadura por puntos optimizada para dar el máximo en cuanto a resistencia mecánica (10 kg – 10 segundos) pero no dejar marcas por la cara trasera de la soldadura ni corrosión.

Capítulo 4

Figura 4.86. Vista delantera de pruebas para aguantar tracción en soldadura disimilar de ángulo de fijación vistas por el lado de soldadura

Figura 4.87. Optimización de la tracción y torsión mediante cordón triple por puntos alejados de bajo tiempo de pulso y con gas inerte de protección.

4.9.2. Comparación de tracción en la soldadura por puntos y continua

Como se ha visto, a veces dependiendo de la aplicación final, valdrá la pena hacer una soldadura por puntos, soldadura costuras, pulsada continua o continua sin pulsar. Es por ello que a continuación se harán unas pruebas para comparar la resistencia a la tracción de

Capítulo 4

tres tipo de soldaduras en 0,8 mm de espesor de acero austenítico (Figura 4.88), realizadas con un láser de CO₂ y a la misma potencia y velocidad:

- 2 cordones continuos de 80 mm de longitud total.
- 2 cordones de costuras con 6 puntos tramos que suman 80 mm en total.
- 2 cordones de puntos con 14 puntos de soldadura que suman 80 mm.

Figura 4.88. Imágenes del cordón por continuo, por costuras y por puntos (arriba), zona delantera (centro) y trasera (detrás), para ensayos comparativos de tracción.

Para hacer el ensayo de tracción, debe ponerse todo el empeño en asegurar que las muestras de ensayo estén sujetas de tal manera que la tensión, se aplique tan axialmente como sea posible (Figura 4.89). La tasa de ensayo debe ajustarse dependiendo de la naturaleza del material. Para materiales con un módulo de elasticidad menor a 150 GPa la

Capítulo 4

tasa de tensión mínima deberá ser de 2 MPa/s y la máxima de 20 MPa/s, mientras que los materiales con un módulo de Young superior a los 150 GPa la tasa de ensayo deberá caer dentro del intervalo comprendido entre 6 MPa/s y 60 MPa/s. Estas tasas no implican modos específicos de control por parte de la máquina de ensayo.

Una vez se tengan probetas adecuadas, se realizarán los ensayos de tracción siguiendo un esquema similar al siguiente:

1. Se coloca la probeta soldada en la mordaza móvil, asegurándose de que hace buen contacto.
2. Se cierra la mordaza fija con ayuda de una probeta testigo, de la misma anchura que la probeta soldada.
3. Se realiza el ensayo de tracción y se comprueba que la carga sobre la soldadura es uniaxial.

Figura 4.89. Esquema de ensayos de tracción comparativos en las probetas soldadas de acero inoxidable austenítico.

Tras realizar los ensayos, en la Tabla 4.7 se muestran los límites elásticos de los tres casos (stress at yield), las cargas máximas (peak load) y la deformación máxima (strain at break). Estos datos también se podrán apreciar bien en la Figura 4.90.

Capítulo 4

Tabla 4.7. Resultados de carga y deformaciones de las probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304 en puntos, costuras y continua.

Muestra	Anchura (mm)	Espesor (mm)	Área total (mm ²)	Módulo de Young (MPa)	Carga en $R_{p0,2}$ (N)	Tensión en $R_{p0,2}$ (MPa)	Carga en el límite elástico (N)
2 cordones	1,6	50,0	80,0	19090,8	10938,8	136,73	15896,2
6 Costuras	1,6	50,0	80,0	24777,0	9084,8	113,56	13118,2
14 Puntos	1,6	50,0	80,0	26385,9	10054,2	125,67	14888,7

Muestra	Carga en el límite elástico (MPa)	Carga Máxima (N)	Tensión máxima (MPa)	Carga de rotura (N)	Tensión de rotura (MPa)	Deformación en la rotura (%)
2 cordones	198,70	17871,2	223,39	9542,7	119,28	34,14
6 Costuras	163,97	13177,0	164,71	8593,7	107,42	5,44
14 Puntos	186,10	14888,7	186,10	13061,0	163,26	7,07

De la observación de los valores y las gráficas, lo primero que se aprecia es que aunque la soldadura continua es la que más aguanta, la carga máxima soportada no cambia demasiado, pero en cambio sí que cambia mucho la deformación plástica del material, permitiendo un mucho mayor alargamiento en el caso de la soldadura continua.

Figura 4.90. Curvas de tensión-deformación de la soldadura de AISI 304 de 0,8 mm. 1) 2 cordones continuos 2) 2 cordones de 6 puntos en total 3) 2 cordones de 14 puntos en total.

Capítulo 4

Las probetas soldadas por cordones continuos resisten algo más de carga, pero sobre todo permiten una mayor deformación antes de la rotura (de casi el 35%), por lo que serán más aptas para aguantar impactos que absorban energía o para aguantar fatiga.

Las soldaduras por costuras bajan poco la carga máxima pero mucho la deformación máxima, por lo que se considerarán más aptas para casos estructurales que no vayan a sufrir fatiga y en los que se quiera minimizar la posibilidad de propagación de algún defecto por toda la soldadura.

En cuanto a las soldaduras por puntos, parece que la resistencia baja, pero se pueden realizar un mayor número de puntos que permitan algo más de resistencia y deformación. También se puede mejorar la resistencia con la profundidad de soldadura al realizar puntos más pequeños, por lo que al final habrá que encontrar un equilibrio entre profundidad y número de puntos. Esta soldadura es más apta como se ha dicho anteriormente para reducir los problemas de corrosión, distorsión térmica, soldadura disimilar y tensiones residuales.

Así, como se comentó en los anteriores apartados, aunque en una situación ideal de soldadura sea mejor un cordón continuo que por puntos, en los casos complicados habrá que plantearse ambas opciones.

Finalmente, la soldadura continua por pulsos que no aparece en esta comparación, debería tener un alargamiento más elevado que la de costuras y una carga de tracción cercana a la soldadura continua, pero sin sufrir los problemas de sobrecalentamiento. Es por ello que es la soldadura que se recomienda para todos esos casos de soldadura de chapas de espesor fino, en los que la geometría permita pulsar el láser de manera eficiente.

4.9.3. Comparación de la resistencia a tracción con el tamaño de huella

Aunque para la soldadura tradicional los ensayos de tracción son el medio clásico de evaluación, para soldadura de chapa fina los ensayos más comunes son los de desbotonado o abrelatas, que consisten en hacer una prueba de “pasa-no pasa”, ejerciendo un esfuerzo de pelado por la ZAT de la soldadura. En las siguientes Figura 4.91, Figura 4.92, Figura 4.93, se muestra en soldadura continua los resultados de distintos parámetros y tamaños de huella láser y las dimensiones de la zona de unión. Esto nos dará una referencia de la mínima sección de soldadura que se necesitará para pasar el ensayo de desbotonado, que podrá ser utilizado como criterio mínimo a la hora de elegir los pulsos durante la optimización dinámica.

Figura 4.91. Pruebas de soldadura de inoxidable de 0,4 mm y huella láser de 210 micras

Figura 4.92. Pruebas de soldadura de inoxidable de 0,4 mm y huella láser de 310 micras.

Capítulo 4

Figura 4.93. Pruebas de soldadura de inoxidable de 0,4 mm y huella láser de 410 micras.

Como se aprecia en todas las figuras, el cordón de soldadura tendrá una sección superior al tamaño de la huella del láser. También se aprecia como cuando el cordón sobresale por la base, tiende a volver a ensancharse y genera un problema de tensiones residuales además de corrosión, lo por lo que para nuestro caso de estudio se evitara atravesar.

Capítulo 4

Además se ve que los cordones de menor tamaño de huella tienden a tener mayor densidad de potencia y la penetración es más recta (keyhole) que en los grandes.

En las Tabla 4.8 de resultados se comprueba que las relaciones de penetración en función de la velocidad y la potencia, siguen un esquema similar al visto en los estudios de los pulsos por separado.

Se comprueba que de cara a pasar el test del desbotonado se necesita superar al menos la sección del material base que en este caso será de 0,4 mm y un 50% más para obtener unos resultados positivos en todos ellos. Pero hay que tener en cuenta que si se sigue sobrecalentando, el material se debilitará y se romperá por la ZAT. Los valores de la sección conseguida cerca del régimen de keyhole son aproximadamente un 50% mayores que el tamaño de huella, por lo que se concluirá que otro criterio para seleccionar la soldadura de chapa fina será utilizar una óptica de huella con tamaño similar al de la chapa, para garantizar que se pueda pasar bien el desbotonado.

Tabla 4.8. Resultados del test del desbotonado. Glosario para resultados

Las cifras de la matriz representan el ancho de la zona soldada entre las dos chapas.		
Valor	Observaciones de soldadura	Resultado
-	Resultado de soldadura desconocido	No aplica
0,3	Soldadura con zona soldada estrecha	No pasa el test de abrelatas
0,45	Soldadura con zona soldada mediana	Puede pasar el test de abrelatas
0,6	Soldadura con zona soldada ancha	Pasa el test de abrelatas
P	Soldadura pasante aunque no investigada	Pasa el test de abrelatas
NP	Soldadura no pasante aunque no investigada	No pasa el test de abrelatas
X	Soldadura con salpicaduras	Calidad no aceptable

Tabla 4.9. Resultados del test del desbotonado. Profundidad de soldadura al variar velocidad frente a potencia, para tamaño de la huella de 210 micras.

Profundidad de penetración de la soldadura continua (mm) - Óptica para cintura de haz de 210 μ m										
Potencia / Velocidad	0,8 kW	1 kW	1,2 kW	1,3 kW	1,5 kW	1,6 kW	1,7 kW	1,8 kW	1,9 kW	2 kW
6 m/min	NP	0,31 X	X	X	X	X	X	X	X	X
7 m/min	NP	X	X	X	X	X	X	X	X	X
8 m/min	0,28	0,3 X	X	X	X	X	X	X	X	X
9 m/min	NP	NP	X	X	X	X	X	X	X	X
10 m/min	NP	0,33	NP	0,29 X	X	X	X	X	X	X
11 m/min	NP	NP	NP	X	X	X	X	X	X	X
12 m/min	NP	NP	NP	0,29 X	X	X	X	X	X	X
13 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP

Capítulo 4

Tabla 4.10. Resultados del test del desbotonado. Profundidad de soldadura al variar velocidad frente a potencia, para tamaño de la huella de 300 micras.

Profundidad de penetración de la soldadura continua (mm) - Óptica para cintura de haz de 300 μm										
Potencia / Velocidad	0,8 kW	1 kW	1,2 kW	1,3 kW	1,5 kW	1,6 kW	1,7 kW	1,8 kW	1,9 kW	2 kW
7 m/min	-	-	-	X	X	X	X	X	X	X
8 m/min	-	-	0,49	0,35 X	X	X	X	X	X	X
9 m/min	NP	NP	-	0,5	-	-	-	X	X	X
10 m/min	NP	NP	-	0,45	-	-	-	0,45 X	X	X
11 m/min	NP	NP	NP	-	-	-	-	-	-	-
12 m/min	NP	NP	NP	-	-	-	-	-	-	-

Tabla 4.11. Resultados del test del desbotonado. Profundidad de soldadura al variar velocidad frente a potencia, para tamaño de la huella de 420 micras.

Profundidad de penetración de la soldadura continua (mm) - Óptica para cintura de haz de 420 μm										
Potencia / Velocidad	0,8 kW	1 kW	1,2 kW	1,3 kW	1,5 kW	1,6 kW	1,7 kW	1,8 kW	1,9 kW	2 kW
4 m/min	-	0,64 X	X	X	X	X	X	X	X	X
5 m/min	-	0,6	-	-	-	-	-	-	-	X
6 m/min	NP	0,37	-	-	-	-	-	-	-	X
7 m/min	NP	0,27	-	-	P	P	-	-	-	0,6 X
8 m/min	NP	NP	-	-	0,55	P	P	P	-	X
9 m/min	NP	NP	-	-	0,46	-	P	P	P	0,56 X
10 m/min	NP	NP	-	-	0,32	0,39	0,5		0,56	0,61
11 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	-	-	-	0,57
12 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	-	-	-	0,47
13 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	-	-	-	0,43
14 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	0,35
15 m/min	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	NP	0,3

4.9.4. Validación por desbotonado de las muestras disimilares pulsadas

Finalmente, en lugar de hacer pruebas de desbotonado con régimen continuo se hacen con una soldadura continua pero con pulsos, asegurándose que la soldadura atraviesa a tramos pero que tiene picos que claramente diferenciados por detrás (Figura 4.94).

Las imágenes muestran que las zonas entre picos que atraviesan menos, apenas dejan marca por detrás, por lo que su profundidad no es elevada y con posibles zonas que no están unidas.

Capítulo 4

Figura 4.94. Soldadura 301-301 – delante izquierda (3x) – detrás derecha (3x).

Realizando el test del desbotonado (Figura 4.95), se comprueba que para pasar la profundidad no necesariamente tiene por qué ser uniforme y lo que es más importante, no necesariamente tiene porque haber una penetración continua en la zona de unión. Esto quiere decir que al final el test del desbotonado es relativamente fácil de superar siempre y cuando la sección de unión sea mayor al espesor de la chapa fina soldada.

Figura 4.95. Test del desbotonado de 301-301 – antes (izquierda) y después (derecha).

Finalmente haciendo una soldadura con los mismos parámetros pero disimilar y con el material ferrítico en frente, se comprueba en las Figura 4.96 y Figura 4.97, que los resultados de soldadura tanto antes del desbotonado como después, son bastante parecidos a la soldadura de austenítico. Por lo que se concluye, que para estos tiempos de soldadura, la resistencia mecánica no debería diferir mucho al pasar a soldadura disimilar inoxidable.

Capítulo 4

Figura 4.96. Soldadura disimilar de 430Ti-301 antes de la prueba de desbotonado.
(delante - izquierda, detrás - derecha).

Figura 4.97. Soldadura disimilar de 430Ti-301 antes de la prueba de desbotonado.

Capítulo 4

4.9.5. Validación de la estanqueidad de la soldadura

Una vez se haya demostrado la viabilidad de la soldadura de cara a pasar las pruebas mecánicas, tan sólo queda demostrar la estanqueidad a líquidos que se espera tener por medio de la optimización de energía lineal trasera que se ha realizado.

En la Figura 4.98 se ve cómo tras abrir una de las soldaduras que se han optimizado linealmente, el cordón en la unión tiene regiones en las que no es completamente continuo. Esto es relativamente normal que pase cuando la distancia de Rayleigh en la que se da una pérdida de densidad importante es baja. Esto conduce a que pequeños desenfoques puedan pasar de hacer una soldadura continua a semicontinua.

Figura 4.98. Zona intermedia intermitente de unión en una soldadura lineal optimizada.

De cualquier manera, desviaciones como la que se muestra en la Figura 4.98, no significan que no pueda pasar los líquidos penetrantes (Figura 4.99), ya que el gap intermedio es bajo.

Figura 4.99. Ensayo de líquidos penetrantes en soldadura optimizada antes y después.

4.10. Validación de la resistencia a corrosión

La resistencia a la corrosión, como se vio en capítulos anteriores, es un concepto bastante amplio y que puede ser medido de maneras muy distintas. Como es posiblemente la propiedad fundamental en torno a la que gira el estudio de soldadura de inoxidable de placas finas, se le ha dado un valor prioritario a la hora de seleccionar los parámetros.

Hasta ahora se ha estado vigilando por medio del coloreado térmico, ya que el óxido de hierro es una característica muy fácil de detectar y muy representativa del daño a priori que ha sufrido la capa pasiva, pero no es la única. A continuación se va a hacer un estudio más detallado de los principales tipos de corrosión por métodos cualitativos y cuantitativos.

4.10.1. Validación de los puntos por métodos cualitativos de corrosión

El principal método cualitativo de corrosión que se utiliza en el estudio es la niebla salina. Este tipo de método acelera la corrosión húmeda en ambiente de NaCl, para detectar principalmente las zonas debilitadas de la capa pasiva o picaduras y las geometrías más probables en la superficie de soldadura, de cara a sufrir corrosión por resquicios.

Figura 4.100. Ensayo de niebla salina antes y durante (arriba). Acumulación de corrosión sobre la geometría tras el ensayo, medida con el microscopio confocal.

Capítulo 4

Para contrastar algunos de los supuestos sobre corrosión que se han realizado hasta el momento en el estudio, se empiezan ensayando en niebla salina los puntos de soldadura aislados, que se supone que son los que mejor debería aguantar la corrosión, porque han utilizado el mínimo de energía para la soldadura (Figura 4.100).

Para estas pruebas se utilizaron las muestras ensayadas en distribución de puntos en tres filas, que fueron realizadas con el fin de aguantar tracción a la vez que torsión. El ensayo utilizado son 400 h dentro de la cámara de niebla salina, que es un valor más apto para medir material austenítico en estado bruto que soldaduras, por ser muy elevado. En la Figura 4.101 se muestra en cambio como las muestras sólo muestran unos pocos restos de óxido (muy por encima de los requerimientos) y menos que en los bordes del material.

Figura 4.101. Resultados de la soldadura de mínima energía por puntos en AISI 304-AISI 430Ti tras 400h de niebla salina. Frontal (arriba), trasero (centro) y soldadura 10x (abajo).

Capítulo 4

Observando un punto de soldadura tras el ensayo de niebla salina (Figura 4.102), se encuentran pequeños restos alrededor del punto de soldadura de lo que puede ser sal o comienzo de corrosión. Como se lleva viendo a lo largo de todo el estudio, los puntos de soldadura tras el keyhole tienden a tener una geometría penetrante por el centro del baño de fusión y a veces salpicaduras (Figura 4.103). Estas irregularidades serán focos de acumulación de iones y de comienzo de corrosión que serán peligrosos a no ser que la capa pasiva se haya mantenido intacta como para resistir tanto como en el caso estudiado.

Figura 4.102. Fotografía de un punto de soldadura tras el ensayo de niebla salina (arriba). Perfilometría lineal en la dirección de avance (centro) y en la perpendicular (abajo).

Capítulo 4

4.10.2. Validación de los cordones por métodos cualitativos

Los cordones de soldaduras por pulsos acumulan más calor que los pulsos por separado, debido al efecto acumulado de las zonas afectadas térmicamente de unos pulsos sobre los baño de fusión de otros. En las Figura 4.104, Figura 4.105 y Figura 4.106 se muestran casos de niebla salina positivos y menos positivos tras 96 h de ensayo (valor típico para ferrítico sin soldar).

Figura 4.103. Cordón por pulsos tras 96 h de niebla salina. Mejor (arriba) y peor (abajo).

Figura 4.104. Microscopía de pulsos tras 96 h de niebla salina. Mejor (arriba) y peor (abajo).

Figura 4.105. Muestra completa de soldadura disimilar AISI 430Ti-AISI 301, tras 96 h de niebla salina. Zona delantera ferrítica (izquierda) y zona trasera austenítica (derecha).

Capítulo 4

La soldadura disimilar de inoxidable genera un leve par galvánico que puede ser observado en los bordes de las muestras (Figura 4.106). Por ello es importante conseguir que el agente corrosivo (en este caso iones de NaCl), no lleguen a la soldadura alejándola de los laterales o la agresividad del entorno aumentará como en la Figura 4.107.

Figura 4.106. Par galvánico en los bordes tras 96 horas de niebla salina de AISI 430Ti-301. Lado ferrítico (arriba) y lado austenítico (abajo).

Figura 4.107. Soldadura pulsada disimilar cerca de los bordes tras 96 horas de niebla.

Capítulo 4

4.10.3. Validación de la integración industrial por métodos cualitativos

Hasta ahora se han mostrado principalmente probetas de laboratorio con geometrías planas.

En la práctica aunque las piezas supuestamente sean planas como en las pruebas de laboratorio, hay una serie de procesos industriales que pueden afectar mucho al estado de las piezas:

- 1) Procesos de estampado o embutición: este tipo de procesos cuando se dan antes de llegar al proceso de soldadura, pueden afectar el espesor real de las láminas de inoxidable de una manera difícil de predecir.
- 2) Tratamientos o procesos que generen tensiones residuales: cuando el conformado o mecanizado de una pieza acumula tensiones residuales, estas se pueden acumular a las de la propia soldadura produciendo muchos tipos de defectos o directamente deformaciones que provocan desenfoque eventuales del láser.
- 3) Productos químicos para la lubricación, adhesión, pasivado o limpieza: durante el procesamiento de los materiales inoxidables se pueden utilizar muy diversos químicos para acondicionar el producto a los distintos pasos. Estos de no ser eliminados completamente podrán dejar restos en la superficie que afectarán a la calidad de la misma provocando porosidad o inclusiones. Adicionalmente el acero inoxidable puede llevar restos orgánicos de la protección de la superficie.
- 4) Utillajes para integración: estos utillajes a diferencia de los experimentales, suelen ir automatizados, por lo que si no se tienen sistemas de control online de la soldadura, pueden aparecer problemas de desviación de la huella y focal que afectarán a la uniformidad de la soldadura.
- 5) Restos de suciedad y humos: los procesos de laboratorio suelen ser mucho más limpios que el ambiente industrial. Aunque los procesos de láser son relativamente limpios por la naturaleza de la técnica, al igual que en otras técnicas de soldadura el equipamiento que la rodea irá acumulando restos de partículas, polvo y humos que podrán llegar a contaminar futuras soldaduras.

A continuación en la Figura 4.108 se muestra una imagen de la zona que va a ser soldada de color rojo. El poder hacer una soldadura disimilar minimizando la corrosión y aumentando la capa pasiva, permite cambiar uno de los dos materiales de acero inoxidable ferrítico a austenítico. Pero aunque la soldadura láser de laboratorio pase las pruebas, la geometría real podrá acumular mucha más humedad potenciando la corrosión por rendijas y llegando a permitir que entre la corrosión al interior de cordón.

Figura 4.108. Zona objetivo para la validación industrial de la soldadura en rojo (arriba) y posición del cordón de soldadura en amarillo (abajo).

En cuanto a la soldadura que pretende ser sustituida es una soldadura por resistencias entre dos piezas de austenítico, de dimensiones muy superiores al láser (Figura 4.109).

Figura 4.109. Dimensiones de soldadura por roldana (izquierda) y láser pulsado (derecha).

Capítulo 4

Al realizar los ensayos de corrosión de 96 h en niebla salina, los resultados de la soldadura por roldana en material austenítico tienen un mayor coloreado térmico (Figura 4.110) que los de la soldadura por láser ferrítica (Figura 4.111), pero esto son sólo los resultados sobre el cordón y su zona afectada térmicamente.

Figura 4.110. Imagen de la soldadura integrada por roldana en acero austenítico AISI 301.

Figura 4.111. Imagen de la soldadura integrada por láser en acero ferrítico. Zona mejor (arriba), peor (centro) y trasero mas zona de unión (abajo).

Capítulo 4

Aunque los resultados en la soldadura láser experimental y sobre la superficie de la soldadura integrada parezcan superar los ensayos de corrosión, como se comentó anteriormente, existe un problema importante de corrosión que no está directamente relacionado con la soldadura. Este problema es el de la corrosión galvánica en las zonas de contacto del líquido con el material austenítico y el ferrítico a la vez.

Así, en la Figura 4.112 se muestra como la geometría real no disimilar con roldana, tienen menos corrosión que el caso real disimilar con láser Figura 4.113, aun cuando la corrosión sobre la soldadura ha salido mejor en el láser.

Figura 4.112. Probetas de soldadura austenítica-austenítica integrada con roldana tras 96h de ensayo de niebla salina.

Figura 4.113. Probetas de soldadura disimilar austenítica-ferrítica integrada con láser tras 96h de ensayo de niebla salina.

Capítulo 4

Es por ello, que cuando se vaya a diseñar una soldadura entre materiales disimilares, lo primero que hay que tener en cuenta en cuanto al par galvánico es que sólo puede ser evitado actuando sobre el circuito eléctrico que se genera y que una soldadura por bien que esté realizada no podrá evitar este aspecto.

En este caso la solución más rápida sería cortar el flujo eléctrico, aislando la zona de soldadura con una goma o junta.

De cualquier manera, los ensayos de niebla salina son especialmente agresivos cuando existe par galvánico y prueba de ello es que cuando se realizan ensayos de vida en la pieza real, este par galvánico no aparece como se puede observar en la Figura 4.114.

Figura 4.114. Ensayo de soldadura integrada con roldana en pieza real austenítica-austenítica tras 96h de ensayo de niebla salina (izquierda) y austenítica-ferrítica tras ensayos de vida (derecha).

4.10.4. Validación de la corrosión intergranular en casos integrados

Aunque la corrosión intergranular no es especialmente importante para casos en los que no se vayan a exigir ciertas exigencias mecánicas o de tensiones, se realizaron ensayos de Strauss para detectar grietas intergranulares tanto en las muestras austeníticas de roldana como disimilares con láser y en ninguno de los casos aparecieron con grietas. En la Figura 4.115 se muestra una comparación frente a casos patrón de intergranular.

Figura 4.115. Ensayos de Strauss en muestra de material austenítico (izquierda) y ferrítico (derecha). Muestras de referencia sensibilizadas (arriba), en material base tras ensayo de Strauss (centro) y en soldadura por roldana y láser (abajo).

4.10.5. Validación de los puntos por métodos cuantitativos de corrosión

Los métodos de medida cualitativos de medida de la resistencia a la corrosión suelen tener ventajas en cuanto a su ejecución o sencillez frente a otros métodos como los cuantitativos

Capítulo 4

como son los métodos electroquímicos. Estos por otro lado, suelen ser métodos de medida locales y no dan tanta información en un único ensayo, pero permiten discernir mejor los problemas y comparar resultados con una base más científica.

Es por ello que en un estudio completo de corrosión, lo normal es combinar ambos tipos de ensayos para evaluar tanto los problemas de corrosión por resquicios o localizada como se ha visto anteriormente, con la medida general de la calidad de la soldadura que se consigue por estos métodos.

A continuación se muestra en la Tabla 4.12 y en la Figura 4.116 correspondiente a los datos de la tabla, los resultados de resistencia a picadura de los puntos sueltos de soldadura realizados sobre material ferrítico que fueron anteriormente medidos a tracción. Comprobando los resultados, se ve que la medida en pulsos sueltos por estas técnicas, no logra ser suficientemente representativa y sólo una aproximación, debido a su pequeño tamaño. Aquí, los valores más altos dan valores similares a los del metal base sin soldar.

Tabla 4.12. Resultados de la resistencia a corrosión por picaduras en puntos de soldadura láser sin gas inerte en función del tiempo y la energía de pulso.

Energía / Tiempo de pulso	5J	7,5J	10J	12,5J	15J
5ms	527,77	243,42	350,93	331,7	270,6
10ms	616,51	1330,56	258,57	300	624,8
15ms	451,49	328,43	589,58	614,52	508,8

Figura 4.116. Resistencia a corrosión en función del tiempo y la energía de pulso láser.

4.10.6. Validación de los cordones por métodos cuantitativos

Para obtener una medida más representativa de los valores de resistencia a la corrosión, en general hace falta tener una superficie tratada mayor como en el caso de las medidas de la Figura 4.117. En ellas se observa que la soldadura láser optimizada en material austenítico resiste más que el material ferrítico sin soldar, que a su vez resiste un poco más que el ferrítico soldado. Todos los casos de pulsos dan valores altos de resistencia.

Figura 4.117. Esquema de los principales valores para medir la resistencia a corrosión en ensayos potenciostáticos (arriba). Curva potenciostática en acero ferrítico base (centro), austenítico soldado por láser (izquierda) y ferrítico soldado por láser (derecha).

Capítulo 4

Así, si se compara esta soldadura optimizada con el material base y las soldaduras actuales se comprueba que la soldadura pulsada optimizada por láser experimental, tiene una resistencia a picaduras superior que las soldaduras por resistencias que ya están industrializadas, incluso después de haber sido pasivadas (Figura 4.118).

Figura 4.118. Comparación de los valores de corrosión del metal base, soldadura por láser experimental y soldadura por roldana, con y sin pasivado.

En la Tabla 4.13 se ven los parámetros y ensayos (Figura 4.119 y Figura 4.120) que han salido de estas medidas.

Tabla 4.13. Parámetros de ensayos potenciostáticos para medidas de soldaduras.

Parámetro	Unidad	Valor
Potencial de inicio de barrido	E (V)	-0,2 vs Eoc
Velocidad de escaneo hacia adelante	(mV/s)	0,2
Pico de corte de voltaje	E (V)	10 vs Eoc
Velocidad de escaneo inversa	(mV/s)	100
Potencial final de escaneo	E (V)	0 vs Eoc
Pico de corte de corriente	I (mA/cm ²)	1
Periodo de muestreo	(s)	1
Área de muestreo	(cm ²)	0,76
Densidad	(g/ cm ³)	7,87
Peso equivalente	-	56

Capítulo 4

Figura 4.119. Ensayos potenciostáticos de polarización lineal, para medir la resistencia a corrosión por picadura y resqueijo de las distintas partes del estudio.

Figura 4.120. Comparación de los ensayos potenciostáticos de las partes estudiadas.

Capítulo 4

4.10.7. Validación de integración industrial por métodos cuantitativos

Al igual que se han medido los resultados de las resistencia en soldaduras planas y muestras de material base, se utilizará una celda con electrodo gel (Figura 4.121) para medir el caso de la integración industrial de la soldadura (Figura 4.122 y Figura 4.123).

Figura 4.121. Celda potenciostática para medidas en 3D de soldaduras integradas.

Capítulo 4

Figura 4.122. Medida de la integración de la soldadura por roldanas y la soldadura por láser

Figura 4.123. Zonas y colores de las medidas en la soldadura por láser y por roldana

Capítulo 4

En la Figura 4.124 y Figura 4.125 se ve cómo la soldadura integrada resiste mucho menos que la soldadura optimizada, pero todavía resiste más que la soldadura por roldana.

Figura 4.124. Comparativa de ensayos potencioestáticos 3D de las soldaduras integradas

Figura 4.125. Gráficas de ensayos potencioestáticos 3D de las soldaduras integradas

Capítulo 4

4.10.8. Validación del par galvánico por métodos cuantitativos

Finalmente con este método 3D se mide el par galvánico entre los dos metales y se demuestra, que aunque no es elevado, será una corrosión continua que no dejará de actuar sobre ambos metales (Figura 4.126).

Tabla 4.14. Resultados de las medidas de par galvánico con la celda 3D

Ecorr (mV)	Epit (mV)	Epit-Ecorr (mV)	Media aritmética y desviación estándar
164,4	397,1	232,7	241,1 – 9,3
0,75	254,6	253,8	
162,4	341,3	235,9	
0,76	249,6	242,0

Figura 4.126. Medidas 3D del par galvánico entre AISI 441 y AISI 301. Montaje (arriba), desviación de la polarización (centro) y corriente a voltaje abierto (abajo).

Capítulo 5

5. Conclusiones y líneas de futuro desarrollo

5.1. Conclusiones

Se presentan las conclusiones obtenidas a lo largo del desarrollo de la Tesis. El principal objetivo de la Tesis se situaba en el desarrollo de una soldadura para láser de espesores delgados de aceros inoxidables disimilares, orientada a las aplicaciones en el sector de los electrodomésticos, que tiene elevados requerimientos de corrosión y estéticos, pero menores requerimientos mecánicos.

De la revisión del estado del arte, se llegó a las siguientes conclusiones de partida:

1. Es preferible soldar pequeños volúmenes de material o soldar por puntos para mejorar la calidad del baño, pero sólo cuando las exigencias mecánicas lo permitan.
2. Para evitar los problemas derivados del efecto térmico, la clave es aumentar la eficiencia energética controlando el modo de soldadura y el enfriamiento reduciendo así problemas como la aparición de intermetálicos o el coloreado térmico.
3. Existen posibles defectos microestructurales derivados de soldar inoxidable austenítico con ferrítico y una dirección para reducirlos es controlar el coeficiente de dilución de ambos materiales para acercarse al 50%, que se fomenta por medio del modo de soldadura y la geometría fundida.
4. El uso de gas inerte frontal es necesario para evitar la contaminación y la corrosión. Este podrá ser Helio o Argón casi indiferentemente pero no nitrógeno.

Capítulo 5

Para la propuesta de una metodología de mejora de la calidad de soldadura se expusieron cinco hipótesis que fueron a su vez comprobadas con las primeras muestras de soldadura pulsada:

1. Hipótesis de distinto avance de la penetración según el modo: esta hipótesis se refiere a que el perfil de la soldadura no es igual según el modo de soldadura, pudiendo ser necesario un modo u otro de soldadura según el espesor y la huella.
2. Hipótesis de la distinta distribución del calor en la zona afectada térmicamente (ZAT) según el modo de soldadura, que localiza la energía proveniente del láser en distintas proporciones entre zonas según sea soldadura por conducción o keyhole.
3. Hipótesis de distinto tamaño de la huella del láser y del baño de fusión, que significa que algunos cálculos realizados sólo en base al tamaño de la huella del láser, pueden diferir con respecto a la interacción en cada material.
4. Hipótesis de la distinta velocidad del láser frente a la velocidad del baño, que explica como la velocidad a la que se genera el baño y dependiendo de los parámetros de soldadura, puede diferir frente a la velocidad de avance del cordón.
5. Hipótesis de la distinta superposición de la huella teórica que la real, que se basa en las anteriores hipótesis e implica que la superposición de la huella láser y la del baño fundido frontal trasero serán distintas en la soldadura por régimen pulsado.

Del análisis de la campaña de pulsos de soldadura estáticos, se sacaron las siguientes conclusiones:

1. La potencia es un parámetro de más peso que la duración del pulso, de cara a formar el keyhole dada una energía determinada.
2. Cada modo de soldadura láser deja una huella superficial característica a parte de una sección transversal característica.
3. Para una misma energía de pulso, si se baja el tiempo de pulso y se sube la potencia, llegará un punto en el que al baño no le da tiempo a penetrar en el material, ni de aprovechar la penetración por keyhole.
4. Para unas energías mínimas y máximas de pulso, serán los tiempos más elevados los que ofrezcan mayor variabilidad en el tamaño máximo y mínimo de la zona fundida.

Capítulo 5

5. Para un determinado espesor de material y una determinada energía de pulso, habrá unas potencias y tiempos que maximizarán la cantidad de material frontal y trasero fundido, que no necesariamente estarán en los extremos de trabajo.
6. Es posible evitar mayoritariamente el coloreado térmico de los pulsos sueltos y será más difícil inertizar cuanto mayor energía se utilice, en concreto en la ZAT del baño.
7. El gas coaxial afectará a la forma superficial del pulso y reducirá su tamaño en aquellos pulsos en los que la potencia sea más baja dada una misma energía.

Del la misma manera, del análisis de los pulsos de soldadura dinámicos en movimiento lineal se sacaron las siguientes conclusiones:

1. Cuando la potencia del pulso está por encima de determinado valor, la anchura del pulso puede llegar a crecer si se acelera el pulso, para luego acabar decreciendo si se sigue acelerando.
2. Cuando la potencia del pulso está por debajo de determinado valor, la anchura del pulso sólo decrecerá a mayor velocidad.
3. La superficie del baño variará con la velocidad, llegando a proyectar material fundido para altas velocidades y altas potencias de pulso.
4. Los mayores valores de penetración y tamaño de huella se consiguen para velocidades intermedias que corresponden con aquellas en las que crece el tamaño del baño.
5. La aplicación de velocidad a los pulsos hace su densidad de potencia descienda de manera que a mayor velocidad más tenderá al régimen de conducción, pudiendo llegar a cambiar el perfil de penetración y reducir la profundidad.

Cuando se solaparon los pulsos dinámicos con unas superposiciones y aportes energías similares, se comprobaron los siguientes puntos:

1. A mayor potencia más desnivel superficial se producirá en la superficie y si además la velocidad es elevada, se podrán producir proyecciones de material y salpicaduras, al igual que en los pulsos dinámicos sueltos.
2. A mayor velocidad de los pulsos, más uniforme será el contorno de la soldadura y más lenta será la penetración, siendo menor será la diferencia entre los picos de penetración y la media de penetración.

Capítulo 5

3. El crecimiento de la microestructura para estos casos de soldadura disimilar inoxidable es dendrítico y perpendicular a la dirección de avance y aunque la mezcla de alfaénos-gammaénos sea baja, no aparecen ni grietas ni martensita.
4. Al igual que en los casos de pulsos dinámicos sueltos, los pulsos que tienen la mayor eficiencia energética para un mismo aporte de calor, no están en los extremos de velocidad ni de potencia sino en zonas intermedias.

Aprovechando la información de los anteriores apartados, se llegó a proponer un método de optimización de la eficiencia energética:

1. El método permite minimizar tanto la energía por unidad de longitud de baño o por unidad de superficie de baño, en la superficie frontal o en la raíz de la soldadura, a través de una superposición nula pero manteniendo un baño continuo.
2. La minimización de la energía lineal frontal será útil cuando se busque soldar sin altos requerimientos mecánicos pero sí de corrosión o estéticos, minimizando las fases frágiles como en las soldaduras disimilares de inoxidables.
3. La minimización de la energía lineal trasera será útil cuando se quiera conseguir una soldadura estanca, pero un compromiso entre resistencia mecánica y corrosión.
4. La minimización de la energía superficial trasera será práctica para garantizar una unión mecánicamente resistente que reduzca la aparición de poros, grietas y tensiones residuales.
5. Para minimizar la energía, primero se deberán hacer pruebas en estático (para cordones cuasiestáticos) y en dinámico (para cordones en movimiento), eligiendo los pulsos que maximicen la longitud o superficie de fusión por energía de pulso.
6. A partir de los parámetros de potencia, velocidad, energía, tiempo de pulso de los pulsos seleccionados y la fórmula de la superposición, se podrá determinar la frecuencia de pulsado necesaria para cada aproximación anteriormente citada.

Salvo que se dejen enfriar los pulsos por separado como en el caso cuasiestático, se transmitirá el calor entre puntos, por lo que se estudian unas últimas correcciones para poder obtener el cordón pulsado optimizado:

Capítulo 5

1. Ajustes de potencia: son los ajustes recomendados ya que apenas alteran la geometría, pero sólo se pueden realizar en el rango en el que no provocan un cambio importante en el modo de soldadura y distribución del calor
2. Ajustes de factor de trabajo: son los siguientes ajustes más fáciles de hacer, ya que aprovechan el calor acumulado de anteriores pulsos para reducir el aportado en los siguientes.
3. Ajustes del gas inerte: son los ajustes finales para una vez minimizado el calor conseguir proteger de la oxidación. En general menor distancia y a mayor ángulo frente a la perpendicular mejor pasivación, pero con gas coaxial habrá un límite en el que la huella se deforme y se pierda la densidad de potencia.

Con todo lo aplicado se consiguieron cordones de soldadura disimilar de bajo aporte térmico y de muy baja zona afectada térmicamente junto con distorsión térmica.

De las principales pruebas realizadas en los anteriores apartados, se realizaron ensayos mecánicos y se obtuvieron las siguientes conclusiones:

1. Los cordones de puntos separados son más fáciles de inertizar pero su resistencia mecánica es menor sobre todo a la torsión, por lo que se propone una disposición superficial de puntos, para mejorar la resistencia de los mismos.
2. Para una misma longitud de soldadura, los cordones de costuras separadas bajan poco el límite elástico frente a los cordones continuos, pero los puntos algo más que los de costura.
3. Para una misma longitud de soldadura, los cordones de costuras bajan mucho la elongación frente a los cordones continuos y los puntos más que los de costura.
4. Para pasar los test de desbotonado en general se debe tener una sección de cordón mayor que la del mínimo espesor, por lo que será recomendable escoger una huella de láser cercana al espesor para soldar más rápida y eficientemente.
5. De los ensayos de desbotonado en cordones pulsados y continuos, se dedujo también que se puede llegar a pasar el ensayo sin soldar con profundidad en la longitud total del pulso, incluso entre chapas disimilares de inoxidable.
6. Finalmente, de los ensayos de estanqueidad de cordones pulsados, también se comprueba que para superar la estanqueidad en líquidos como el agua, a veces no es necesario tener cordones continuos en su totalidad.

Capítulo 5

Para terminar, analizando la corrosión de las probetas optimizadas para las distintas situaciones, se concluye que:

1. Los puntos de soldadura sueltos son los que más resisten a niebla salina (>400h), pudiendo superar a otras zonas como los bordes o rendijas.
2. Los cordones de soldadura disimilar por pulsos superan bien las 96h de niebla salina, pero deben ser separados de los bordes, que son los que acumulan más corrosión por la geometría y por el par galvánico que se origina.
3. La validación industrial de este tipo de cordones, puede superar también en niebla salina a otras soldaduras como la roldana pasivada, pero los problemas del par galvánico aparecerán independientemente de la soldadura si no se cubre la zona de contacto de ambas placas en el diseño.
4. Otras corrosiones importantes como la intergranular o la corrosión bajo tensiones no son graves en este tipo de soldaduras según el test de Strauss.
5. Según los ensayos potencioestáticos de las muestras de laboratorio, no se puede medir bien el impacto de los puntos de soldadura, pero por su tamaño apenas suponen una rebaja de la resistencia a picadura del metal base.
6. En los ensayos potencioestáticos de la implantación industrial de la soldadura, se detecta que a zona afectada térmicamente es muy baja en este tipo de soldadura y que la soldadura sólo descende su resistencia algo por debajo de la de un inoxidable ferrítico bajo en cromo.
7. Finalmente del análisis del par galvánico por métodos eléctricos, se deduce que existe un par entre el acero inoxidable austenítico y ferrítico que no se puede evitar mientras no se corte por algún medio, pero aun así es relativamente bajo, por lo que podrá llegar a ser indetectable en la vida útil de la aplicación.

5.2. Líneas de futuro desarrollo

Una vez expuestas las conclusiones, se proponen algunas líneas de estudio o derivadas de los resultados, que se considera que podrían ser ampliadas en más profundidad:

- 1) Completar la metodología, incluyendo en el cálculo de la energía de cada pulso la parte superpuesta de otros pulsos y viendo cómo se corresponde con los cálculos estimados a partir de pulsos dinámicos.

Capítulo 5

- 2) Ver hasta qué profundidad se puede conseguir una soldadura continua inerte o de calidad, por pulsos cuasiestáticos a partir de los pulsos más eficientes energéticamente.
- 3) Extrapolar el estudio a distintos tamaños de huella a través de la densidad de energía y de potencia, para ver si se pueden estimar los tiempos, perfiles y profundidades, a partir de las medidas en un enfoque del Láser.
- 4) Extrapolar el estudio a otros materiales y soldaduras disimilares, para ver si se pueden obtener otros casos de unión más exigentes térmicamente como las uniones de acero inoxidable y aluminio.
- 5) Aplicar los métodos de diseño de experimentos como el método Taguchi, para ver si se puede reducir el número de muestras de interacción en pulsos estáticos y dinámicos al mínimo necesario para predecir los cordones óptimos.
- 6) Realizar modelos matemáticos introduciendo los datos de zona afectada térmicamente y geometrías fundidas, para ver si son compatibles con esta metodología y sirven de apoyo para abreviar la búsqueda del resultado óptimo.

Bibliografía

- [Abecia12]: A. D. Abecia, “*Análisis de la aplicación de Soldadura de acero de calidad "A" mediante láser de Neodimio-YAG en construcción naval*”, E.T.S.I. Navales (UPM), 2012.
- [AcerindI06]: Acerind S.C., “*Soldadura de los aceros inoxidable Sección I: Para el soldador*”, 2006.
- [AcerindII06]: Acerind S.C., “*Soldadura de los aceros inoxidable Sección II: Para el Ingeniero de Materiales*”, 2006.
- [AcerindIII06]: Acerind S.C., “*Guía de propiedades de los principales aceros inoxidable*”, 2006.
- [Acerinox14]: Acerinox Europa S.A.U., “*Ficha técnica de productos planos de acero inoxidable*”, 2014.
- [AWS00]: AWS Committee on Methods of Inspection, “*Welding Inspection Handbook*“, Third Edition, 2000.
- [Assunção10]: Assunção E, Quintino L, Miranda R, “*Comparative study of laser welding in tailor blanks for the automotive industry*”, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. 49, p. 123-131, 2010.
- [Barik10]: A. K. Barik, “*Joining of dissimilar materials using Nd:YAG laser welding*”, BTech (PhD), National Institute of Technology Rourkela, p. 29-42, 2010.
- [Baro14]: F. C. Baro, A. G. Beltran, and J. L. O. Moreno, “*Aplicación De Modelos Simplificados Para La Determinación De Ventanas De Trabajo Para El Temple De Aceros Por Láser*” Dyna Ingenieria E Industria, vol. 89, no. 3, p. 533–541, 2014.
- [Belforte11]: D. A. Belforte, “*Industrial Laser Solutions for Manufacturing*”, Cover Story, 2011.
- [Berrettaa07]: J. R. Berrettaa. W. de Rossi, M. D. Martins das Neves, I. A. de Almeida, N. Dias Vieira, “*Pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels*”, Optics and Laser in Engineering, vol. 45, p. 960-966, 2007.

BIBLIOGRAFÍA

- [Bosch12]: R. Bosch, “*Electrodomésticos línea blanca*”, Catálogo general, 2012.
- [Chandrasekhar17]: N. Chandrasekhar, M. Ragavendran, R. Ravikumar, M. Vasudevan y S. Murugan, “*Optimization of hybrid laser–TIG welding of 316LN stainless steel using genetic algorithm*”, Materials and Manufacturing Processes, p. 1-17, 2017.
- [Chang01]: W.S. Chang, S.J. Na, “*Prediction of laser-spot-weld shape by numerical analysis and neural network*”, Metallurgical and Materials Transactions, vol. 32, p. 723-731, 2001.
- [Chih-Chun07]: H. Chih-Chun, L. Dong-Yih, C. Ming-Che, W. Weite, “*Precipitation and strengthening behavior of massive δ -ferrite in dissimilar stainless steels during massive phase transformation. Materials Science and Engineering*”, 2007.
- [Claro10]: F. Claro, “*Corrosión en aceros Inoxidables*”, Universidad Nacional Experimental Antonio José de Sucre, 2010.
- [Colak11]: V. Colak, “*Surface Finishes Brochure*”, Outokumpu, 2011.
- [Cruz-Crespo11]: A. Cruz-Crespo, R. F. Fuentes y A. Scotti, “*Efecto sobre la dilución de la granulometría de la ferroaleación en el alma de electrodos tubulares revestidos bajo la influencia de la composición del revestimiento*”, Soldagem & Inspeção, vol. 16, no. 1, p. 79–85, 2011.
- [Cunat07]: P.J. Cunat, “*The Welding of Stainless Steels*”, Materials and Applications Series, Second Edition, vol. 3, p. 1-36, 2007.
- [Dahotre08]: N. B. Dahotre, S. P. Harimkar, “*Laser Fabrication and Machining of Materials*”, Springer Science, 2008.
- [David03]: S. A. David, S. S. Babu, and J. M. Vitek, “*Welding: Solidification and microstructure*”, Jom, vol. 55, no. 6, p. 14–20, 2003.
- [DiCaprio87]: G. Di Caprio, “*Los aceros inoxidable*”, Ed. Ebrisa, Barcelona, 1987.
- [Domke15]: M. Domke, G. Piredda, S. Stroj, “*Calculating the optimal combination of pulse-to-pulse distance and fluence for scribing and surface ablation with ultrashort pulsed lasers*”, Lasers in Manufacturing Conference WTL, 2015.

BIBLIOGRAFÍA

- [Dworak12]: J. Dworak, “*Impact of laser beam shape on YAG pulsed laser welding*”, Instytut Spawalnictwa, Welding Technologies Department. Biuletyn instytutu spawalnictwa, vol. 1, 2012.
- [El-Batahgy97]: A.-M. El-Batahgy, “*Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels*”, Materials Letters, vol. 32, no. 2-3, p. 155–163, 1997.
- [Elshawesh04]: F Elshawesh, A Elhoud, “*Role of heat tint on pitting corrosion of 304 austenitic stainless steel in chloride environment*”, Int. Nucl. Inf. Syst., vol 36, no 45. 2004.
- [Eriksson13]: I. Eriksson, J. Powell, A.F.H. Kaplan, “*Melt behavior on the keyhole front during high speed laser welding*”, Optics and Lasers in Engineering, vol. 51, p. 735–740, 2013.
- [EuroInox07]: EuroInox, “*Pickling and Passivating Stainless Steel*,” Materials and Applications Series, vol. 4, 2007.
- [EuroInox11]: EuroInox, “*Colouring Stainless Steel*”, Materials and Applications Series, vol. 16, 2011.
- [Fronius01]: Fronius, “*Streaking ahead at the speed of light*”, Fronius International GmbH - Welding Technology Magazine, no. 8, 2001.
- [García12]: A. C. A. García, R. Salas, L. Centeno y A. Velázquez del Rosario, “*Metalurgia de uniones soldadas de aceros disímiles (ASTM A240-A537) y comportamiento mecánico ante cargas monotónica y cíclica*”, Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, 2012.
- [Gilet04]: J.Y. Gilet, “*La solución ferrítica propiedades*”, International Stainless Steel Forum (ISSF), 2004.
- [Gómez–Salazar99]: J. M Gómez de Salazar, A. Ureña, M. Cobollo, V. Barranco y M. J. Alvarez. “*TIG welding of 22-05 duplex stainless steels (Uranus 45N and Avesta). Microstructural studies and mechanical properties*”, Welding International, Vol. 13, no. 4, p. 289-292, 1999.
- [Gonzalez06]: F.J. Gonzalez, M. Slas, “*Tesis: Guía práctica para prevenir deformaciones por soldadura*”, 2006.

BIBLIOGRAFÍA

- [Harjo99]: S. Harjo, Y. Tomota y M. Ono, “*Measurements of thermal residual elastic strains in ferrite–austenite Fe–Cr–Ni alloys by neutron and X-ray diffractions*”, *Acta Materialia*, vol. 47, no. 1, p. 353–362, 1998.
- [IordachescuI10]: M. Iordachescu, D. Iordachescu, E. Scutelnicu, J. Ruiz-Hervias, A. Valiente y L. Caballero, “*Influence of heating source position and dilution rate in achieving overmatched dissimilar welded joints*”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 5, p. 378-385, 2010.
- [IordachescuII10]: D. Iordachescu, E. Scutelnicu, M. Iordachescu, A. Valiente, J. Ruiz-Hervias y J.L. Ocaña, “*Specific properties of ferritic/austenitic dissimilar metals welded joints*”, 2010.
- [ISO 14270]: UNE-EN ISO 14270: *medidas de las probetas y procedimiento de ensayo de saltado por mecanizado de soldaduras por resistencia por puntos, por costura y por protuberancias: (ISO 14270:2000)*, AENOR, Madrid, 2002.
- [ISO 14272]: UNE-EN ISO 14272: *dimensiones de las probetas y procedimiento de ensayo de tracción en probetas en frío de soldeo por resistencia por puntos y por protuberancias*, AENOR, Madrid, 2002.
- [ISO 14273]: UNE-EN ISO 14273: *medidas de las probetas y procedimiento del ensayo de cizallamiento para soldaduras por resistencia por puntos, por costura y por protuberancias: (ISO 14273:2000)*, AENOR, Madrid, 2002.
- [Jagdheesh17]: R. Jagdheesh, A. Tur y J.L. Ocaña, “*The Effects of Pulse Period on Nanosecond Laser Microfabrication*”, *Laser in Engineering*, vol. 37, p. 333–343, 2017.
- [Jain15]: V. Jain, K.K. Soni, K.P. Maheshwari, H. Malav, N.K. Jaiman, “*Effect of laser-pulse-shape on the transference of laser energy into the energy of fast ions in radiation pressure dominant regime*”, *IJPAP*, vol.53, p. 785-789, 2015.
- [Katayama12]: S. Katayama, “*Recent Progress in Fundamental Researches and Industrial Applications of Laser Welding*”, 2012.
- [Katayama13]: S. Katayama, “*Handbook of Laser welding technologies*”, Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, First Edition, 2013.

BIBLIOGRAFÍA

- [Kelkar08]: G. Kelkar, “*Pulsed Laser Welding*”, WJM Technologies excellence in material joining, Sojom, 2008.
- [Kimbrel11]: K. Kimbrel, “*Determining Acceptable Levels of Weld Discoloration on Mechanically Polished and Electropolished Stainless Steel Surfaces*” Magazine of ISPE, vol. 31, no. 6, 2011.
- [Mackwood05]: A. Mackwood and R. Crafer, “*Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review*” Optics & Laser Technology, vol. 37, no. 2, p. 99–115, 2005.
- [Madhusudan09]: G. Madhusudan Reddy, K. Srinivasa, “*Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds*” The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2009.
- [Minhyo10]: S. Minhyo and N. Kazuhiro, “*Weld bead formation by a 10 kW class high power fiber laser on 16 mm thickness carbon steel plate*”, Transactions of JWRI, vol. 39, no. 1, p. 33–38, 2010.
- [Mościcki11]: T. Mościcki, j. Hoffman, z. Szymański, “*Modelling of plasma formation during nanosecond laser ablation*”, Institute of Fundamental Technological Research, 2011.
- [Moulali13]: S. Moulali, G. Harinath, S. Praveen. “*Experimental investigations and Optimization of bead geometry in Pulsed Nd:YAG*”, Laser Beam Welding, 2013.
- [Liao07]: Y.-C. Liao and M.-H. Yu, “*Effects of laser beam energy and incident angle on the pulse laser welding of stainless steel thin sheet*” Journal of Materials Processing Technology, vol. 190, no. 1-3, p. 102–108, 2007.
- [Lippold05]: J. C. Lippold. D. J. Kotecki, “*Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*”, First Edition, 2005.
- [Obtensol11]: Obtensol, “*Aceros Inoxidables*”, Observatorio Tecnológico de Soldadura, Centro Tecnológico AIMEN, 2011.
- [Outokumpu13]: Outokumpu, “*Handbook of stainless steel*”, Espoo: Oyj, 2013.

BIBLIOGRAFÍA

- [Pan96]: C. Pan, Z. Zhang, “*Morphologies of the Transition Region in Dissimilar Austenitic-Ferritic Welds. Materials Characterization*”, 1996.
- [Roberge08]: P. R. Roberge, “*Corrosion engineering. Principles and practice*”, McGraw-Hill, 2008.
- [Rhodes13]: M. Rhodes, G. Steinmeyer, J. Ratner, R. Trebino, “*Pulse-shape instabilities and their measurement*”, Journal Laser & Photonics Reviews, vol. 7, p. 557-565, 2013.
- [Ruiz-Hervias11]: J. Ruiz-Hervias, M. Iordachescu, V. Luzin, M. Law, D. Iordachescu, J. L. Ocaña, “*Residual Stress Distributions in Bi-Metal (Ferritic to Austenitic Steel) Joints Made by Laser Welding*”, Materials Science Forum, vol. 772, p. 81-85, 2011.
- [Sathiya11]: P. Sathiya. M. Y. Jaleel, “*Influence of shielding gas mixtures on bead profile and microstructural characteristics of super austenitic stainless steel weldments by laser welding*”, Int J Adv Manuf Technol, vol. 54, p. 525–535, 2011.
- [Shankar03]: V Shankar, T P S Gill, S L Mannan and S Sundaresan, “*Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*”, Sadhana, vol. 28, no. 3–4, 2003.
- [Steen03]: W. M. Steen, “*Laser Material Processing*”, Third Edition, 2003.
- [Sun95]: Z. Sun y J. C. Ion, “*Laser welding of dissimilar metal combinations*”, Journal of Materials Science, vol. 30, no. 17, pp. 4205–4214, 1995.
- [Sun96]: Z. Sun, “*Feasibility of producing ferritic/austenitic dissimilar metal joints by high energy density laser beam process. The International Journal of Pressure Vessels and Piping*”, 1996.
- [Svenungsson15]: J. Svenungsson, I. Choqueta, A. F. H. Kaplanb, “*Laser welding process – a review of keyhole welding modelling*”, Physics Procedia, vol. 78, no. 182-191, 2015.
- [Tur16]: A. Tur, L. Ruíz de Lara, M. Díaz, J. L. Ocaña, “*Estudio de la soldabilidad con láser de placas finas de inoxidable austenítico con inoxidable ferrítico*”, Soldadura y Tecnologías de Unión, no. 147, p. 16–22, 2016.

BIBLIOGRAFÍA

- [Tur17]: A. Tur, F. Cordovilla, Á. García-Beltrán, y J. L. Ocaña, “*Minimization of the thermal material effects on pulsed dynamic laser welding*”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 246, p. 13–21, 2017.
- [Tuthill99]: A. H. Tuthill y R. E. Avery, “*Heat Tints on Stainless Steels can cause Corrosion Problems*”, *Materials Performance*, no. 14, 1999.
- [Vandewynckèle06]: A. Vandewynckèle, E. Vaamonde Couso, J. L. Arias Otero, M. Pérez de Lama, G. Quintáns Rodríguez, “*Laser-arc welding of duplex stainless steel*”, *Asociación de Investigación Metalúrgica del Noroeste (AIMEN)*, 2006.
- [Vesel08]: A. Vesel, M. Mozetic, A. Drenik, N. Hauptman, M. Balat-Pichelin, “*High temperature oxidation of stainless steel AISI316L in air plasma*”, 2008.
- [Weigl13]: M. Weigl, M. Schmidt, “*Corrosions Performance of Laser-Welded Austenitic-Ferritic Connections*”, *University of Erlangen-Nuremberg, High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications II*, vol. 8603, 2013.
- [Xiaodong10]: Xiaodong N, “*Laser Welding*”, *Sciyo*, 2010.
- [Xu07]: Y. Xu, Z. Dong, Y. Wei, y C. Yang, “*Marangoni convection and weld shape variation in A-TIG welding process*”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 48, no. 2, p. 178–186, 2007.
- [Zhou06]: J. Zhou, H.-L. Tsai, y P.-C. Wang, “*Transport Phenomena and Keyhole Dynamics during Pulsed Laser Welding*”, *Journal of Heat Transfer*, vol. 128, no. 7, p. 680, 2006.
- [Zhou07]: J. Zhou y H.-L. Tsai, “*Porosity Formation and Prevention in Pulsed Laser Welding*”, *Journal of Heat Transfer*, vol. 129, no. 8, p. 1014, 2007.
- [Zhou16]: S. Zhou, G. Ma, D. Chai, F. Niu, J. Dong, D. Wu y H. Zou, “*Nickel-based alloy/austenitic stainless steel dissimilar weld properties prediction on asymmetric distribution of laser energy*”, *Optics & Laser Technology*, vol. 81, p. 33-39, 2016.

ANEXO A. Equipos de medida

A.1. Instrumentación para preparación y caracterización de muestras

Se pasa a describir los equipos y técnicas experimentales que se van a emplear a lo largo del trabajo. Estos equipos se encuentran en el Centro Láser de la Universidad Politécnica de Madrid principalmente y en algunos casos se complementaron los estudios con equipos de los laboratorios de BSH Electrodomésticos en Zaragoza. En cuanto a los principales equipos utilizados, en la siguiente Tabla A.1. se ha hecho una recopilación de los mismos junto con su uso principal.

Tabla A.1. Principales equipos para preparación y caracterización de muestras soldadas.

Equipo	Medida	
Microscopio óptico	Análisis visual y de macrodefectos. Medida de la geometría del baño delantero y trasero. Medida del heat tint.	
Sierra de disco	Preparación para estudio del corte transversal y corte longitudinal.	
Máquina de pulido	Preparación de los bordes previa al ataque químico. Preparación para el estudio metalográfico.	
Microscopio metalográfico	Estudio de la sección transversal y longitudinal del baño. Medida de la penetración y relación de aspecto. Estudio metalográfico.	
Proyector de perfiles	Perfil superficial del cordón de soldadura y análisis de desnivel superficial.	
Microscopio confocal	Geometría del baño fundido. Rugosidad de la superficie y desnivel del baño. Análisis de microdefectos.	
Máquina de tracción	Cizalla	Límite elástico, resistencia a la tracción y elongación de la soldadura a esfuerzos de cortadura.
	Saltado	Medida del espesor de cordón y resistencia al pelado.
Niebla salina	Ensayos cualitativos de corrosión. Medida de corrosión por rendijas y defectos locales. Medida combinada de par galvánico.	
Celda potencioestática	Plano	Ensayos cuantitativos de corrosión y resistencia de la capa pasiva. Medida de corrosión uniforme y medida de corrosión por picaduras.
	3D	

A.1.2. Microscopio óptico

El microscopio de luz es un sistema óptico de lentes convergentes que cumplen la función de aumentar la imagen de un objeto. Existen muchos tipos de microscopios ópticos. En este caso el microscopio será un microscopio de campo claro que utilizará luz de una lámpara para analizar su reflexión.

En este caso el análisis óptico se realizó con un microscopio El análisis por microscopía óptica se realiza con un microscopio trinocular Olympus SZ-CTV (Figura A.1.). Al microscopio se le acopló una iluminación coaxial y una cámara fotográfica por la tercera salida, para poder tomar fotos estáticas de las muestras.

ANEXOS

Figura A.1. Imagen del microscopio trinocular Olympus SZ-CTV

A.1.3. Equipo metalográfico

Para el análisis metalográfico, será necesario realizar varios pasos con el fin de preparar la muestra para su estudio. De acuerdo a estos pasos, se definirá el siguiente equipo necesario:

1. Sierra de disco para el corte transversal o longitudinal
2. Pulidora para el desbaste y preparación de la superficie a analizar
3. Reactivos para el ataque químico y diferenciar la microestructura
4. Microscopio metalográfico para amplificación y estudio

A.1.3.1. Sierra de disco

Para el corte para el estudio de la geometría del baño y metalográfico en la sección de las probetas, se utilizó una sierra de disco o “tronzadora” manual similar a la de la Figura A.2. y otra sierra de disco automática para las probetas más críticas.

Figura A.2. Sierra de disco manual o tronzadora

ANEXOS

El corte de las probetas de chapa fina de inoxidable, es bastante sensible debido a varios problemas que pueden aparecer durante el mismo. Un corte de las probetas a muy alta velocidad, puede causar deformación en la probeta e incluso rotura de la unión soldada.

Para evitar esto, se puede intentar utilizar un testigo de apoyo en el que se pegue la muestra o cortar más lento. Por otro lado, un corte demasiado lento del acero inoxidable, puede provocar daño térmico en la superficie del mismo y alterar las medidas posteriores. Para solucionar esto se recomienda primero practicar suficientes veces con materiales similares, o utilizar la sierra de disco automática con unos parámetros ya conocidos.

A.1.3.2. Máquina de pulido

La máquina de pulido utilizada fue una pulidora Phoenix Beta como la de la foto de la Figura A.3. , con opción para el pulido de pastillas de manera automática.

Figura A.3. Pulidora automática Phoenix Beta

El pulido de las muestras es un proceso largo que requiere de cierta experiencia. Dependiendo del detalle de lo que se busque, este pulido podrá quedarse en las primeras etapas de pulido de grano más grueso con discos de granos de 200 a 320, si se desean observar detalles como la penetración del cordón o las grietas y poros.

Para observar detalles más finos, se deberá continuar haciendo etapas progresivas de pulido más fino hasta llegar a discos de grano por encima de 1000, en el caso de querer observar los precipitados de pocas micras, aunque en el caso del estudio, no se considera necesario llegar a este nivel.

ANEXOS

A.1.3.3. Reactivos para el ataque químico

Una vez pulida la superficie, la muestra necesita ser atacada químicamente para resaltar las zonas estudiadas. Dependiendo de las estructuras que quieran ser resaltadas se utilizará un tipo de mezcla u otra y durante un determinado tiempo.

En la Tabla A.2. se muestran algunas de las muestras para resaltar las principales microestructural que aparecen en los aceros.

De estas mezclas se utilizó el llamado reactivo Vilella, que es ideal para distinguir las estructuras de los bordes de los granos austeníticos como poligonales y los bordes ferríticos como zonas oscurecidas y más irregulares. Además, el reactivo Vilella es capaz de distinguir otras estructuras como la formación de martensita o precipitados.

Tabla A.2. Principales reactivos químicos y condiciones de aplicación para el ataque de microestructuras en el acero.

Reactivo	Condiciones	Características
100 ml Alcohol etílico (96%) 1-10 ml Ácido nítrico NITAL	Segundos a minutos	Utilizable en aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Las segregaciones pueden producir un ataque irregular.
100 ml Alcohol etílico (96%) 2-4 g Ácido picrico PICRAL	Segundos a minutos (precaución)	Reactivo para todo tipo de aceros, con o sin tratamiento térmico.
100 ml Alcohol etílico (96%) 20 ml Ácido clorhídrico	5 a 10 minutos	Distinguir entre martensita cúbica y tetragonal. Aceros al níquel.
45 ml Glicerol 15 ml Ácido nítrico 30 ml Ácido clorhídrico VILELLA	Segundos a minutos (precaución)	Aceros inoxidables con alto contenido en cromo. Aceros moldeados al cromo-níquel.

A.1.3.4. Microscopio metalográfico

El microscopio metalográfico es de uso común para el control de calidad y producción en los procesos industriales. De acuerdo al propósito de uso, existen multitud de variedades dependiendo del tipo de objetivos, fuentes luminosas y otras funcionalidades adicionales como su disposición o motorización.

Su funcionamiento diferirá del microscopio bilógico, en cuanto a que la luz será reflejada en lugar de transmitida. También difiere del microscopio óptico de campo claro anteriormente explicado, en que la fuente de luz será puramente artificial, por lo que no se podrán distinguir tan bien la gama de colores naturales como los aparecidos en el heat tint.

ANEXOS

En la Figura A.4. , se observa el microscopio metalográfico Olympus PMG3 que fue utilizado durante el estudio, con una disposición de pletina superior, en la que se apoya la muestra plana y es conectada una cámara fotográfica como accesorio junto a un software específico. Por su mayor detalle en los aumentos y menor detalle en la gama de colores, este microscopio fue utilizado exclusivamente para el estudio de las secciones transversales y longitudinales de soldadura.

Figura A.4. microscopio metalográfico Olympus PMG3

A.1.4. Proyector de perfiles

El proyector de perfil es un instrumento de medición auxiliar básico, cuya función es medir dimensiones y formas, por amplificación óptica. Se utiliza principalmente cuando debemos realizar mediciones o ver detalles de elementos pequeños, no pudiendo utilizar los elementos de medición habituales. En la Figura A.5. se muestra una foto de proyector de perfiles similar al utilizado.

Figura A.5. Imagen de un proyector de perfiles para medidas del contorno de soldadura

ANEXOS

En el proyector de perfiles se pueden realzar medidas directas por proyección del perfil y con las cabezas micrométricas se pueden tomar medidas longitudinales, y obtener también medidas angulares mediante una pantalla giratoria.

El principal uso que se le da al proyector de perfil en el estudio es medir el desnivel de la sección superficial del cordón de soldadura, sin depender de haber apuntado exactamente en el plano intermedio de la misma.

A.1.5. Microscopio confocal

Para la medida de la rugosidad superficial y desnivel frontal del baño, se empleó la un microscopio confocal como el de la Figura A.6. , de la marca Leica modelo DCM3D. Los parámetros de interés fueron obtenidos mediante con el software SensoSCAN DCM3D 3.1.

Figura A.6. Microscopio confocal Leica DCM3D.

Gracias a la sensibilidad en la rugosidad del microscopio confocal, se consigue delimitar la medida del material fundido frente a la rugosidad propia del material base. Además a través del desnivel superficial, también se consigue determinar mejor qué régimen de soldadura del láser ha actuado y si ha habido algún tipo de vaporización o eliminación de material.

A.1.6. Máquina de tracción

La máquina de tracción para los ensayos de cizalla y saltado se compone de una unidad de carga, un sistema de control de ensayos FlexTest SE, una unidad de control de

ANEXOS

potencia hidráulica modelo SilentFlo 505.07 y unas mordazas modelo 647.10 con las que se sujetan la probeta y que son capaces de generar una presión máxima de 20 MPa. En la Figura A.7. la máquina de tracción utilizada.

Figura A.7. Máquina ensayos universales MTS 810.

Añadidos a estos componentes básicos se tiene un módulo de alineamiento modelo 609 controlado por el software 709 Alignment System y una probeta plana con galgas sobre la que se realiza un ensayo de tracción para validar el alineamiento. Para el estudio de las propiedades mecánicas de la soldadura se realizaron ensayos de tracción a cizalla utilizando el software TestWorks 4 Servohydraulic Test System.

En el caso de los ensayos de tracción por saltado, se realizaron en la máquina de tracción del centro láser y en instalaciones externas.

A.1.7. Cámara de niebla salina

Las Cámaras de niebla salina realizan el ensayo de rociado de niebla sobre las piezas y muestras. A partir de una solución, cuya concentración dependerá de la norma en cuestión, la cámara de niebla salina se calienta a la temperatura del ensayo de 35 °C, e introduce la solución salina en forma de rociado con una concentración del 5% de NaCl en agua.

La forma del rociado asegura una homogeneidad de la niebla salina en toda la cámara, y por tanto, sobre las muestras. Después del ensayo, la Cámara de niebla salina realiza

ANEXOS

una purga automática de la niebla al exterior, para evitar el deterioro del Laboratorio. En la Figura A.8. se muestra la cámara de niebla salina Alpha 1000 prestada por las instalaciones de BSH electrodomésticos para el estudio.

Figura A.8. Cámara de niebla salina Alpha 1000 de Neurtek

Hay que destacar que la cámara de niebla salina da unos resultados cualitativos que tan sólo sirven para detectar comportamientos anómalos en zonas concretas, pero que no deben ser utilizados como referencia de la resistencia global de la soldadura. Por ello, los ensayos de niebla salina serán utilizados para determinar posibles zonas de corrosión por rendijas en la soldadura, al igual que zonas especialmente expuestas al par galvánico entre materiales.

A.1.8. Potenciostato

Puesto que los mayoritarios en ambientes húmedos de carácter electroquímico, se pueden emular estas condiciones eléctricas de manera acelerada, por medio del llamado potencioestado/galvanostato.

El principio de funcionamiento del mismo es la generación de una zona anódica en el metal a estudiar, fomentando así los procesos de oxidación en el mismo. Durante estos procesos de oxidación aparecerá una corriente de electrones, que será medida por medio del equipo en forma de intensidad y que estará directamente relacionada con la velocidad de corrosión del material. Además, aumentando el potencial anódico en el material, se podrá sondear la velocidad de corrosión del material a condiciones más desfavorables.

ANEXOS

El ensayo más común realizado con el potenciostato y que fue utilizado es el ensayo de polarización, o movimiento del potencial y registro simultáneo de intensidad, dándole su característica de ensayo cuantitativo que comentábamos. En la Figura A.9. se muestra el potenciostato PGSTAT 302N de la marca Metrohm Autolab utilizado durante el estudio.

Figura A.9. Potenciostato Metrohm Autolab PGSTAT 302N.

A parte del equipo de medida, el utillaje utilizado para realizar la medida local fue de dos tipos, una celda electroquímica normalizada con medio líquido para probetas planas y una celda electroquímica con medio gel para probetas 3D que serán explicadas posteriormente.

En la 265 se muestra un esquema de un ensayo de polarización cíclica y las principales zonas y variables medidas.

Figura A.10. Parámetros y regiones de un ensayo de polarización cíclica realizado con ayuda de un potenciostato.

ANEXOS

Los principales parámetros medidos en la curva de polarización son:

- E_{corr} : potencial estable del material en el entorno en base a la referencia. Sirve para tener una referencia de qué metal se va a oxidar preferencialmente al generar un par galvánico como en la soldadura disimilar.

- i_{corr} : densidad de corriente que circula a través de una pila electroquímica cuando se encuentra al potencial de corrosión.

- b_c : pendiente de Tafel, en la rama catódica que corresponde al control por transferencia de carga y caracteriza los fenómenos difusivos.

- b_a : pendiente anódica de Tafel que caracteriza la velocidad de activación del material antes de que se pasive.

- i_p : intensidad de corrosión en la zona pasiva o velocidad de corrosión normal del metal pasivado. La región de potenciales con intensidades estables se llama zona pasiva.

- E_p : potencial de picadura o agresividad del entorno, a partir de la cual se rompe la capa pasiva y se nuclean picaduras a gran velocidad. Un aumento en su diferencia con E_{corr} significa un aumento de la resistencia del material a distintos entornos agresivos.

- E_c : potencial crítico del material a cierta intensidad, cuando el mecanismo de corrosión del material no son las picaduras y por lo tanto no hay E_p .

- i_{rp} : valor máximo que alcanza en un barrido potenciodinámico tras haber invertido el sentido del barrido.

- E_{rp} : potencial de repasivación donde se cruza la curva ascendente en sentido anódico y la curva descendente en sentido catódico. Cuanto más cerca esté de E_p mejor repasivación se considera que tendrá el material.

A.1.8.2. Celda electrolítica plana

El utillaje en el que se realiza la medida electroquímica es llamado celda electrolítica. En ella es introducida la disolución corrosiva empleada llamada electrolito, que en el caso concreto del estudio era de NaCl 0.5 M disuelto en agua destilada.

ANEXOS

Dentro de esta solución se utilizaron tres electrodos: un electrodo de referencia de cloruro de potasio (KCl), un contraelectrodo de acero inoxidable 316L opuesto al electrodo de trabajo en el que se pone la muestra de soldadura que se desea medir. En la Figura A.11. se muestra la celda potencioestática plana utilizada de Avesta, con el electrodo de referencia y contraelectrodo conectados arriba y la pieza conectada abajo.

Figura A.11. celda electrolítica plana Avesta, para medidas locales en 1 cm^2 .

A.1.8.3. Celda electrolítica 3D

Para la realización de medidas no planas, se utilizó un electrolito con NaCl 0.5 M disuelto en agua destilada, pero mediante un gelificante se le dio suficiente resistencia para poder adaptarse a superficies no planas sin perder el líquido. Para ello se realizó un montaje portátil como el de la Figura A.12. , con un electrodo de referencia y contraelectrodo de Ti6Al4V.

Figura A.12. celda electrolítica gelificada, para la realización de ensayos potencioestáticos no planos.

ANEXO B. Equipos Láser y utillajes

Los sistemas de soldadura láser de son ideales para aplicaciones donde las piezas son muy sensibles al calor o los componentes que puedan deformarse bajo una tensión mecánica, además ofrecen un bajo coste por soldadura en producciones de gran volumen y es posible lograr un posicionamiento muy preciso de las piezas, incluso después de la soldadura. Estos sistemas ofrecen también costuras de muy alta calidad para el sellado sensible como en los marcapasos.

Los láseres de alta potencia utilizados para la soldadura son dispositivos que amplifica la radiación en una determinada longitud de onda y la emiten como haz coherente, casi paralelo, el cual puede enfocarse para producir una cierta cantidad de energía capaz de fundir en material con el cual se está trabajando. El nombre de láser está formado por las letras iniciales del proceso de este tipo de radiaciones: light amplification by stimulated emission of radiation.

Los sistemas de soldadura láser se utilizan ampliamente en las siguientes áreas:

- Piezas en la industria automotriz y del ferrocarril
- Piezas para la industria aeronáutica de aluminio, titanio o níquel.
- Piezas de electrodomésticos y de la industria alimentaria
- Para instrumental médico y quirúrgico y odontología.
- Recipientes a presión.

Las dos principales categorías de fuentes de láser son los láseres de gas y los llamados láseres de estado sólido. En el caso de las primeras muestras de prueba, se realizaron con un equipo láser de CO₂ de gas en el Centro Láser de la UPM. Mientras que el grueso de las muestras experimentales, fueron realizadas con un equipo de Nd:YAG de estado sólido, la mayoría en el Centro Láser y algunas pruebas con otras ópticas proporcionadas por Roфин, la empresa fabricante de los equipos láser utilizados.

B.1. Láser de CO₂

Los láseres de CO₂, son los láseres más extendidos para aplicaciones de alta potencia como la soldadura, aunque su uso está disminuyendo en porcentaje, dejando paso a los láseres de estado sólido como los de Nd:YAG, diodo o fibra. El medio emisor para este tipo de láser es una mezcla de anhídrido carbónico, nitrógeno y helio. La radiación se

ANEXOS

encuentra en la región del infrarrojo lejano del espectro, obteniendo una longitud de onda de unos 10,6 μm .

La radiación generada de 10,6 μm , es una radiación para la cual apenas existen fibras que puedan transportarla, es por ello que la mayoría de los láseres de CO_2 transportarán el haz láser a la pieza trabajada por medio de sistemas de espejos que la van reflejando. A estos sistemas se les suele denominar escáneres y pueden desplazar el haz láser de un punto a otro a altas velocidades.

El rendimiento de aprovechamiento de la electricidad en los láseres de CO_2 oscila entre el 10 y el 25% se traduce en que del 75 al 90% de la energía de la descarga se disipa en el gas, por ello debe hacerse circular continuamente a través del tubo permitiendo que parte del calor que se produce tenga contacto con las paredes de vidrio las cuales deben ser enfriadas con agua.

B.1.1. Fuente del láser de CO_2

El láser de CO_2 utiliza la llamada configuración de “Slab”, que es una de las disposiciones más típicas de láser y comprende un tubo de vidrio por el cual circula una mezcla de gas con electrodos en cada extremo los cuales producen una descarga de alto voltaje.

En uno de los extremos del tubo se encuentra alojado un espejo reflectante de superficie dorada enfriado por agua, mientras que en el extremo opuesto hay una ventana reflectante en parte, el espacio entre ambas recibe el nombre de cámara o cavidad del láser. En las ventanas se utilizan rodajas de arseniuro de germanio o galio en montajes enfriados por agua.

El modelo de láser utilizado (Figura B.1.) es un ROFIN Sinar de CO_2 de 3,5 kW de potencia de salida máxima y longitud de onda de 10,6 μm polarizada circularmente. El equipo está refrigerado por agua con variaciones máximas de temperatura de 2 $^{\circ}\text{C}$.

El sistema de transporte del láser es por escáneres y tiene una óptica con una capacidad máxima de enfoque del haz láser de 500 μm en la cintura. Por su densidad de potencia, este láser será apto para hacer pruebas de soldadura tanto por conducción como por keyhole a altas velocidades.

ANEXOS

Figura B.1. láser slab de CO₂ - ROFIN Sinar con 3,5 kW de potencia máxima de salida (izquierda) y armario de control (derecha)

B.1.2. Sistema de transporte del haz RWS (Remote Welding System)

Para el manejo del láser se utiliza un sistema de soldadura remota por espejos RWS 2.2 (Figura B.2.) con 3 grados de libertad, suministrado por la empresa ROFIN Sinar.

Figura B.2. sistema de soldadura remota (RWS) de SEF Roboter acoplado al láser de CO₂, ROFIN SINAR.

ANEXOS

A parte de la velocidad, la principal ventaja de este sistema remoto de soldadura por espejos es la amplitud de área de trabajo que utiliza (Figura B.3.).

Figura B.3. distribución del láser de CO₂ y área de trabajo del sistema RWS acoplado.

En la Figura B.3. se puede contemplar cómo el láser generado en la cavidad del slab (1), es reflejado por un conducto con espejos (2), hasta la óptica (3) y dirigido al punto de trabajo por el sistema de escáner unido al RWS (4). El sistema estará calculado para trabajar a una distancia de 1000 mm de distancia al escáner y con una distancia focal de 1900 mm desde la óptica. En cuanto a la anchura de trabajo barrida, serán 2400 mm.

La principal ventaja de este sistema RWS a parte de la velocidad de trabajo, será la naturaleza la elevada distancia focal, que permitirá soldar puntos de difícil acceso y con alta robustez ante las desviaciones de la distancia trabajo. Esto convierte al sistema en idóneo para la soldadura por puntos de piezas grandes planas, como puede suceder en el caso de las puertas o parachoques de los automóviles.

En cuanto a la principal desventaja de este sistema, sería la naturaleza bidimensional del sistema de escáneres, que provoca que no se pueda incidir más que desde una única dirección a la pieza. Por lo tanto, para piezas en las que se necesite incidir en varias direcciones, habrá que mover la pieza de trabajo con ayuda de un robot o de un utillaje. Otra desventaja intrínseca de este sistema será la dificultad de utilizar gas de protección, material de aporte o sistemas de soldadura híbrida, ya que requerirán añadir accesorios de difícil implementación para trabajar junto al escáner. Para solucionar esto, algunos sistemas remotos modernos acoplan un escáner a un brazo robótico, combinando las ventajas de ambos sistemas.

B.2. Láser de Nd:YAG

Los láseres de Nd:YAG, son los láseres más comunes dentro de los denominados láseres de estado sólido. Su uso en la industria de los láseres de potencia ha ido creciendo en los últimos años, restándole mercado a los láseres tradicionales de CO₂.

Para la generación del láser en estos sistemas, se irradian fotones sobre el cristal láser mediante un tubo de descarga de xenón o diodos en los modelos más modernos. Los iones en el cristal emiten radiación estimulada. De esta radiación, la que va en sentido axial se reflejará de un lado al otro entre los extremos de éste. La intensidad de radiación se elevará y finalmente el haz del láser será irradiado por el extremo que se encuentra menos pulido. Los altos niveles de energía para poder producir el haz del láser solo pueden lograrse de manera intermitente, para poder realizar este proceso de intermitencia en el láser descargaremos una batería de condensadores.

Todo esto nos permite obtener una concentración de energía muy elevada que se puede utilizar también para el taladrado de agujeros y cortado en piezas.

B.2.1. Fuente de láser de Nd:YAG

La fuente del láser de Nd-YAG viene del acrónimo inglés neodymium-doped yttrium aluminium garnet, que es un dispositivo de emisión láser de estado sólido que posee óxido de itrio y aluminio cristalino formando una variedad de granate, su emisión característica posee una longitud de onda de 1064 nanómetros, es decir, emite en el infrarrojo cercano. Esta longitud de onda, a diferencia de la del láser de CO₂, sí que permitirá ser transportada a través de fibras ópticas hasta el objeto de trabajo. Por otro lado, al ser invisible para el ojo humano, requerirá el uso de los llamados punteros o guías, para marcar la trayectoria que va a seguir láser y la divergencia del haz al atravesar la óptica.

Los láser Nd-YAG podrán operar dependiendo del sistema de bombeo en continuo (lámparas de arco de tungsteno) o como láser pulsado (lámparas de xenón), aunque las versiones más modernas ya suelen estar bombeadas por diodos por su mayor eficiencia.

Para realizar este estudio, el principal láser que se utilizó de soldadura fue un láser de Nd:YAG marca Rofin Sinar (Figura B.4.), bombeado por diodos de 3,3kW de potencia máxima de salida y longitud con la longitud correspondiente de onda de 1064 nm de ese tipo de láseres. Para el posicionamiento del haz láser y enfoque durante el trabajo manual, se utilizó una luz roja en el espectro visible. En cuanto a la fibra óptica que

ANEXOS

transporta el Láser era de 15 m de longitud y con un diámetro de 450 μm , llevando un equipo de refrigeración asociado a la cavidad resonante del láser.

Figura B.4. fuente de láser de Nd:YAG marca Rofin Sinar de 3,3 kW de potencia.

B.2.2. Sistema de brazo robótico

En cuanto al manejo del haz láser se realizó a través de fibra una fibra óptica acoplada a un brazo robot antropomorfo de ABB comercial (Figura B.5.) de 6 grados de libertad de gran precisión, implementado por la empresa Idasa Ingeniería y Aplicaciones. El brazo robot tiene un sistema de seguridad para no rebasar los 250 mm/s y 60 kg de fuerza en caso de accidente durante la operación en el modo manual.

Figura B.5. Brazo robot ABB para el transporte de la fibra óptica acoplada a la fuente del láser de Nd:YAG.

ANEXOS

En cuanto al cabezal de soldadura utilizado (Figura B.6.) es un cabezal intercambiable, apto para realizar soldadura autógena (sin aporte de material) y con posibilidad de uso de gas coaxial de caudal regulable siguiendo la dirección de ataque del láser (figura 28).

Figura B.6. robot ABB con cabezal de soldadura Láser autógena y tubo de gas coaxial (izquierda). Dirección de avance junto con ángulo de ataque del láser y gas coaxial (derecha).

Al igual que sistema RWS tenía la ventaja de poder realizar la soldadura a muy altas velocidades y en zonas de difícil acceso, el brazo robótico ABB tiene varias ventajas. La primera es la posibilidad de acceder desde más direcciones sin necesidad de mover la pieza a soldar. También tiene una gran ventaja en el hecho de poder acceder con el gas coaxial instantáneamente a la vez que se suelda, a través del sistema de gas coaxial.

Finalmente, la última ventaja de este tipo de sistema sería la versatilidad que ofrece el acoplar el cabezal a un brazo robot, ya que permite acoplar otros accesorios adicionales como el de soldadura híbrida para soldar con arco, o con aporte de material, el cabezal de cladding para recubrir con polvos metálicos, el cabezal de corte o sistemas auxiliares como un pirómetro para medir la temperatura e tiempo real.

B.3. Utillajes y sistemas de agarre

Para proceder a los experimentos, primero se desarrolla un sistema de fijación que evite el movimiento de las piezas a soldar durante el proceso. Este sistema no solo debe impedir el desplazamiento de las piezas sino que también debe permitir la correcta disipación de calor y salida de material por la parte trasera. Para proceder a los experimentos, primero se desarrolla un sistema de fijación que evite el movimiento de las piezas a soldar durante el proceso

B.3.1. Sistemas de agarre planos

El sistema más típico de amordazamiento para chapa, es el sistema de mordazas planas (Figura B.7.). Este tipo de sistemas está muy extendido por su comodidad, aunque tiene una baja flexibilidad. Consiste en un par de utillajes planos apretados contra la base mediante tornillos, que pueden ser desplazados para controlar el tamaño de canal de soldadura. Este tipo de sistema, suele estar acompañado por una base de acero o aluminio que disipa calor y que tiene un canal central donde se va a realizar la soldadura, para evitar que se suelde el utillaje a la plancha o utilizar gas de protección trasero.

Figura B.7. Sistema de utillaje plano con canal de seguridad y opción de utilización de gas de protección trasero.

Los sistemas de agarre planos, quitando su comodidad, tienen muchas desventajas. La primera es su falta de flexibilidad para realizar soldaduras no lineales, o de piezas no planas. Otro problema que tienen es que no suelen ser muy eficaces para mantener la planitud, ya que pequeñas las inclusiones de material o deformaciones que queden debajo de las mordazas impedirán que el apriete sea suficientemente eficaz. Por todo ello, los sistemas utilizados en el estudio fueron sistemas locales de agarre.

B.3.2. Sistemas de agarre de pinzas o mordazas

Entre los sistemas locales de agarre, los sistemas de pinzas o mordazas son los más implementados en la industria. Estos sistemas realizan una presión local entre la base y las chapas de metal a soldar, generalmente mayor que los sistemas de amordazamiento plano, siendo mejores para garantizar la planitud.

ANEXOS

Como desventaja de estos sistemas de pinzas se tiene que por ejercer mucha fuerza localmente pueden dañar o deformar puntualmente a la base a soldar. Para evitar esto, se suelen utilizar tacos de goma o metales blandos en las puntas de las mordazas o pinzas. Otra desventaja es que para cubrir una zona grande, la colocación de sistema puede llevar mucho tiempo. Para acelerar el apriete, se podrán hacer montajes para una pieza determinada como en la industria, de manera que con el apriete sólo supondrá cerrar las pinzas y no posicionarlas.

B.3.3. Sistemas de agarre de magnéticos

Finalmente, el sistema de apriete más flexible e incluso que mejor es capaz de garantizar la planitud, es el sistema de magnético o de electroimanes (Figura B.8.).

Figura B.8. Principales tipos de agarres locales, con mordazas laterales y pinzas de distintos tamaños e imanes planos.

Este tipo de sistema local de agarre puede ser mucho más rápido de posicionamiento y apriete que el sistema de pinzas, aparte de no impedir el acceso al cabezal del láser durante el proceso. Además, los nuevos imanes de neodimio de distintos tamaños, ejercen una presión mucho mayor que los anteriores sistemas de agarre., por eso fueron los sistemas de agarre más utilizados en el estudio.

Como desventaja, se tiene que para utilizar estos sistemas de agarre se necesita una base ferromagnética o material con cierto magnetismo para soldar. Por otro lado, estos sistemas se utilizan menos en los sistemas industriales de soldadura con láser, debido a que tienden a ensuciarse mucho con los usos, atrayendo óxidos y determinados restos magnéticos. A parte, su comportamiento a veces provoca solapes a otros materiales o el mismo cabezal si no se tiene cuidado.

B.4. Sistemas de apoyo para soldadura y disipadores.

Como se comentó anteriormente, los sistemas de apoyo de la soldadura son importantes para la correcta disipación del calor acumulado durante la soldadura. Al mismo tiempo, esos sistemas deben llevar un canal trasero para evitar a ser posible que el propio material soldado se quede unido al utillaje, aparte de permitir el uso de gas de protección trasero.

Los sistemas más comunes de apoyo son las bases de acero, ya que por sus características magnéticas y alta dureza permiten la utilización de cualquier tipo de agarre como imanes o mordazas de alta presión.

Otro tipo de sistemas de apoyo comunes, son las barras de aluminio extruido. Este tipo de barras son de bajo precio y fácil mecanización, permitiendo fabricar los sistemas de apoyo y canales a medida mediante uniones atornilladas. Además, el aluminio es un buen conductor de acero, y su soldabilidad con las placas de acero es muy baja, dando pocos problemas en caso de haber descuelgues de soldadura sobre el utillaje.

Finalmente los sistemas de apoyo de cobre, son unos sistemas sólo utilizados cuando exista necesidad de una rápida disipación de material, al ser más caros y pesados.

ANEXO C. Metodología experimental

C.1. Metodología para preparación de muestras para soldadura

La soldadura de los aceros inoxidable debe de ser preparada con más cuidado que la de los aceros ordinarios. Esto se debe a que estos aceros son seleccionados por el fabricante, con el fin de soportar condiciones especiales más exigentes. El tiempo que se tome en la preparación para la soldadura en general será tiempo bien utilizado, pero siempre habrá que tener en cuenta que a veces la preparación de la soldadura al requerir pasos adicionales no es tan industrializable. Por lo que sólo se intentará recurrir a este tipo de preparación en caso de no conseguir resultados aceptables tras la parametrización y control del proceso de soldadura.

C.1.1. Eliminación de la capa de óxidos en la preparación

Las juntas a soldar deberán estar libres de óxidos superficiales que aparecen frecuentemente tras el corte por métodos térmicos. Estos óxidos están compuestos preferentemente por mezclas de cromo y níquel, los cuales se funden a una temperatura mucho mayor que el metal de base, y por lo tanto no se funden durante la soldadura.

A menudo una capa de óxido queda atrapada en la soldadura, resultando en un defecto que es difícil de detectar por radiografía. Esto es una diferencia básica con la soldadura del acero ordinario. Con el acero común, los óxidos de hierro funden a casi la misma temperatura que el metal de base.

Si bien se considera mala práctica soldar sobre una capa de óxido en acero, esto no presenta el problema causado por los óxidos en el acero inoxidable. Las diferencias entre las temperaturas de fusión del metal y sus óxidos se presentan en la Tabla C.1. a continuación.

Tabla C.1. Temperatura de fusión de algunos componentes del acero inoxidable y sus óxidos [AcerindI06].

Metal	Temperatura de fusión (°C)	Óxido Metálico	Temperatura de fusión (°C)
Fe	1537	Fe ₂ O ₃	1565
Ni	1454	NiO	1982
AISI 304	1400 - 1454	Cr ₂ O ₃	2266

ANEXOS

Los productos de acero inoxidable forjados las metalúrgicas, normalmente están libres de óxidos y no necesitan tratamiento especial antes de ser soldados. Cualquier capa de óxido será fina y no causará inconvenientes en la soldadura.

Pero con metales muy finos, tales como cinta por debajo de 0.25 mm, puede ser necesaria una limpieza especial con vapor, dado que capas finas de óxido superficial pueden quedar atrapadas en la soldadura que se solidifica muy rápido. Aunque a altas temperaturas eliminar la capa de óxido no será tan necesario al volverse a formar otra capa al poco tiempo.

Los aceros inoxidables que han estado en servicio, a menudo requieren una limpieza especial. Si la aleación ha estado expuesta a altas temperaturas, la superficie estará fuertemente oxidada, carburizada o sulfurizada. Estas capas deben ser eliminadas mediante esmerilado o maquinado. El equipamiento de acero inoxidable que ha estado en servicio químico, puede estar contaminado por el producto.

Es una práctica recomendable neutralizar los residuos alcalinos con una solución medianamente ácida y los ácidos con una solución medianamente alcalina, antes de proceder a la reparación de equipos que hayan estado en contacto con elementos químicos. Al tratamiento neutralizador debe seguir siempre un lavado con agua caliente para eliminar los residuos.

El área a soldar que debe ser limpiada incluye los bordes de la junta y 50 a 75 mm de la superficie adyacente. Una limpieza inapropiada puede causar defectos en la soldadura tales como fisuras, porosidad o falta de fusión.

La resistencia a la corrosión de la soldadura y de la zona afectada por el calentamiento se puede reducir sustancialmente si se deja material extraño en la superficie antes de la soldadura o una operación de calentamiento. Después de limpiadas, las juntas deben ser cubiertas, a menos que se realice inmediatamente la soldadura.

C.1.2. Limpieza de contaminantes en la preparación

Hay un número de elementos y compuestos que deben ser eliminados de la superficie antes de la soldadura. Si no se quitan, el calor de la soldadura puede causar fisuras, defectos de soldadura o disminución en la resistencia a la corrosión tanto en la soldadura como en la zona afectada por el calor.

ANEXOS

Los elementos más comunes con los que se suele contaminar la soldadura y que deben ser evitados son el azufre, el fósforo, el carbono, el plomo, el zinc y el cobre. La presencia de azufre, fósforo y metales de bajo punto de fusión pueden causar fisuras en la soldadura o en la zona afectada por el calor.

El carbono o materiales carbonosos dejados en la superficie antes de la soldadura, pueden ser incluidos en la misma, resultando en una capa superficial con alto carbono, que puede reducir la resistencia a la corrosión en determinados ambientes.

Los contaminantes metálicos y materiales que no tengan una capa de grasa, se pueden eliminar mediante un pulido o satinado. Es esencial que los elementos que se usen para este tratamiento no estén contaminados con hierro de operaciones anteriores. Un tratamiento con ácido nítrico, seguido de una neutralización, puede también eliminar metales de bajo punto de fusión, sin afectar al acero inoxidable.

Los contaminantes a base de aceite o grasa (hidrocarburos) deben ser eliminados mediante limpieza con solventes, debido a que no son eliminados mediante tratamiento ácido o con agua. Los trabajos grandes se limpian normalmente mediante paños saturados con solvente.

Otros métodos aceptables incluyen inmersión, trapeado o pulverizado con soluciones alcalinas, emulsiones, solventes, detergentes o una combinación de éstos; por limpieza con vapor, con o sin un limpiador, o por agua a alta presión.

La norma ASTM A380, que refiere a los procedimientos para limpieza y decapado de equipos de acero inoxidable, es una guía excelente para fabricantes y usuarios.

La limpieza para eliminar estos contaminantes en general se puede realizar siguiendo unas recomendaciones, junto con el sentido común. Un procedimiento típico para eliminar aceites o grasas sería:

1. Eliminar el exceso de contaminante por limpieza con un trapo limpio
2. Limpiar el área a soldar (por lo menos 50 mm a cada lado de la soldadura) con un solvente orgánico, tales como solventes alifáticos, clorados o mezclas de los dos. Usar únicamente solvente limpio y trapos sin uso previo.
3. Eliminar los solventes secándolos con trapo limpio y asegurarse de la completa limpieza. Un residuo en el trapo de secado puede indicar limpieza incompleta.

C.1.3. Limpieza y protección durante el proceso

Durante la soldadura se deberá preservar la resistencia a la corrosión con los medios que se puedan controlar durante la fabricación. Para preservar esta resistencia deberemos asegurar primero la penetración completa de las soldaduras para lograr una óptima resistencia. El sellado de las rendijas en la soldadura como se mencionó anteriormente, también es de gran importancia. En servicio corrosivo, cualquier rendija resultante debida a la falta de penetración o por una soldadura mal realizada, será un sitio potencial para el desarrollo de la corrosión por rendijas.

Por otro lado cuando un equipo nuevo de acero inoxidable desarrolla puntos de herrumbre, casi siempre es el resultado de la contaminación por partículas de hierro. En algunos ambientes, si el hierro no se elimina, puede tener lugar un severo ataque en forma de corrosión por picado. Es por ello, que debemos asegurarnos de eliminar cualquier traza de hierro de la fabricación de la pieza, que pueda afectar a la soldadura.

C.1.4. Limpieza y remoción tras el proceso

La limpieza después de la fabricación de los aceros inoxidables es crítica, bien cuando el producto no debe ser contaminado o cuando el acero debe resistir ambientes agresivos. Las condiciones superficiales que pueden reducir la resistencia a la corrosión se pueden agrupar en cuatro categorías: contaminación superficial, incrustaciones de hierro, daño mecánico, o defectos relacionados con la soldadura.

En ambientes agresivos, los contaminantes orgánicos sobre las superficies de acero inoxidable pueden favorecer la corrosión por rendijas. Tales contaminantes incluyen grasas, aceites, pinturas, cintas adhesivas, y otros. La inspección visual se utiliza normalmente para detectar la contaminación orgánica, mientras que se puede usar un trapo o papel para la detección de aceite o grasa.

El desengrasado, utilizando un solvente no clorado, es efectivo. La prueba de rotura de la película de agua es una manera simple de juzgar la efectividad del desengrasado. Una fina cortina de agua, aplicada con una manguera sobre la pared del recipiente, se romperá alrededor de las superficies contaminadas con grasa o aceite.

Las partículas de hierro embebidas en la superficie durante el proceso de fabricación, se corroen en el aire húmedo o cuando son mojadas, dejando marcas de óxido. Las más grandes pueden iniciar procesos de corrosión por rendijas en el acero inoxidable subyacente.

ANEXOS

La prueba más simple para la detección del hierro embebido es mojar la superficie con agua limpia y dejar que se escurra el exceso. Después de 24 horas, se inspecciona la superficie para detectar manchas de óxido. Para asegurar la ausencia de hierro embebido, esta prueba debe ser especificada en los documentos de fabricación. Una prueba más sensible se obtiene mediante el uso de la prueba del ferroxilo. La solución se prepara mezclando los ingredientes que aparecen en la Tabla C.2.

Tabla C.2. Ingredientes para la prueba de ferroxilo [AcerindI06].

Ingrediente	Composición (%)	Cantidad (volumen o peso)
Agua destilada	94	1.000 cm ³
Ácido nítrico, 60-67%	3	30 cm ³
Ferrocianuro de potasio	3	30 g

La contaminación con hierro se indica por la aparición de un color azul después de pocos minutos. La profundidad del color es un indicador del grado de contaminación. La solución debe ser limpiada después de algunos minutos mediante agua o un paño húmedo. Como guía para estas pruebas tenemos la norma ASTM A380, "Standard Recommended Practice for Cleaning and Descaling Stainless Steel Parts".

El decapado, que a menudo se realiza después del desengrase, es el método más efectivo para eliminar al hierro embebido. En el decapado, una capa superficial menor a 0.025 mm se elimina por corrosión, normalmente con un baño ácido de nítrico / fluorhídrico a 50 °C. El decapado no sólo elimina la contaminación por hierro y otros metales, sino que deja la superficie brillante y limpia, y en su condición más resistente. Dado que el decapado es una corrosión controlada y generalizada, se prefieren los aceros inoxidable de bajo carbono o estabilizados. Debido a que el decapado es agresivo, destruirá las superficies pulidas o brillantes. Usando ácido nítrico solo, se eliminará la contaminación de hierro superficial, pero no las partículas que estuvieran más profundas. Al tratamiento con ácido nítrico se le llama también pasivado.

Cuando el decapado no es práctico, se puede usar el pulido, pero no todos los abrasivos dan buenos resultados. El pulido con esferas de vidrio produce buenos resultados, pero antes de hacerlo se debe realizar una prueba para determinar si eliminará la contaminación superficial. El pulido abrasivo con trozos de acero o arenisca, generalmente no da resultados satisfactorios, debido al riesgo que se corre de contaminación con hierro. Cuando la superficie ha sido dañada y se requiere su

ANEXOS

reacondicionamiento, la reparación se realiza normalmente mediante amolado, o soldadura y amolado.

C.2. Aproximación de valores experimentales del láser

La medida de valores de funcionamiento del láser se puede hacer a partir de los parámetros principales de entrada del láser y de sus fórmulas asociadas o a partir de tablas de referencia de las que se obtendrán aproximaciones o los parámetros derivados.

C.2.1. Cálculo de parámetros de superposición de huella

En la tabla de la Tabla C.3. se muestra el cálculo de la superposición para distintos valores, obtenidos a partir de la fórmula de la ecuación (7).

Tabla C.3. Relación de la superposición (overlapping factor) en función de los parámetros de entrada del láser y robot, en los rangos de trabajo habituales.

DE HUELLA (mm)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	TRABAJO (%)	DE PULSO (ms)	OVERLAPPING FACTOR (%)
0,5	1	1	1%	10,0	-96%
0,5	1	1	100%	1.000,0	33%
0,5	1	10	1%	1,0	80%
0,5	1	10	100%	99,9	83%
0,5	1	100	1%	0,1	98%
0,5	1	100	100%	10,0	98%
0,5	1	1000	1%	0,0	100%
0,5	1	1000	100%	1,0	100%
0,5	5	1	1%	10,0	-809%
0,5	5	1	100%	1.000,0	9%
0,5	5	10	1%	1,0	1%
0,5	5	10	100%	99,9	50%
0,5	5	100	1%	0,1	90%
0,5	5	100	100%	10,0	91%
0,5	5	1000	1%	0,0	99%
0,5	5	1000	100%	1,0	99%
0,5	10	1	1%	10,0	-1567%
0,5	10	1	100%	1.000,0	5%
0,5	10	10	1%	1,0	-96%
0,5	10	10	100%	99,9	33%
0,5	10	100	1%	0,1	80%
0,5	10	100	100%	10,0	83%
0,5	10	1000	1%	0,0	98%
0,5	10	1000	100%	1,0	98%
0,5	50	1	1%	10,0	-4900%
0,5	50	1	100%	1.000,0	1%
0,5	50	10	1%	1,0	-809%
0,5	50	10	100%	99,9	9%
0,5	50	100	1%	0,1	1%
0,5	50	100	100%	10,0	50%
0,5	50	1000	1%	0,0	90%
0,5	50	1000	100%	1,0	91%
0,5	200	1	1%	10,0	-7900%
0,5	200	1	100%	1.000,0	0%
0,5	200	10	1%	1,0	-2757%
0,5	200	10	100%	99,9	2%
0,5	200	100	1%	0,1	-285%
0,5	200	100	100%	10,0	20%
0,5	200	1000	1%	0,0	60%
0,5	200	1000	100%	1,0	71%

ANEXOS

C.2.2. Cálculo de parámetros de tiempo y espacio de pulso

Figura 5.1. En la Tabla C.4. se muestran otras tablas de referencia con los cálculos de la duración y pausa de pulso a partir de la frecuencia y ciclo de trabajo. Por otro lado la longitud y pausa de pulso se obtendrá multiplicando las duraciones por la velocidad.

Tabla C.4. Cálculo de los parámetros de duración de pulso y pausa, al igual que sus longitudes asociadas a partir de los parámetros del láser y de movimiento del robot

DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	PORCENTAJE DE POTENCIA (%)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)	DURACIÓN DE PULSO (ms)	DURACIÓN DE PAUSA (ms)
0,5	1,4	40%	10	5	5%	10	190,0
0,5	1,4	40%	10	5	10%	20	180,0
0,5	1,4	40%	10	20	40%	20	30,0
0,5	1,4	40%	50	5	10%	20	180,0
0,5	2,1	60%	10	5	5%	10	190,0
0,5	2,1	60%	10	5	10%	20	180,0
0,5	2,1	60%	10	20	40%	20	30,0
0,5	2,1	60%	50	5	10%	20	180,0
0,5	2,8	80%	10	5	5%	10	190,0
0,5	2,8	80%	10	5	10%	20	180,0
0,5	2,8	80%	10	20	40%	20	30,0
0,5	2,8	80%	50	5	10%	20	180,0
0,5	1,225	35%	100	20	5%	2,5	47,5
0,5	1,225	35%	100	20	75%	37,5	12,5
0,5	1,225	35%	100	300	75%	2,5	0,8
0,5	1,225	35%	5	20	5%	2,5	47,5
0,5	1,75	50%	100	20	5%	2,5	47,5
0,5	1,75	50%	100	20	75%	37,5	12,5
0,5	1,75	50%	100	300	75%	2,5	0,8
0,5	1,75	50%	5	20	5%	2,5	47,5
0,5	3,15	90%	100	20	5%	2,5	47,5
0,5	3,15	90%	100	20	75%	37,5	12,5
0,5	3,15	90%	100	300	75%	2,5	0,8
0,5	3,15	90%	5	20	5%	2,5	47,5

DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	PORCENTAJE DE POTENCIA (%)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)	LONGITUD DE PULSO (mm)	LONGITUD DE PAUSA (mm)	SEPARACIÓN ENTRE PULSOS (mm)
0,5	1,4	40%	10	5	5%	0,6	1,4	1,9
0,5	1,4	40%	10	5	10%	0,7	1,3	1,8
0,5	1,4	40%	10	20	40%	0,7	-0,2	0,3
0,5	1,4	40%	50	5	10%	1,5	8,5	9,0
0,5	2,1	60%	10	5	5%	0,6	1,4	1,9
0,5	2,1	60%	10	5	10%	0,7	1,3	1,8
0,5	2,1	60%	10	20	40%	0,7	-0,2	0,3
0,5	2,1	60%	50	5	10%	1,5	8,5	9,0
0,5	2,8	80%	10	5	5%	0,6	1,4	1,9
0,5	2,8	80%	10	5	10%	0,7	1,3	1,8
0,5	2,8	80%	10	20	40%	0,7	-0,2	0,3
0,5	2,8	80%	50	5	10%	1,5	8,5	9,0
0,5	1,225	35%	100	20	5%	0,8	4,3	4,8
0,5	1,225	35%	100	20	75%	4,3	0,8	1,3
0,5	1,225	35%	100	300	75%	0,8	-0,4	0,1
0,5	1,225	35%	5	20	5%	0,5	-0,3	0,2
0,5	1,75	50%	100	20	5%	0,8	4,3	4,8
0,5	1,75	50%	100	20	75%	4,3	0,8	1,3
0,5	1,75	50%	100	300	75%	0,8	-0,4	0,1
0,5	1,75	50%	5	20	5%	0,5	-0,3	0,2
0,5	3,15	90%	100	20	5%	0,8	4,3	4,8
0,5	3,15	90%	100	20	75%	4,3	0,8	1,3
0,5	3,15	90%	100	300	75%	0,8	-0,4	0,1
0,5	3,15	90%	5	20	5%	0,5	-0,3	0,2

ANEXOS

C.2.3. Cálculo de parámetros de energía

En la Tabla C.5. se muestra el cálculo de los valores de energía del pulso a partir de la potencia por el tiempo de pulso. Para el aporte de energía se utilizará la ecuación (4) del heat input y la densidad de potencia o irradiancia saldrá de la ecuación (9).

Tabla C.5. Cálculo de los parámetros de las energías asociadas al pulso y al cordón de soldadura, al igual que densidades de potencia de la huella, a partir de los parámetros del láser y de movimiento del robot.

TAMAÑO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA A (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)	HEAT INPUT TOTAL (J/mm)	HEAT INPUT EN PULSO (J/mm)	ENERGÍA POR PULSO (J)	DENSIDAD DE POTENCIA (KJ/mm ²)
0,5	1,75	1	1	0%	0,0	1750,0	0,0	8,9
0,5	1,75	1	1	100%	1750,0	1750,0	1750,0	8,9
0,5	1,75	1	10	0%	0,0	1750,0	0,0	8,9
0,5	1,75	1	10	100%	1750,0	1750,0	175,0	8,9
0,5	1,75	1	100	0%	0,0	1750,0	0,0	8,9
0,5	1,75	1	100	100%	1750,0	1750,0	17,5	8,9
0,5	1,75	1	1000	0%	0,0	1750,0	0,0	8,9
0,5	1,75	1	1000	100%	1750,0	1750,0	1,7	8,9
0,5	1,75	5	1	0%	0,0	350,0	0,0	8,9
0,5	1,75	5	1	100%	350,0	350,0	1750,0	8,9
0,5	1,75	5	10	0%	0,0	350,0	0,0	8,9
0,5	1,75	5	10	100%	350,0	350,0	175,0	8,9
0,5	1,75	5	100	0%	0,0	350,0	0,0	8,9
0,5	1,75	5	100	100%	350,0	350,0	17,5	8,9
0,5	1,75	5	1000	0%	0,0	350,0	0,0	8,9
0,5	1,75	5	1000	100%	350,0	350,0	1,7	8,9
0,5	1,75	10	1	0%	0,0	175,0	0,0	8,9
0,5	1,75	10	1	100%	175,0	175,0	1750,0	8,9
0,5	1,75	10	10	0%	0,0	175,0	0,0	8,9
0,5	1,75	10	10	100%	175,0	175,0	175,0	8,9
0,5	1,75	10	100	0%	0,0	175,0	0,0	8,9
0,5	1,75	10	100	100%	175,0	175,0	17,5	8,9
0,5	1,75	10	1000	0%	0,0	175,0	0,0	8,9
0,5	1,75	10	1000	100%	175,0	175,0	1,7	8,9
0,5	1,75	50	1	0%	0,0	35,0	0,0	8,9
0,5	1,75	50	1	100%	35,0	35,0	1750,0	8,9
0,5	1,75	50	10	0%	0,0	35,0	0,0	8,9
0,5	1,75	50	10	100%	35,0	35,0	175,0	8,9
0,5	1,75	50	100	0%	0,0	35,0	0,0	8,9
0,5	1,75	50	100	100%	35,0	35,0	17,5	8,9
0,5	1,75	50	1000	0%	0,0	35,0	0,0	8,9
0,5	1,75	50	1000	100%	35,0	35,0	1,7	8,9
0,5	1,75	200	1	0%	0,0	8,8	0,0	8,9
0,5	1,75	200	1	100%	8,7	8,8	1750,0	8,9
0,5	1,75	200	10	0%	0,0	8,8	0,0	8,9
0,5	1,75	200	10	100%	8,7	8,8	175,0	8,9
0,5	1,75	200	100	0%	0,0	8,8	0,0	8,9
0,5	1,75	200	100	100%	8,7	8,8	17,5	8,9
0,5	1,75	200	1000	0%	0,0	8,8	0,0	8,9
0,5	1,75	200	1000	100%	8,7	8,8	1,7	8,9

ANEXOS

C.2.4. Predicción de la profundidad de soldadura

Los parámetros derivados de los valores de entrada en el láser, pueden ayudar a predecir distintas propiedades de la soldadura por medio de sus combinaciones y de una manera más precisa de lo que lo suelen hacer los valores aislados del láser.

En la Tabla C.6. se muestra un modelo de predicción de la profundidad del cordón de soldadura para acero inoxidable, realizado a partir de la combinación de parámetros derivados de la soldadura hasta aproximarse a los valores experimentales finales.

Tabla C.6. Ejemplo de las predicciones obtenidas a partir de los parámetros ponderados a partir de un modelo semi-empírico, comparados con los parámetros de profundidad real que ha sido medida en las muestras del estudio.

DIÁMETRO DE HUELLA (mm)	POTENCIA (KW)	PORCENTAJE DE POTENCIA (%)	VELOCIDAD (mm/s)	FRECUENCIA (Hz)	FACTOR DE TRABAJO (%)	PROFUNDIDAD REAL (mm)	PREDICCIÓN DE PROFUNDIDAD (mm)
0,5	1,4	40%	10	5	5%	1,1	1,0
0,5	1,4	40%	10	5	10%	1,7	1,7
0,5	1,4	40%	10	20	40%	2,0	2,3
0,5	1,4	40%	50	5	10%	1,0	1,2
0,5	2,1	60%	10	5	5%	2,0	1,4
0,5	2,1	60%	10	5	10%	2,5	2,5
0,5	2,1	60%	10	20	40%	3,5	3,4
0,5	2,1	60%	50	5	10%	1,6	1,8
0,5	2,8	80%	10	5	5%	2,2	1,8
0,5	2,8	80%	10	5	10%	3,0	3,1
0,5	2,8	80%	10	20	40%	4,2	4,3
0,5	2,8	80%	50	5	10%	2,6	2,3
0,5	1,225	35%	100	20	5%	0,2	0,1
0,5	1,225	35%	100	20	75%	0,4	2,7
0,5	1,225	35%	100	300	75%	0,4	0,4
0,5	1,225	35%	5	20	5%	0,4	0,4
0,5	1,75	50%	100	20	5%	0,3	0,2
0,5	1,75	50%	100	20	75%	0,8	3,7
0,5	1,75	50%	100	300	75%	0,7	0,7
0,5	1,75	50%	5	20	5%	0,6	0,6
0,5	3,15	90%	100	20	5%	0,4	0,3
0,5	3,15	90%	100	20	75%	1,6	5,9
0,5	3,15	90%	100	300	75%	1,1	1,2
0,5	3,15	90%	5	20	5%	1,1	1,2

C.2.5. Modelización del efecto de los parámetros del láser

Una aproximación todavía más fiable de los modelos experimentales, se podrá obtener a partir de la aproximación del efecto de cada parámetro individual por separado y ponderar todo el conjunto en una predicción final como en la Figura C.1. .

ANEXOS

Figura C.1. Modelización de la interacción del láser para ponderación de los parámetros

Tabla C.7. Parámetros ponderados a través de modelos semi-empíricos

Diámetro de huella (mm)	Potencia (kW)	Velocidad (mm/s)	Tiempo de pulso (ms)	Longitud de pausa (mm)	Factor diámetro	Factor potencia	Factor velocidad	Factor del tiempo	Factor de la pausa
0,4	0,2	1	1	0,0	110%	4%	96%	5%	99%
0,45	0,4	5	2	0,1	105%	8%	80%	10%	91%
0,5	0,6	10	3	0,2	100%	12%	66%	15%	83%
0,55	0,8	15	4	0,3	95%	16%	64%	20%	75%
0,6	1	20	5	0,4	80%	20%	62%	25%	67%
0,65	1,2	25	6	0,5	70%	30%	60%	30%	67%
0,7	1,4	30	7	0,6	60%	40%	58%	35%	66%
0,75	1,6	35	8	0,7	50%	50%	56%	40%	64%
0,8	1,8	40	9	0,8	40%	60%	54%	45%	63%
0,85	2	45	10	0,9	30%	70%	52%	44%	61%
0,9	2,2	50	20	1,0	20%	80%	50%	48%	60%
0,95	2,4	60	30	1,1	10%	90%	46%	52%	58%
1	2,6	70	40	1,2	10%	98%	42%	56%	57%
1,05	2,8	80	50	1,3	9%	99%	38%	60%	55%
1,1	3	90	100	1,4	8%	100%	34%	80%	54%
1,15	3,2	100	150	1,5	7%	101%	30%	100%	52%
1,2	3,4	110	200	1,6	6%	102%	29%	110%	52%
1,25	3,6	120	300	1,7	5%	103%	28%	115%	52%
1,3	3,8	130	400	1,8	4%	104%	27%	120%	51%
1,35	4	140	500	1,9	3%	105%	26%	125%	51%
1,4	4,2	150	600	2,0	2%	106%	25%	130%	51%
1,45	4,4	160	700	2,1	1%	107%	24%	135%	51%
1,5	4,6	170	800	2,2	0%	108%	23%	140%	51%
1,55	4,8	180	900	2,3	-1%	109%	22%	145%	50%
1,6	5	200	1000	2,4	-2%	110%	20%	150%	50%

C.3. Metodología experimental para cálculo de la resistencia mecánica

C.3.1. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción de un material consiste en someter a una probeta normalizada a un esfuerzo axial de tracción creciente hasta que se produce la rotura de la misma. Este ensayo mide la resistencia de un material a una aplicada lentamente, dando la relación entre la tensión y el alargamiento como se observa en la Figura C.2. :

Figura C.2. Diagrama tracción-deformación con sus variables: e/R (módulo de Young), R_e (límite elástico), R_m (Límite a tracción).

Las principales variables que se tomarán en la medida a tracción son:

1. Módulo de elasticidad o módulo de Young (e/R): que determina la progresión de la deformación en la zona elástica.

ANEXOS

2. Límite elástico (R_m): es la máxima tensión aplicable sin que se produzcan deformaciones permanentes en el material. Habitualmente se mide a partir del 0,2% de alargamiento.
3. Carga de rotura o resistencia a tracción (R_m): carga máxima resistida por la probeta dividida por la sección inicial de la probeta.
4. Alargamiento de rotura (L): incremento porcentual de longitud que ha sufrido la probeta.

Los ensayos de tracción en la soldadura a solape, tendrán que ser a cizallamiento o saltado de puntos, por no poder utilizar la geometría normalizada de tracción. Las mordazas se tendrán que alejar del borde para garantizar que la carga llega a la soldadura de la manera más axial posible.

La medida de la tracción en chapa plana, buscará garantizar que no rompe por la propia soldadura, pero se asume que en el caso de chapa fina, la resistencia a tracción no será determinante, al no ser esta generalmente utilizada con fines de altas sollicitaciones mecánicas.

C.3.2. Resistencia a cizallamiento de la soldadura

El ensayo de tracción en la soldadura a solape, por su geometría, no se hará en la dirección normal al espesor de la soldadura como en el caso de la tracción en la soldadura a tope. Por lo tanto, los esfuerzos medidos serán esfuerzos cortantes o de cizalla. El valor de los esfuerzos de cizalla, a diferencia de los esfuerzos normales, se dará en unidades de fuerza (N), aunque también se podrán dar en unidades de fuerza por área de unión total del cordón de soldadura (N/mm^2).

En cuanto a la disposición del ensayo, observando la figura 6, se tiene cómo el si se utiliza una disposición de tracción en la cual, cada mordaza agarre una de las chapas soldadas, la fuerza resultante introducirá una pequeña componente de torsión en la soldadura.

Entonces, para evitar la componente normal de soldadura, se utilizará una disposición de apoyo en la sujeción de la mordaza mediante una chapa testigo a cada lado del mismo espesor que la chapa opuesta.

El resultado de este ensayo podrá desembocar en cuatro escenarios principalmente, como se observa en la Figura C.3. .

ANEXOS

Figura C.3. Ensayo de tracción a cizallamiento sin chapa suplementaria (izquierda) y con chapa suplementaria (derecha) señalada como 1 [ISO 14273].

Según la probeta rompa por una zona u otra, la curva de carga-alargamiento se irá reduciendo frente a la del material base.

Figura C.4. Curvas características de carga-alargamiento para soldadura por solape [ISO 14272].

ANEXOS

En la Tabla C.8. se identifican las distintas curvas que aparecen en la Figura C.4. La primera curva corresponde a una rotura por el material base de manera plástica, en donde la soldadura ha aguantado perfectamente y no se ha dañado la ZAT.

Tabla C.8. Casos típicos de rotura en las curvas de carga-alargamiento de la soldadura por solape [ISO 14272].

Referencia	Tipos de rotura
1	Rotura del núcleo en el metal base
2	Rotura del núcleo en la HAZ (zona afectada térmicamente)
3	Rotura en la interfase
4	Rotura en la interfase

La segunda curva es un caso muy típico de rotura en la soldadura a solape, ya que una soldadura con suficiente ancho de cordón, y sin defectos en el baño, podrá fallar por la ZAT debido al excesivo crecimiento de grano, aparición de fases o tensiones residuales de tracción.

El tercer caso representa una rotura plástica por la soldadura. Este caso se dará principalmente en aquellas soldaduras que estén correctamente realizadas pero no tengan suficiente anchura de cordón.

Finalmente, el caso cuarto será una rotura frágil por la soldadura que generalmente se atribuye a la aparición de defectos en la misma como grietas, poros, concentradores de tensiones y aparición de fases o intermetálicos frágiles, especialmente común en el caso de las soldaduras disimilares.

C.3.3. Resistencia al saltado de los puntos o costuras

El ensayo de resistencia al saltado de la soldadura a solape, es posiblemente el más común de los ensayos mecánicos para este tipo de soldaduras. Su objetivo es medir la resistencia de la soldadura a esfuerzos de pelado o desgarro.

Como se puede observar en la Figura C.5. , el esquema de medida es muy simple. Mediante la máquina de tracción o cualquier método de carga uniaxial, se realiza la tracción en la en los dos laterales de soldadura hasta conseguir que rompan. Una vez llegado este punto, no será necesario tomar la medida del esfuerzo máximo, sino de la anchura restante que queda en la propia soldadura. Como se puede observar, la realización de este ensayo es bastante sencilla, justificando su extendida utilización.

Figura C.5. Esquema con la progresión del ensayo de saltado de puntos: 1 – antes de cargar, 2 – durante la carga, 3 – Tras la rotura y apertura, 4 – Medida de la anchura final [ISO 14270].

Para evitar que el borde de la soldadura altere la medida, en la Figura C.6. se define la distancia mínima aproximada a la que se deberá tomar. El resultado de este ensayo, permitirá determinar si el material rompe preferentemente por el material base o ZAT. También dará una idea de si la fractura por la soldadura es de localizada o general.

Figura C.6. Distancia mínima al borde de la soldadura para ensayo de saltado de puntos [ISO 14270].

C.4. Metodología experimental para cálculo de resistencia a corrosión

C.4.1. Ensayos de corrosión

De todos los tipos posibles de corrosión que pueden aparecer en la soldadura de los aceros inoxidable disimilares, se estiman que las corrosiones más probables serán:

- a. Corrosión por picaduras
- b. Corrosión uniforme
- c. Corrosión intergranular
- d. Corrosión por resquicios
- e. Corrosión por par galvánico

Existen múltiples ensayos de medidas de los diferentes tipos de corrosión dependiendo de lo que se busque (Ej. cámara climática, niebla salina, choque térmico, polarizaciones lineales, medidas de impedancia, etc.). Al mismo tiempo, estos ensayos se dividen en dos grandes bloques que serán los ensayos cuantitativos y los ensayos cualitativos.

En este estudio, para la medida general de la resistencia de la capa pasiva, se utilizarán métodos electroquímicos cuantitativos. En este tipo de ensayos, se estará midiendo principalmente la resistencia a la corrosión por picaduras y a la corrosión uniforme.

Por otro lado, para detectar la uniformidad y el comportamiento de la geometría dada contra la corrosión, se utilizarán los ensayos cualitativos sobre el conjunto. En este tipo de ensayos se estará midiendo principalmente la resistencia a la picadura por resquicios y el par galvánico del conjunto.

Finalmente la medida de la corrosión intergranular vendrá de la mano de la medida del heat tint, asumiendo que al final estará directamente relacionada con las temperaturas alcanzadas y el tiempo de permanencia en ellas.

C.4.2. Ensayos cuantitativos para medida de la capa pasiva

La capa pasiva de los aceros inoxidable esta principalmente compuesta por Cr_2O_3 y le confiere a los aceros inoxidable una protección contra el avance del óxido de hierro más común que es el Fe_2O_3 .

El calentamiento producido durante la soldadura y en la ZAT, generará un daño en la composición de esta capa pasiva, que la dejará más expuesta a una progresión acelerada del óxido de hierro. Así, en la Figura C.7. , se ve el resultado de la corrosión por picaduras, debido al daño que ha sufrido la capa pasiva en la soldadura y en su entorno.

ANEXOS

Figura C.7. Picadura en el cordón de soldadura por láser (izquierda) y en la zona afectada térmicamente (derecha).

Por medio de los ensayos cuantitativos de resistencia a la corrosión, se puede determinar en regiones con cierta planitud, la capacidad aislante y no reactiva de la capa pasiva frente al entorno. Dentro de los ensayos cuantitativos electroquímicos, se utilizarán los ensayos de polarización lineal (Figura C.8.). Estos ensayos darán información de la velocidad de corrosión (i), al variar la agresividad del entorno (E).

Figura C.8. Curva de ensayo de polarización para medir la resistencia de la capa pasiva (Ep-Ecorr) en un área (derecha).

Según la agresividad en la que se estudie la intensidad de corriente, que representa la velocidad de corrosión, tendremos unas resistencias de la capa pasiva u otras. Así por ejemplo, para aceros inoxidable austeníticos, tendremos una región plana de intensidad, que determinará la zona en la que la capa pasiva resiste y nos dará una aproximación de la velocidad de la corrosión uniforme.

ANEXOS

Mientras que para voltajes más altos, habrá un punto en el que se disparará la velocidad de corrosión, que será el llamado potencial de picadura (E_p). Midiendo la diferencia de este potencial frente al potencial de menor intensidad (E_{corr}), se tendrá una aproximación de la resistencia de la capa pasiva a la picadura.

Así, en la figura 11 se puede observar cómo la soldadura láser será la que tenga más potencial (E_{corr}) y resistencia a la picadura. Al mismo tiempo su intensidad en la zona plana será más baja y resistirá mejor a la corrosión uniforme.

C.4.3. Ensayos cualitativos para medida de defectos locales y geométricos

Aunque se pueda medir cuantitativamente la resistencia de la capa pasiva tras la soldadura, esta medida es sólo una parte del conjunto que afecta a la corrosión final, ya que la corrosión no sólo se genera por debilitamiento de la capa pasiva, sino por la acumulación de iones en determinadas zonas debido a su geometría o características como puede ser la aparición de un par galvánico en la zona.

Viendo la Figura C.9. , se observa que cuando los iones cloruros de la sal común u otros reactivos, se acumulan en determinadas zona, la reacción química de corrosión tiende a acelerarse por la formación local de condiciones eléctricas y de aireación diferencial, que generan una pila galvánica.

Figura C.9. Esquema de acumulación de iones de NaCl en las grietas, aceleración del proceso de corrosión y generación de una pila local.

Este efecto de la generación de una pila galvánica, se sumará al efecto del par diferencial en la unión eléctrica de metales disimilares. Por lo tanto por medio de la realización de este tipo de ensayos, se podrá ver, si aparte de un debilitamiento de la capa pasiva, existen poro, salpicaduras o resquicios en la propia soldadura, que aceleren la velocidad de corrosión. Los ensayos cualitativos de corrosión más comunes son los ensayos de niebla salina y servirán para medir detectar también la propensión de zonas de la soldadura a la corrosión por resquicios y el par galvánico en la unión disimilar.

ANEXO D. Materiales utilizados

D.1. Las familias de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son indispensables en la construcción de equipos para la industria de procesos. Estos aceros se usan en lugar de los aceros convencionales por sus excelentes propiedades tales como: resistencia a la corrosión, dureza a baja temperatura y buenas propiedades a alta temperatura.

Los aceros inoxidables son una excelente elección para la construcción de equipos para la industria química, láctea, alimenticia, biotecnológica y para usos arquitectónicos y relacionados. Los aceros inoxidables si bien son una familia bastante amplia en cuanto a propiedades y aleantes, se suelen dividir en las cuatro familias principales que los conforman según su microestructura: aceros inoxidables austeníticos, aceros inoxidables ferríticos, aceros inoxidables martensíticos y aceros inoxidables dúplex. De entre todas las familias de aceros inoxidables, la familia que acapara mayor producción en el mercado es la de los aceros austeníticos y luego los ferríticos. Ambas serán tratadas en mayor profundidad en el estudio, al igual que las aleaciones dúplex, que son una mezcla de ambas.

D.2. Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son aceros no magnéticos o levemente magnéticos en estado templado. Son de fácil conformado y sólo pueden ser endurecidos mediante trabajo en frío al no sufrir transformaciones de fase. Poseen excelentes propiedades criogénicas (a baja temperatura) y buena resistencia a altas temperaturas (hasta aproximadamente los 925°C). Tienen una excelente resistencia a la corrosión, superior a la de otros tipos de aceros inoxidables, debido a que el Ni actúa como estabilizante de la capa protectora de óxido (capa pasiva).

Las propiedades físicas de los aceros al carbono y de los inoxidables austeníticos son bastante diferentes, y esto requiere una cuidadosa revisión de los procesos de soldadura [AcerindI06], al ser disimilar. En la Tabla D.1. de propiedades físicas, se comparan algunos puntos como el punto de fusión, expansión térmica, conductividad térmica, y otras propiedades que no cambian significativamente con el tratamiento térmico o mecánico.

ANEXOS

Tabla D.1. Influencia de las propiedades físicas en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, frente a los aceros al carbono [AcerindIII06].

Propiedad	Aceros inoxidables austeníticos	Aceros al carbono	Observaciones
Punto de fusión (Tipo 304)	1400 - 1450 °C	1540 °C	El Tipo 304 requiere menos calor para producir la fusión, lo cual significa una soldadura más rápida para el mismo calor
Respuesta Magnética	No magnético a todas las temperaturas	Magnético hasta los 705°C	Los aceros inoxidables al níquel no están sujetos a la sopladura de arco
Comparación de la conductividad térmica A 100 °C A 650 °C	 28% 66%	 100 % 100%	El Tipo 304 conduce el calor mucho más lentamente que los aceros al carbono, lo cual produce gradientes de temperatura más pronunciados. Esto acelera la deformación. Una difusión más lenta del calor a través del metal de base significa que la zona soldada permanece caliente por más tiempo, resultado de lo cual puede ser una mayor precipitación de carburos, a menos que se usen medios artificiales para extraer el calor.
Resistencia Eléctrica (aleado) (microhm.cm, aproximada) a 20 °C a 885 °C	 72.0 126.0	 12.5 125	Esto es importante en los métodos de fusión eléctrica. La resistencia eléctrica más grande del tipo 304 resulta en la generación de más calor para la misma corriente, comparado con los aceros al carbono. Esta propiedad, junto con una menor conductividad térmica, resulta en la efectividad de los métodos para soldadura por resistencia
Expansión térmica en el rango indicado (pulg./pulg./°C) x 10 ⁻⁶	 17.6 (20 - 500 °C)	 11.7 (20 - 628 °C)	El tipo 304 se expande y contrae a una velocidad más alta que el acero al carbono, lo cual significa que se debe permitir expansión y contracción a fin de controlar la deformación y el desarrollo de tensiones térmicas después del enfriamiento.

Los contenidos típicos de los elementos de aleación en estos aceros son:

- C < 0,15%
- 16% < Cr < 27%
- 8% < Ni < 31%
- Otros elementos: 0% < Mo < 7%, Mn, Si, P, Ti, Nb, Cu, N, W, Al, V, B.

El elevado contenido en cromo les proporciona una resistencia a la corrosión y a la oxidación hasta temperaturas de unos 650°C, y en una gran cantidad de ambientes

ANEXOS

diferentes. En la micrografía del acero inoxidable austenítico de la Figura D.1. se muestra la estructura nítida de granos poligonales que les caracteriza.

Figura D.1. Micrografía de un acero inoxidable austenítico [Obtensol11].

Los aceros inoxidables austeníticos se dividen en tres categorías [DiCaprio87]:

a) Aleaciones cromo-níquel (serie 300)

Esta serie mantiene un alto contenido en níquel, elemento estabilizador o formador sustitucional de austenita. Contienen hasta un 2% de manganeso y también pueden contener Mo, Cu, Si, Al, Ti y Nb, que son elementos que le confieren ciertas características, como prevenir la corrosión en las zonas cercanas a la soldadura [AcerindII06].

b) Aleaciones cromo-manganeso-nitrógeno (serie 200)

Estas aleaciones contienen menor cantidad de Ni que la serie anterior y mantienen la estructura austenítica con altos porcentajes de N que, además, aumenta su resistencia mecánica. Esta familia es más novedosa porque incorpora Mn y N, y disminuye el Ni.

c) Aceros austeníticos de alta aleación

Este grupo está constituido por aceros austeníticos con menos de un 50% de Fe. Al igual que los aceros austeníticos pertenecientes a la serie 300, la mayoría de estas aleaciones tienen bajos contenidos en C (0.03%), o están estabilizados con Nb, para mejorar su resistencia a la sensibilización en los procesos de soldeo.

ANEXOS

Tabla D.3. Propiedades físicas de los aceros inoxidables austeníticos según la designación Europea EN 10088-1:2005 y la designación americana AISI-ASTM.

Physical properties of stainless steels									
GRADES	DESIGNATIONS (▼)		DENSITY at 20°C [kg/dm ³]	MODULUS OF ELASTICITY at 20°C [GPa]	MEAN COEFFICIENT OF THERMAL EXPANSION [10 ⁻⁶ K ⁻¹]		THERMAL CONDUCTIVITY at 20°C [W/(m·K)]	SPECIFIC HEAT at 20°C [J/(kg·K)]	ELECTRICAL RESISTIVITY at 20°C [Ωmm ² /m]
	EN [N°]	AISI/ASTM			20°C + 200°C	20°C + 400°C			
AUSTENITIC	1.4372 ⁽¹⁾	201	7,8	200	15,7 ^(a)	17,5 ^(a)	15	500 ^(a)	0,70
	1.4373 ⁽¹⁾	202	7,8	200	17,5 ^(b)	18,4 ^(a)	15	503 ^(a)	0,70
	1.4371 ⁽¹⁾		7,8	200	17,5	18,5	15	500	0,70
	1.4597 ⁽¹⁾		7,8	200	16,5	17,0	15	500	0,73
	1.4369 ⁽¹⁾		7,9	190	17,0	18,5	15	500	0,70
	1.4310 ⁽¹⁾	301	7,9	200	17,0	18,0	15	500	0,73
	1.4319 ⁽¹⁾		7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4318 ⁽¹⁾	301LN (301L)	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
		302 ^(b)	8,06	193	17,2 ^(a)	17,8 ^(a)	16,3 ^(b)	503	0,72
	1.4305 ⁽¹⁾	303	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4301 ⁽¹⁾	304	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4311 ⁽¹⁾	304LN	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4948 ^(a)	304H	7,9	200	16,9	17,8	17	450	0,71
	1.4307 ⁽¹⁾	304L	7,9	200	16,5	18,0	15	500	0,73
	1.4306 ⁽¹⁾	304L	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4315 ⁽¹⁾	304N	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4303 ⁽¹⁾	305	7,9	200	16,5	17,5	15	500	0,73
	1.4567 ⁽¹⁾		7,9	200	17,2	18,1	11,3 ^(b)	503 ^(b)	0,72 ^(a)
		308 ^(b)	8,06	193	17,3 ^(a)	17,8 ^(a)	15,3 ^(b)	503	0,72
	1.4828 ^(b)		7,9	200 ^(a)	16,5	17,5	15	500	0,85
	1.4833 ^(b)	309S	7,9	200 ^(b)	16,0	17,5	15	500	0,78
		310 ^(b)	8,06	200	15,9 ^(a)	16,2 ^(a)	14,2 ^(b)	503	0,78
	1.4845 ^(b)	310S	7,9	200 ^(b)	15,5	17,0	15	500	0,85
	1.4841 ^(b)	314	7,9	200 ^(b)	15,5	17,0	15	500	0,90

ANEXOS

D.2.3. Acero inoxidable austenítico AISI 304

Tabla D.4. Designaciones equivalentes (arriba) del acero inoxidable austenítico utilizado ACX 120 por la norma europea (EN) y americana (ASTM). Rangos de composición normalizados del suministrador para el ACX 120 (abajo) [Acerinox14]

ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO ACX 120	
DESIGNACIÓN EN	DESIGNACIÓN ASTM
1.4301	304
X5CrNi18-10	S30400

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
≤0,070	≤0,75	≤2,00	≤0,040	≤0,015	17,50-19,00	8,00-10,00

Figura D.2. Análisis metalográfico de la estructura del acero inoxidable austenítico ACX 120, atacado mediante reactivo Vilella [Acerinox14].

ANEXOS

Tabla D.5. Propiedades mecánicas (arriba) y propiedades térmicas (abajo) del acero inoxidable austenítico ACX 120 [Acerinox14].

R_{p0,2}	> 230 N/mm ²
R_m	540 - 750 N/mm ²
Alargamiento	> 45%
Dureza	< 200 HB

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
Módulo de elasticidad (GPa)	200	194	186	179	172	165
Coefficiente medio dilatación térmica entre 20°C (10⁻⁶ x K⁻¹) y	-	16	16,5	17	18	18
Conductividad térmica (W/m·K)	15	17	18	19	20,5	22
Resistividad eléctrica (Ω·mm²/m)	0,73	0,80	1,00	1,15	1,22	1,25

D.2.4. Acero inoxidable austenítico AISI 301

Tabla D.6. Designaciones equivalentes (arriba) del acero inoxidable austenítico utilizado ACX 100 por la norma europea (EN) y americana (ASTM). Rangos de composición normalizados del suministrador para el ACX 100 (abajo) [Acerinox14].

ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AL 7% DE NÍQUEL ACX 100	
DESIGNACIÓN EN	DESIGNACIÓN ASTM
1.4310	301
X10CrNi18-8	S30100

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
≤0,120	≤0,75	≤2,00	≤0,040	≤0,030	16,00-18,00	7,00-8,00

ANEXOS

Tabla D.7. Propiedades mecánicas (arriba) y propiedades térmicas (abajo) del acero inoxidable austenítico ACX 100 [Acerinox14].

R_{p0,2}	> 250 N/mm ²
R_{p1,0}	> 280 N/mm ²
R_m	600 - 950 N/mm ²
Alargamiento	mín 40%
Dureza	máx 200 HB

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
Módulo de elasticidad (GPa)	200	194	186	179	172	165
Coefficiente medio dilatación térmica entre 20°C (10⁻⁶ x K⁻¹) y	-	16	17	17	18	18
Conductividad térmica (W/m·K)	15	16,2	-	-	-	21,4
Resistividad eléctrica (Ω·mm²/m)	0,73	-	-	-	-	-

Figura D.3. Análisis metalográfico de la estructura del acero inoxidable austenítico ACX 100, atacado mediante reactivo Vilella [Acerinox14].

D.3. Aceros inoxidables ferríticos

Las aleaciones ferríticas son aleaciones con altos porcentajes de ferrita pura, no son endurecibles por tratamiento térmico y sólo son ligeramente endurecibles por trabajo en frío. Son magnéticas y tienen buena resistencia a la corrosión en muchos ambientes, pero con baja conductividad térmica.

Las aleaciones ferríticas poseen una ductilidad menor a la de los aceros inoxidables austeníticos, debido a la menor plasticidad de la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y poseen una temperatura de transición dúctil-frágil.

Los aceros con un contenido en cromo superior al 20% no se pueden someter a calentamientos a temperaturas intermedias, por el peligro de aparición de la fase sigma [AcerindII06] y sensibilización.

En los aceros inoxidables ferríticos, los contenidos típicos de los elementos de aleación son:

- i. $0,01\% < C < 0,35\%$
- ii. $16\% < Cr < 28\%$
- iii. Otros elementos: Mn, Si, P, S, Mo, Ti, Nb, Cu.

Al observar una micrografía del acero inoxidable ferrítico, como la que tenemos en la Figura D.4. nos encontramos con una estructura con bordes de grano curvos y de diferentes tamaños y zonas negras atacadas por el reactivo, en el interior del grano.

Figura D.4. Micrografía de un acero inoxidable ferrítico [Obtensol11].

D.3.2. Grados de los aceros inoxidables ferríticos

Tabla D.8. Aleantes de los aceros Dúplex (izquierda) y aceros inoxidables ferríticos (derecha) conforme a la designación Europea EN 10088-1:2005 y su correspondiente designación americana AISI-ASTM.

Chemical composition (cast analysis) ⁽¹⁾⁽⁷⁾ of stainless steel flat products													
Name	Designation EN	EN Number	Designation AISI/ASTM	C	Si	Mn	P max	S	N	Cr	Mo	Ni	Others
DUPLEX	X2CrNiMoN22-6-3 [®]	1.4462 [®]	2205	≤0.030	≤1.00	≤2.00	0.035	≤0.015	0.19 to 0.22	21.00 to 23.00	2.50 to 3.50	4.50 to 6.50	
	X2CrNiMoN22-4 [®]	1.4362 [®]	2304	≤0.030	≤1.00	≤2.00	0.035	≤0.015	0.09 to 0.20	22.00 to 24.00	0.10 to 0.60	3.50 to 5.50	Cu: 0.10 to 0.60
	X2CrNiMoN22-4 [®]	1.4365 [®]		≤0.030	≤1.00	≤2.00	0.035	≤0.015	0.09 to 0.20	22.00 to 24.00	0.10 to 0.60	3.50 to 5.50	Cu: 1.00 to 3.00
	X2CrNiMoN25-7-4 [®]	1.4470 [®]	2607	≤0.030	≤1.00	≤2.00	0.035	≤0.015	0.24 to 0.35	24.00 to 26.00	3.00 to 4.50	6.00 to 8.00	
	X2CrNiMoN25-6-3	1.4507 [®]	265	≤0.030	≤0.70	≤2.00	0.035	≤0.015	0.20 to 0.30	24.00 to 26.00	3.00 to 4.00	6.00 to 8.00	Cu: 1.00 to 2.50
	X2CrNiMoN25-7-4 [®]	1.4501 [®]		≤0.030	≤1.00	≤1.00	0.035	≤0.015	0.20 to 0.30	24.00 to 26.00	3.00 to 4.00	6.00 to 8.00	Cu: 0.50 to 1.00, W: 0.50 to 1.00
	X2CrNiMoN18-6-3	1.4434 [®]		≤0.030	1.40 to 2.00	1.20 to 2.00	0.035	≤0.015	0.05 to 0.10	18.00 to 19.00	2.50 to 3.00	4.50 to 5.20	
	X2CrNiMoN29-7-2 [®]	1.4477 [®]		≤0.030	≤0.50	0.80 to 1.50	0.030	≤0.015	0.30 to 0.40	28.00 to 30.00	1.50 to 2.60	5.50 to 7.50	Cu: 0.60
	X2CrNi12	1.4033		≤0.030	≤1.00	≤1.50	0.040	≤0.015 [®]	≤0.030	10.50 to 12.50	0.30 to 1.00		
	X2CrNi12	1.4512	439	≤0.030	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015		10.50 to 12.50			Ti: 0.05 (C+N) to 0.65
FERRITIC	X2CrNi12	1.4516		≤0.08	≤0.70	≤1.50	0.040	≤0.015		10.50 to 12.50			0.60 to 1.50
	X6Cr13	1.4000	410S	≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		12.00 to 14.00			
	X6CrAl13	1.4050	405	≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		12.00 to 14.00			Al: 0.10 to 0.30
	X5CrNiMoN15-2	1.4509		≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015		13.50 to 15.50	0.20 to 1.20	1.00 to 2.00	Ti: 0.30 to 0.50
	X1CrNi15	1.4555	425 [®]	≤0.12	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.030	≤0.020	14.00 to 16.00			Mo: 0.20 to 0.60
	X6Cr17	1.4016	430	≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		16.00 to 18.00			Ti: 0.30 to 0.60
	X2CrNi17	1.4520		≤0.025	≤0.50	≤0.50	0.040	≤0.015	≤0.015	16.00 to 18.00			Mo: 12xG to 1.00
	X2CrNi17	1.4511		≤0.05	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		16.00 to 18.00			
	X2CrNi17-1	1.4517		≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015		16.00 to 18.00			1.20 to 1.60
	X6CrNi17-1	1.4113	434	≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		16.00 to 18.00	0.00 to 1.40		
	X2CrNi17	1.4510	439	≤0.05	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015 [®]		16.00 to 18.00			Ti: 4x(C+N) to 0.15 to 0.60 [®]
	X2CrNi17-1	1.4513		≤0.025	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015	≤0.020	16.00 to 18.00	0.00 to 1.40		
	X2CrMo18-2	1.4521	444	≤0.025	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015	≤0.030	17.00 to 20.00	1.60 to 2.50		
	X6CrNi18-1	1.4526	436	≤0.08	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015	≤0.040	16.00 to 18.00	0.60 to 1.40		Ti: 4x(C+N) to 0.15 to 0.60 [®] Nb: 7x(C+N) to 0.10 to 1.00 Nb: 3x(C+N) to 1.00, Ti: 0.10 to 0.60 Nb: 0.35 to 0.55, 2x 7x(C+N) to 1.0
	X2CrNi21-7	1.4560		≤0.030	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015		16.00 to 17.50			
	X1CrNi28	1.4749	446	0.15 to 0.20	≤1.00	≤1.00	0.040	≤0.015	0.15 to 0.25	26.00 to 29.00			Al: 0.50 to 1.00
	X10CrAl5	1.4713		≤0.12	0.50 to 1.00	≤1.00	0.040	≤0.015		6.00 to 8.00			Al: 0.70 to 1.20
	X10CrAl5	1.4724		≤0.12	0.70 to 1.40	≤1.00	0.040	≤0.015		12.00 to 14.00			Al: 1.20 to 1.70
	X10CrAl5	1.4762		≤0.12	0.70 to 1.40	≤1.00	0.040	≤0.015		23.00 to 26.00			Ti: 0.05 to 0.65
X2CrNi29-4	1.4592		≤0.025	≤1.00	≤1.00	0.030	≤0.010	≤0.045	28.00 to 30.00	3.00 to 5.00	2.50		

ANEXOS

Tabla D.9. Aleantes de los aceros Dúplex (izquierda) y aceros inoxidables ferríticos (derecha) conforme a la designación Europea EN 10088-1:2005 y su correspondiente designación americana AISI-ASTM.

Physical properties of stainless steels									
GRADES	DESIGNATIONS (V)		DENSITY at 20°C [kg/cm ³]	MODULUS OF ELASTICITY at 20°C [GPa]	MEAN COEFFICIENT OF THERMAL EXPANSION [10 ⁻⁶ °K ⁻¹]		THERMAL CONDUCTIVITY at 20°C [W/(m·K)]	SPECIFIC HEAT at 20°C [J/(kg·K)]	ELECTRICAL RESISTIVITY at 20°C [Ω·mm ² /m]
	EN [N°]	AISI/ASTM			20°C - 200°C	20°C - 400°C			
FERRITIC	1.4003 ⁽¹⁾		7,7	220	10,8	11,6	25	430	0,60
	1.4512 ⁽¹⁾	409	7,7	220	11,0	12,0	25	460	0,60
	1.4516 ⁽¹⁾		7,7	220	10,5 ^(m)	11,5 ^(m)	30	460	0,60
	1.4000 ⁽¹⁾	410S	7,7	220	11,0	12,0	30	460	0,60
	1.4002 ⁽¹⁾	405	7,7	220	11,0	12,0	30	460	0,60
	1.4589 ⁽¹⁾		7,7	220	11,0	12,0	25	460	0,60
		429 ^(m)	7,78	200	10,3 ^(m)	(n.r.)	25,7 ⁽ⁿ⁾	460	0,59
	1.4595 ⁽¹⁾		7,7	220	10,8	11,6	30	460	0,60
	1.4016 ⁽¹⁾	430	7,7	220	10,0	10,5	25	460	0,60
	1.4105 ⁽¹⁾	430F	7,7	220	10,5	10,5	25	460	0,70
	1.4520 ⁽¹⁾		7,7	220	10,8	11,6	20	430	0,70
	1.4511 ⁽¹⁾		7,7	220	10,0	10,5	25	460	0,60
	1.4017 ⁽¹⁾		7,7	220	10,2 ^(m)	10,8 ⁽ⁿ⁾	30	460	0,70
	1.4113 ⁽¹⁾	434	7,7	220	10,5	10,5	25	460	0,70
FERRITIC	1.4513 ⁽¹⁾		7,7	220	10,5	10,5	25	460	0,70
	1.4510 ⁽¹⁾	439	7,7	220	10,0	10,5	25	460	0,60
		442 ⁽ⁿ⁾	7,78	200	10,2 ^(m)	(n.r.)	21,7 ⁽ⁿ⁾	460	0,64
	1.4521 ⁽¹⁾	444	7,7	220	10,8	11,6	23	430	0,80
	1.4526 ⁽¹⁾	436	7,7	220	11,7 ^(m)	12,1 ⁽ⁿ⁾	30	440	0,70
	1.4509 ⁽¹⁾		7,7	220	10,0	10,5	25	460	0,60
	1.4590 ⁽¹⁾		7,7	220	(n.r.)	(n.r.)	26	460	0,60
	1.4749 ⁽¹⁾	446	7,7	200 ⁽ⁿ⁾	10,0	11,0	17	500	0,70
	1.4713 ⁽¹⁾		7,7	(n.r.)	11,5	12,0	23	450	0,70
	1.4724 ⁽¹⁾		7,7	(n.r.)	10,5	11,5	21	500	0,75
	1.4762 ⁽¹⁾		7,7	(n.r.)	10,5	11,5	17	500	1,10
	1.4592 ⁽¹⁾		7,7	220	(n.r.)	(n.r.)	17	440	0,67

ANEXOS

D.3.3. Acero inoxidable ferríticos AISI 430/430Ti

Tabla D.10. Designaciones equivalentes (arriba) del acero inoxidable austenítico utilizado ACX 490 por la norma europea (EN) y americana (ASTM). Rangos de composición normalizados del suministrador para el ACX 490 (abajo) [Acerinox14].

ACERO INOXIDABLE FERRÍTICO ACX 490	
DESIGNACIÓN EN	DESIGNACIÓN ASTM
1.4016	430
X6Cr17	S43000

C	Si	Mn	P	S	Cr	N
≤0,040	≤1,00	≤1,00	≤0,040	≤0,015	16,00-18,00	≤0,033

Figura D.5. Análisis metalográfico de la estructura del acero inoxidable austenítico ACX 490, atacado mediante reactivo Vilella [Acerinox14].

ANEXOS

Tabla D.11. Propiedades mecánicas (arriba) y propiedades térmicas (abajo) del acero inoxidable austenítico ACX 490 [Acerinox14].

$R_{p0,2}$	$> 260 \text{ N/mm}^2$
R_m	$450 - 550 \text{ N/mm}^2$
Alargamiento	$> 25\%$
Dureza	$< 175 \text{ HB}$

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
Módulo de elasticidad (GPa)	220	215	210	205	195	-
Coefficiente medio dilatación térmica entre 20°C ($10^{-6} \times \text{K}^{-1}$) y	-	10	10	10,5	10,5	11
Conductividad térmica (W/m·K)	25	28,5	31	32	33	34
Resistividad eléctrica ($\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$)	0,60	0,79	0,98	1,15	1,22	1,30

D.3.4. Acero inoxidable ferríticos AISI 441

Tabla D.12. Designaciones equivalentes (arriba) del acero inoxidable austenítico utilizado ACX 845 por la norma europea (EN) y americana (ASTM). Rangos de composición normalizados del suministrador para el ACX 845 (abajo) [Acerinox14].

ACERO INOXIDABLE FERRÍTICO ACX 845							
DESIGNACIÓN EN				DESIGNACIÓN ASTM			
1.4509				--			
X2CrTiNb18				S43940			

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb
$\leq 0,030$	$\leq 1,00$	$\leq 1,00$	$\leq 0,040$	$\leq 0,015$	17,50-18,50	$\geq 0,10$	0,30-1,20

ANEXOS

Figura D.6. Análisis metalográfico de la estructura del acero inoxidable ferrítico ACX 845, atacado mediante reactivo Vilella tras 900 h a 800 °C [Acerinox14].

Tabla D.13. Propiedades mecánicas (arriba) y propiedades térmicas (abajo) del acero inoxidable austenítico ACX 845 [Acerinox14].

R_{p0,2}	> 230 N/mm ²
R_m	430 - 630 N/mm ²
Alargamiento	> 20%
Dureza	< 185 HB

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
Módulo de elasticidad (GPa)	220	215	210	205	195	185
Coficiente medio dilatación térmica entre 20°C (10 ⁻⁶ x K ⁻¹) y	-	10	10	10,5	10,5	-
Conductividad térmica (W/m·K)	25	-	-	-	-	26,3
Resistividad eléctrica (Ω·mm ² /m)	0,65	0,80	0,95	1,07	1,20	1,30

D.4. Fases intermetálicas de los aceros inoxidables

La formación de fases y compuestos intermetálicos en aceros inoxidables, es un defecto muy común que puede provocar fragilización y distintos tipos de corrosiones [AWS00].

- 1) Fase Sigma (σ): (725 K - 1250 K). Su composición es Fe (Cr, Mo, Ni, Mn, Cu).
- 2) Fase Chi (χ): (975-1175 K). Crece en la matriz delta y fragiliza.
- 3) Carburo tipo M_7C_3 : (1225 y 1325 K). Habitualmente precipitan en la interfase α/γ .
- 4) Carburo tipo $M_{23}C_6$: (1000 a 1200 K). Fomenta la corrosión intergranular.
- 5) Nitruros de cromo Cr_2N y CrN : (975- 1175 K). provoca intergranular de Cr_2N .
- 6) Austenita secundaria, Gamma 2 (γ_2): (925 K - 1175 K). De fácil formación.
- 7) Fase alfa prima (α'): (575-800 K). Fase rica en cromo.
- 8) Otros precipitados: intervienen en la fragilización en caliente Tabla D.14.

Tabla D.14. Fases de bajo punto de fusión en aceros inoxidables [Shankar03].

Fases de bajo punto de fusión	
Estructura	Punto de fusión (K)
Eutético Fe-FeS	1261
Eutético Ni-NiS	903
Eutético Fe-Fe ₃ S	1321
Eutético Ni-Ni ₃ P	1148
Eutético Fe-Fe ₂ B	1450
Eutético Ni-Ni ₂ B	1413
Eutético (Fe,Cr) ₂ B- γ	1453
Eutético Fe-Fe ₂ Nb	1643
Eutético NbC- γ	1588
Fase rica en Nb-Ni	1433
Eutético Fe-Fe ₂ Ti	1563
Eutético TiC- γ	1593
Eutético Fe-Fe ₂ Si	1485
Eutético NiSi-Ni ₃ Si ₂	1237
Fase NiSi- γ	1269

D.5. Acabados superficiales de los aceros inoxidables

Tabla D.15. Principales designaciones de las superficies de acero inoxidable.

EN 10088-2	ASTM	ACABADOS / FINISHES
LAMINACIÓN EN CALIENTE / HOT ROLLED		
1D	N°1	Recocido y decapado / Annealed and pickled material
1M	N°1 L	Grabado en caliente con posterior recocido y decapado / Hot rolled, embossed, annealed and pickled material
1U	BOBINA NEGRA BLACK COIL	Bobina negra / Black coil
LAMINACIÓN EN FRÍO / COLD ROLLED		
2D	2D	*Recocido y decapado / *Annealed and pickled material
2B	2B	Recocido, decapado y skimpasado en húmedo / Annealed & pickled, wet skin-passed material
2R	BA	Recocido final BA y skimpasado en seco / Final BA annealing, dry skin-passed material
2G	N°3	*Acabado 2B o BA, esmerilado con grano 80 a 120 en húmedo y con skimpasado / *2B or BA finish material, grinding with 80-120 grit
	N°4	*Acabado 2B o BA, esmerilado con grano 150 a 400 / *2B or BA finish material, grinding with 150-400 grit
	N°4 - 5B - VF Scotch-brite	*Acabado 2B o BA, esmerilado con grano 180 más scotch-brite muy fino y skimpasado en seco / *2B or 2A finish, grinding with 180 grit, scotch-brite belt satin finish, dry skin-passed material
2K	5B - VF Scotch-brite	*Acabado 2B o BA, satinado muy fino con cinta scotch-brite y skimpasado en seco / *2B or BA finish, scotch-brite belt satin finish, dry skin-passed material
		*Acabado 2B o BA, satinado muy fino con cinta scotch-brite y skimpasado en húmedo / *2B or 2A finish, scotch-brite belt satin finish, wet skin-passed material
		*Acabado 2B o BA, esmerilado con grano 400 y con cinta de corcho / *2B or 2A finish, esmerilado con grano 400 y con cinta de corcho
2F	N°4 - RLD Rolled-on	*Acabado 2B o BA, grabado en skimpasado húmedo / 2B or 2A finish, embossed wet skin-passed material
GRAVADO / EMBOSSED		
2M	Embossed	Acabado BA con posterior grabado por laminación y recocido final en BA sin skimpasado / BA finish, roll-embossed, final BA annealing without skin-pass material
ENDURECIDO / HARD TEMPERED		
2H	1/4, 1/2, 3/4, 4/4 DURO / HARD	Acabado 2D con reducciones del 10% al 45% que aumentan su resistencia mecánica / 2D finish material with reduction of 10-45% to increase mechanical resistance

Figura D.7. Principales acabados superficiales del acero inoxidable. De arriba abajo: acabado 2B en AISI 304 (izquierda) y AISI 430 (derecha). Acabado 2R en AISI 304 (izquierda) y AISI 430 (derecha), Acabado 2G - G180 (izquierda) y G220 (derecha). Acabado S.B. (izquierda) y 2D (derecha).

ANEXOS

D.6. Condiciones de suministro

Tabla D.16. Principales formatos de entrega del acero inoxidable

PRODUCTO PRODUCT	Espesor Thickness (mm)	Ancho Width (mm)	Longitud Length (mm)	Peso máx. / Max weight (Kg/mm width)
Deslante / Slab	200	915 - 1524	4000 - 12000	
Bobina negra / Black coil	2,00 - 10,00	915 - 1524		19
Palanquilla / Billet			4000 - 7000	
Placa / Plate	10,00 - 50,00	915 - 1524	2000 - 6000	
Bobina laminada en caliente / Hot rolled coil	2,00 - 10,00	915 - 1524		19
Chapa laminada en caliente (Nº1) / Hot rolled sheet (Nº1)	2,00 - 6,00	915 - 1524	* 2000 - 9000	
Perfil laminado en caliente Flat bar	2,00 - 5,00	12 - 250	3000 - 6000	
	5,00 - 16,00	20 - 200		
Bobina (Flejes) laminación frío BA / BA Cold rolled coil (Strips)	0,20 - 1,80	50 - 1250		19
Bobina (Flejes) laminación frío 2B/2D 2B/2D Cold rolled coil (Strips)	0,40 - 0,50	50 - 1250		19
	0,60 - 2,50	50 - 1524		
	2,50 - 6,00	70 - 1524		
Chapa laminación frío BA / BA Cold rolled sheet	0,20 - 1,80	800 - 1250	1000 - 6000	
Chapa laminación frío 2B/2D 2B/2D Cold rolled sheet	0,40 - 0,50	800 - 1250	1000 - 6000	
	0,60 - 2,50	800 - 1524		
	2,50 - 6,00			
Discos / Circles	0,40 - 2,00			
Chapa & bobina laminada / Engraved coil & sheet	3,00 - 6,00	915 - 1524	2000 - 9000

Figura D.8. Principales formatos laminados en frío: bobina (izquierda) y chapa (derecha).

ANEXO E. Minimization of the thermal material effects on pulsed dynamic laser welding

Research paper

Minimization of the thermal material effects on pulsed dynamic laser welding

Alejandro Tur, Francisco Cordovilla*, Ángel García-Beltrán, José L. Ocaña

UPM Laser Centre, Polytechnical University of Madrid, Ctra. Valencia, km. 7.3., 28031 Madrid, Spain

ARTICLE INFO

Article history:

Received 22 December 2016

Received in revised form 8 March 2017

Accepted 9 March 2017

Available online 10 March 2017

Keywords:

Pulsed laser welding

Static welding

Overlapping factor

Conduction mode

Keyhole mode

ABSTRACT

Achieving a uniform welding seam with minimum overheating is crucial to obtain high quality joints in laser welding. The classical formula of the overlapping factor for laser pulsed welding was modified by the introduction of empirical corrections from the application of static pulses involving constant energy combinations of laser power and pulse duration. The energy re-allocation in the case of dynamic pulses was studied as a function of the laser displacement speed. Energy optimization criteria aiming the minimization of the energy per length unit or surface unit were introduced. An optimized uniform welding seam with minimum thermal affectation was obtained by means of dynamic pulses.

© 2017 Elsevier B.V. All rights reserved.

1. Introduction

Laser welding technology is capable of achieving high quality seams through the correct allocation of the energy supplied to the process, as is illustratively detailed for several practical cases in *Katayama's handbook* (2013). That work highlights the importance of the welding technique to control the energy effectively introduced into the material.

Laser pulsed welding allows the energy introduced into the process to be controlled by adjusting several variables. According to *Tzeng* (2000), the energy transmitted into the material in pulsed welding depends mainly on the following set of variables: laser peak power, pulse time, process speed and the superposition of consecutive pulses, known as overlapping factor. This last one is calculated considering the process speed and the frequency of the pulses, synthesizing, representatively, the effect of a particular combination of process parameters.

The work of *Tadamalle et al.* (2013) shows that the fused area in the material may not coincide with the theoretical laser beam diameter. This difference leads to unexpected results if the overlapping factor formula uses the theoretical beam diameter without any empirical correction representing the energy supply on the treated surface. Particularly, it could result in the selection of parameters

leading to an overheating of the surface, associated to quality problems.

Several works deal with the problem of an excess of energy introduced into the material. For example, *Vesel et al.* (2008) show how at prolonged high temperatures in stainless steels there is a growth of iron oxide that can harm the protective passive layer. *Roberge* (2008) explains how a weakened passive layer will be more prone to be affected by other kinds of corrosion such as galvanic corrosion, found in dissimilar joints of two different metals. Also, overheating of the liquid metal can lead to spattering and irregularities in the welding which may cause corrosion in the crevices and constitute the origin of cracks. Considering metallurgical aspects, *Alizadeh-Sh et al.* (2014) show that an oversized heat affected zone (HAZ) promotes changes in the microstructure and grain size that reduce the mechanical strength of the welded joint.

All of these difficulties justify a methodology to extend the capabilities of the formula of the overlapping factor in order to take into account the influence of the process parameters on the real affected area in the material, which, in turn, must determine the effective distance between consecutive pulses. While some studies use statistical approaches, such as *Masoumi and Shahriari* (2010), by means of the Taguchi method in order to select the correct set of parameters during the laser welding, the current study focus on the phenomena which characterize the laser-material interaction, offering a practical approach to the problem. In the review by *Mackwood and Crafer* (2005), it can be seen how the heat absorption changes between the different welding techniques through three different physical mechanisms of interaction, con-

* Corresponding author.

E-mail addresses: francisco.cordovilla.baro@upm.es, francisco.cordovilla.baro@gmail.com (F. Cordovilla).

Table 1
Composition and physical properties of the AISI 430 ferritic stainless steel.

C	Si	Mn	P	S	Cr	N		
≤0.080	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.015	16.00-18.00	≤0.045		
Property (at different Temperatures)			20 °C	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C
Elasticity Modulus (GPa)			220	215	210	205	195	195
Coefficient of Thermal Expansion (10 ⁻⁶ K ⁻¹)			10	10	10	10.5	10.5	11
Thermal Conductivity (W/m·K)			25	25.8	31	32	33	34

Fig. 1. Interaction modes for a beam diameter matching the thickness of the plate 1. Conduction mode. 2. Conduction-keyhole. 3 Keyhole mode.

Fig. 2. Scheme of the process for static and dynamic pulses, representing the clamping system and the incidence angle.

duction welding, keyhole welding, whose governing equations are thoroughly developed by Zhou et al. (2006), and the inverse Bremsstrahlung shielding. The energy efficiency of these mechanisms changes depending on the flow dynamics and reaches its peak in the keyhole phase as explained by Eriksson et al. (2013). A procedure which is able to select the appropriate mechanism, and make a suitable use of it through the overlapping factor formula is proposed, considering, innovatively, the welding regime, conduction or keyhole, and its consequences in the context of the of the process, static or dynamic, showing important phenomena that must be controlled.

In the first place, a static and dynamic set of test has been carried out to characterize the laser-material interaction. The observation of single static pulses is used to reduce the range of interest of the parameters which will be tested dynamically. A comprehensive energy characterization of the empirical results is carried out to determine the conditions to obtain a certain affected area in the material with the minimum waste of energy. Then, the reproduction of static parameters in dynamic conditions at different speeds provides understanding of the energy re-allocation as a consequence of the dynamic transition. Finally, by selecting the most energy efficient results and introducing them in the modified overlapping formula the desired pulsed welding seam is obtained. In this way, the proposed methodology offers a novel way of reducing the uncertainty in the selection of the process parameters, by the introduction of empirical corrections and criteria to optimize the energy supply.

The design of welding seams using the formula of the overlapping factor with dynamic laser pulses has demonstrated its capabilities to obtain uniform welding seams with a minimum overheating of the material. It has led to high quality results, measured in terms of absence of corrosion and mechanical resistance

of the joint, in comparison with continuous welding, for similar process parameters.

2. Material and experimental setup

Without any lack of generality, the AISI 430 steel (1.4016 or X6Cr17 according to EN designation) has been selected as working material. It is one of the most common ferritic stainless steels in engineering with important applications in consumer goods and food industry. Table 1 synthesizes the chemical composition and physical properties of the AISI 430 steel.

The welding equipment is a Rofin Sinar Nd:YAG laser releasing radiation at a wavelength $\lambda = 1064 \text{ nm}$, with a maximum output power $P = 3.3 \text{ kW}$. The laser radiation is transported through optical fiber to a welding nozzle installed in an industrial robot ABB IRB 4400. The head of the welding equipment is prepared for autogenous welding with the option of using coaxial gas in a controlled way. The clamping system combines mechanical clamps and magnets to guarantee similar positions in different welding samples.

An important characteristic of the process arrangement is the coincidence between the diameter of laser beam, ϕ , and the thickness of the plates that were irradiated in the experimental tests. For the case of the present study a value of 0.4 mm has been selected for both magnitudes. On the one hand, this value constitutes a typical diameter size to get a suitable energy density in laser welding, keeping, at the same time, the thickness of the plates within a value where it is possible to evaluate accurately the effect of the laser in both sides, the irradiated face and the opposite one. On the other hand, the diameter of the laser beam is strongly related with the depth and size of the fusion bath. It implies that, if the thickness of the plate is smaller than the laser beam diameter, it melts before

Table 2

Process parameters for the three different rounds in static tests.

Round	Energy Level (J)	Pulse duration (ms)	Power (W)
High power, low pulse duration	5	5	1000
	7	5	1400
	10	5	2000
	12	5	2400
	15	5	3000
Middle power, middle pulse duration	5	10	500
	7	10	700
	10	10	1000
	12	10	1200
	15	10	1500
Low power, high pulse duration	5	15	333
	7	15	467
	10	15	667
	12	15	800
	15	15	1000

having the possibility of reaching keyhole regime; on the opposite side, for a plate thicker than the beam diameter, it is impossible to reach high penetration of the fusion bath maintaining the conduction regime. Only when the relation of diameter and thickness is close to one is it feasible to study the effect of both, conduction and keyhole regimes. Fig. 1 represents schematically the relative dimensions of the fusion bath in comparison with thickness for conduction, intermediate and keyhole regimes.

All the plates are irradiated with an incidence angle of 10° . This value constitutes a compromise to avoid the reflected radiation affecting the welding nozzle and, at the same time, preventing, plasma, associated to keyhole regime, from advancing in a divergent direction from the laser beam. Incidence angles larger than 10° result in two different advancing fronts in the fusion bath, as explained by Jain et al. (2015).

Different tests have been carried out with laser pulses in static and dynamic conditions. Fig. 2 represents schematically the configuration of the process.

The characterization of the samples is carried out with an optical microscope due to its versatility for the first analysis of the results. For an accurate analysis and to get profilometries of the samples, a confocal laser scanning microscope (CLSM) is used in connection with image and measurement software.

3. Theoretical background

The overlapping factor is a measure of the superimposition between consecutive pulses. In a succession of them, this concept is used to know the length in which each covers the previous one, if the pulses are tangent between them, or, even, if there are gaps in the middle of consecutive pulses. It enables the concentration of energy introduced into the material to be measured from a geometrical characterization of the process.

In the case of static pulses, where the laser source is fixed during the irradiation stage and the distance between consecutive pulses is constant, the overlapping factor can be calculated just by considering the diameter of the beam and the distance between pulses. Fig. 3 left shows a diagram of two consecutive static pulses.

In Fig. 3 left ϕ_E is the diameter of the static pulse, D is the distance between consecutive pulses, assumed to be $D \leq \phi_E$. Under these circumstances the overlapping factor, OF , is given by Eq. (1).

$$OF = D/\phi_E \quad (1)$$

In the case of dynamic pulses (Fig. 3 right) the movement of the laser source simultaneously to the irradiation of the material leads to a longer pulse of length L by adding to the original size ϕ_E , the section covered by the laser during its travel, $v \cdot t$, leaving an uncovered part in the first pulse of length S , in the case of consecutive

Fig. 3. Diagram of two consecutive static pulses (left) and dynamic pulses (right).

pulses. From Fig. 3 right the formula of the overlapping factor can be expressed as Eq. (2).

$$OF = (L - S)/L \quad (2)$$

In the study by Tzeng (2000) the variables in Eq. (2) are operated in order to make explicit the process parameters which determine the behavior of a succession of dynamic pulses. They are the frequency of pulses, f , and the relation between the duration of each pulse and the time between two consecutive ones, known as duty factor, DF . This turns Eq. (2) into Eq. (3).

$$OF = 1 - (v/f)/[\phi_E + (V \cdot DF)/f] \quad (3)$$

The condition for a continuous welding seam implies that $OF \geq 0$. Particularly, a continuous welding seam with a minimum waste of energy must fulfill $OF = 0$, which means that the consecutive laser pulses are tangent.

Introducing the nominal diameter of the laser beam into Eq. (3) and establishing the condition for a minimum waste of energy, a range of process parameters could be solved to build a continuous welding seam. Nevertheless, the experimental diameter of the affected region by a single pulse on the material might differ dramatically from the nominal diameter of the laser beam, and the use of the theoretical beam diameter without any experimental correction, leads to unexpected results.

If in eq. (3) the terms corresponding to the dimensions of the beam are associated to an empirically measured diameter obtained in an energy optimization process, the parameters solved from the formula will represent the real conditions of the process, allowing a suitable optimization of the energy to be carried out if, additionally, the condition of tangency between pulses is imposed.

Given the big number of process variables in Eq. (3), additional energy optimization can be made, according to the requirements of the welding seam, to eliminate the indetermination of the problem.

The linear energy expression, Eq. (4), allows the energy per unit length to be minimized. This parameter is similar to the heat input used in common welding, which is also expressed in units of energy

Fig. 4. Size of the fusion bath, HAZ (left) and profilometry (right) of tests associated to an energy level of 5 J.

Fig. 5. Evolution of the fusion bath when increasing the pulse duration for constant power.

per length of welding seam. In this case, the process of selecting the welding is done through empirical measures of single pulses and not the complete bead.

$$E_L = E_P \cdot N_P / L_T \quad (4)$$

In Eq. (4) E_L is the total linear energy, E_P is the energy of each pulse, N_P is the number of pulses in the selected length of the welding and L is the length of the welding.

The second possible optimization is the minimization of the energy per surface unit whose expression is given by Eq. (5). This

parameter can be measured in either the front side or the rear side of the fusion bath, depending on which overlapping factor was equaled to zero, allowing either a front or rear continuous dynamic seam to be achieved.

$$E_S = (E_P \cdot N_P) / (L \cdot \phi) \quad (5)$$

In Eq. (5) the term E_S is the surface energy, E_P is the energy of each pulse, N_P is the number of pulses in the selected length of the welding, L is the length of the welding and ϕ is the real diameter of

Fig. 6. Evolution of the fusion bath when increasing the power for constant pulse duration.

Fig. 7. Rear diameter of the fusion bath vs. laser power for different pulse durations of 5 ms, 10 ms and 15 ms.

each pulse corresponding to the region for which the overlapping is to be established.

Both Eqs. (4) and (5) enable the heat input introduced into the welding seam to be known, from different points of view, making possible, by controlling the pulse duration in the duty factor term, the use of the remaining heat in between as an energy contributing to the fusion bath allowing for a reduction of the energy supply, or to take it into account to reduce the pulse duration, preventing the material from an excessive overheating.

4. Experimental results and discussion

4.1. Static pulses

On the way to characterize the dimensions of the real affected zone from the parameters of the process, to provide with useful parameters the formula of the overlapping factor, static pulses are analyzed in the first place.

Following the experiments carried out by Moulali et al. (2013) on static bead geometry, the range of energy covered in the present study is 5 J–15 J, which includes typical values in laser pulsed welding. This range is covered three times by different representative tests. In the first round, every level of energy within the range is obtained by high power, in terms of laser welding, and a short duration of the pulse. In the second round, the same levels of energy are the result of intermediate powers and pulse durations. Finally, in

the third round, all the pulses are obtained from low powers and high pulse durations. This procedure highlights, not only the effects of elevating the energy of the pulses, but also, the influence of every variable which contributes to define a certain energy level. Table 2 contains the process parameters during the experimental tests.

From the set of tests contained in Table II, some comparisons can be made to evaluate the influence of different ways of getting a certain energy level. Fig. 4 compares the dimensions of the fusion bath, HAZ and profilometry of the three tests associated to an energy level of 5 J, obtained by the combinations: 5 ms–1000 W (top), 10 ms–500 W (middle) and 15 ms–333 W (bottom). This simple comparison highlights the influence of variables that define the laser pulse, beyond the amount of energy supplied.

Fig. 4 top represents the case with the highest power and lowest duration of the pulse. Under these circumstances the size of the HAZ is very close to the size of the fusion bath, which, in turn, has reached a high penetration throughout the metal plate, according to the profilometry. It corresponds to the keyhole laser welding regime. Fig. 4 middle shows a situation of a HAZ slightly bigger than the fusion bath, with a shorter penetration, in correspondence with an intermediate keyhole-conduction regime. Fig. 4 bottom, obtained with the shortest power and largest pulse duration, exhibits a typical behavior of the conduction regime, with an enlarged HAZ and a low penetration of the fusion bath.

Once the relation between the variables which define the energy of the laser pulse and the resulting welding regime has been clarified the next step, to obtain realistic measurements to introduce in the formula of the overlapping factor, is characterizing the size and behavior of the fusion bath in the different alternatives to reach a certain energy level.

Fig. 5 describes the evolution of the fusion bath when raising the level of energy of the laser pulse by an increasingly larger pulse duration, 5 ms, 10 ms and 15 ms, with a constant laser power of 1000 W.

According to the behavior displayed in Fig. 5, both, front and rear diameter of the fusion bath, exhibit a growth proportional to the energy supplied, which, in turn, is proportional to the pulse duration under the conditions of the process. This characteristic allows for deducing that the angle of the fusion bath in the cross section of the plate maintains approximately a constant value, enabling the diagram in Fig. 5 top to be built.

Fig. 6 shows the same levels of energy as in Fig. 5 but for constant pulse duration of 5 ms with growing power of 1000 W, 2000 W and 5000 W.

According to Fig. 6, the area of the front side tends to stabilize, as can be seen in the step from 10 J to 15 J, which implies that the incre-

Fig. 8. Rear fusion bath, topographic map and profilometry for 1000 W, 5 ms (top), 10 ms (middle) and 15 ms (bottom).

Fig. 9. Area of the fusion bath vs. duration of the laser pulses.

ment of energy has led to a deeper penetration of the fusion bath in comparison with the case displayed in Fig. 5. In this situation, the angle of the fusion bath in the cross section must change between pulses with different energy, leading to the scheme proposed in Fig. 6 top.

The different behavior shown in Figs. 5 and 6 has its basis in the tight relation between the welding regime and the power density. The latter variable controls, predominantly, the main mechanisms of energy exchange in the fusion bath, as it has been studied through the relations of the model by Zhou et al. (2006), including the melt flow dynamics and the increase of absorption when plasma arises in the keyhole regime, associated to the inverse bremsstrahlung phenomenon.

The tendencies introduced by the examples developed in Figs. 5 and 6 ascertain several practical ideas to introduce empirical corrections in the formula of the overlapping factor. In the first place, the real dimensions of the fusion bath for a given pulse may strongly differ from the nominal diameter of the laser beam. While the latter has a diameter of 0.4 mm, Figs. 5 and 6 show a diameter of around 1 mm for the experimental fusion bath in the cases with the highest energy. Secondly, the spread of the fusion bath and its penetration are opposing trends, because they are associated to different welding regimes that can be controlled by the user by means of the variables which define the energy supplied to the pulse. Finally, a transfer function to relate the front and rear sizes of the fusion bath can be established from the level of energy and the way in which it is introduced into the material, which is of interest in those applications where the rear side of the welding is not accessible and it carries the mechanical responsibility of the junction.

The general phenomena that relate the energy supply with the fusion bath dimensions can be analyzed by displaying some representative characteristics of the fusion bath as a function of power, pulse duration and total energy for the three rounds of pulses that have been carried out.

Fig. 7 represents the diameter of the fusion bath in the rear side as a function of the laser power for all the tests introduced in Table 2. While for the cases of 15 ms and 10 ms, associated to relatively low levels of power, the growth of the diameter follows a proportional tendency with power, in the case of 5 ms it has an asymptotic behavior.

From Fig. 7 it can be seen how the duration of the pulse plays a crucial role in the characteristics of the fusion bath for a given level of energy. For the shortest pulse duration, the amount of power required makes the welding mode jump from conduction

Fig. 10. Fusion bath (top) and profilometry (bottom) of the transition from static pulse (left) to dynamic for the case of 12 J, 2400 W and 5 ms considering a speed of 100 mm/s (center), and 200 mm/s (right) respectively.

Fig. 11. Fusion bath (top) and profilometry (bottom) of the transition from static pulse (left) to dynamic for the case of 12 J, 1200 W and 10 ms considering a speed of 100 mm/s (center), and 200 mm/s (right) respectively.

to keyhole, as illustrated in the examples of Figs. 5 and 6, using the energy to make the fusion bath penetrate throughout the plate instead of spreading on the surface. Fig. 8 reinforces the preceding idea showing the microscopic image, topographic map and profilometry of the three cases corresponding 1000 W for 5 ms (top), 10 ms (middle) and 15 ms (bottom) respectively (vertical line in Fig. 7 departing from 1000 W).

In Fig. 8 the process with 5 ms and 1000 W has reached high penetration with little affectation of the surface while the case of 10 ms and 1000 W reaches a similar depth for the fusion bath, but, associated to a wider surface spread of it presenting, even, some irregularities in the surroundings of the hole, associated to more unstable conditions. The case of 15 ms and 1000 W corresponds to a typical conduction profile.

Fig. 9 changes the point of view and represents the area of the fusion bath as a function of the duration of the pulse for all tests of Table 2.

The results displayed in Fig. 9 highlight the higher flexibility of the process associated to a longer duration of the pulse. Comparing the case of 15 ms against 5 ms, the increases in the area of the fusion bath have been 0.27 mm² and 0.07 mm² respectively, for a much shorter increase of power in the case of 15 ms, with a value of 667 W, than in the case of 5 ms with an increase of 2000 W, to cover the range 5 J–15 J (see values in Table 2). Therefore, the duration of

the pulse, for a given level of energy, allows the total energy to be distributed between the HAZ and the thickness of the plate.

4.2. Dynamic pulses

Dynamic pulses imply movement of the laser source while it is releasing the radiation corresponding to the pulse. There is, therefore, a new variable to consider, assuming the incidence angle and the focal point keep constant, which is the linear speed of the laser source.

Starting from the parameters for the static pulses in the previous section, some of the tests have been repeated endowing the laser source with linear speed for the test with an intermediate level of energy, 7 J–12 J. Two situations are considered, relatively low speed, with a value of 100 mm/s, and relatively high speed of 200 mm/s. Table 3 contains the process parameters of the tests, considering the case with 0 mm/s as the initial situation.

With the aim of highlighting the redistribution of energy in the cases of dynamic pulses, taking in to account the variables defining the energy supply, two tests, associated with an energy level of 12 J are compared: 5 ms and 2400 W vs. 10 ms and 1200 W.

Fig. 10 represents the fusion bath (top) and profilometry (bottom) of the pulse with 12 J, 2400 W and 15 ms with a speed of 0 mm/s (left), 100 mm/s (center) and 200 mm/s (right).

Fig. 12. Rear diameter vs. speed for different levels of energy and ways of obtaining it.

Fig. 13. Continuous seam with $DF=100\%$ (top) and another achieved with $DF=85\%$ thanks to a proper control of the energy supply (bottom).

Table 3
Process parameters with dynamic pulses.

Energy (J)	Pulse Duration (s)	Power (W)	Speed (mm/s)
7	5	1400	0
7	5	1400	100
7	5	1400	200
7	10	700	0
7	10	700	100
7	10	700	200
10	5	2000	0
10	5	2000	100
10	5	2000	200
10	10	1000	0
10	10	1000	100
10	10	1000	200
12	5	2400	0
12	5	2400	100
12	5	2400	200
12	10	1200	0
12	10	1200	100
12	10	1200	200

The conditions of the test presented in Fig. 10 correspond to the keyhole welding regime where the pressure from the vapor is associated to a small HAZ with a high penetration through the plate thickness. When the laser source moves, the plasma plume displaces the molten metal to the sides. In the case of relatively low speed it maintains the shape of the profilometry and the dimensions of the fusion bath comparable with the result of the static pulse. When the linear speed reaches a value relatively high some distortions appear affecting the regularity of the fusion bath and

the shape of the profilometry. This behavior is associated to the appearance of projections from the high pressure of the gas leading to mechanical problems like pores, irregularities and spattering.

Fig. 11 displays the situation where the pulse of 12 J is achieved by a combination of 1200 W and 10 ms which is also moved with linear speeds of 100 mm/s and 200 mm/s respectively.

The case represented in Fig. 11 corresponds to circumstances where keyhole happens, but, with a lower energy concentration than in the case of Fig. 10. It has important implications when the laser source is moving. With the current combination of variables, there is not such a surplus of energy, at any moment, as to maintain a vapor pressure enough to displace laterally the molten mass. Therefore, the size of the fusion bath in the transversal direction to the speed, decreases when the speed increases (see Fig. 11 the step between 100 mm/s and 200 mm/s). This narrowing of the keyhole is also associated to a poorer heat transmission to the root of the fusion bath, affecting the depth reached by the welding, which, in the opposite side, leads to the advantage of preventing the fusion bath from creating spattering and drops.

The plot from Fig. 12 represents the behavior for the tests in Table 3 in the transition from static to dynamic pulses.

Fig. 12 allows the evolution of the geometry from static to dynamic pulses to be predicted as a function of the speed of the laser source. For relatively slow dynamic pulses with, with speed of 100 mm/s, the rear diameter is larger than the equivalent static pulse. It concerns the relation between power density and fluency that in static mode can saturate and create a plasma shielding effect, while at 100 mm/s the plasma dissipates and the shielding effect is

over. Additionally, the fusion bath acquires a momentum during the movement that can assist the penetration in the bath.

In the case of the transition from 100 mm/s to 200 mm/s the rear diameter tends to decrease. Under these circumstances, the creation of plasma and keyhole is not favored because the pace of the process does not irradiate energy enough to stabilize it. This phenomenon initiates a transition into the conduction mode leading to a decrease in the energy efficiency that ultimately shrinks the fusion zone.

4.3. Continuous welding seam with dynamic laser pulses

After having measured the impact of the energy supply in terms of its basic variables, pulse duration and power, and having made the transition from static to dynamic pulses, it is possible to correct the formula of the overlapping factor to build a continuous seam using dynamic pulses, with a minimum overheating of the material.

Fig. 13 shows the comparison of the welding of two plates with 0.4 mm thickness made, in one case, by a continuous welding seam associated to a $DF = 100\%$, where the coincidence between the duration of the pulse and the time between consecutive pulses forces the continuity of the seam, and, in other case, with a $DF = 85\%$, which, nevertheless, achieves continuity thanks to a proper control of the energy supply.

The result corresponding to a $DF = 100\%$ has led to a continuous seam with evidence of overheating, like corrosion and deformation of the rear side (Fig. 13 top).

The use of dynamic pulses starts from the selection of the one which, causing a minimum overheating of the material, is capable of making the fusion bath penetrate throughout to the rear side of the plate. Considering the energy per length unit, Eq. (4), and the dynamic pulses from Table 3, for a power level of 1400 W, in order to match the power used in the continuous seam, the test which achieves the minimum overheating of the material is $P = 1400$ W, $v = 200$ mm/s, pulse duration, $t = 5$ ms, associated to an energy level of 7 J, which is spread along a distance of 1 mm (calculated as the product of the speed and the duration of the pulse). Using the plot of Fig. 12, this test has an experimental rear diameter of 0.2 mm.

The formula of the overlapping factor, Eq. (3), provides the conditions to achieve a continuous welding junction in the rear side. Establishing that this magnitude has to be equal to 0 and introducing all the know variables of the process, the duty factor is solved, as shown in Eq. (6), where all magnitudes are expressed in the international system.

$$OF = 0 = 1 - (0.2/f)/[0.0002 + (0.2/f) * DF] \quad (6)$$

The explicit expression for DF is given by Eq. (7). Considering the pulse duration of $t = 0.005$ s the frequency that must be used is solve in the same equation.

$$DF = t/(1/f) \Rightarrow DF = 0.005/(1/f) \Rightarrow f = 170\text{Hz} \quad (7)$$

The value obtained in Eq. (7) represents the central value of an interval of acceptable frequencies associated to the uncertainty in the measurement of the experimental diameter and the residual heat in between of consecutive pulses, which may affect sensibly the dimensions of the fusion bath. These circumstances lead to the definition of the interval 165 Hz–175 Hz as the appropriate to carry out the process, with the election of the frequency value as a function of the particular circumstances of a given process.

All the calculated process parameters have led to the pulsed welding seam shown in Fig. 13 bottom, where there has not been significant change of color nor large deformation of the plates.

5. Conclusions and future works

- The overlapping factor formula can be used to obtain a continuous welding seam from a proper characterization of the energy supply of the laser pulses.
- The parameters which define the energy supply of static laser pulses, power and pulse duration, have shown their influence on the welding mode and on the size and shape of the fusion bath. For a same level of energy longer pulses are associated to a conduction welding regime, while pulses with higher power tend to create plasma associated to keyhole welding.
- With dynamic pulses, the speed of the process appears as a new variable which affects the energy allocation during the pulse irradiation.
- The process to obtain a continuous welding seam with dynamic laser pulses has been illustrated. The previous characterization of the dynamic laser pulse along with energy optimization criteria have allowed for obtaining a joint with shorter overheating than the equivalent one made by continuous welding.
- Different kind of stainless steels, austenitic, martensitic and combination of several of them (implying different combinations of thermal and metallurgical properties), will be used in the future in order to spread the capabilities of the proposed methodology and analyze the specific problematic of each material.

Acknowledgement

Work partly supported by BSH Electrodomésticos España, S.A.

References

- Alizadeh-Sh, M., Marashi, S.P.H., Pouranvari, M., 2014. Microstructure-properties relationships in martensitic stainless steel resistance spot welds. *Sci. Technol. Weld. Joi.* 19, 595–602.
- Eriksson, I., Powell, J., Kaplan, A.F., 2013. Melt behavior on the keyhole front during high speed laser welding. *Opt. Laser Eng.* 51, 735–740.
- Jain, V., Soni, K.K., Maheshwari, K.P., Malav, H., Jaiman, N.K., 2015. Effect of laser-pulse-shape on the transference of laser energy into the energy of fast ions in radiation pressure dominant regime. *Indian J. Pure Appl. Phys.* 53, 785–789.
- Katayama, S., 2013. *Handbook of Laser Welding Technologies*, first ed. Woodhead Publishing Limited, Oxford.
- Mackwood, A.P., Crafer, R.C., 2005. Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review. *Opt. Laser Technol.* 37, 99–115.
- Masoumi, F., Shahriari, D., 2010. Effects of welding positions on mechanical properties and microstructure in weld metal of high strength steel. *Adv. Mater. Res.* 83, 1121–1127.
- Moulali, S., Gowd, G.H., Kumar, S.P., 2013. Experimental investigations and optimization of bead geometry in pulsed ND: YAG laser beam welding. *Int. J. Tech. Eng. Sci.* 1, 1065–1072.
- Roberge, P.R., 2008. *Corrosion Engineering*, first ed. McGraw-Hill, New York.
- Tadamalle, A.P., Reddy, Y.P., Ramjee, E., 2013. Influence of laser welding process parameters on weld pool geometry and duty cycle. *Adv. Prod. Eng. Manage.* 8, 52.
- Tzeng, Y.F., 2000. Parametric analysis of the pulsed Nd: YAG laser seam-welding process. *J. Mater. Process. Technol.* 102, 40–47.
- Vesel, A., Mozetic, M., Drenik, A., Hauptman, N., Balat-Pichelin, M., 2008. High temperature oxidation of stainless steel AISI316L in air plasma. *Appl. Surf. Sci.* 255, 1759–1765.
- Zhou, J., Tsai, H.L., Wang, P.C., 2006. Transport phenomena and keyhole dynamics during pulsed laser welding. *J. Heat Trans-T ASME* 128, 680–690.