



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ



FACULTAD DE INGENIERÍA

Centro de Investigación y Estudios de Posgrado



**“ANÁLISIS DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER DE
DISTINTAS ALEACIONES DE ALUMINIO”**

TESIS

**PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**Presenta:
ING. OSBALDO MARTÍN GALICIA GUTIÉRREZ**

**Asesor:
DR. DIRK FREDERIK DE LANGE**

SAN LUIS POTOSÍ, S.L.P.

AGOSTO 2013



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA
DE SAN LUIS POTOSÍ

13 de diciembre de 2012

**AL ING. OSBALDO MARTÍN GALICIA GUTIÉRREZ
P R E S E N T E. –**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por el **Dr. Dirk Frederik de Lange** Asesor de la Tesis que desarrollará Usted, con el objeto de obtener el Grado de **Maestría en Ingeniería Mecánica**. Me es grato comunicarle que en la Sesión de Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 13 de diciembre del presente año, fue aprobado el Temario propuesto:

TEMARIO:

**“ANÁLISIS DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER DE DISTINTAS
ALEACIONES DE ALUMINIO”**

Introducción.

- I. Estudio de literatura de soldadura láser.
- II. Desarrollo de los modelos de soldadura láser
- III. Evaporación de aleaciones binarias metálicas.
- IV. Análisis del efecto de la evaporación en la soldadura láser para aleaciones de aluminio.

Conclusiones.

Bibliografía.

Apéndice.

“MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO”

ATENTAMENTE

**M. I. JORGE ALBERTO PÉREZ GONZÁLEZ
DIRECTOR**



**FACULTAD
DE INGENIERÍA**

Av. Manuel Nava 8
Zona Universitaria • CP 78290
San Luis Potosí, S.L.P.
tel. (444) 826 2330 al39
fax (444) 826 2336
www.uaslp.mx

**bcb



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ



FACULTAD DE INGENIERÍA

Centro de Investigación y Estudios de Posgrado



**“ANÁLISIS DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER DE
DISTINTAS ALEACIONES DE ALUMINIO”**

Presenta:

Ing. Osbaldo Martin Galicia Gutiérrez.

Asesor:

Dr. Dirk Frederik de Lange.

Sinodales:

Dr. Ricardo Romero Méndez.

Dr. Francisco Gerardo Pérez Gutiérrez.

Suplente:

Dr. Hugo Iván Medellín Castillo.

Resumen

Al observar la soldadura láser del aluminio casi puro (AA1050) y diferentes aleaciones de aluminio (AA5182 y AA7075), diferencias significativas se pueden encontrar en el comportamiento del proceso, y las condiciones operativas bajo las que una soldadura se puede hacer. En particular, el tamaño del baño de fundido de soldadura muestra grandes diferencias en condiciones de parámetros de proceso similares. Entre las causas que pueden originar las diferencias observadas son los distintos coeficientes térmicos de cada una de las aleaciones, las diferencias en las temperaturas de fusión y los cambios en el proceso de evaporación debido a la presencia de componentes volátiles en la aleación. En este estudio, se evalúa y se discute la importancia de estas diferentes causas, con base en los resultados obtenidos a partir de simulaciones numéricas. En particular, la atención se centra en los efectos de los componentes volátiles de la aleación en el proceso de evaporación y su influencia en el modelo térmico del proceso de soldadura. Se propone un modelo teórico para describir el proceso de evaporación de aleaciones binarias y cuantificar sus efectos en el modelo térmico de soldadura.

Los resultados de simulaciones se comparan con observaciones experimentales de las 3 aleaciones diferentes de aluminio, y se demuestra que el efecto de evaporación es la causa más importante de las diferencias encontradas en el proceso de soldadura de estas aleaciones.

El en presente trabajo una de las etapas consistió en la actualización del modelo que caracteriza el proceso de soldadura láser, desarrollado anteriormente en la Universidad de Twente, Holanda y posteriormente en la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, México [5], [6], para después dar lugar a la implementación del proceso de evaporación, que es parte fundamental al modelar el proceso de soldadura láser debido al calentamiento inherente del mismo. El objetivo es obtener un modelo más completo en dos dimensiones (2D) que incluya la temperatura de evaporación correcta en la soldadura láser de distintas aleaciones de aluminio, debido a la presencia de elementos volátiles de baja temperatura de evaporación con respecto al aluminio puro, como lo son: el magnesio y el zinc, con esto obtener la forma y tamaño del baño líquido lo más real posible y/o poder explicar sus diferencias.

Para lograr esto, se requirió realizar una revisión de la literatura disponible tanto del modelo existente base, así como los publicados en revistas para efecto de comparación, además de la literatura del proceso de evaporación y las ecuaciones existentes para dicho proceso.

El modelo base consiste en la simulación de la soldadura láser en modo de cráter con un cuerpo sólido como cráter; el cual obliga a que el flujo de material fundido líquido rodee éste, creando una capa límite de separación de flujo debido a la fuerza de fricción en la pared del cráter, lo cual permite la formación del baño líquido muy semejante al proceso de soldadura láser, tal como se concluyó en el trabajo previo [5], [14].

Agradecimientos

A mi familia, en particular a mi querida esposa Mercedes Ibarra, que sin su infinito apoyo no hubiera sido posible la realización de este proyecto de vida, a mis hijas Angélica Galicia e Isis Galicia por la paciencia que me tuvieron, por el tiempo que le dediqué a este proyecto y no a ellas.

A mis queridos padres Juan Galicia y Celia Gutiérrez por su ejemplo de lucha y logros en la vida, porque a pesar de todo han podido salir adelante con todos sus hijos.

A mis hermanos por las palabras de aliento y ánimo que me han hecho a lo largo de la vida, Juan José, María Araceli, José Guillermo, Jorge Daniel, Alma Rossy, Ana Isabel, Teresita de Jesús, Iván de Jesús, Jorge Eliseo, Laura, Isabel, Daniela y Diego.

A mi estimado asesor Dr. Dirk Frederik De Lange, por su apoyo, asesoría constante y motivación a concluir en forma este proyecto.

A mis compañeros de maestría por compartir conmigo su conocimiento y habilidades, Diego, Enrique, Edgar, Oscar, Emmanuel, Reynaldo, Miguel, James, Ares, Salvador, en particular a Javier Santillán, que más que compañero lo considero un buen amigo.

A Gerardo Valencia por el apoyo y la facilidad otorgada para compartir el tiempo laboral con este proyecto.

A la Facultad de Ingeniería y al Centro de Investigación y Estudios de Posgrado por la oportunidad que me brindaron a aceptar que realizara este proyecto de vida en mi alma patria de donde egresé como Ingeniero Mecánico.

Al CONACYT por haberme becado para realizar los estudios de Maestría en Ingeniería Mecánica en el Centro de Investigación y Estudios de Posgrado de la Facultad de Ingeniería de la U.A.S.L.P.

Dedicatoria

Quiero dedicar el presente trabajo con mucho cariño y amor a mis queridos Padres por todo el apoyo y todos los consejos dados en cada uno de los momentos mi vida, por su ejemplo de lucha, trabajo, que pese a todo nos han demostrado a mis hermanos y a mí que todo lo que deseemos se puede cumplir, solo es cuestión de querer y luchar para lograrlo.

Índice

RESUMEN	I
AGRADECIMIENTOS	II
DEDICATORIA.....	III
ÍNDICE.....	IV
ÍNDICE DE FIGURAS.....	VII
ÍNDICE DE TABLAS.....	XI
INTRODUCCIÓN	1
ANTECEDENTES	1
JUSTIFICACIÓN.....	2
OBJETIVO DE LA TESIS.....	2
OBJETIVOS PARTICULARES	3
ORGANIZACIÓN DE LA TESIS	3
CAPÍTULO 1 ESTUDIO DE LITERATURA DE SOLDADURA LÁSER.....	5
1.1 EL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER.....	7
1.2 COMPARACIÓN DE LA SOLDADURA LÁSER CON OTRAS TÉCNICAS	9
1.3 TIPOS DE LÁSERES UTILIZADOS EN LA SOLDADURA LÁSER Y SU COMPARACIÓN	11
1.3.1 Láseres de Nd:YAG.....	12
1.3.2 Láseres CO ₂	13
1.3.3 El láser de Nd:YAG vs el de CO ₂	16
1.4 SOLDADURA LÁSER DE METALES	17
1.4.1 Soldabilidad.....	17
1.4.2 Parámetros de soldadura.....	18
1.4.3 Potencia láser.....	20
1.4.4 Enfoque del láser	21
1.4.5 Gas protector.....	22
1.4.6 Configuraciones de las uniones o juntas	23
1.4.7 Microsoldaduras.....	24
1.4.8 Blancos a la medida (tailor blanks).....	26
1.5 SOLDADURA LÁSER ENTRE DIFERENTES METALES	31
1.6 SOLDADURA LÁSER EN NO METALES.....	31
1.6.1 Soldadura láser en cerámicos.....	31
1.6.2 Soldadura láser en polímeros.....	32
1.7 DEFECTOS EN LA SOLDADURA LÁSER	32
1.7.1 Porosidad.....	32
1.7.2 Abombamiento (Humping).....	33
1.7.3 Rematar (Spiking).....	33
1.8 TRANSFERENCIA DE CALOR EN LA SOLDADURA LÁSER	34
1.9 ASPECTOS METALÚRGICOS DE LA SOLDADURA LÁSER	35
1.9.1 La zona afectada por el calor (ZAC) en aleaciones de aluminio.....	37
1.9.2 La zona de fusión.....	38
1.10 RESUMEN DE INVESTIGACIONES ACTUALES DE LA SOLDADURA LÁSER EN MODO DE CRÁTER	40
1.10.1 Referencia [36].....	40
1.10.2 Referencia [24].....	41
1.10.3 Referencia [5].....	42

1.10.4	Referencia [35].....	45
1.10.5	Referencia [31].....	47
1.10.6	Referencia [32].....	50
1.10.7	Referencia [7].....	51
1.10.8	Referencia [34].....	53
1.11	CONCLUSIONES DE LAS REFERENCIAS REVISADAS	54
CAPÍTULO 2 DESARROLLO DE LOS MODELOS DE SOLDADURA LÁSER.		55
2.1	DOMINIO COMPUTACIONAL	57
2.2	MODELO TÉRMICO.....	58
2.3	MODELO HIDRODINÁMICO.....	60
2.4	DESARROLLO DEL MODELO EN COMSOL MULTIPHYSICS 4.2A®	61
2.4.1	Selección del tipo de estudio y Física del modelo.....	64
2.4.2	Definiciones globales en el modelo.....	64
2.4.3	Geometría del modelo	66
2.4.4	Definiciones internas en el modelo.....	68
2.4.5	Material del modelo	69
2.4.6	Aplicación de cargas y condiciones de frontera del modelo.....	69
2.4.7	Mallado del modelo.....	77
2.4.8	Definición del estudio y ajuste del solver	80
2.4.9	Convergencia de la simulación del modelo	85
2.4.10	Resultados del modelo.....	87
2.5	ESTUDIO DE CONVERGENCIA DEL MODELO.....	90
2.6	CONCLUSIONES	91
CAPÍTULO 3 EVAPORACIÓN DE ALEACIONES BINARIAS METÁLICAS.		92
3.1	DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE EVAPORACIÓN DE SUSTANCIAS PURAS	93
3.1.1	La estabilidad de las fases en sustancias puras.....	93
3.1.2	Equilibrios y diagramas de fases.....	95
3.1.3	Frontera líquido - vapor	96
3.1.4	Diagrama de fases presión – temperatura – concentración de mezclas binarias.....	97
3.1.5	Equilibrios a presión constante.....	99
3.1.6	Volatilidad relativa	100
3.1.7	Presión aumentada.....	100
3.1.8	Equilibrios a temperatura constante	101
3.1.9	Soluciones ideales de la Ley de Raoult	102
3.2	ANÁLISIS DEL MODELO DE EVAPORACIÓN PARA UNA MEZCLA BINARIA DE METALES	103
3.2.1	Solución de las ecuaciones para presión constante para Al-Mg.....	108
3.2.2	Solución de las ecuaciones para temperatura constante Al-Mg.....	108
3.2.3	Solución de las ecuaciones para presión constante para Al - Zn.....	109
3.2.4	Solución de las ecuaciones para temperatura constante Al-Zn.....	110
3.3	CONCLUSIONES	112
CAPÍTULO 4 ANÁLISIS DEL EFECTO DE LA EVAPORACIÓN EN LA SOLDADURA LÁSER PARA ALEACIONES DE ALUMINIO		113
4.1	INCORPORACIÓN DE LA TEMPERATURA DE EVAPORACIÓN DE UNA MEZCLA BINARIA	114
4.2	MODELO DE SOLDADURA LÁSER PARA UNA ALEACIÓN AA1050.....	115
4.2.1	Análisis y comparación de resultados	116
4.3	MODELO DE SOLDADURA LÁSER PARA UNA ALEACIÓN AA5182.....	117
4.3.1	Análisis y comparación de resultados	118
4.4	MODELO DE SOLDADURA LÁSER PARA UNA ALEACIÓN AA7075.....	119
4.4.1	Análisis y comparación de resultados	120
4.5	CONCLUSIONES	126

CONCLUSIONES	127
TRABAJO FUTURO	127
BIBLIOGRAFÍA	129
APÉNDICE A	132
APÉNDICE B	135
APÉNDICE C	136
APÉNDICE D	141

Índice de Figuras

FIGURA 1.1 COMPARACIÓN DE LOS MODOS DE SOLDADURA A) POR CONDUCCIÓN Y B) EN MODO DE CRÁTER.	8
FIGURA 1.2 ESQUEMA TÍPICO DE UN SISTEMA DE LÁSER Nd:YAG. POR TONSHOFF, MEYER-KOBBE Y BESKE (1990).....	13
FIGURA 1.3 PERFIL DEL HAZ MEDIDO DESDE UNA DISTANCIA DE 5 M DESDE LA SALIDA DE UN LÁSER CO ₂ A 10 kW RF-EXCITED. POR HERTZER Y WOLLERMANN-WINDGASSE (1994).....	15
FIGURA 1.4 ARREGLOS DE ENFOQUE DEL RAYO DE LÁSERES MULTIKILOWATT. POR DUHAMEL (1988).	15
FIGURA 1.5 COMPARACIÓN DE VELOCIDAD VS PROFUNDIDAD DE SOLDADURA LÁSER CON Nd:YAG (DATO POR HAAS LÁSER, SCHRAMBERG, ALEMANIA) Y CON CO ₂ A 3 kW AMBOS (DATO POR TRUMPF INC.) EN SOLDADURA DE ACERO SUAVE [2]...	17
FIGURA 1.6 SOLDABILIDAD LÁSER DE COMBINACIONES DE DIFERENTES METALES[1], [2].....	19
FIGURA 1.7 POTENCIA DE UN LÁSER DE CO ₂ COMO FUNCIÓN DE LA VELOCIDAD DE SOLDADURA PARA DIFERENTES ESPESORES DE LÁMINAS DE ACERO DULCE. POR METZBOWER (1983).	20
FIGURA 1.8 CONFIGURACIÓN DEL CORDÓN DE SOLDADURA [2].....	20
FIGURA 1.9 POROSIDAD EN ACERO DE BAJO CARBONO 20 MM DE ESPESOR VS VELOCIDAD DE SOLDADURA LÁSER A UNA POTENCIA DE 20 kW. EL ÁREA SOMBREADA INDICA LA PROFUNDIDAD DE LA PENETRACIÓN DE LA SOLDADURA. POR FUNK (1989). ..	21
FIGURA 1.10 MICROFOTOGRAFÍAS ELECTRÓNICAS DE BARRIDO DE DOS CORDONES FRACTURADOS EN LA ZONA DE FUSIÓN DE SOLDADURA LÁSER DE LA ALEACIÓN AA2090 SE MUESTRA LA FORMACIÓN DE POROSIDAD EN FUNCIÓN DE LAS CONDICIONES DE LA SOLDADURA. POR KATAYANA (1989).	21
FIGURA 1.11 INFLUENCIA DE LA POSICIÓN FOCAL EN LA PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN VS VELOCIDADES DE SOLDADURA EN ALEACIONES DE AL. POR MATSUMURA (1992).	22
FIGURA 1.12 CONFIGURACIONES DE JUNTAS BÁSICAS PARA SOLDADURA LÁSER DE LÁMINAS (ARRIBA) Y TUBERÍA (ABAJO). POR DAWES (1992).	24
FIGURA 1.13 CONFIGURACIONES DE MICRO SOLDADURAS LÁSER.	25
FIGURA 1.14 SOLDADURA LÁSER DE BLANCOS A LA MEDIDA DESPUÉS DE SER ESTAMPADOS [2].	26
FIGURA 1.15 ARMAZÓN LATERAL DEL CUERPO DEL CADILLAC ESTA ES UNA DE LAS DE MAYOR DIFICULTAD PARA PRODUCIR POR SOLDADURA LÁSER USANDO BLANCOS. POR KOONS Y ROESSIER (1994).	27
FIGURA 1.16 ANIDAMIENTO DE LOS COMPONENTES EN BLANCO DE LA BOBINA PARA PRODUCIR BAJA TASA DE DESECHO. POR SHIBATA (1996).	27
FIGURA 1.17 ILUSTRACIÓN DE LA SEPARACIÓN (DIVIDIDO) Y MÉTODOS DE INTEGRACIÓN (UNA LÁMINA). POR NATSUMI, F., IKEMOTO, K., SUGIURA, H., YANGFIZAWA, T., Y AZUMA, K., 1991.	29
FIGURA 1.18 (A) CARROCERÍA AUTOMOTRIZ PRESENTADA TÍPICAMENTE CON SOLDADURA LÁSER DE BLANCOS A LA MEDIDA. (B) COMPONENTES CANDIDATOS A LA SOLDADURA LÁSER DE BLANCOS A LA MEDIDA EN LA CARROCERÍA AUTOMOTRIZ [12]. ...	30
FIGURA 1.19 VARIACIÓN DE LA FORMACIÓN DE LA POROSIDAD VS LA VELOCIDAD DE SOLDADURA PARA UN ACERO DE BAJO CONTENIDO DE CARBONO DE 20 MM DE ESPESOR SOLDADO CON UNA POTENCIA LÁSER DE 20 kW. POR FUNK, M., KOHLER, U., BEHLER, K., Y BEYER, E., 1989.	32
FIGURA 1.20 ESQUEMA DE ABOMBAMIENTO DURANTE LA SOLDADURA DE CORDÓN SIMPLE, (A) CORDÓN SUAVE (SOUND BEAD), (B) CORDÓN CON ABOMBAMIENTO. POR ARATA, Y., Y NABEGATA, E., 1978.	33
FIGURA 1.21 ESQUEMA DEL FENÓMENO DE SPIKING. POR ARATA, Y., NABEGATA, E., Y IWAMOTO, N., 1978.	34
FIGURA 1.22 ESQUEMA DEL PERFIL TÉRMICO DE LA SOLDADURA LÁSER.	35
FIGURA 1.23 PERFILES TÉRMICOS CALCULADOS EN VARIAS LOCALIZACIONES CRUZADAS DE LA ZONA DE FUSIÓN DURANTE LA SOLDADURA DE ACERO HSLA80. LA VELOCIDAD DE SOLDADO FUÉ 11 MM/SEG A UNA P = 12 kW. POR METZBOWER (1994).	36
FIGURA 1.24 IMÁGENES DE CAMPOS BRILLANTES (BF) TEM DESDE HDC PARA SOLDADURA. (A) MATERIAL BASE. (B) ZAC, (C) ZONA DE FUSIÓN. POR MILEWSKI, LEWIS Y WITING (1993).	38
FIGURA 1.25 TEMPERATURA DE FUSIÓN Y EVAPORACIÓN DE ELEMENTOS ADITIVOS EN LAS ALEACIONES DE AL. POR SAKAMOTO, SHIBATA Y DAUSINGER (1992).	39
FIGURA 1.26 EJEMPLOS DE FORMAS DE CRÁTER POR SOLDADURA LÁSER CON CO ₂ EN VARIAS ALEACIONES DE AL. POR MATSUMURA (1992).....	39
FIGURA 1.27 DINÁMICA DEL FLUIDO DEL BAÑO LÍQUIDO: A) VISTA VERTICAL, B) VISTA HORIZONTAL.	40
FIGURA 1.28 SOLDADURA DE LÁMINAS DE RECUBIERTAS DE ZINC: A) CON CERO ESPACIO, B) CON UN ESPACIO DE 100 μm.....	41

FIGURA 1.29 A) GEOMETRÍA DEL BAÑO LÍQUIDO, B) ISOTERMAS BAÑO LÍQUIDO, VISTA SUPERIOR Y C) SECCIÓN TRANSVERSAL DE LA SOLDADURA.....	42
FIGURA 1.30 (A) MEF CALCULO DE LA DISTRIBUCIÓN DE LA TEMPERATURA Y EL CAMPO DE FLUJO, (B) IMAGEN DE UNA CÁMARA COAXIAL DEL CORDÓN DE SOLDADURA ENCERRADO, AMBOS CON UNA VELOCIDAD DE SOLDADURA DE 100 MM/S Y UNA POTENCIA LÁSER DE 2500 W, UNIDADES ADIMENSIONALES, CON $L_0=0.6$ MM, (OBSERVADO EN EL DIÁMETRO DEL CRÁTER) Y $T_0= 881.5$ K (PROMEDIO DE LA TEMPERATURA DEL SÓLIDO Y EL LÍQUIDO).....	43
FIGURA 1.31 CONTORNOS DE FUSIÓN COMO PREDICCIÓN DEL MODELO I (■), MODELO II (■), MODELO III (■), COMPARADAS CON LOS BORDES DEL BAÑO LÍQUIDO OBSERVADAS EN LA IMAGEN (■) DE LA CÁMARA, PARA VALORES DIFERENTES DE POTENCIA LÁSER Y VELOCIDAD LÁSER, EL CIRCULO CON LA CRUZ INDICA LA POSICIÓN DEL PUNTO FOCAL LÁSER.	44
FIGURA 1.32 RESULTADOS DE SIMULACIONES EN MODO DE CRÁTER, (A) COMO UN CUERPO SÓLIDO, (B) CON UN FLUJO TIPO DIPOLO.....	46
FIGURA 1.33 RESULTADOS DE SIMULACIONES CON FORMA PREDEFINIDA DEL CRÁTER, (A) CILÍNDRICA, (B) APLASTADA.	47
FIGURA 1.34 ESQUEMA DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER EN MODO DE CRÁTER.	48
FIGURA 1.35 ESTRUCTURA DEL FLUJO FUERA DE LA SUPERFICIE DE EVAPORACIÓN.	48
FIGURA 1.36 SE APLICA LA EVAPORACIÓN GENERADA POR LA PRESIÓN DE RETROCESO, PERO LA SUPERFICIE LIBRE SE CONGELA (EN UNIDADES DE METROS, Y EL RAYO LÁSER SE MUEVE A LA DERECHA).	48
FIGURA 1.37 FORMA DEL BAÑO LÍQUIDO CON PENETRACIÓN COMPLETA. LA DISTRIBUCIÓN DE LA TEMPERATURA ES MOSTRADA EN LA FASE LIQUIDA. (POTENCIA LÁSER 4 kW, VELOCIDAD 60 IPM, DIÁMETRO DEL SPOT 500 MM Y 1.760 MS HAN TRASCURRIDO EL INICIO DE LA FORMACIÓN DEL CRÁTER) [32].....	50
FIGURA 1.38 SECCIONES TRANSVERSALES BAÑO DE FUSIÓN EXPERIMENTAL Y CALCULADA PARA LA POTENCIA DEL LÁSER DE (A) 1,5 kW Y (B) 3,0 kW. CON VELOCIDAD DE SOLDADURA 105,8 MM/S Y UN DESENFUQUE DEL HAZ + 1,5 MM.	52
FIGURA 1.39 SIMULACIÓN DEL CAMPO DE VELOCIDAD EN EL PLANO VERTICAL PERPENDICULAR A LA DIRECCIÓN DE LA SOLDADURA. MATERIAL: HIERRO PURO Y LA POTENCIA LÁSER: 500 WATTS.....	53
FIGURA 2.1 ESQUEMA DE SOLDADURA LÁSER EN MODO DE CRÁTER DE UNA LÁMINA DELGADA.....	56
FIGURA 2.2 ESQUEMA DE SOLDADURA LÁSER EN MODO DE CRÁTER DE UNA LÁMINA DELGADA.....	57
FIGURA 2.3 (A) CALOR ESPECÍFICO $cp(T)$, (B) CONDUCTIVIDAD TÉRMICA $k(T)$ DEL AA1050, 5182 Y 7075 EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA.	60
FIGURA 2.4 PANTALLA PRINCIPAL DE COMSOL MULTIPHYSICS 4.2A®.	62
FIGURA 2.5 DIAGRAMA DE FLUJO DEL MODELO MEF.....	63
FIGURA 2.6 ASISTENTE PARA LA SECCIÓN DEL MODELO EN 2D, LA FÍSICA QUE SE RESUELVE Y EL TIPO DE ESTUDIO.	64
FIGURA 2.7 PARÁMETROS DEL MODELO, A TRAVÉS DE UNA TABLA Y ARCHIVO *.TXT.....	65
FIGURA 2.8 CALOR ESPECIFICO DEPENDIENTE DE LA TEMPERATURA PARA UNA ALEACIÓN AA5182.....	65
FIGURA 2.9 CONDUCTIVIDAD TÉRMICA DEPENDIENTE DE LA TEMPERATURA PARA UNA ALEACIÓN AA5182.....	66
FIGURA 2.10 GENERACIÓN DE GEOMETRÍA RECTÁNGULO DOMINIO 1.....	67
FIGURA 2.11 GENERACIÓN DE GEOMETRÍA ELIPSE DOMINIO 2.....	67
FIGURA 2.12 GENERACIÓN DE GEOMETRÍA CIRCULO DOMINIO 3.....	68
FIGURA 2.13 VARIABLES DEL MODELO, A TRAVÉS DE UNA TABLA Y ARCHIVO* .TXT.....	68
FIGURA 2.14 PROPIEDADES BÁSICAS DEL MATERIAL, A TRAVÉS DE PARÁMETROS Y VARIABLES.	69
FIGURA 2.15 TRANSFERENCIA DE CALOR EN FLUIDOS 1 (DOMINIO Ω_1).....	70
FIGURA 2.16 AISLAMIENTO TÉRMICO (DOMINIO Ω_1).....	70
FIGURA 2.17 AISLAMIENTO TÉRMICO (DOMINIO Ω_1).	71
FIGURA 2.18 TRANSFERENCIA DE CALOR EN FLUIDOS 2 (DOMINIO Ω_2 Y Ω_3).	72
FIGURA 2.19 TEMPERATURA DE ENTRADA (FRONTERA $d\Omega_1a$).....	72
FIGURA 2.20 FUENTE DE CALOR (DOMINIO Ω_3).	73
FIGURA 2.21 PROPIEDADES DEL FLUIDO 1 (DOMINIO Ω_2 Y Ω_3).....	73
FIGURA 2.22 PARED EN MOVIMIENTO (DOMINIO Ω_2 Y Ω_3).	74
FIGURA 2.23 VALORES INICIALES (DOMINIO Ω_2 Y Ω_3).....	74
FIGURA 2.24 ENTRADA 1, CONDICIÓN DE VELOCIDAD (FRONTERA $d\Omega_2a$).	75
FIGURA 2.25 SALIDA 1, CONDICIÓN DE PRESIÓN (FRONTERA $d\Omega_2b$).	75
FIGURA 2.26 FUERZAS VOLUMÉTRICAS (DOMINIO Ω_2).....	76
FIGURA 2.27 FUERZAS VOLUMÉTRICAS (DOMINIO Ω_3).....	76
FIGURA 2.28 MALLA CONTROLADA POR EL USUARIO.....	77

FIGURA 2.29 TAMAÑO DE ELEMENTOS SIZE EN TODA LA GEOMETRÍA.....	78
FIGURA 2.30 TAMAÑO DE ELEMENTOS SIZE 1 EN EL DOMINIO 2.....	79
FIGURA 2.31 TAMAÑO DE ELEMENTOS SIZE 2 EN EL DOMINIO 3.....	80
FIGURA 2.32 AJUSTE DEL ESTUDIO, EXTENSIÓN Y SOLVER PARAMÉTRICO.....	81
FIGURA 2.33 SELECCIÓN DE LA TOLERANCIA RELATIVA.....	81
FIGURA 2.34 SELECCIÓN DEL RESOLVEDOR PARDISO.....	83
FIGURA 2.35 DEFINICIÓN DE LOS PASOS RESOLVER TIPO SEGREGACIÓN.....	83
FIGURA 2.36 DEFINICIÓN DEL SEGREGADO TÉRMICO.....	85
FIGURA 2.37 DEFINICIÓN DEL SEGREGADO FLUIDOS.....	85
FIGURA 2.38 ESTADO DE CÁLCULO DEL MODELO.....	86
FIGURA 2.39 SOLUCIÓN DEL MODELO.....	87
FIGURA 2.40 REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LA SOLUCIÓN VELOCIDAD DEL FLUIDO FUNDIDO.....	88
FIGURA 2.41 REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LA SOLUCIÓN DE TEMPERATURA DEL FLUIDO FUNDIDO.....	89
FIGURA 2.42 REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LA SOLUCIÓN DEL CAMPO DE VELOCIDAD EN VECTORES DEL FLUJO DE FLUIDO.....	89
FIGURA 2.43 REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LA SOLUCIÓN DE LA PRESIÓN DEL FLUJO DE FLUIDO FUNDIDO.....	90
FIGURA 2.44 ANÁLISIS DE LA CONVERGENCIA DEL MODELO.....	91
FIGURA 2.45 SOLUCIÓN DEL MODELO ACTUALIZADO EN COMSOL MULTIPHYSICS 4.2ª.....	91
FIGURA 3.1 LA DEPENDENCIA CON RESPECTO A LA TEMPERATURA DEL POTENCIAL QUÍMICO DE LAS FASES SÓLIDA, LÍQUIDA Y GASEOSA DE UNA SUSTANCIA PURA.....	94
FIGURA 3.2 LA DEPENDENCIA CON RESPECTO A LA PRESIÓN DEL POTENCIAL QUÍMICO DE UNA SUSTANCIA ESTÁ RELACIONADA CON EL VOLUMEN MOLAR DE LA FASE.....	95
FIGURA 3.3 LAS RELACIONES GENERALES DE PRESIÓN Y TEMPERATURA DONDE SON ESTABLES EL SÓLIDO, LÍQUIDO O EL GAS (ES DECIR, TIENEN UN POTENCIAL QUÍMICO MÍNIMO).....	95
FIGURA 3.4 LA UBICACIÓN GENERAL DE LOS LÍMITES DE FASE ENTRE SÓLIDO, LÍQUIDO Y VAPOR.....	97
FIGURA 3.5 EQUILIBRIOS BINARIOS VAPOR-LÍQUIDO.....	98
FIGURA 3.6 EQUILIBRIOS A PRESIÓN CONSTANTE VAPOR-LÍQUIDO.....	99
FIGURA 3.7 EQUILIBRIOS VAPOR-LÍQUIDO A PRESIONES AUMENTADAS.....	101
FIGURA 3.8 EQUILIBRIOS A TEMPERATURA CONSTANTE VAPOR-LÍQUIDO.....	101
FIGURA 3.9 SOLUCIONES IDEALES DE LA LEY DE RAOULT.....	103
FIGURA 3.10 ESQUEMA DE CAMBIO DE FASE LÍQUIDO VAPOR DE UNA MEZCLA BINARIA.....	104
FIGURA 3.11 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A TEMPERATURA CONSTANTE $T = 1770$ K DEL AL – MG.....	108
FIGURA 3.12 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A PRESIÓN CONSTANTE $P = 1 \times 10^5$ PA DEL AL – MG.....	109
FIGURA 3.13 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A TEMPERATURA CONSTANTE $T = 1645$ K DEL AL - ZN.....	110
FIGURA 3.14 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A PRESIÓN CONSTANTE $P = 1 \times 10^5$ PA DEL AL - ZN.....	110
FIGURA 3.15 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A TEMPERATURA CONSTANTE $T = 2383$ K DEL AL - MG.....	111
FIGURA 3.16 CURVA DE EQUILIBRIO LÍQUIDO-VAPOR A PRESIÓN CONSTANTE $P = 1 \times 10^5$ PA DEL AL – MG.....	111
FIGURA 4.1 ESQUEMA DEL SISTEMA DE OBSERVACIÓN COAXIAL.....	115
FIGURA 4.2 IMAGEN DE LA OBSERVACIÓN COAXIAL TOMADA DURANTE UN EXPERIMENTO CON AA5182.....	115
FIGURA 4.3 SOLUCIÓN MODELO AA1050, CON $T_{bAL} = 2727$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	116
FIGURA 4.4 SOLUCIÓN MODELO AA1050, CON $T_{bAA1050} = 2383$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	117
FIGURA 4.5 CONTORNO DE LAS IMÁGENES EXPERIMENTALES DE SOLDADURA LÁSER DE UN ALUMINIO AA1050, CON UNA VELOCIDAD LÁSER DE $v = 0.150$ M/S Y POTENCIA LÁSER DE $P = 3.50$ KW.....	117
FIGURA 4.6 SOLUCIÓN MODELO AA5182, CON $T_{bMG} = 1363$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	118
FIGURA 4.7 SOLUCIÓN MODELO AA5182, CON $T_{bAA5182} = 1770$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	119
FIGURA 4.8 CONTORNO DE LAS IMÁGENES EXPERIMENTALES DE SOLDADURA LÁSER DE UN ALUMINIO AA5182, CON UNA VELOCIDAD LÁSER DE $v = 0.150$ M/S Y POTENCIA LÁSER DE $P = 3.50$ KW.....	119
FIGURA 4.9 SOLUCIÓN MODELO AA7075, CON $T_{bZN} = 1180$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	120
FIGURA 4.10 SOLUCIÓN MODELO AA7075, CON $T_{bAA7075} = 1645$ K, $v = 0.150$ M/S, $P = 3.50$ KW.....	121
FIGURA 4.11 CONTORNO DE LAS IMÁGENES EXPERIMENTALES DE SOLDADURA LÁSER DE UN ALUMINIO AA7075, CON UNA VELOCIDAD LÁSER DE $v = 0.150$ M/S Y POTENCIA LÁSER DE $P = 3.50$ KW.....	122

FIGURA 4.12 MODELO I VS EXPERIMENTOS.	123
FIGURA 4.13 MODELO II VS EXPERIMENTOS.	124
FIGURA 4.14 MODELO III VS EXPERIMENTOS.	124
FIGURA 4.15 MODELO IV VS EXPERIMENTOS.	125

Índice de Tablas

TABLA 1.1 COMPARACIÓN DE LA SOLDADURA LÁSER CON OTROS PROCESOS DE SOLDADURA.....	10
TABLA 1.2 INTENSIDAD DE POTENCIA DE ENTRADA A LA SUPERFICIE A SOLDAR PARA VARIOS PROCESO DE SOLDADURA.....	10
TABLA 1.3 COMPARACIÓN ENTRE SOLDADURA LÁSER Y MÉTODOS ALTERNATIVOS DE SOLDADURA PARA APLICACIONES ESPECÍFICAS DE UNIÓN.	10
TABLA 1.4 CARACTERÍSTICAS DE SALIDA DE LÁSERES DE Nd:YAG BAJO DIFERENTE EXCITACIÓN [2].	12
TABLA 1.5 DATOS REPRESENTATIVOS PARA LÁSERES COMERCIALES DE CO ₂ USADOS EN APLICACIONES DE SOLDADURA [2].	14
TABLA 1.6 SOLDABILIDAD DE VARIOS METALES [2].	18
TABLA 1.7 PARÁMETROS CRÍTICOS EN LA SOLDADURA LÁSER, LA CUAL SE LLENA PARA EVALUAR UNA APLICACIÓN [2].	19
TABLA 1.8 VENTAJAS DE LWTB'S Y REQUERIMIENTOS VARIABLES DEL PROCESO [2].	26
TABLA 1.9 COMPARACIÓN DE DOS MÉTODOS TRADICIONALES DE PRODUCCIÓN DE CUERPOS PARA AUTOMÓVILES, COMPONENTES CON COMPONENTES PRODUCIDOS CON SOLDADURA DE BLANCOS A MEDIDA.	28
TABLA 2.1 PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS USADOS PARA NORMALIZAR EL MODELO MEF.	58
TABLA 2.2 TEMPERATURAS DEL SÓLIDO Y LÍQUIDO PARA LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.	59
TABLA 2.3 ESTADO DE CÁLCULO DEL MODELO.	86
TABLA 2.4 CORRIDAS DEL MODELO PARA EVALUAR LA CONVERGENCIA.	90
TABLA 3.1 DATOS UTILIZADOS PARA RESOLVER EL MODELO DE EVAPORACIÓN Y SUS COMPONENTES DE CADA ALEACIÓN.	107
TABLA 3.2 COMPARACIÓN DE LAS TEMPERATURAS DE EVAPORACIÓN, OBTENIDAS EN EL ANÁLISIS DE EVAPORACIÓN.	112
TABLA 4.1 COMPONENTES DEL ALUMINIO AA1050.	115
TABLA 4.2 COMPONENTES DEL ALUMINIO AA5182.	118
TABLA 4.3 COMPONENTES DEL ALUMINIO AA7075.	120
TABLA 4.4 PARÁMETROS DE VARIACIÓN PARA LOS 4 MODELOS.	122
TABLA 4.5 COMPARACIÓN Y ERRORES DE CADA MODELO EN FUNCIÓN DE LA LONGITUD DEL BAÑO LIQUIDO EN LA DIRECCIÓN x_1 (ESCALADO $d_s=0.45$ MM).	126

Introducción

La soldadura láser es una técnica de unión de metales, aplicable en varias industrias, especialmente en la industria Automotriz y Aeroespacial, donde por sus características únicas, la luz láser es de gran interés para los investigadores e ingenieros. El conocer, manejar y aplicar esta técnica, con el absoluto entendimiento es esencial para entender el proceso de soldadura y mejorar la tecnología. La simulación es una herramienta de mucha utilidad para este cometido.

La soldadura láser ha venido a dar una gran flexibilidad y eficiencia a los procesos de Manufactura, algunas de las ventajas de esta técnica son la alta velocidad de soldadura, poca afectación en la zona calentada y un alto nivel de automatización. Debido a la evolución de los productos y a la necesidad de utilizar materiales ligeros como el aluminio, el proceso de soldadura tiene que enfrentarse a nuevos problemas, durante el procesamiento de estos materiales como defectos metalúrgicos en el cordón de soldadura tales como; rupturas en caliente, cordones de soldaduras quebradizas, grietas por endurecimiento, etc. Especialmente las grietas representan un problema significativo, ya que estas conducen a una menor estabilidad en la unión. [1], [2].

Esta técnica representa un delicado equilibrio entre calentamiento y enfriamiento dentro de un volumen espacial localizado entre dos o más sólidos, de tal manera que se forma un depósito líquido y permanece estable hasta la solidificación. El objetivo de la soldadura láser es la creación del baño líquido fundido por absorción de la radiación incidente, permitir que éste crezca hasta el tamaño deseado y luego propagar este baño de fusión a través de la interfaz del sólido, eliminado la línea de unión original entre los componentes a unir [2].

Antecedentes

La tecnología de soldadura láser es relativamente reciente y ha contado en las últimas décadas con un desarrollo fuerte para mejorar la tecnología. Entre las ventajas del proceso son la alta rapidez con lo que se puede realizar la soldadura, por lo que hay tiempos cortos de interacción con la materia y una reducida entrega de energía a las piezas a soldar. La alta rapidez es posible por la creación de un vacío en forma de agujero o cráter en el punto de interacción entre el haz del láser y el material, a través de lo que la energía óptica puede ser entregada hacia la profundidad del material a soldar [1], [2]. La formación de este agujero es posible por la evaporación del metal, que causa una presión en la superficie cuando éste se calienta a temperaturas arriba de la temperatura estándar de evaporación del material.

Para entender el proceso de soldadura láser se han desarrollado modelos analíticos y numéricos del proceso, y se han realizado observaciones experimentales del proceso. Aunque en general existen efectos 3D (en particular para el caso de penetración parcial), estos efectos son despreciables para láminas delgadas en la que existe una penetración completa, donde los resultados de modelos 2D corresponden a un grado aceptable con las observaciones [14].

Sin embargo, para algunos materiales, tales como distintas aleaciones de aluminio, se ha observado que éstos demuestran resultados significativamente diferentes, en particular con respecto a las dimensiones del baño de material fundido. Aunque los coeficientes térmicos de las aleaciones pueden ser significativamente diferentes, estas diferencias no son suficientes para poder explicar las diferencias observadas. Uno de los factores importantes parece ser la presencia de componentes volátiles en la aleación que reducen la temperatura de evaporación. Dado que el proceso de evaporación es responsable de la formación del cráter, un cambio de la temperatura de evaporación puede originar cambios fuertes en el proceso. La evaporación selectiva ha sido mencionada en otras

investigaciones [2], [7], [8], [9], [14], [31], [32], [34], pero no hay claridad cómo cuantificar la temperatura y su efecto en el proceso de soldadura. A veces se considera que la temperatura en la pared del cráter debe corresponder a la temperatura de evaporación del componente más volátil. Sin embargo, aunque estas temperaturas efectivamente pueden explicar las tendencias de las diferencias observadas, pero estas diferencias quedan sobreestimadas.

En este trabajo se derivan unas ecuaciones para evaluar la temperatura de evaporación a partir de un modelo para una aleación binaria. Las temperaturas obtenidas se utilizan en simulaciones y se comparan los resultados obtenidos con observaciones experimentales.

Justificación

- Este trabajo forma parte de una línea de investigación enfocada al proceso de soldadura por láser.
- En la soldadura de láminas de aluminio se sabe que algunas aleaciones son fáciles de soldar, mientras que en otras su comportamiento es muy inestable, por lo que son mucho más difíciles de unir por soldadura. También los parámetros del proceso, tales como la potencia de láser necesaria y la velocidad alcanzable difieren mucho en caso de diferentes aleaciones de aluminio, aunque sus propiedades térmicas no difieren significativamente.
- En un modelo de simulación del proceso de soldadura láser se puede analizar el comportamiento térmico del material durante el proceso de soldadura, y la influencia que tienen las diferentes propiedades de cada aleación a la soldabilidad.
- En el proceso de soldadura láser de distintas aleaciones de aluminio se observan varias diferencias. Se tiene la hipótesis de que las diferencias se relacionan con el proceso de evaporación de las diferentes aleaciones, por lo que se pretende una implementación en los modelos de simulación el proceso de evaporación con el cual se espera poder predecir el tamaño del baño líquido o cordón de soldadura.

Objetivo de la tesis

El objetivo principal de la tesis es determinar una relación para calcular teóricamente la temperatura de evaporación de una aleación de aluminio binaria como Al – Mg o Al – Zn, con base en la concentración de los elementos aleantes y sus propiedades físicas y químicas. Incorporando dicha temperatura a un modelo utilizando el Método del Elementos Finito MEF en dos dimensiones simulando el proceso de soldadura láser en modo de cráter (keyhole) se busca determinar el tamaño del baño líquido en el proceso de soldadura láser para las aleaciones de aluminio AA5182, AA7075 y AA1050. El modelo se desarrolla en Comsol Multiphysics 4.2a®

Los resultados de la solución numérica se comparan con imágenes tomadas en tiempo real de experimentos realizados con parámetros controlados en la Universidad de Twente, Holanda [14]. En dichas comparaciones se trata de validar la importancia que tienen las diferencias en las propiedades térmicas, el uso de la temperatura del elemento volátil puro y la implementación del valor mejorado de la temperatura de evaporación de la aleación a partir de la relación deducida para la aleación binaria.

Objetivos particulares

- Retomar el trabajo de investigación de soldadura láser realizado anteriormente (en la Universidad de Twente, Holanda donde se analizaron 4 diferentes modelos simplificados del proceso de soldadura láser de láminas, para buscar reproducir en Comsol Multiphysics 4.2a®, el modelo más adecuado usando los resultados del modelo antiguo desarrollado en Comsol Multiphysics 3.2b® como referencia y validación de la actualización de software [14].
- Analizar la influencia de la evaporación selectiva de ciertos componentes de la aleación al proceso de soldadura de láminas de aluminio. Para esto se pretende desarrollar un modelo del proceso de evaporación, que predice la temperatura de evaporación para una aleación en función de su composición química.
- Incorporar la temperatura de evaporación calculada para una mezcla binaria en el modelo de simulación del proceso de soldadura láser, tomando en cuenta las propiedades específicas de cada aleación.
- Analizar y cuantificar las diferencias entre los resultados obtenidos de las simulaciones y los datos experimentales que fueron extraídos en trabajo previo de una serie de observaciones específicas registradas durante pruebas experimentales con cada una de las aleaciones [14].

Organización de la tesis

La tesis está organizada de la siguiente manera;

Capítulo 1

Estudio de literatura de soldadura láser; en este capítulo se explica a detalle el proceso de soldadura láser, tipos de láseres, aplicaciones, comparación de esta técnica con otras, la transferencia de calor, aspectos metalúrgicos, la soldadura láser en modo de cráter, resumen de investigaciones actuales y el estado del arte de los modos de análisis y el modelado de la soldadura láser actual.

Capítulo 2

Desarrollo de los modelos de soldadura láser; en este capítulo se explica el desarrollo de los modelos de soldadura láser realizados en Comsol Multiphysics 4.2a, el dominio computacional, el modelo térmico, el modelo hidrodinámico y se realiza una explicación de los resultados encontrados en el modelo de simulación numérica por computadora MEF para la aleación AA5182.

Capítulo 3

Evaporación de aleaciones binarias metálicas; en este capítulo se explica la descripción del proceso de evaporación de sustancias puras, transformaciones físicas de sustancias puras, estabilidad de las fases, diagramas de fase Presión – Temperatura – Concentración, equilibrios a presión constante y temperatura constante, la ley de Raoult, la ecuación de presión de vapor de Clausius-Clapeyron, el análisis del modelo de evaporación propuesto para una mezcla binaria Al – Mg y Al – Zn y las soluciones a estos análisis con sus respectivas gráficas, donde se puede ver

claramente la temperatura de la mezcla binaria dependiente de la concentración de Magnesio o Zinc.

Capítulo 4

Análisis del Efecto de la Evaporación en la Soldadura Láser para Aleaciones de Aluminio; en este capítulo se explica la importancia y el efecto que tiene la temperatura de evaporación de la mezcla binaria en las aleaciones de aluminio AA1050 AA5182 y AA7075 en el tamaño del baño líquido o cordón de soldadura láser, para cada uno de los materiales analizados y finalmente se discuten y se concluyen los resultados obtenidos, con esta temperatura de evaporación que se presume es la máxima temperatura que experimenta el proceso de soldadura láser al soldar estas aleaciones de aluminio.

Capítulo 1

Estudio de Literatura de Soldadura Láser

Hoy en día existen numerosos estudios y modelos alrededor de la soldadura láser en modo de conducción y de penetración (keyhole), en 2D y 3D, donde se resuelve la parte térmica, el flujo de fluidos, la evaporación del material, los cambios de fases sólido – líquido, líquido – vapor, la solidificación del material, el tamaño, la forma del baño líquido, la energía absorbida del material por la incidencia del láser, la aplicación de la fuente láser Gausiana, etc. La mayoría de estos resultados son obtenidos por modelos realizados en computadora utilizando el método del elemento finito (MEF), el cual en la actualidad es una herramienta muy recurrida debido a la gran capacidad que tiene de resolver problemas complejos. Además todos estos resultados son comparados y validados por experimentos reales del proceso de soldadura, en los cuales ya es posible tomar imágenes en tiempo real del fenómeno que ocurre y con la actual tecnología medir temperatura y volatilidad de los elementos selectivos.

Más sin embargo todavía existen muchas dudas y preguntas sin respuestas del proceso de soldadura láser, como por ejemplo;

- **El control de la pérdida de elementos en la aleación;** la pérdida de elementos volátiles en la aleación es debido a la evaporación durante la soldadura láser de aleaciones de aluminio de automóviles, el cual es un severo problema que causa degradación de las propiedades mecánicas de la unión soldadura.
- **El control de la formación de porosidad;** evitar la formación de porosidad sigue siendo un objetivo importante en la soldadura láser de aleaciones de aluminio para automóviles, se sabe que la disolución y liberación de hidrógeno a partir del baño de soldadura es la causa principal de la microporosidad.
- **El control de la geometría del baño líquido;** el desarrollo de modelos numéricos basados en la comprensión global fenomenológica del proceso y el material han proporcionado una manera eficaz de calcular la geometría del baño líquido, tales esfuerzos por comprender la soldadura láser de aleaciones de aluminio para la industria automotriz están empezando a rendir frutos.
- **Un mejor entendimiento del papel que juegan los elementos activos en la superficie;** los elementos activos superficiales en las aleaciones de aluminio como el bismuto, plomo, antimonio, calcio y estaño pueden afectar potencialmente la soldadura láser en diferente forma. En primera, estos pueden significativamente influir en el arreglo del flujo de fluido y en la estabilidad del cráter cambiando la tensión superficial del material fundido. En segunda, también pueden afectar el índice de evaporación de los elementos aleantes por efectos opuestos, la inhibición de la evaporación por cubrir una parte de la superficie de evaporación disponible y mejorando la evaporación por causar una turbulenta en la interfaz, la cual incrementa el área de la superficie. En tercera, reduciendo los elementos activos de la superficie intercambiando energía y ayudando en la nucleación de poros de hidrógeno.
- **La formabilidad y comportamiento mecánico;** la zona afectada por el calor, la pérdida de elementos aleantes, la presencia de defectos como grietas y porosidad, así como la geometría del cordón de soldadura, todos esto afectan el comportamiento mecánico y la formabilidad de las uniones de aleaciones de metales de la soldadas láser. Una mejor comprensión de las propiedades mecánicas de las uniones y la habilidad de controlar las propiedades mecánicas es muy necesaria.

- **Procesos robustos;** investigadores hoy en día han indicado que la soldadura láser de aluminio no es particularmente un proceso robusto. Pequeñas variaciones continuas en los parámetros del proceso tiene un impacto mayor en las propiedades de la unión [9].

1.1 El proceso de soldadura láser

La emisión láser en longitudes de ondas ópticas fue reportada por primera vez en 1960 con el anuncio de la oscilación láser en cristales de rubí bombeadas ópticamente. Esto fue seguido en 1961 por el primer artículo sobre la emisión láser de gas CO₂ en una longitud de onda de 10.6 μm y luego en 1964 un informe sobre la emisión láser 1.06 μm de bombeo óptico con Nd:YAG. Con la disponibilidad de estas nuevas fuentes de energía, muchas oportunidades se han creado, para el procesamiento de materiales. Una de ellas fue la soldadura láser.

En 1962, había varios informes sobre aplicaciones metalúrgicas de los láseres, incluyendo soldadura. Esto fue seguido por un gran número de estudios fundamentales de soldadura láser.

Las ventajas de la soldadura láser en comparación para la soldadura de alambres finos y de componentes electrónicos, se resumen de la siguiente manera:

- 1 - Eliminación de la interfaz del metal innecesario en la unión.
- 2 - Eliminación de flujo.
- 3 - Resistencia mecánica mayor.
- 4 - Mayor resistencia a vibraciones y choques.
- 5 - Mayor potencial de temperatura de funcionamiento.
- 6 - Posibilidades mínimas de degradación de los componentes sensibles al calor durante el ensamble.
- 7 - Mayor fiabilidad.
- 8 - Mayor velocidad de soldadura.
- 9 - Mayor grado de automatización.

Si bien estas ventajas son específicas para la unión de alambres finos, en los circuitos electrónicos de soldadura láser en lugar de otro tipo de soldadura, es evidente que la soldadura láser puede ser eficaz en otras aplicaciones de unión.

Se hizo hincapié en soldadura láser pulsado a diferencia de onda continua (CW) porque los dispositivos de alta potencia no estaban disponibles hasta principios de la década de 1970. La mayoría de estos estudios tempranos de soldadura se llevaron a cabo con radiación láser pulsada de rubí, con una potencia de salida máxima de 5 kW en un pulso de 1 ms. Las energías del pulso eran 1 - 5 J con una tasa de repetición de ≤ 1 Hz. Mayores energías de pulso estaban disponibles, pero la potencia promedio de estos láseres fue baja debido a su baja eficiencia y al calentamiento producido en las barras. Nd:YAG con su alta capacidad de potencia promedio antes ofrecía una alternativa mejor para la soldadura por puntos y soldadura de costura a través de la superposición de puntos de soldadura. Sin embargo, no fue hasta que los niveles de potencia de CW fueron superiores al 1 kW de capacidad total para la soldadura pudiera ser realizada [15].

La soldadura láser representa un delicado balance entre calentamiento y enfriamiento dentro de un volumen espacialmente localizado, de dos o más sólidos superpuestos de tal manera que se forma un baño líquido y permanece estable hasta la solidificación. El objetivo de la soldadura láser es crear el baño de fusión líquida mediante absorción de la radiación incidente, hacerla crecer hasta el tamaño deseado y propagar este baño de fusión a través de la interfaz del sólido eliminando la

costura original entre los componentes a unir. Resultados no exitosos se obtienen si el baño de fusión es demasiado grande o demasiado pequeño o si evaporación significativa se produce mientras se está soldando. La calidad de la soldadura resultante también puede verse afectada por la evaporación de los componentes de la aleación, los gradientes térmicos excesivos que conducen a la formación de grietas en la solidificación, las inestabilidades en el volumen y la geometría del baño de soldadura pueden resultar en la porosidad y la formación de huecos.

El equilibrio entre la entrada y la salida de calor depende de la absorción constante de la radiación láser y la disipación uniforme de calor en el interior de la pieza de trabajo. El camino tomado por la radiación láser hacia la pieza de trabajo se interrumpe a menudo debido a la evolución de gas caliente desde el enfoque del láser. Bajo ciertas condiciones, este gas caliente puede convertirse en plasma que puede atenuar la intensidad del rayo láser debido a la absorción y dispersión del haz.

Los dos modos fundamentales de soldadura láser son: a) por conducción y b) en modo de cráter (o keyhole). La diferencia básica entre estos dos modos, es que la superficie del baño de soldadura se mantiene intacta durante la soldadura por conducción y en el de modo de cráter se abre la superficie para permitir que el haz láser entre en el baño de fusión de soldadura. Estas geometrías y ejemplos de secciones transversales de soldadura que resultan de estos dos modos de soldadura se muestran esquemáticamente en la Figura 1.1.

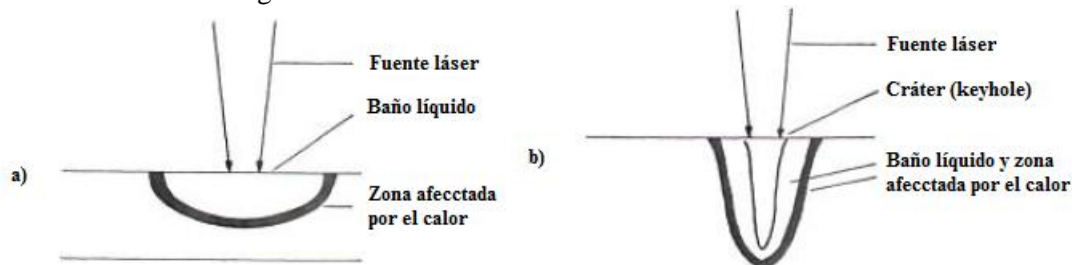


Figura 1.1 Comparación de los modos de soldadura a) por conducción y b) en modo de cráter.

La soldadura por conducción ofrece menos perturbación al sistema, porque la radiación láser no penetra en el material que está siendo soldado, como resultado la soldadura por conducción es menos susceptible al atrapamiento del gas durante su proceso. Esto a diferencia de la soldadura en modo de cráter, que se puede cerrar intermitente, lo cual puede dar lugar a porosidad.

Los modos por conducción y de cráter son también posibles en la soldadura por puntos. La transición desde el modo por conducción a aquél en el que se forma el cráter depende de la intensidad pico del láser y la duración del pulso aplicado a la pieza de trabajo. La adaptación de la dependencia del tiempo en la intensidad del pulso láser puede producir un cambio de tipo de un modo de soldadura a otro durante la interacción. La soldadura puede ser iniciada en modo de conducción y luego se convierte a modo de cráter. También es posible adaptar esta interacción tal que el modo de cráter, una vez creado, puede ser retirado en la terminación del impulso de manera gradual para que se minimice el atrapamiento de gas. El perfil temporal de la intensidad también se puede ajustar para reducir al mínimo los gradientes térmicos en el baño de soldadura, que conducen al agrietamiento cuando tiene lugar la solidificación.

Una de las principales ventajas de la soldadura láser es la capacidad de manipular la interacción láser para optimizar las propiedades de soldadura. Los sistemas de soldadura láser modernos, facilitan el control por computadora de la potencia láser. Con retroalimentación a partir del plasma óptico o con sistemas de monitoreo acústicos, la potencia del láser a menudo puede ser variada en tiempo real para compensar condiciones de soldadura. Los controladores de lazo cerrado de este tipo ya se están convirtiendo en una realidad, debido a que el proceso de soldadura láser se entiende

mejor, pueden asegurar la soldadura optimizada en condiciones industriales sin la intervención del operador [2].

1.2 Comparación de la soldadura láser con otras técnicas

La soldadura láser no es la panacea pero tiene una serie de ventajas en comparación con las técnicas convencionales de soldadura. La principal ventaja es la capacidad de enfocar la radiación láser estrechamente a un área muy pequeña y producir una alta intensidad con una fuente de calor y luego mover rápidamente esta fuente de calor a lo largo de la junta a soldar. Con respecto a esto, la soldadura por haz láser es comparable con la soldadura por haz de electrones, pero tiene la ventaja añadida de que puede llevarse a cabo a presión atmosférica.

Mientras que los sistemas de soldadura láser son generalmente de mayor costo que los dispositivos convencionales de soldadura, una alta velocidad de producción de alta calidad de soldadura es alcanzable con la soldadura láser, lo que justifica esta fuerte inversión y hace que este tipo de sistemas sean económicamente competitivos. La soldadura láser uniforme de alta calidad se pueden llevar a cabo a velocidades de más de 10 m/min en milímetros de acero, bajo el control numérico por computadora (CNC) y con la capacidad de un diagnóstico completo de calidad de la soldadura. La estrecha zona afectada por el calor de la soldadura láser limita la distorsión térmica y mejora las propiedades metalúrgicas, en comparación con las técnicas de soldadura por arco. La estrecha zona afectada por el calor en la soldadura láser, junto con la penetración profunda mejora las propiedades mecánicas como resistencia a la fatiga y la formabilidad. De hecho, todo el campo de soldadura de láminas de diferentes espesores o de diferentes calidades (tailor blanking) para aplicaciones automotrices es un mercado multimillonario, que ha sido posible gracias a las técnicas de soldadura láser.

La soldadura láser también ofrece nuevas oportunidades, la unión de materiales difíciles, tales como el aluminio, las aleaciones de magnesio y en la mayoría de los casos se elimina el requisito de material de aporte. La contaminación del material por el electrodo se elimina con la soldadura láser, y la eliminación de los componentes volátiles de la aleación tales como el zinc puede ser reducida. Aleaciones tales como la serie 7000 de Al que son insoldables con las técnicas convencionales son fácilmente unidas por soldadura láser para producir soldaduras que exhiben alta resistencia y excelente formabilidad.

También hay desventajas de la soldadura láser, incluyendo el alto costo del láser y los sistemas necesarios para la entrega del haz y su orientación. Los costos de operación pueden ser altos, particularmente para aplicaciones que requieren grandes flujos de costosos gases de protección como el helio.

Mientras que el estricto enfoque alcanzable con el rayo láser tiene como ventaja la entrega de calor de manera eficiente a la pieza de trabajo y la minimización de la zona afectada por el calor, lo mismo también trae problemas de alineación en las juntas y el equipamiento. Desajustes pequeños pueden provocar grandes cambios en las condiciones de soldadura, e incluso los huecos estrechos (<0.1 mm) puede resultar en una falta de acoplamiento de la radiación láser y reducir de eficacia del calentamiento.

La soldadura láser de un material altamente reflejante, tal como el aluminio o el cobre requieren la optimización cuidadosa de las condiciones de radiación láser, si la reflexión se reduce al mínimo, al mismo tiempo, la gran conductividad térmica de estos metales requiere una alta intensidad del láser, que se utiliza cuando el proceso de la soldadura es iniciado. Esto a menudo resulta en el problema de la reflexión en contra de la radiación láser dentro del láser, lo cual produce daños en los

componentes ópticos. La desalineación de los componentes durante la soldadura también puede producir reflexiones peligrosas hacia el haz láser [2].

Un resumen de las ventajas y desventajas de la soldadura láser en comparación con otros métodos convencionales de soldadura se da en la Tabla 1.1 las principales ventajas de la soldadura láser en comparación con otras técnicas derivan del hecho de que la intensidad de calor en el punto focal excede y es alcanzable por hasta varios órdenes de magnitud en comparación con los métodos convencionales, según el resumen de la Tabla 1.2, esto introduce inmediatamente el concepto de modo de cráter de la soldadura y la posibilidad de soldaduras láser con una alta relación de aspecto, una pequeña zona afectada por el calor y una alta velocidad de procesamiento.

Tabla 1.1 Comparación de la soldadura láser con otros procesos de soldadura.

Parámetro	Procesos				
	LB	EB	GTA	GMA	RW
Eficiencia de la unión.	0	0	-	-	+
Alta relación de aspecto	+	+	-	-	-
Pequeña zona afectada por calor.	+	+	-	-	0
Alta velocidad de procesamiento.	+	+	-	+	-
Perfil del cordón.	+	+	0	0	0
Soldadura a presión atmosférica.	+	-	+	+	+
Soldadura de metales refractivos.	-	+	+	+	+
Combinación con aporte.	0	-	+	+	-
Proceso automatizable.	+	-	+	0	+
Costos de inversión.	-	-	+	+	+
Costos de operación.	0	0	+	+	+
Confiabilidad.	+	-	+	+	+
Uso de dispositivos de sujeción.	+	-	-	-	-

Ventajoso: +, desventajoso: -, neutral: 0, **LB** Soldadura láser (Láser Beam), **EB** Soldadura por electrones (Electron Beam), **GTA** Soldadura por arco de tungsteno con gas (Gas Tungsteno Arc), **GMA** Soldadura por arco de metal con gas (Gas Metal Arc), **RW** Soldadura por resistencia (Resistance Welding).

Tabla 1.2 Intensidad de potencia de entrada a la superficie a soldar para varios procesos de soldadura.

Procesos	Intensidad de las fuentes (W/cm ²)	Relación de aspecto (relación entre la profundidad y el ancho)
Soldadura láser	10 ⁶ -10 ⁷	Alta
Soldadura por electrones	10 ⁶ -10 ⁷	Alta
Soldadura de arco de tungsteno con gas	10 ² -10 ⁴	Media – pequeña
Soldadura de arco de metal con gas	10 ² -10 ⁴	Media – pequeña
Soldadura por resistencia	-	Pequeña

Tabla 1.3 Comparación entre soldadura láser y métodos alternativos de soldadura para aplicaciones específicas de unión.

Aplicación	Comparación	Referencia
Soldadura por puntos	Láser pulsado vs arco	Anderson y Jackson (1965)
Soldadura de sección profunda	Láser vs electrones	Laflamme y Powers (1987)
Serpentines de tubería	Láser vs TIG, MIG	Penasa, Columbo y Giolfo (1994)
Componentes automotrices	Láser vs puntos, arco	Marinoni, Maccagno y Rabino (1989)
Láminas de acero, aceros recubiertos	Láser vs resistencia por puntos, adhesivos	Schmitz y Defourny (1992)
Aceros, partes automotrices	Láser vs arco, electrones, resistencia	Iwai, Okumara y Miyata (1987)

Acero dulce, rolado en frío, acero recubierto	Láser vs MASH costura	Irving (1991)
Acero de bajo contenido de carbono, láminas de diferentes espesores	Láser vs arco de tungsteno con gas	Kitani, Yasuda y Kataoka (1995)
Aluminio, láminas de diferentes espesores	Láser vs arco de tungsteno con gas	Pickering (1995)
Acero, láminas de diferentes espesores	Nd:YAG láser vs MASH costura	Sajatovic (1996)
Acero, láminas de diferentes espesores	Láser vs electrones	Laflamme (1996)
Acero dulce, sección profunda	Láser + arco vs láser, arco	Matsuda (1988)
Acero, sección profunda	Láser + arco vs láser, arco de metal con gas	Magee, Merchant y Hyatt (1990)
Acero inoxidable	Láser vs electrones, arco de tungsteno con gas	Heiple (1983)
Acero dulce, sección profunda	Láser vs arco sumergido	Metzbower (1983)
Acero inoxidable austenítico	Láser vs TIG	Honeycombe y Gooch (1986)
Acero inoxidable con alto contenido de molibdeno	Láser vs arco de tungsteno con gas	Kujanpaa y David (1986)
Ti-6Al-4V	Láser vs electrones, arco de tungsteno con gas, arco de plasma	Mazumder y Steen (1980a,b)
Aleación de níquel	Láser vs electrones, arco	Morochko, Fedorov y Andree (1983)

Existen numerosos estudios comparativos de soldadura láser en relación con otros métodos de soldadura en aplicaciones de soldadura específicas. Una lista de algunos de estos estudios se observan en la

Tabla 1.3 en general, las ventajas y desventajas señaladas en la Tabla 1.1 son evidentes en estas comparaciones, pero las aplicaciones específicas pueden identificar los puntos fuertes y débiles. Por ejemplo, la soldadura láser es superior a la soldadura por electrones en el material Ti-6Al-4V con respecto a una reducción de la porosidad, pero la penetración es más pequeña, la calidad y la velocidad de soldadura son comparables [1], [2].

1.3 Tipos de láseres utilizados en la soldadura láser y su comparación

La soldadura en metales comerciales requiere fuentes láseres de alta confiabilidad, facilidad de manejo y bajo costo. Adicionalmente, el sistema láser debe proporcionar una intensidad de radiación de $1 - 5 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ en la pieza de trabajo. Esta condición de confiabilidad debe ser mantenida durante la operación y debe ser reproducible en el tiempo, tal como las series de soldaduras son reproducidas. Estas condiciones limitan no sólo la fuente láser, sino también la manera en que la radiación láser se entrega a la pieza de trabajo. El concepto de "láser" y "un sistema de entrega de haz láser" como entidades separadas debe ser abandonada en favor de un enfoque integrado para el diseño del sistema que combine todos los elementos de generación y entrega del haz láser, en un solo sistema cuyo rendimiento está optimizado para unirse a la aplicación específica.

Prácticamente todos los sistemas de soldadura láser de uso comercial están basados en fuentes de láser de Nd:YAG y/o de CO₂, por lo que el debate actual se centra en este tipo de láseres y sus componentes auxiliares. Otras fuentes, tales como el láser de rubí, se han utilizado para algunas aplicaciones de soldadura muy específicas y limitadas.

Nuevos dispositivos, tales como el láser de CO, están en la etapa de evaluación con respecto a su posible uso en aplicaciones de soldadura. En la actualidad existen nuevas fuentes, como el arreglo de diodos semiconductores de alta potencia, con ventajas como la confiabilidad, una vida útil mejorada y el costo por diodo reducido. El arreglo de diodos es competitivo con láseres de Nd:YAG y de CO₂ para ciertas aplicaciones de soldadura pero no alcanza la calidad óptica e intensidad de enfoque por lo que su uso se limita a estas aplicaciones que no exigen alta calidad e intensidad, lo que excluye soldadura en modo de cráter [2].

1.3.1 Láseres de Nd:YAG

Comercialmente los láseres de Nd:YAG están disponibles para aplicaciones de soldadura con muchos proveedores. Con potencias promedio de salida de 0,3 a 3 kW, pero las ventajas de esta tecnología láser están ampliando la potencia máxima disponible al menos de 4 kW. Estos láseres pueden ser operados en tres modos:

1. Salida continúa (CW).
2. Bombeo por impulsos.
3. Modo Conmutación - Q.

Características de potencias de salida láser de estos tres regímenes se resumen en la Tabla 1.4, la entrega del bombeo puede ser controlada para adaptar la forma temporal de impulsos de salida láser. Formas de pulso personalizados o adecuados a menudo son útiles en la optimización de las condiciones de soldadura, en particular en la soldadura por puntos de algunas aleaciones de Al.

El bombeo pulsado ofrece una gama de longitud de pulso de ~ 0.1 mseg de la CW en operación. La duración típica de los pulsos para aplicaciones de soldadura es 1 - 20 mseg. En el extremo inferior de este rango, las frecuencias de repetición de los impulsos pueden acercarse a 1 kHz. El modo de conmutación - Q de potencia de salida láser es menos útil en aplicaciones de soldadura debido a la duración del pulso que es mucho más corto ($\lesssim 1$ μ seg), aunque las frecuencias de repetición de impulsos pueden ser altas (hasta 100 kHz). La potencia de pico más alta en estos pulsos facilita la formación de plasma y la descomposición del gas.

Aunque la penetración de la soldadura es posible en el modo de CW en potencias láser promedio altas (≥ 1 kW), esta condición no siempre se alcanza a potencias promedio bajas.

Tabla 1.4 Características de salida de láseres de Nd:YAG bajo diferente excitación [2].

Modo	Potencia promedio (kW)	Potencia pico (kW)	Duración del pulso	Rango de repetición del pulso	Energía / Pulso (J)
Continuo	0.3 - 4	-	-	-	-
Pulsado	Hasta 4	Hasta 50	0.2 - 20 μ s	1 - 500 Hz	Hasta 100
Conmutación - Q	Hasta 4	Hasta 100	< 1 μ s	Hasta 100 kHz	10^{-3}

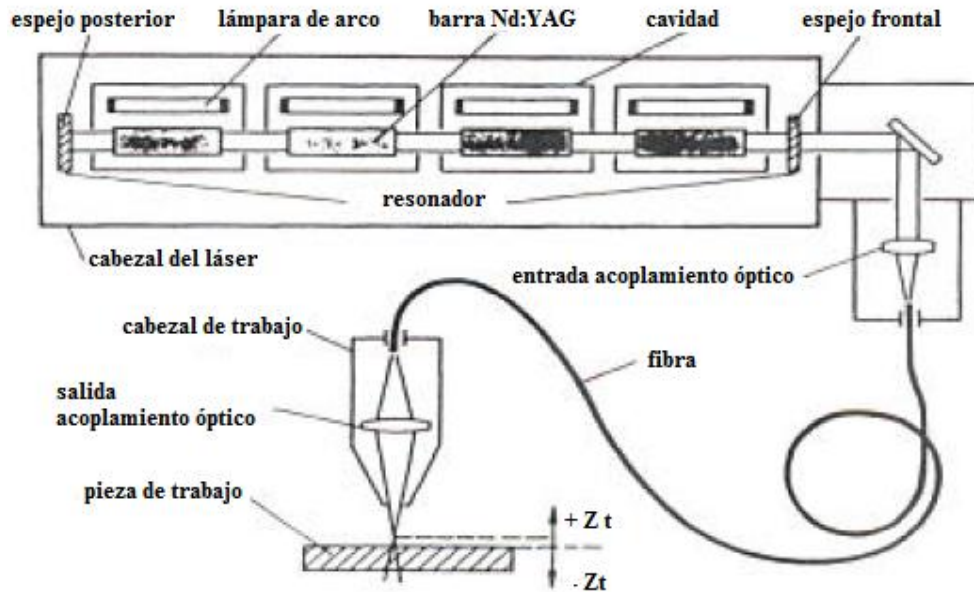


Figura 1.2 Esquema típico de un sistema de láser Nd:YAG. Por Tonshoff, Meyer-Kobbe y Beske (1990).

La generación de potencia alta en sistemas láser de Nd:YAG, se lleva a cabo mediante la combinación de varias barras de láser bombeado de forma individual en un solo resonador, como ilustrado en Figura 1.2. Esto optimiza tanto la eficiencia de bombeo y la eficiencia de extracción de energía. El rendimiento eléctrico global de estos láseres es bajo, sin embargo, con las relaciones de potencia de salida láser a la potencia de entrada eléctrica hay un rango de 0,5-3%.

Una de las principales ventajas del láser Nd:YAG sobre el láser de CO₂ es la capacidad para conducir la radiación láser a través de las fibras ópticas. Porque la longitud de onda de salida de 1.06 μm del láser Nd:YAG cae dentro del rango de longitud de onda en la que las fibras de vidrio tienen baja atenuación, por lo que la propagación de radiación láser del Nd:YAG a distancias de hasta varios cientos de metros es posible con una mínima pérdida. Esto es atractivo en robótica o aplicaciones de soldadura láser de múltiples ejes.

1.3.2 Láseres CO₂

El láser de CO₂ sigue siendo el caballito de batalla de los sistemas de soldadura láser industriales porque es simple, fiable y está disponible como una máquina industrial de buena ingeniería robusta, con potencias de salida excepcionales de hasta 50 kW. La tendencia en las aplicaciones de soldadura láser ha sido hacia energías más altas, con CW láser de CO₂ de 5 - 10 kW utilizados rutinariamente en la soldadura de producción de una variedad de componentes.

El láser de CO₂ es un dispositivo eficiente, al menos en comparación con otros láseres, como el láser de Nd:YAG. La eficiencia puede acercarse a un 10%. La mezcla de gases en el láser contiene gases N₂ y He, además del gas activo CO₂, y los gases recirculan en un sistema cerrado en el que la mayoría del gas se recicla, reduciendo los costos de operación. La descarga de láser se puede ejecutar como una verdadera descarga de corriente directa para la salida de pulsos CW y eléctricamente a frecuencias de kHz para producir impulsos de salida tan corto como 0,1 ms. El pico de potencia en tales pulsos cortos puede ser en un orden de magnitud mayor que la potencia media en las tasas de repetición de unos pocos kHz. A pesar de que la descarga luminiscente de CO₂ se mantiene fácilmente en una corriente de láser de CO₂, las inestabilidades inherentes en este modo

de excitación han llevado al desarrollo de dispositivos de alta frecuencia (150 kHz) y de radiofrecuencia (RF) excitado (13,5 y 27 MHz).

El acoplamiento capacitivo en estos láseres elimina electrodos dentro del gas y reduce la tensión de excitación aplicada a la descarga. El volumen total del gas dentro del resonador de láser también puede ser excitado, lo que lleva a una alta ganancia y la potencia de salida por unidad de longitud de descarga. La ausencia de electrodos reduce al mínimo la contaminación de gas y el consumo del mismo. De alta frecuencia o RF de excitación también facilita la pulsación de la descarga con frecuencias de repetición de impulsos de 100 kHz en los dispositivos RF excitados y longitudes de pulso tan corto como 10 μ seg.

La salida del haz puede ser limitado a un modo Gaussiano TEM₀₀, a menudo con poca reducción de la potencia total de salida de los láseres comerciales. Salida multimodal de bajo orden TEM₀₁, se usa en muchas aplicaciones de soldadura y su perfil del haz típico se muestra en la Figura 1.3, configuraciones inestables del resonador también se puede utilizar cuando se requiere en modo anular; esto es más útil para el tratamiento térmico que para aplicaciones de soldadura. En un haz anular, la intensidad pico se reduce a la de un haz de intensidad uniforme del mismo diámetro exterior por $(M^2-1) / M^2$, donde M es el factor de ampliación. Un valor de M de 2 - 4 es común en las configuraciones de resonador inestables.

Un resumen de datos técnicos representativos para el láser de CO₂, usado en aplicaciones de soldadura láser se da en la Tabla 1.5 [2].

Tabla 1.5 Datos representativos para láseres comerciales de CO₂ usados en aplicaciones de soldadura [2].

	Potencia de salida (kW)										
	1.1	1.75	2.2	3.0	3.0	6.0	6.0	8.0	10.0	25.0	45.0
Rango de potencia (kW)	0.2-1.2	0.2-1.8	0.11-2.2	0.15-3.0	0.5-3.15	-	0.3-6.0	4.0-8.0	0.6-12.0	-	-
Modo	TEM ₀₀	TEM ₀₀	TEM ₀₀	TEM ₀₀ , TEM ₀₁	-	Resonador inestable	TEM ₀₁	TEM ₀₁	Bajo orden	Resonador inestable	Resonador inestable
Diámetro del láser (mm)	15.5	17.7	13	20	15.5	50	22	28	31	50	65
Divergencia del láser (mrad)	-	-	<1.5	<1.5	-	-	<1.5	<1.5	<1.5	-	-
Ancho de pulso	0.1-1.0 mseg	0.1-1.0 mseg	10 μ seg - CW		0.1-1.0 mseg	-	10 μ seg - CW	10 μ seg - CW	10 μ seg - CW	-	-
Rango de pulso	10-1000 Hz	10-1000 Hz	100 Hz-100 kHz	100 Hz-100 kHz	10 -2000 Hz	-	100 Hz-100 kHz	100 Hz-100 kHz	100 Hz-100 kHz	-	-
Consumo de gas (l/hr.)	Total, 40	Total, 50	-	-	Total, 73.4	-	-	-	-	-	-
CO₂	-	-	1.5	1.5	-	12	1.5	2.0	2.0	24	24
N₂	-	-	6.0	6.5	-	100	6.5	10	10	200	200
Ne	-	-	18.0	32.0	-	180	32	48	48	360	360

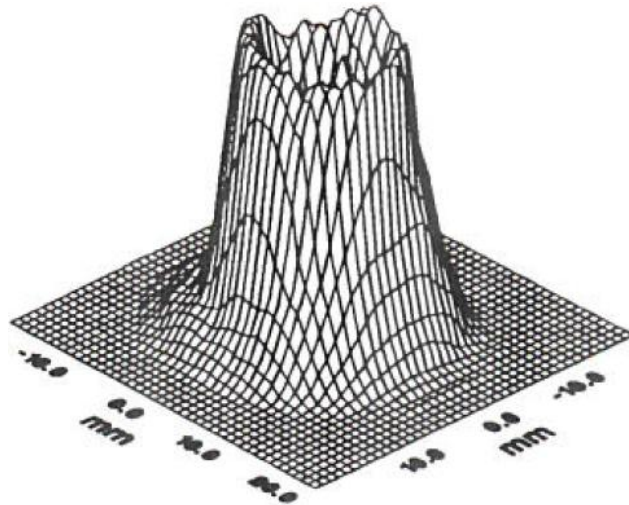


Figura 1.3 Perfil del haz medido desde una distancia de 5 m desde la salida de un láser CO₂ a 10 kW RF-excited. Por Hertzner y Wollermann-Windgasse (1994).

La dirección del haz de láser de CO₂ desde el láser a la pieza de trabajo implica, inevitablemente, una o más reflexiones, seguidas en el enfoque. El rendimiento optimizado en un sistema de entrega de tales rayos, requiere la minimización de aberraciones ópticas, la eliminación de la distorsión térmica en los componentes ópticos y no dar oportunidad para la distorsión de fase del rayo láser que se propaga a través de la atmósfera, al intervenir desde el láser hacia la pieza de trabajo. Aunque el último efecto puede ser eliminado mediante el cierre del haz de láser y el lavado del recinto con nitrógeno seco, las limitaciones sobre los componentes ópticos pueden ser graves, especialmente teniendo en cuenta las altas intensidades incidentes que están involucradas.

Se puede enfocar el haz de láser CO₂ con materiales refractivos como el ZnSe, pero para potencias arriba de 3-4 kW se debe usar elementos refractivos de metales como cobre puro o con recubrimiento de oro. Una serie de arreglos centrados pueden lograrse para altas potencias de rayos láser de CO₂ como se muestran en la Figura 1.4 y la óptica de reflexión. El más simple consiste en un solo espejo parabólico y los resultados en la aberración se minimizan a pesar de su geometría fuera de eje.

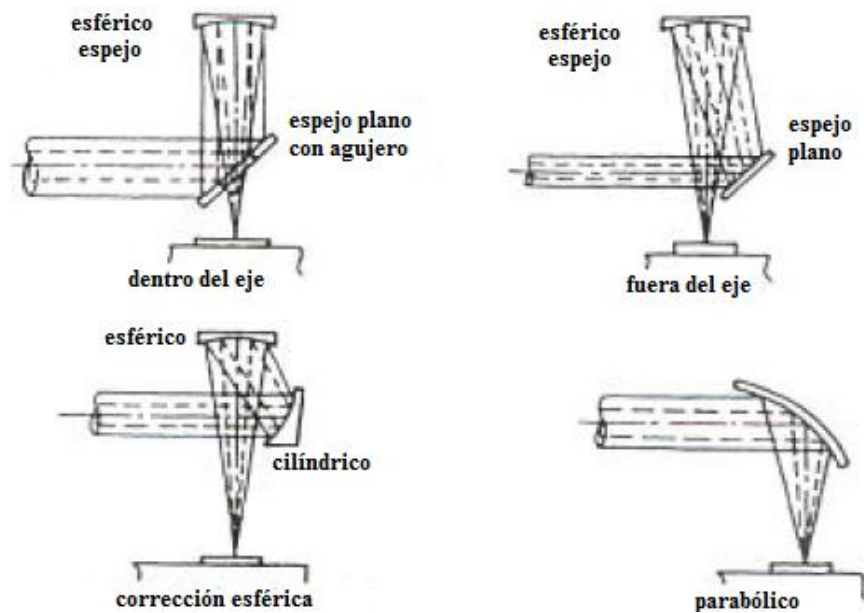


Figura 1.4 Arreglos de enfoque del rayo de láseres multikilowatt. Por Duhamel (1988).

1.3.3 El láser de Nd:YAG vs el de CO₂

Hasta hace poco, en alta potencia de láser ($> 3 \text{ kW CW}$) se podrían obtener solamente con láseres de CO₂, como resultado de ello, los láseres de CO₂ inicialmente dominaron el mercado para aplicaciones industriales que requieren potencias en este rango. Con el rápido desarrollo de la tecnología los láseres de Nd:YAG, con potencias en CW de 4 kW y arriba, se han desarrollada muchas aplicaciones prácticas. La cuestión de cuál láser (o sistema láser) es el mejor para aplicaciones específicas que se plantean, ha dado lugar a un debate.

En la soldadura láser, las claras ventajas del láser de Nd:YAG son:

1. Mejora el acoplamiento a los metales reflejantes.
2. El aumento de la eficiencia de procesamiento en comparación con el láser de CO₂ con la misma potencia.
3. La entrega del haz con fibra óptica.

El láser de CO₂ tiene otras ventajas:

1. Alta eficiencia eléctrica.
2. Bajo costo de operación.
3. Fácilmente escalable a potencia elevada (por ejemplo, 45 kW).

En la Figura 1.5 se muestra una comparación de los tipos de laser Nd:YAG y CO₂ con la misma potencia de láser (3 kW) la cual se muestra que la penetración más alta de soldadura se obtiene con láser Nd:YAG que con el de CO₂, a excepción de material grueso, para los que se obtuvieron resultados comparables, Para espesores cerca 2 mm, Nd:YAG la soldadura es 50% más rápido que la soldadura láser de CO₂, la calidad de la soldadura del acero dulce es similar para ambos sistemas, un aumento de la velocidad de soldadura puede traducir en un ahorro de costos en aplicaciones de alto volumen, tales como la soldadura láser de blancos a la medida (tailor blanks). Una comparación de la radiación entre el láser Nd:YAG y el de CO₂ en la aleación de Al 6082 muestra que el umbral de intensidad para iniciar el modo de cráter con 1.06 μm (para Nd:YAG) de radiación que es casi la mitad que requiere a 10.6 μm (para CO₂), sin embargo, los límites del proceso parecen estar más estrechamente definidos en 1.06 μm que en longitudes de onda más largas.

Las principales ventajas de Nd:YAG en comparación con los láseres de CO₂ se reducen principalmente a la flexibilidad ofrecida por la entrega a través de fibra óptica. Esto es particularmente cierto en los sistemas de entrega del haz en robots o en sistemas de múltiples ejes.

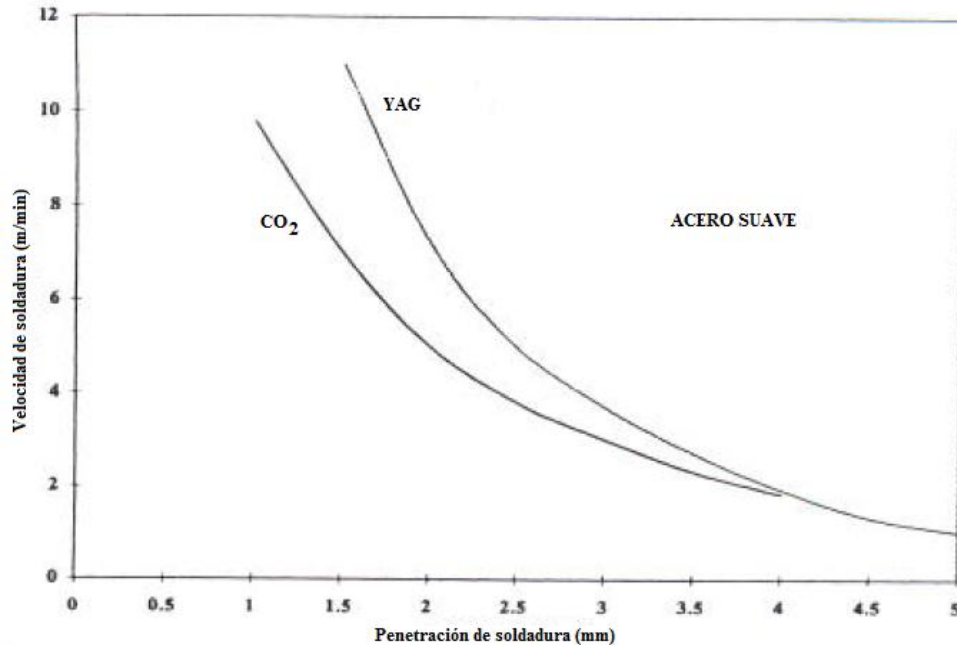


Figura 1.5 Comparación de velocidad vs profundidad de soldadura láser con Nd:YAG (dato por Haas Láser, Schramberg, Alemania) y con CO₂ a 3 kW ambos (dato por Trumpf Inc.) en soldadura de acero suave [2].

1.4 Soldadura láser de metales

La soldadura de metales fue una de las primeras aplicaciones industriales de los láseres, la capacidad de dirigir un pulso de radiación intensa a una ubicación remota, utilizando sólo un sistema óptico, rápidamente llamó la atención de la comunidad tecnológica. El resultado ha sido el rápido desarrollo en la técnica de soldadura láser y en consecuencia, la adopción de soldadura láser como un proceso estándar para la unión de metales bajo una variedad de condiciones industriales se lleva a cabo desde hace unas cuantas décadas.

A continuación se analizará la capacidad de soldadura láser de metales y se describirán los procesos de soldadura láser en su conjunto, con énfasis en las especificaciones de los parámetros de soldadura optimizadas. Las preocupaciones importantes del diseño de la unión y las propiedades mecánicas de los cordones de soldadura láser también se discuten. El proceso de desarrollo de la soldadura láser en la fabricación de piezas en bruto para adaptar las estructuras automotrices, también se revisaran (tailor blanks).

1.4.1 Soldabilidad

La soldabilidad de dos metales se refiere no sólo al tipo de aleación y la composición, sino también a la viabilidad de la soldadura de estos materiales, particulares juntos bajo las condiciones requeridas. Por lo tanto, la soldabilidad que puede ser aceptable en condiciones de laboratorio o de creación de prototipos puede ser inaceptable como un proceso de producción continuo debido a consideraciones tales como los límites de velocidad de soldadura, los requisitos para las juntas, el pre-calentamiento y así sucesivamente. Tales limitaciones, deberán superponerse a defectos metalúrgicos tales como la tendencia a las fisuras, la fragilidad, y la formación de poros.

Aunque la soldadura láser ofrece una nueva flexibilidad en la unión de metales y las soldaduras láser suelen ser de alta calidad, la soldadura láser no es la panacea en soldadura de alta calidad, lo

cual esto se obtiene sólo después de la optimización de las variables claves del proceso. Algunas de estas variables incluyen:

- El diseño de la junta y la preparación.
- El ciclo térmico del cordón.
- El flujo de gas y la composición química.
- El precalentamiento (si es necesario).
- Tipo de aporte y la velocidad de avance.
- Los cambios en la composición química de la aleación.
- Los efectos térmicos en la zona afectada por el calor.

Algunas generalizaciones sobre la soldabilidad de los diversos metales se resumen en la Tabla 1.6, y la información sobre la soldabilidad de metales diferentes se da en la Figura 1.6. En la soldadura de metales diferentes una buena solubilidad sólida es esencial para las propiedades de soldadura que igualen al material base. Esto se consigue sólo con materiales compatibles en rangos de temperatura de fusión, tales como Ni y Co. En otros materiales, tales como Al y Fe para el que la temperatura de fusión de uno de los componentes no está cerca de la temperatura de fusión del otro, la soldabilidad que se obtiene es pobre y a menudo implica la formación de fases intermetálicas frágiles.

Tabla 1.6 Soldabilidad de varios metales [2].

Aceros de baja aleaciones, alta resistencia y bajo contenido de carbono.	Buenos cordones con láseres de CO ₂ y Nd:YAG; alta formabilidad.
Aceros con medio y alto contenido de carbono.	Aceptable pero puede estar sujeto a grietas, fragilidad y baja ductilidad.
Aceros aleados (por ejemplo: tuberías, construcción de barcos, estructural).	Puede ser soldado satisfactoriamente pero porosidad en la raíz, penetración parcial, alto endurecimiento del cordón.
Aceros galvanizados.	Buenos cordones y alta velocidad pero el diseño de la junta es importante en el cordón de tubería.
Acero inoxidable austenítico.	Cordones excelentes, baja porosidad y buena resistencia a la corrosión.
Acero inoxidable ferrítico.	Aceptable pero la soldadura reduce la resistencia y la resistencia a la corrosión; el cordón puede tener alta dureza.
Acero inoxidable martensítico.	Duros y frágiles cordones, necesita precalentamiento y/o revenido posterior a la soldadura.
Aleaciones resistentes a la temperatura (por ejemplo: Hastelloy, Inconel, INCO 718)	Evaluar caso por caso los problemas posibles son: fragilidad, segregación, fisuras, de relleno pueden ser lo más usual.
Titanio y aleaciones de titanio	Buenos cordones en Ti-6Al-4V y Ti; proteger con gas inerte es necesario, buenas propiedades mecánicas.
Aluminio y aleaciones de Al	Buenos cordones son posibles con láser de CO ₂ y Nd:YAG bajo condiciones controladas, pérdida de elementos volátiles que conducen a porosidad, las fisuras en un problema de las series 6000.
Magnesio 1	Buenos cordones con láser de CO ₂ en Mg-Al-9-Zn.
Cobre	Cordones aceptables son posibles en láminas delgadas con radiaciones de Nd:YAG; se puede soldar a puntos.
Bronce	Difícil debido a la pérdida del Zn y alta conductividad térmica.

1.4.2 Parámetros de soldadura

Además del tipo láser, la potencia láser y la velocidad de soldadura, que determinan el rango de entrada de energía a la pieza de trabajo, la soldadura láser exitosa requiere la optimización de parámetros adicionales, tales como el tamaño, la ubicación de la punto focal, la velocidad de flujo de gas de protección y la geometría de la boquilla. Una lista de verificación (tipo check list) se da en la Tabla 1.7.

	W	Ta	Mo	Cr	Co	Ti	Be	Fe	Pt	Ni	Pd	Cu	Au	Ag	Mg	Al	Zn	Cd	Pb	Sn	
W																					
Ta	E																				
Mo	E	E																			
Cr	E	P	E																		
Co	R	P	R	B																	
Ti	R	E	E	B	R																
Be	P	P	P	P	R	P															
Fe	R	R	B	E	E	R	R														
Pt	B	R	B	B	E	R	P	B													
Ni	R	B	R	B	E	R	R	B	E												
Pd	R	B	B	B	E	R	R	B	E	E											
Cu	P	P	P	P	R	P	R	R	E	E	E										
Au	-	P	P	R	P	R	R	R	E	E	E	E									
Ag	P	P	P	P	P	R	P	P	R	P	E	R	E								
Mg	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	R	R	R							
Al	P	P	P	P	R	R	P	R	P	R	P	R	R	R	R						
Zn	P	-	P	P	R	P	P	R	P	R	R	B	R	B	P	R					
Cd	-	-	-	P	P	P	-	P	R	R	R	P	R	B	E	P	P				
Pb	P	-	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	R	R	R	P	P	R	P	P	P	P	P	R	

Figura 1.6 Soldabilidad láser de combinaciones de diferentes metales[1], [2].

E	Excelente	B	Buena	R	Razonable	P	Pobre
----------	-----------	----------	-------	----------	-----------	----------	-------

Tabla 1.7 Parámetros críticos en la soldadura láser, la cual se llena para evaluar una aplicación [2].

Parámetro	Estatus O.K./NO.K./N.A.
Potencia láser	
Amplitud	
CW o pulsada	
CW mas pulso	
Forma del pulso y velocidad de repetición	
Enfocamiento	
Ubicación del punto focal en la superficie	
Enfoque por encima o por debajo de la superficie?	
Profundidad de enfoque	
Distribución de intensidad dentro del punto en la superficie	
Gas de protección	
Tipo de gas	
Velocidad del flujo	
Operación relativa al enfoque	
Dirigido coaxial o trasero?	
Lado de reversa	
Arreglo de flujo de boquilla	

La optimización de estos parámetros define la condición de la soldadura y se puede hacer sólo en relación a lo que es una "buena" en contraposición a una "mala" soldadura. En muchos casos, esta determinación implica el seccionar los cordones para medir la sección transversal y la forma, además de que se miden las propiedades metalúrgicas y microestructurales. Las pruebas mecánicas también definen una gama de condiciones de soldadura aceptables.

1.4.3 Potencia láser

El rango de operación de un sistema de soldadura láser es el primer parámetro definido a través de la relación entre la potencia láser y la velocidad de soldadura para un material dado y la profundidad de penetración de la soldadura especificada. Una curva o un conjunto de curvas, se deriva empíricamente en el sistema después de una orientación inicial a partir de los datos experimentales. Un ejemplo de tal relación para la soldadura láser de CO₂ en acero suave se muestra en la Figura 1.7, las curvas en esta figura especifican un rango de condiciones que generalmente conducen a soldaduras aceptables, aunque la optimización basada en criterios distintos de la profundidad de penetración puede reducir estas condiciones a un rango más restringido.

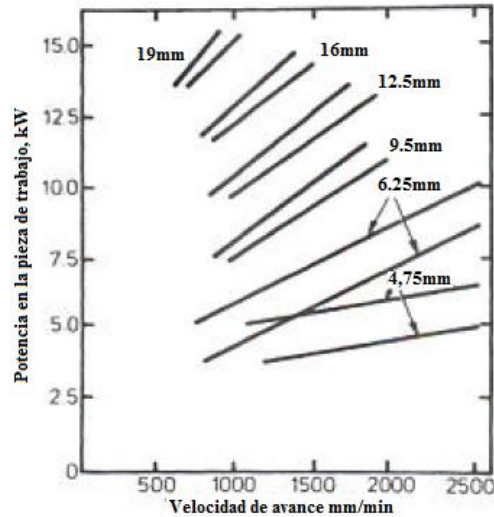


Figura 1.7 Potencia de un láser de CO₂ como función de la velocidad de soldadura para diferentes espesores de láminas de acero dulce. Por Metzbower (1983).

El ancho del cordón también se puede medirse y correlacionar con la velocidad de soldadura. La forma de un perfil típico de soldadura se muestra en la Figura 1.8. En general, el ancho del talón en la parte superior de la soldadura (L1) es mayor que el más profundo en la soldadura (L2), aunque la diferencia entre estos dos valores depende de la velocidad de soldadura y la intensidad del láser incidente [2].

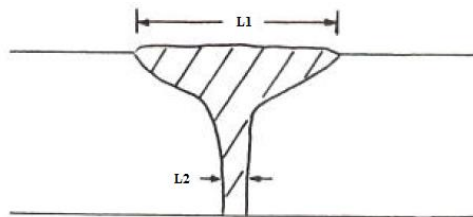


Figura 1.8 Configuración del cordón de soldadura [2].

La porosidad es otro parámetro que puede ser significativo en la evaluación de la calidad de la soldadura y su dependencia de las condiciones de procesamiento. La porosidad es especialmente importante en las soldaduras profundas sin penetración completa, como se muestra, por ejemplo, en acero Figura 1.9. También es importante en la soldadura de aleaciones de Al que contienen componentes volátiles Figura 1.10. El conjunto correcto de las condiciones de funcionamiento puede minimizar este problema.

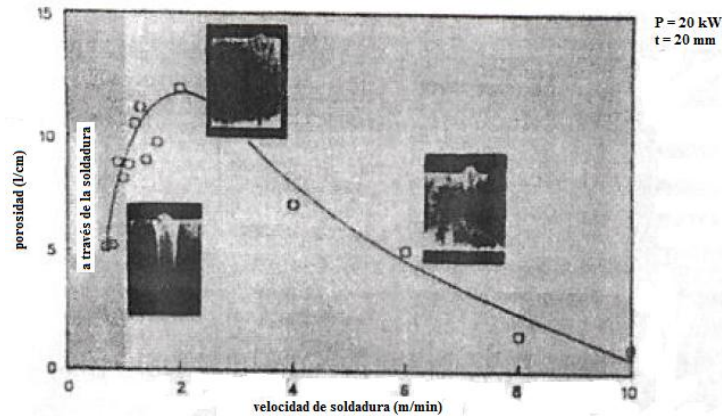


Figura 1.9 Porosidad en acero de bajo carbono 20 mm de espesor vs velocidad de soldadura láser a una potencia de 20 kW. El área sombreada indica la profundidad de la penetración de la soldadura. Por Funk (1989).

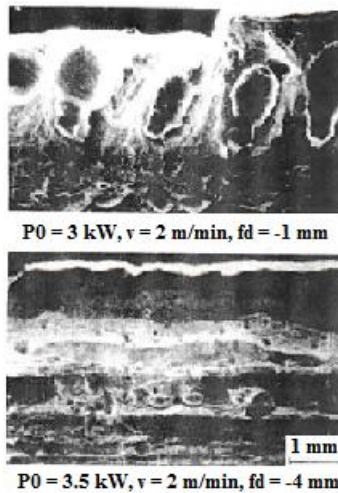


Figura 1.10 Microfotografías electrónicas de barrido de dos cordones fracturados en la zona de fusión de soldadura láser de la aleación AA2090 se muestra la formación de porosidad en función de las condiciones de la soldadura. Por Katayana (1989).

1.4.4 Enfoque del láser

La determinación de las condiciones óptimas del enfoque fue discutido en detalle por Dawes (1992) [2]. Se podría esperar que enfocar el haz láser en la superficie de la pieza de trabajo a soldar debe ser suficiente, para garantizar buenos resultados, pero esto a menudo no es el caso. El primer problema es en la estimación de donde se produce realmente el punto focal; casi el mismo resultado a menudo se obtiene con quemaduras de prueba en lugares cercanos al punto focal, esto es especialmente cierto cuando el sistema de enfoque tiene un gran f /número y por lo tanto una gran profundidad de foco (f /número).

La intensidad del láser es más alta en el plano focal, y disminuye a lo largo del eje del haz óptico o de láser en cualquier dirección fuera del plano focal, dado que el haz de láser diverge. La creación de una estructura extendida, tal como el modo de cráter requerido para la soldadura, a menudo no se ve facilitada por tener el enfoque de láser en la superficie frontal de la pieza de trabajo. En su lugar, estas condiciones pueden ser creadas a través de centrarse en un punto en algún lugar dentro de la superficie. Un ejemplo de este efecto a partir del estudio experimental de Matsumura (1992) sobre el láser de CO_2 en soldadura láser de aleaciones de Al se muestra en la Figura 1.11, en esta figura, el punto focal negativo se refiere a distancias por debajo de la superficie de la pieza de trabajo. El

aumento de la profundidad de penetración visto en centrarse en el interior de la superficie se debe en parte a la mejora en las reflexiones múltiples.

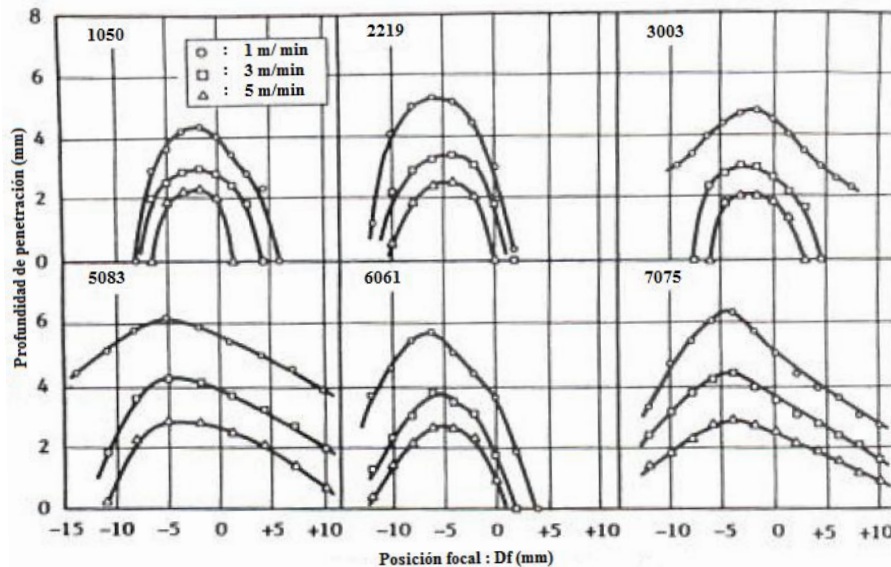


Figura 1.11 Influencia de la posición focal en la profundidad de penetración vs velocidades de soldadura en aleaciones de Al. Por Matsumura (1992).

La criticidad del enfoque aumenta dramáticamente a medida que se reduce el f/número. Esto surge porque la profundidad del foco disminuye con el f/número, así que pequeños cambios en la posición con respecto al plano focal dan grandes cambios en la intensidad. Siempre que sea posible, se debe elegir f/número mayor para que la intensidad requerida a la velocidad elegida sea mejor. Con los láseres de CO₂, que suele ser f/6 - f/7, mientras que con los láseres de Nd:YAG la radiación es un valor cercano a f/4.

La posición de la mancha focal con respecto a la junta a soldar también es una consideración importante, a menudo conduce a requisitos muy estrictos con respecto a la forma de la junta, separación del espacio y la estabilidad en el sistema de control de movimiento. Durante la soldadura de componentes con diferentes espesores, propiedades metalúrgicas o ambos, a menudo son ventajosos para compensar el perfil del láser a cada lado del cordón. Por ejemplo, cuando la soldadura a tope del material de calibre grueso va a material más delgado de calibre, puede ser ventajoso para compensar el centro del foco del haz, para permitir que una mayor potencia del láser incida en el material más grueso. Esto asegura la penetración completa en ambos lados de la soldadura sin la posibilidad de agujerar a través del componente más delgado [2].

1.4.5 Gas protector

El flujo de gas coaxial con el haz láser o que incide sobre el enfoque del láser, sirve para varios propósitos y es una característica común en los sistemas de soldadura láser. La primera función de este gas es a menudo para evitar la oxidación de la soldadura y la creación de escoria en las proximidades de la zona de fusión. La segunda y crítica es la función de suprimir la formación de plasma en el vapor sobre la zona de soldadura, desplazando el plasma que puede ser creado en el proceso de soldadura. La última función se asegura de que el rayo láser puede llegar a la zona de soldadura con una interrupción mínima, mejorando así la calidad de soldadura y la uniformidad de factores tales como la profundidad de penetración y el perfil del cordón de soldadura. No es inusual tener dos boquillas coaxiales de gas de flujo lateral que dirigen el gas a la zona de soldadura.

El helio (He) y el argón (Ar) son comúnmente utilizados como gases de protección, aunque He es el gas de elección debido a su alto potencial de ionización y la resistencia a la ruptura. El nitrógeno también se usa comúnmente como un reemplazo del He, que tiene muchas de las mismas propiedades, pero es mucho más barato. El flujo del gas es por lo general entre 10 y 40 l/min, los flujos más altos son necesarios, para la soldadura de alta velocidad (> 10 m/min).

El flujo de gas a través de la zona de soldadura también puede actuar para desestabilizar el flujo de líquido, lo que lleva a soldaduras de mala calidad. Estos efectos de flujo son fuertemente en función de la geometría de la boquilla, hay una gran variedad de diseños de boquillas para reducir al mínimo este problema. Bajo ciertas condiciones de flujo de gas desde una tobera coaxial, una presión negativa puede ser ejercida a lo largo del eje del haz, el material se redirige de nuevo hacia a fuera de la soldadura láser.

Flujo de protección atrás de las láminas en la raíz de la soldadura es necesario cuando se sueldan metales oxidables, tales como Al y Ti. El argón o el N_2 a menudo son aceptables en estas aplicaciones algunas veces, a pesar del gas He se prefiere, ya que se eleva a la superficie de la pieza de trabajo cuando se introduce por debajo de la soldadura. Excelentes resultados de soldadura también se pueden obtener a presión reducida, a la que la presión más baja impide la formación de un plasma de protección [2].

1.4.6 Configuraciones de las uniones o juntas

La flexibilidad es uno de los principales atributos de los sistemas de soldadura láser y conduce a una gran cantidad de oportunidades en la unión de materiales y en una variedad de geometrías. En la mayoría de los casos, la soldadura láser puede llevarse a cabo sin el uso de material de aporte, pero en todos los casos la diferencia entre una buena soldadura y una que es inaceptable es aquella que no forma adecuadamente el cordón de soldadura.

La soldadura láser puede ocurrir sólo cuando el efecto de calentamiento de la radiación láser se extiende hacia la junta a soldar y esto conduce a ciertos enfoques optimizados a la interfaz entre el rayo láser y las partes a ser soldadas entre sí. Un número de geometrías de unión estándar se resumen en la Figura 1.12. A veces cuando las partes a ser unidas por soldadura láser son muy finas, en lugar de la penetración se prefieren el modo de soldadura por conducción, aunque los materiales de sección más grandes también pueden ser útilmente soldados a través de la conducción bajo ciertas condiciones. La soldadura por puntos como puntos individuales o superposición también puede ser sustituido por cordones de soldadura en muchas de estas configuraciones de conjuntos, en este caso, penetración de la soldadura se determina por la energía del pulso, longitud de pulso, y el número de pulsos superpuestos.

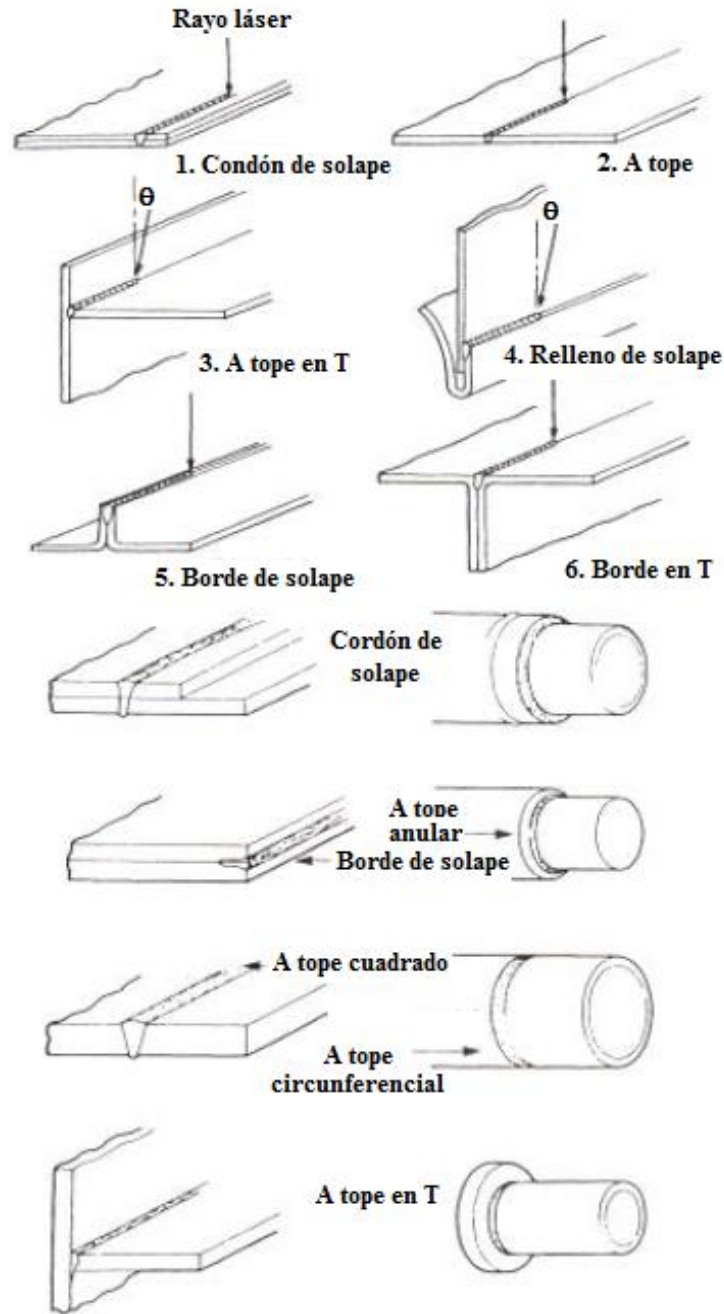


Figura 1.12 Configuraciones de juntas básicas para soldadura láser de láminas (arriba) y tubería (abajo). Por Dawes (1992).

1.4.7 Microsoldaduras

La soldadura láser de alambre fino y otros componentes pequeños ha sido una aplicación importante de los láseres desde su creación. Estas aplicaciones implican el uso de radiación de láser pulsado, el primer procesamiento que se lleva a cabo fue con láseres de rubí. El diseño de la unión es importante como es la colocación de la radiación láser sobre los componentes a soldar. En general, la radiación láser debe ser aplicado a ambos componentes de propiedades optimizadas de la soldadura, aunque la ubicación exacta, así como la energía óptima del pulso es diferente para cada aplicación. Algunas configuraciones de conjuntos comunes se muestran en la Figura 1.13 [2].

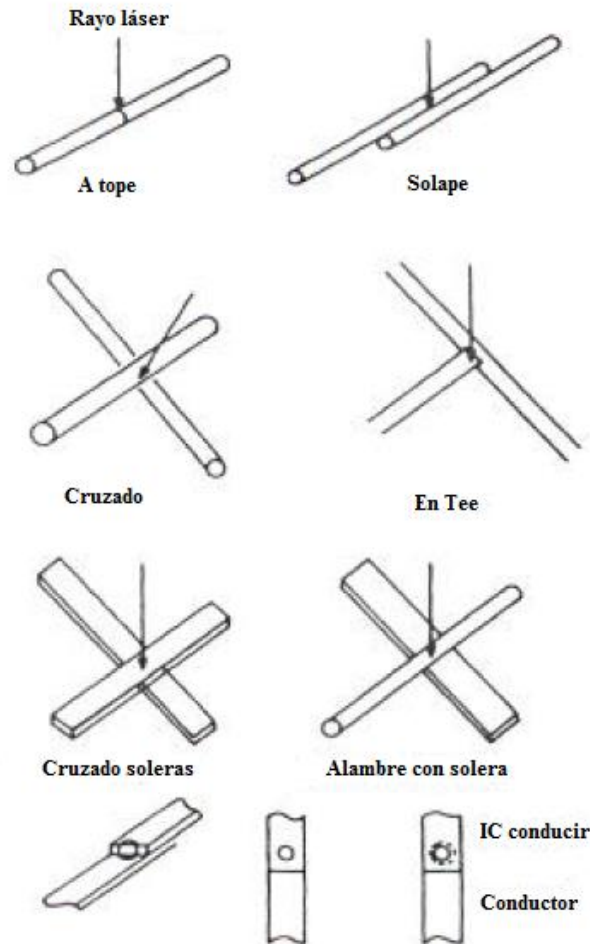


Figura 1.13 Configuraciones de micro soldaduras láser.

En tamaños pequeños donde la fuente de calor puede ser enfocada, hace sustentable la soldadura láser para la unión y el soldado de componentes o uniones tales con las encontradas en los componentes electrónicos o en la unión de termopares como una parte de medición de la temperatura.

La capacidad para soldar metales diferentes utilizando un haz láser y el mínimo daño térmico al material circundante hacen que sea particularmente atractiva en este sentido, para aplicaciones tales como microsoldadura en los circuitos electrónicos, la longitud de onda corta de $1.06 \mu\text{m}$ en el láser de Nd:YAG hace que sea preferible al láser CO_2 ($10.6 \mu\text{m}$ de longitud de onda). El haz de longitud de onda más corta es menos absorbido por los materiales aislantes y por lo tanto puede ser explorado de la unión de soldadura a otra sin necesidad de apagar el rayo. En contraste, el haz de longitud de onda más larga tendría que ser encendido y apagado cuando el haz atraviesa una unión a otra, ya que puede dañar el material aislante intermedio.

Un ejemplo específico de aplicaciones de microsoldadura es el que incluyen la soldadura tipo micropuntos de unión de hojas de afeitar en la cabeza de Gillette® Sensor e instrumentos herméticos tales como transductores y convertidores de ritmo cardíaco [2], [12].

1.4.8 Blancos a la medida (tailor blanks)

La soldadura a tope de láminas de acero para formar lo que se conoce como un "Blancos a la medida" fue inventada en 1964 por Kerby [2]. La soldadura se llevó a cabo inicialmente utilizando un haz de electrones, pero esto ha sido reemplazado en gran parte por la soldadura láser. Soldaduras láser de blancos a la medida "Láser Welding Tailor Blanking" (LWTB), son componentes que van en la mayoría de los automóviles y el mercado para estos componentes representa una de las principales aplicaciones de los láseres en las operaciones de producción Figura 1.14.

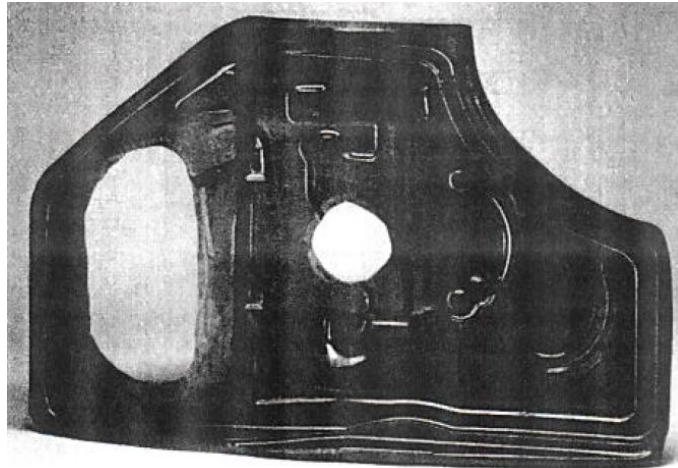


Figura 1.14 Soldadura láser de blancos a la medida después de ser estampados [2].

El concepto de blancos a la medida es simple y consiste en el montaje de piezas en bruto planas individuales con diferentes espesores y composiciones para crear una hoja con las características combinadas de los componentes individuales. La pieza en bruto a la medida resultante, es estampada para producir el componente final en tres dimensiones. Esta parte puede ser diseñada para tener material de alta resistencia, de espesores gruesos sólo en el área requerida, mientras que el material más delgado se mantiene para la reducción de peso sobre otras partes de la estructura. Del mismo modo, los aceros revestidos se pueden incorporar en los componentes expuestos a un ambiente corrosivo, mientras que el material sin recubrir se incorpora en otros lugares, menos expuestos.

Hay muchas ventajas potenciales de la utilización de los blancos a la medida por ejemplo; ahorro de costo y la reducción de peso. Algunas de las ventajas tecnológicas y requerimientos se resumen en la Tabla 1.8.

Tabla 1.8 Ventajas de LWTB's y requerimientos variables del proceso [2].

Ventajas	Requerimientos del proceso
Reducción del número de componentes. Reducción de peso. Costo bajo del ensamble. Bajos costos de los herramientales y el área de prensado. Mecánica optimización debido a la integridad y rigidez. Resistencia a la corrosión optimizada. Mejora la resistencia a las fisuras y a la fatiga.	El mejoramiento de las uniones es crítico. Preparación del borde. Penetración uniforme. Baja porosidad, no agujeros de alfiler. Reproducibilidad.

Un ejemplo de la aplicación del concepto de LWTB en la fabricación del Cadillac deVille se muestra en la Figura 1.15. El bastidor lateral de la carrocería se monta inicialmente a partir de cinco

piezas en bruto con una gama de espesores. El componente estampado resultante optimiza la resistencia y rigidez sin la necesidad de refuerzos adicionales [2]. Se prevé que el volumen anual de piezas de acero va a crecer en el rango de 100 a 200 x 10⁶ por la década del 2000. Una ventaja adicional de LWTBs implica la reducción de la chatarra producida a través de anidamiento de piezas pequeñas durante la supresión inicial de la bobina de acero. Las tasas de desechos totales pueden reducirse a <10% con la optimización cuidadosa de la utilización del materiales Figura 1.16. Las estimaciones predicen hasta 18% LWTBs por vehículo, lo que representaría 20 a 25% del peso del total de acero en un automóvil típico (Corrodi 1996).

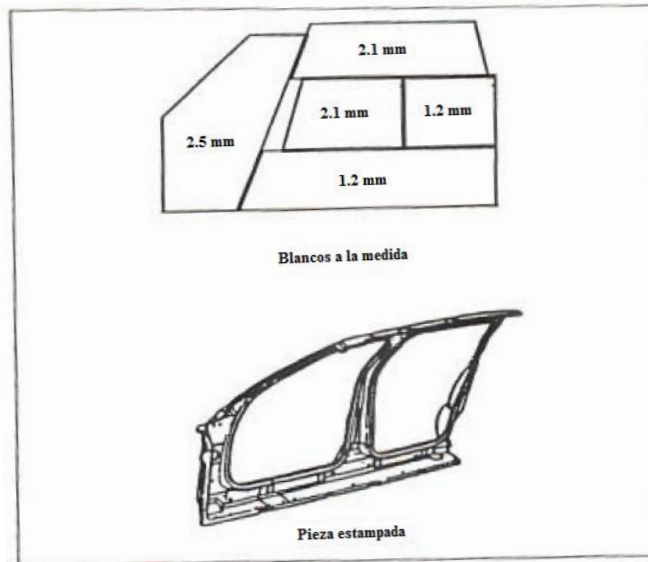


Figura 1.15 Armazón lateral del cuerpo del Cadillac esta es una de las de mayor dificultad para producir por soldadura láser usando blancos. Por Koons y Roessier (1994).

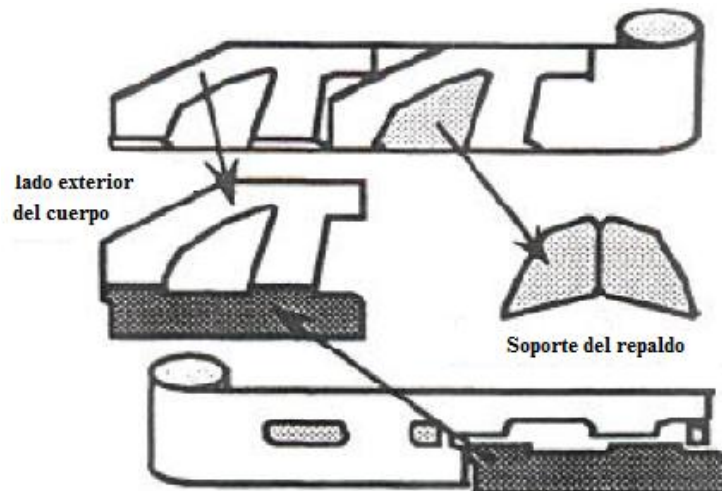


Figura 1.16 Anidamiento de los componentes en blanco de la bobina para producir baja tasa de desecho. Por Shibata (1996).

La soldadura con blancos a la medida implica esencialmente soldadura a tope de láminas metálicas de muchos diferentes espesores, revestimientos (desnudo o galvanizado) o materiales (grados). Hay dos formas principales en las que los blancos a la medida se realizan:

1. Resistencia cordón-fundido de soldadura.
2. Soldadura por láser.

La soldadura de blancos a la medida ha reemplazado a un gran número de componentes que tradicionalmente se producen como componentes individuales, que luego son unidos posteriormente por soldadura, especialmente para la industria del automóvil (cuerpo en blanco).

1.4.8.1 Ventajas de la soldadura en blancos a la medida

Las ventajas de la soldadura de blancos a la medida sobre los componentes de cuerpo en blanco producidos convencionalmente incluyen los siguientes:

1. La reducción del peso, logrado por soldadura de lámina más delgada a un material de espesor más grueso que proporciona un refuerzo sólo donde sea necesario y también para la eliminación de los paneles de refuerzo. La eliminación de la soldadura de las bridas, que normalmente se requieren para la soldadura por puntos de resistencia de las piezas formadas por separado también reduce el peso.
2. Mejora el desempeño funcional de la parte producida. Esto es resultado de mejorar la rigidez estructural y de la regularidad del cuerpo o el control dimensional debido a una reducción en la variación del ensamblaje como resultado de una disminución en el número de piezas estampadas a ser ensambladas. Esto elimina la acumulación de tolerancias, ya que los espacios con blancos a la medida se unen las láminas antes de ser estampadas, en lugar de la soldadura después de que lo hayan estampado.
3. Reducción de costo gracias a la reducción de estampado y al costo de ensambles y recuperación de mermas. Las mermas es el blanco de chatarra que se desprende durante el punzonado de la bobina. Pequeños trozos de las mermas se pueden unir para formar una única pieza en bruto funcional.
4. Reducción de las necesidades de sellado.
5. Reduce los accidentes, ya que las soldaduras láser son más rígidas que las soldaduras por puntos correspondientes.

Tabla 1.9 Comparación de dos métodos tradicionales de producción de cuerpos para automóviles, componentes con componentes producidos con soldadura de blancos a medida.

Características	Método dividido	Método de una lamina	Blancos a medida.
Apariencia	Pobre	Bueno	Bueno
Precisión	Bajo	Alto	Alto
Practicidad (Yield)	Alto (65%)	Bajo (40%)	Alto
Flexibilidad del material	Selectivo	Fijo	Selectivo
Numero de dados requeridos.	Alto	Bajo	Bajo

Las ventajas de la soldadura de blancos a la medida se ilustran adicionalmente en la Tabla 1.9, que compara dos métodos tradicionales, el método de la separación (dividido) utiliza componentes individuales Figura 1.17 que se forman primero y luego se unen, por lo general mediante soldadura por puntos. En el método de integración (de una sola hoja), los cortes se realizan en un panel de lámina grande como para dejar un gran panel de la forma deseada, a ser conformada.

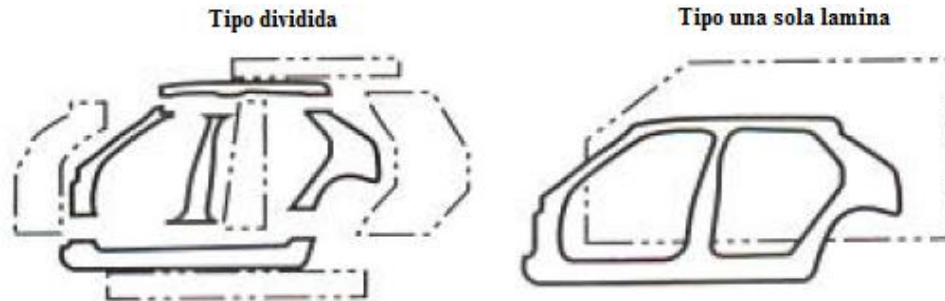


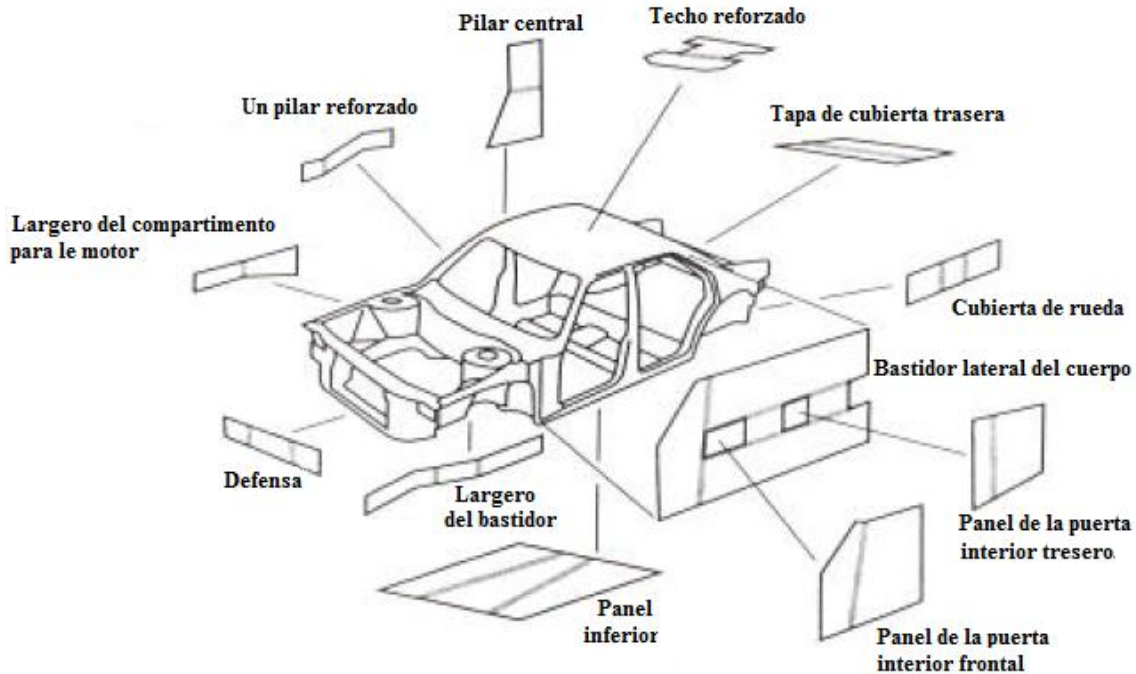
Figura 1.17 Ilustración de la separación (dividido) y métodos de integración (una lámina). Por Natsumi, F., Ikemoto, K., Sugiura, H., Yangfizawa, T., y Azuma, K., 1991.

1.4.8.2 Desventajas de la soldadura de blancos a la medida

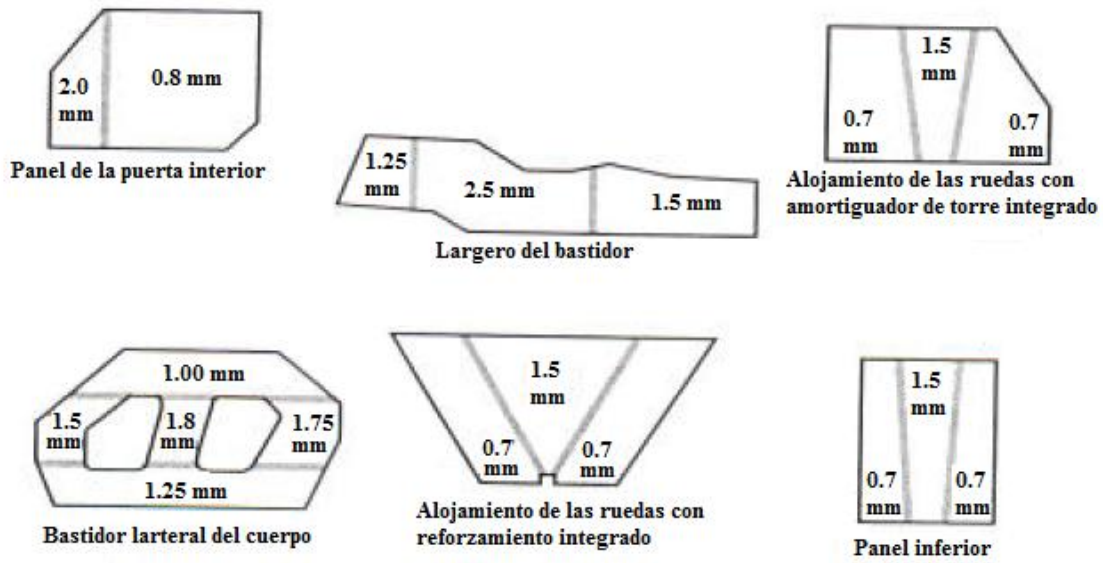
Las desventajas de la soldadura de blancos a la medida son las siguientes:

1. Rendimiento de la formabilidad, debido a la diferencia en el grosor y/o la resistencia de las dos laminas, formando por soldadura de blancos a la medida sin defectos, es más difícil de producir que con la formación tradicional de láminas sueltas.
2. Se requiere preparación de bordes especial de los blancos, la separación entre los blancos no debe ser más de 10% del espesor de la pieza en bruto de la más delgada. Esto se consigue a menudo por cizallamiento de precisión, especialmente para soldaduras continuas largas de longitud mayor de un metro. Cizallamiento de precisión puede no ser necesario para soldaduras más cortas ya que a menudo pueden ser procesados con un borde de corte con troquel. La necesidad de cizallamiento de precisión, incluso para las soldaduras largas, también se puede eliminar mediante el uso de alambre de relleno. Sin embargo, estas técnicas tienden a ralentizar el proceso y agregar costo.
3. Posibilidad de fisuración en caliente de aceros que contienen cantidades significativas de azufre y fósforo.
4. La posibilidad de aumentar el desgaste de los dados, dado que el cordón de soldadura es generalmente más duro que el metal de base, la lámina soldada tiene una mayor tendencia a desgastar el material de la matriz de una sola lamina, que se compone de metal base.
5. La eliminación del revestimiento protector en la zona afectada por el calor de la soldadura, dado que el tamaño de la zona afectada por el calor en la soldadura láser es relativamente pequeña, la pérdida de recubrimiento puede no ser un factor significativo.

A pesar de que hay una serie de aplicaciones para soldadura de blancos a la medida en componentes de carrocería de automóvil, no todos los componentes pueden ser candidatos para la soldadura de blancos a la medida. Algunas de las aplicaciones comunes de producción en la industria del automóvil se muestran en la Figura 1.18, e incluyen pilares centrales, marcos laterales de la carrocería, superiores y de rieles inferiores, refuerzo del techo, tapa del maletero trasero, paneles interiores de las puertas traseras y delanteras y el panel del suelo. En un vehículo típico se tienen unos veinte componentes que son candidatos para la soldadura de blancos a la medida. Paneles interiores multi-grosos son considerados como una de las aplicaciones del soldadura de blancos a la medida que se traduce en los más altos beneficios.



(a)



(b)

Figura 1.18 (a) Carrocería automotriz presentada típicamente con soldadura láser de blancos a la medida. (b) Componentes candidatos a la soldadura láser de blancos a la medida en la carrocería automotriz [12].

Algunos de los temas de interés que a menudo se consideran en la creación de aplicaciones de soldadura de blancos a la medida incluyen el costo de la soldadura, las características del cordón de soldadura tales como la calidad, la fiabilidad del sistema de soldadura, el efecto de la soldadura de revestimientos y la formabilidad de la soldadura. Algunas de las cuestiones de costo son importantes incluyen costo del proceso de soldadura, material de trabajo, troquelado, transporte, la protección del blanco, inventario y control de calidad, los factores críticos que necesitan consideración en esta aplicación incluyen la potencia del haz y las características, ancho de la

separación, preparación de bordes y de sujeción. La velocidades de procesamiento caen típicamente el rango de 4 - 10 m/min, dependiendo de la potencia del láser y el espesor de la lámina.

El sistema de producción para blancos a la medida soldados con láser puede ser una línea totalmente automática con un número de estaciones de trabajo, o una operación manual de una sola estación. Este último tendría normalmente un sistema de soldadura único (que incluiría las instalaciones para cizallamiento de blancos, haz de láser y el espacio) y dos o más operadores que realizan las tareas de carga y descarga. La estación de trabajo puede ser un sistema de un eje o de dos. Sistemas de un solo eje son más adecuados en línea o soldaduras continuas largas que normalmente serían más de un metro de longitud. Dos sistemas de ejes son apropiados para múltiples soldaduras, cortas en cualquier orientación planar. En cualquiera de los casos, el tamaño global en blancos que puede ser procesado se determina por el espacio y utillajes utilizados.

1.5 Soldadura láser entre diferentes metales

Cuando se sueldan diferentes materiales entre ellos, las diferencias en la composición pueden ser el resultado de la formación de fases secundarias indeseables si la solubilidad de los elementos de los dos materiales es limitada. Esto puede producir una unión soldada fragilizada. Otras fases tales como eutécticas y compuestos que tienen baja temperatura de fusión y/o son frágiles también pueden formarse. Otras fuentes de problemas son las siguientes:

- 1) La expansión térmica diferencial resultante de los diferentes coeficientes de dilatación de los materiales; esto puede crear tensiones severas durante la soldadura, post tratamiento térmico de soldadura, o con el tiempo.
- 2) Las diferencias en la conductividad térmica; esto puede resultar en cantidades inadecuadas de metal fundido en las dos piezas. El material con la mayor conductividad tendrá un tamaño más pequeño de cordón en su lado en el metal fundido. Esto se puede prevenir si se proporciona más calor al material de conductividad térmica superior o precalentamiento.
- 3) Los diferentes puntos de fusión; esto también puede resultar en que el cordón de soldadura solidifique mientras que el material base de fusión más bajo está caliente y no lo suficientemente fuerte. Esto puede producir insuficiencia de tensión en caliente si la soldadura es muy restringida.
- 4) La formación de una celda electrolítica a partir de los diferentes materiales; esto puede acelerar la corrosión con el tiempo.

1.6 Soldadura láser en no metales

Hoy en día existe un gran número de aplicaciones de soldadura laser no solo en metales, sino también en no metales como cerámicos, polímeros, etc., cada una con sus propias ventajas y desventajas.

1.6.1 Soldadura láser en cerámicos

La soldadura láser de materiales cerámicos a menudo presenta problemas debido a la baja conductividad térmica de los materiales cerámicos, y también su fragilidad inherente, junto con la alta intensidad del haz de láser, resulta en altos gradientes de temperatura y por lo tanto las

tensiones térmicas que causan los materiales cerámicos que conllevan a la ruptura. Soldadura de mullite ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) parece funcionar bien, siempre y cuando se precaliente a una temperatura de 700°C para evitar la formación de grietas. La soldadura de alúmina (Al_2O_3) no presenta problemas. Por el contrario, pueden surgir problemas cuando se suelda nitruro de silicio (Si_3N_4). Otros problemas potenciales asociados con la soldadura de material cerámico incluyen porosidad que resulta de la evaporización asociado por el alto calentamiento.

1.6.2 Soldadura láser en polímeros

La soldadura láser de polímeros se informó por primera vez en 1972 (Baranda y Gurs). Estos primeros informes se referían a la soldadura de láminas de polietileno de baja densidad (grosor de hasta 1.5 mm) utilizando láser de CO_2 . Recientemente hay intereses renovados en la soldadura de polímeros dirigidos principalmente hacia el aumento de velocidades de soldadura para unión de polímeros en aplicaciones de embalaje (Duley y Mueller, 1992). Varios láseres, como el CO_2 , Nd:YAG y láseres de diodos se pueden utilizar para la soldadura de polímero. El reto importante en la soldadura de polímeros es la optimización de los parámetros de procesamiento láser de tal manera que se evite la descomposición térmica del polímero. Esto limita el intervalo de temperatura para la soldadura láser entre el punto de fusión y temperatura de descomposición. Las características de soldadura del polímero pueden ser alterados por diversos aditivos y colorantes en el material plástico (Coelho 2000). Todavía se necesitan esfuerzos de investigación extensivos para desarrollar la soldadura láser de polímeros en las prácticas industriales.

1.7 Defectos en la soldadura láser

En la siguiente sección, se discuten las discontinuidades que se asocian comúnmente con la soldadura láser, éstos incluyen porosidad, grietas, humping y spiking.

1.7.1 Porosidad.

La formación de porosidad en alta potencia CW de soldadura láser de los aceros depende de la velocidad de soldadura. En la Figura 1.19 se observa un aumento de la porosidad con el aumento de velocidad en la soldadura de penetración profunda, hasta un máximo y luego empieza a disminuir a velocidades más altas.

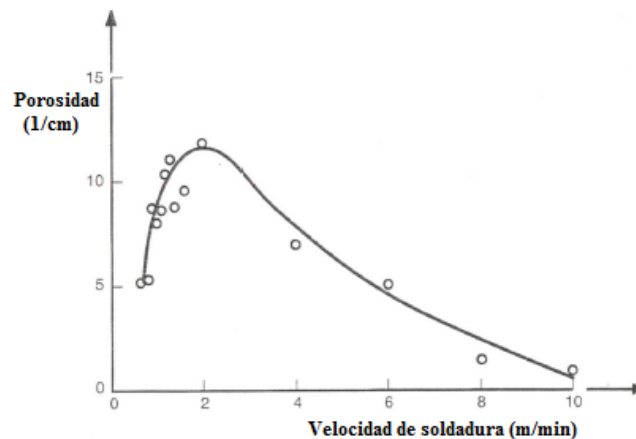


Figura 1.19 Variación de la formación de la porosidad vs la velocidad de soldadura para un acero de bajo contenido de carbono de 20 mm de espesor soldado con una potencia láser de 20 kW. Por Funk, M., Kohler, U., Behler, K., y Beyer, E., 1989.

Esto es porque en las etapas iniciales, en el aumento de la velocidad de soldadura aumenta la relación de profundidad contra el ancho, lo que dificulta la capacidad de escapar del gas desprendido, lo que aumenta la porosidad que a velocidades mucho más altas, sin embargo, la penetración reducida permite que el gas generado pueda escapar más fácilmente.

1.7.2 Abombamiento (Humping)

A velocidades muy altas de soldadura, por ejemplo de unos 15 m/min dependiendo de otros parámetros del procedimiento, la inestabilidad baño líquido de soldadura a menudo se desarrolla, lo que resulta en abombamiento según la Figura 1.20, y cortándose por debajo (undercutting), causando la formación del cordón de soldadura irregular. A pesar de que este fenómeno no se entiende completamente, un enfoque para mitigar esto con el haz de electrones implica el uso de un segundo haz para controlar el flujo dentro del baño de soldadura. Aunque no ha habido un análisis básico de apoyo a esta metodología, gran cantidad de datos experimentales indican que es un medio eficaz para la prevención del abombamiento. El uso de un segundo haz de láser en la soldadura láser también se ha demostrado que ayuda a prevenir el abombamiento o aumentar la velocidad a la que se produce el abombamiento. Otro enfoque implica la reducción de la potencia de entrada. Sin embargo, este último enfoque no parece tener datos importantes que respalden suficientemente como para justificar su uso generalizado. Por otra parte, una reducción de la potencia de entrada y por lo tanto la velocidad de soldadura, implican reducción de la productividad.

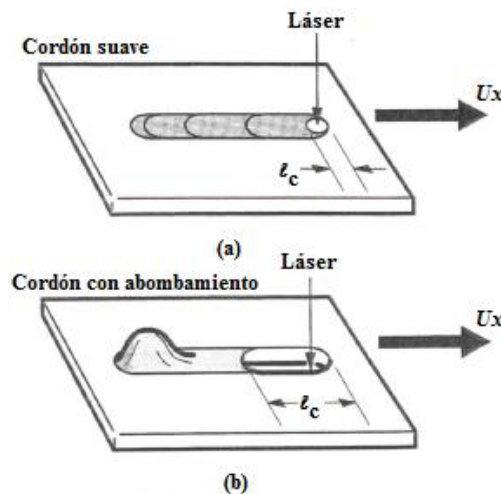


Figura 1.20 Esquema de abombamiento durante la soldadura de cordón simple, (a) Cordón suave (sound bead), (b) Cordón con abombamiento. Por Arata, Y., y Nabegata, E., 1978.

1.7.3 Rematar (Spiking)

Hay otros defectos que son peculiares a alta intensidad con energía de electrones o procesos de soldadura láser. Uno de ellos es el fenómeno de la adición, donde la profundidad de penetración puede ser uniforme para una parte de la longitud de la soldadura, pero aumenta sustancialmente a intervalos regulares como se muestra en la Figura 1.21. Rematar es más probable debido a inestabilidades en el proceso de formación del cráter. Es el resultado de variaciones en el área de la sección transversal del cordón de soldadura y por lo tanto la capacidad de transporte de carga de la soldadura. También se puede prevenir mediante el uso de un segundo haz para controlar el flujo dentro del baño de soldadura.

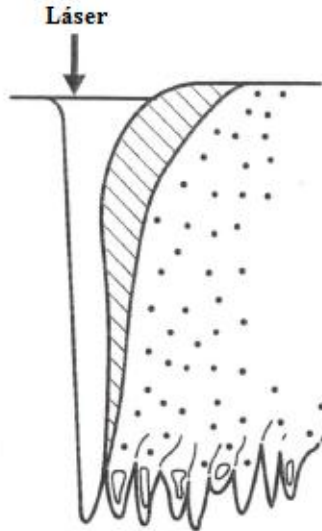


Figura 1.21 Esquema del fenómeno de spiking. Por Arata, Y., Nabegata, E., y Iwamoto, N., 1978.

1.8 Transferencia de calor en la soldadura láser

El acoplamiento de la radiación láser en un metal para producir el calentamiento localizado requerido para soldadura de puntos o de cordón implica un delicado equilibrio entre los muchos parámetros. Algunos de estos parámetros, tales como la intensidad del láser, forma del pulso y la polarización del haz, están bajo el control del operador, mientras que otros, tales como la reflectividad del metal, la conductividad térmica y el calor específico, no lo son. La optimización de la soldadura láser implica la definición de un conjunto de condiciones experimentales que conducen condiciones de soldadura estable y reproducible, el seguimiento de estas condiciones para la garantía de calidad y posible control adaptativo en tiempo real.

En la práctica, la soldadura láser de metales es un proceso inherentemente inestable debido a variables tales como fluctuaciones en la salida del láser, efectos de interferencia de plasma y las inestabilidades dinámicas en el flujo de líquido y el vapor durante la soldadura. Todos estos parámetros pueden influir en la potencia instantánea suministrada a la pieza de trabajo, pueden comprometer las propiedades de la soldadura y la integridad mecánica de la unión final.

La comprensión de la naturaleza del acoplamiento entre un haz láser incidente y un metal bajo condiciones de soldadura proporciona la penetración en formas en las que la soldadura láser puede ser optimizada. También se pueden sugerir nuevas mejoras en la tecnología de soldadura láser y cómo los defectos de soldadura pueden ser minimizados.

La complejidad de las interacciones implicadas en este proceso y el comportamiento posterior de líquidos generados en un sólido por la radiación láser incidente se oponen a una simulación completamente rigurosa de soldadura láser. Como resultado, un número de aproximaciones se adoptan en los cálculos de transferencia de calor y masa durante la soldadura láser para simplificar este problema complejo. En realidad, la entrada de datos experimentales precisos sobre las propiedades físicas y metalúrgicas de metales bajo las condiciones encontradas durante la soldadura láser se limita por lo general y esto compromete inmediatamente la exactitud y la pertinencia de las predicciones teóricas. Sin embargo, a pesar de estas limitaciones, los cálculos de transferencia de calor y masa son útiles para cuantificar el proceso de soldadura láser y de sugerir cómo los cambios en los parámetros del proceso pueden influir en las propiedades de soldadura.

1.9 Aspectos Metalúrgicos de la soldadura láser

La temperatura contra el tiempo en un punto en particular en el metal durante y después de la soldadura es un parámetro crítico en la determinación de factores tales como la microestructura, la zona afectada por el calor (ZAC) y el calentamiento.

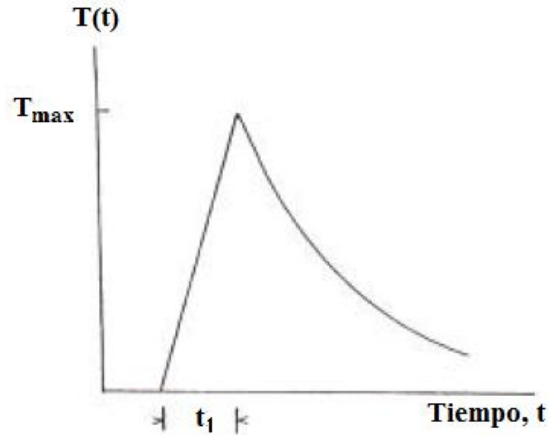


Figura 1.22 Esquema del perfil térmico de la soldadura láser.

Este ciclo térmico puede calcularse a partir de modelos del proceso de soldadura láser, ya sea como soldadura por conducción o en modo de cráter, Mazumder y Steen 1980a, Metzbowyer (1994) o medido con el uso de sondas. La forma general del ciclo térmico como se muestra en la Figura 1.22, en la que un rápido aumento a un valor de pico de la temperatura es seguido por un decaimiento casi exponencial. El punto cerca del foco del láser o cráter es escaneado por encima o a través del material, el aumento del tiempo del incremento inicial es

$$\tau_l \sim \ell^2 / k \quad (1.1)$$

Donde ℓ es la distancia de la aproximación de la fuente de calor para el punto en el que se registra la temperatura. Para un punto localizado en la línea central de la fuente de calor a medida que atraviesa, de τ_l se convierte en $\tau_l \sim w^2 / k$ donde w es el radio de la fuente. Con $k \sim 0.1 \text{ cm}^2/\text{s}$, $\ell = 1 \text{ mm}$ y $w = 0.2 \text{ mm}$, los valores de τ_l son 0.1 y 0.04 s, respectivamente. Una expresión analítica para $T(t)$ para una fuente de calor de superficie en movimiento se puede obtener a partir del resultado obtenido por Ashby y Easterling (1984):

$$T(r, t) - T_o = \frac{P}{4\pi v K t} \exp\left(-\frac{v^2}{4kt}\right) \quad (1.2)$$

para un bloque de espesor grande y

$$T(r, t) - T_o = \frac{P}{vd(4\pi K_p ct)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4kt}\right) \quad (1.3)$$

en una hoja de espesor d . La potencia del láser es P , la velocidad de soldadura es v , y T_o es la temperatura ambiente o temperatura de precalentamiento. Para obtener una lámina de espesor, la temperatura T_{max} máxima se alcanza en un momento

$$\tau_l = \frac{r^2}{4k} \quad (1.4)$$

y la velocidad de cambio de temperatura, dT/dt , es

$$\frac{dT}{dt} = \left(\frac{P}{4\pi v K t^2} \exp\left[\frac{-r^2}{4kt}\right] \right) \left(\frac{r^2}{4kt} - 1 \right) \quad (1.5)$$

Las ecuaciones (1.2) a (1.5) suponen una fuente de calor instantáneo y por lo tanto sólo son aproximados en su predicción de la dependencia del tiempo de T y dT/dt . Sin embargo, dadas las otras limitaciones de este modelo, se obtiene un acuerdo razonable con los datos experimentales (Easterling 1983).

El uso de valores numéricos para Fe, con $P = 3 \text{ kW}$ y $v = 5 \times 10^{-2} \text{ m/s}$:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{117}{t^{1/2}} \left[\frac{6.25 \times 10^{-3}}{t} - 1 \right] \exp\left[\frac{-6.25 \times 10^{-3}}{t}\right] \quad (1.6)$$

Entonces la T_{max} se alcanza en un momento $\tau_l = 6.25 \text{ s}$.

El ciclo térmico localizado dentro de la pieza de trabajo bajo condiciones de penetración de soldadura requiere una solución numérica de la ecuación del calor. Un ejemplo de los resultados de tal cálculo (Mazumder y Steen 1980a) produce una forma funcional similar a la de las ecuaciones (1.2) y (1.1) Figura 1.23.

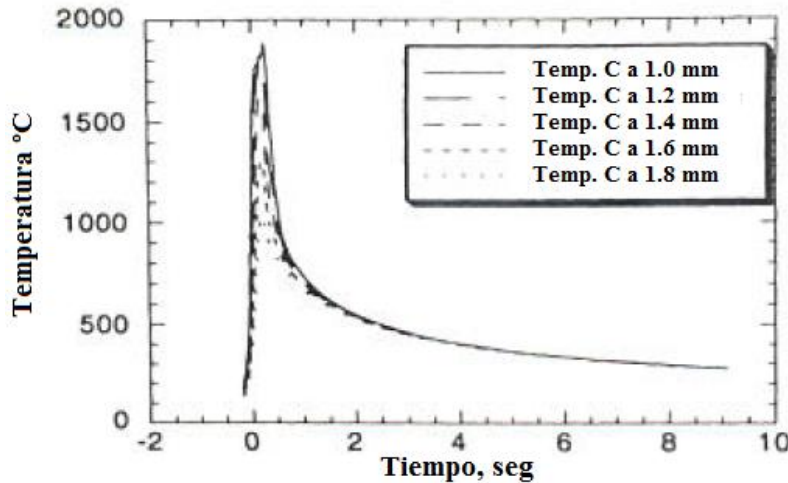


Figura 1.23 Perfiles térmicos calculados en varias localizaciones cruzadas de la zona de fusión durante la soldadura de acero HSLA80. La velocidad de soldado fué 11 mm/seg a una $P = 12 \text{ kW}$. Por Metzbower (1994).

El ciclo térmico se puede utilizar para deducir el efecto de la soldadura en la ZAC adyacente a la soldadura, debido a que la velocidad de calentamiento en esta región determina el crecimiento del grano a través de la disolución y engrosamiento de los precipitados, que determina la historia

térmica de la ZAC antes de la aparición del enfriamiento. La microestructura final se determina por este tratamiento previo y la velocidad de enfriamiento (Lancaster 1993).

Un método por elementos finitos fue desarrollado por Yang, Hsu y Albright (1993) para calcular el ciclo térmico en varios puntos en las soldaduras a tope entre láminas de acero de diferentes espesores. Las soldaduras se producen bajo condiciones típicas de blancos a la medida (por ejemplo, $P \sim 3$ kW y v hasta 0.2 m/s). Las velocidades de enfriamiento estimadas a partir de estos ciclos térmicos se encontraron en el intervalo de 700 – 3500 °C/s, con los valores más altos obtenidos cerca del borde de la zona de fusión en la soldadura a tope entre dos laminas del mismo espesor. La simulación de la frontera de la ZAC y zona de fusión dio un buen resultado de acuerdo con el experimento [2].

1.9.1 La zona afectada por el calor (ZAC) en aleaciones de aluminio

La soldadura láser de aleaciones de aluminio a menudo es acompañada por una pérdida de elementos volátiles de la región de soldadura. Esto es particularmente cierto de las aleaciones de las series 5000, 6000 y 7000, con la pérdida de Mg como un factor importante para las aleaciones de 5000 y 6000 y el Zn para las aleaciones 7000. Aleaciones no tratables térmicamente, tales como 5454 tienen propiedades mecánicas que se mejoran por trabajo en frío y son susceptibles al calor introducido por medio de soldadura láser. En particular, las aleaciones de las series 5000 y 6000 están sujetos al agrietamiento en la solidificación y la reducción de la resistencia en la ZAC.

Aleaciones tratables térmicamente, tales como 7075 también son susceptibles a la fisuración en caliente y agrietamiento en la solidificación después de la soldadura, pero las propiedades mecánicas se pueden regenerar a través de tratamiento térmico posterior a la soldadura. Un efecto importante es el recocido que se produce en una región estrecha en la ZAC adyacente a la soldadura. Cuando -T4 y -T6 son calentado en la soldadura, el calor de la soldadura actúa para destruir el efecto del tratamiento térmico en esta región estrecha. Esto se produce debido a la reversión o disolución Mg_2Si precipitados que se lleva a cabo a temperaturas entre ~250 y ~500 °C (Grong 1994). La pérdida de resistencia puede ser recuperada a través de envejecimiento a temperaturas entre 150 y 180 °C.

El efecto de la soldadura láser en las propiedades de la aleación de aluminio es dependiente, como en el acero. El ciclo térmico en el baño de soldadura determina la pérdida a través de la evaporación de los elementos tales como Mg, mientras que en los resultados de la ZAC es una reducción en la dureza debido a la disolución de precipitados. La tendencia para que se produzca la evaporación es mayor en las aleaciones de Al debido a que se requiere una alta intensidad de láser para iniciar la condición de soldadura ya que estas aleaciones tienen alta reflectividad junto con gran conductividad térmica. El efecto de la reflectividad se puede reducir en cierta medida mediante el uso de un láser de longitud de onda más corta (por ejemplo, Nd:YAG).

La reducción en la dureza en la ZAC, especialmente cerca del límite de la zona de fusión, es por la reversión de los precipitados en lugar de la pérdida de Mg.

Las propiedades de tracción de estas soldaduras se redujeron más que las del metal base. Esto se atribuye a tres factores:

1. La reducción del Mg.
2. La pérdida de la estructura de esfuerzo-endurecido.
3. La porosidad.

Un estudio de los efectos de Nd:YAG, de soldadura láser de la aleación tratable térmicamente 2024 en el T3 calentado por Milewski, Lewis y Witting (1993) ha demostrado que bajo condiciones de alta energía de pulso, pérdida de fortalecimiento precipita en la ZAC conduce a falla dúctil. Esto se puede ver en el microscopio electrónico de transmisión (TEM) imágenes del material base, ZAC, y la zona de fusión Figura 1.24.

1.9.2 La zona de fusión

Debido a que la zona de fusión contiene la región en la que se absorbe la radiación láser, los perfiles de $T(t)$ se extiende en general a temperaturas más altas que las existentes en la ZAC. Si se forma un cráter o la temperatura de la superficie en una soldadura de conducción alcanza la temperatura de evaporización para un componente de aleaciones, la evaporización selectiva puede resultar en la pérdida de elementos de menor punto de evaporación. Esto puede tener una profunda influencia en la dureza y las propiedades mecánicas de la pieza soldada.

La evaporación de los componentes de la aleación producirá además de los cambios de fase y la redistribución de precipitados. La liberación de los elementos volátiles incluyendo hidrógeno produce resultados en la porosidad que se puede extender sobre el rango de tamaño de $\ll 1$ mm a burbujas macroscópicas. Esto es particularmente importante durante la soldadura láser de aleaciones de Al, cuando la evolución de hidrógeno y la limitada solubilidad de hidrógeno en la masa fundida a menudo producen una soldadura porosa.

Las velocidades de enfriamiento rápido, la segregación en la masa fundida y la presencia de impurezas puede conducir a la solidificación con grietas en aleaciones. Tensiones transversales y longitudinales juegan un papel importante en la formación de grietas, pero pueden reducirse al mínimo mediante el control de la dependencia del tiempo de la entrada de potencia del láser a la pieza de trabajo. Agrietamiento de licuación o calientes lagrimeos también es un problema en muchos materiales y es iniciado en la frontera del grano de segregación y mejorado a altas velocidades de enfriamiento.

Aunque la morfología y la macroestructura de las soldaduras láser dependen en gran medida de los procesos que ocurren durante la soldadura, incluyendo el modo de cráter, el flujo de líquido de retroceso inducido y otros, la microestructura de estas soldaduras depende del proceso de solidificación.

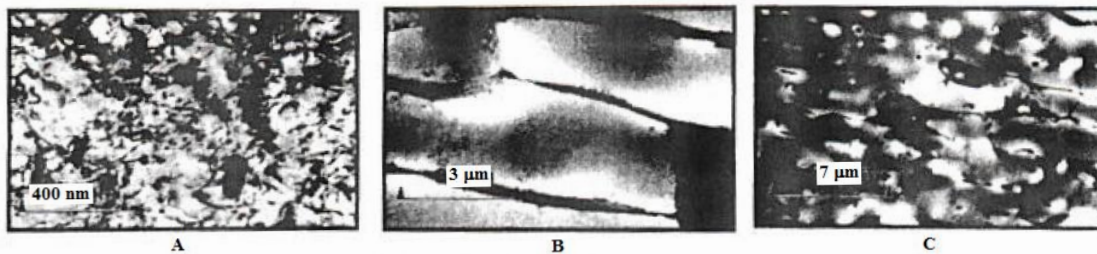


Figura 1.24 Imágenes de campos brillantes (BF) TEM desde HDC para soldadura. (A) material base. (B) ZAC, (C) Zona de fusión. Por Milewski, Lewis y Witing (1993).

1.9.2.1 La zona de fusión en aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio son particularmente sensibles a la pérdida de elementos aditivos, esto puede tener un profundo efecto sobre la resistencia de las soldaduras, particularmente las de la serie 5000 - 7000. Una gráfica de temperaturas de fusión y evaporización para varios elementos de aleación, se muestran en la Figura 1.25; Mn, Mg, Cr y Zn son susceptibles al agotamiento durante la soldadura.

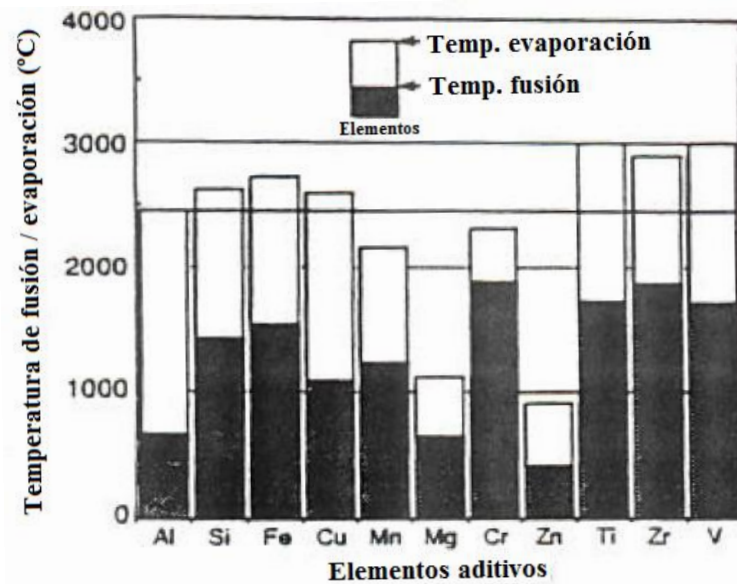


Figura 1.25 Temperatura de fusión y evaporación de elementos aditivos en las aleaciones de Al. Por Sakamoto, Shibata y Dausinger (1992).

Una selección representativa de la sección transversal de soldadura para las soldaduras de cordón sobre placas en aleaciones de Al utilizando radiación láser de CO₂ se muestra en la Figura 1.26. Estas soldaduras en modo de cráter parcial tienen una forma similar a los producidos en los aceros. Las soldaduras en 6061 y 7075 fueron objeto de grietas a alta velocidad de soldadura, las grietas se produjeron a lo largo de las fronteras de cristales dendríticos.

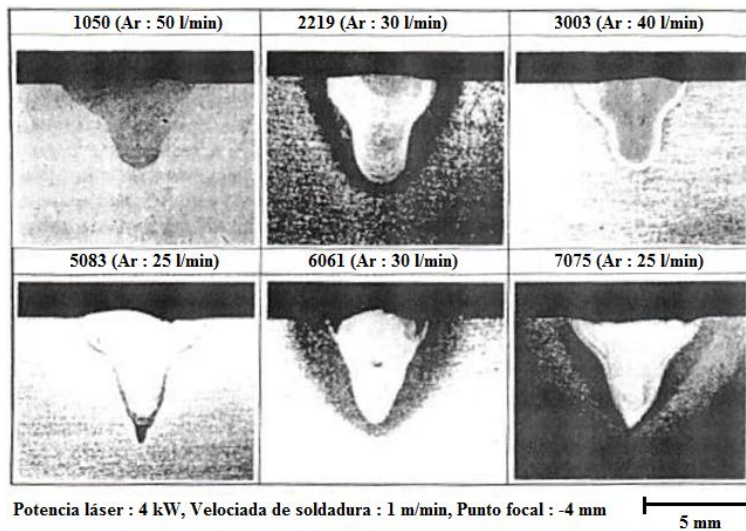


Figura 1.26 Ejemplos de formas de cráter por soldadura láser con CO₂ en varias aleaciones de Al. Por Matsumura (1992).

1.10 Resumen de investigaciones actuales de la soldadura láser en modo de cráter

A continuación se dará una breve explicación de algunas referencias de artículos publicados que son de interés para nuestro trabajo, concluyendo con los avances o estudios realizados más importantes y las cosas que están pendientes por seguir investigando.

1.10.1 Referencia [36]

A 3D transient model of keyhole and melt pool dynamics in laser beam welding applied to the joining of zinc coated sheets, M. Geiger, K. H. Letz, H. Koch, A. Otto, 2009 [36]

“Un modelo transitorio en 3D de la dinámica del baño líquido y el cráter en soldadura láser aplicando la unión de láminas con revestimientos de zinc”

Con el fin de obtener una comprensión más profunda de la soldadura láser, se propone un modelo de proceso basado en lo siguiente; la ecuación de continuidad, ecuación de conducción de calor, ecuaciones de Navier-Stokes, el modelo incluye efectos de la absorción de Fresnel, presión de vapor, tensión superficial, entalpia de fusión y evaporación, pérdida de energía debido a los metales evaporados.

En este trabajo presenta los resultados en 3D, la simulación transitoria de volumen finito de un proceso de soldadura láser de penetración profunda en base a este modelo. Las simulaciones muestran oscilaciones periódicas del cráter y de la dinámica de fluidos complejos del baño de fusión mostrados en la Figura 1.27.

Una comparación de los flujos de evaporación calculadas a partir de las simulaciones y las emisiones de proceso observados experimentalmente muestra una buena correlación. Además, las simulaciones muestran la formación de poros a mayores velocidades de soldadura, la influencia de un vacío en el proceso de soldadura, dan una explicación para el comportamiento de la soldadura de láminas de acero revestidas de zinc.

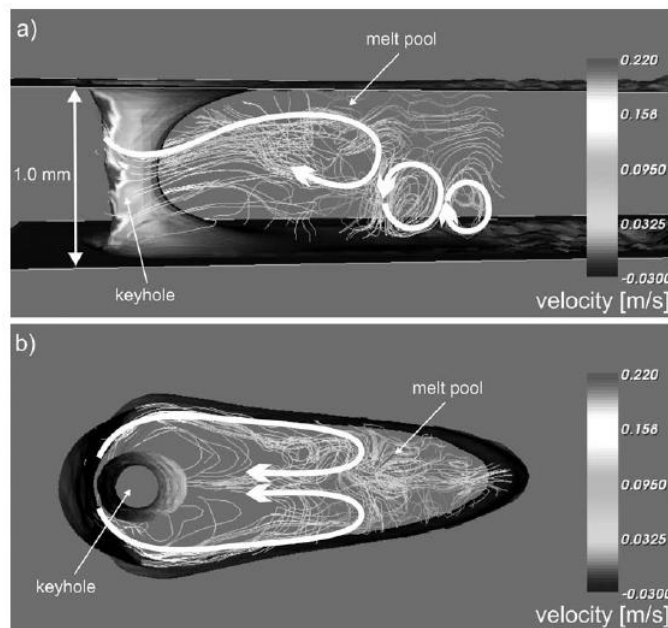


Figura 1.27 Dinámica del fluido del baño líquido: a) vista vertical, b) vista horizontal.

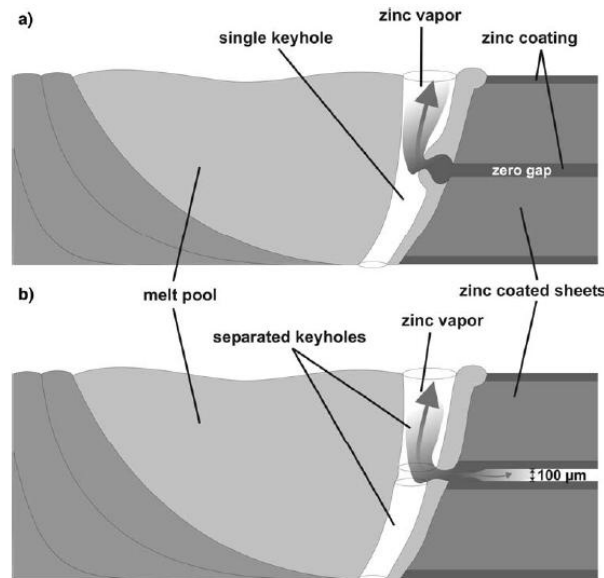


Figura 1.28 Soldadura de láminas de recubiertas de zinc: a) Con cero espacio, b) con un espacio de 100 μm .

Las simulaciones numéricas basadas en el método de volúmenes finitos, utilizando el volumen de fluido fraccional para el seguimiento de la superficie, han demostrado ser muy útiles con el fin de conseguir una más profunda comprensión del proceso de soldadura láser. Permiten observaciones del cráter y la dinámica del baño de fusión que puede ser obtenido experimentalmente sólo con un gran esfuerzo. Las simulaciones numéricas reflejan el comportamiento altamente dinámico del cráter y el baño de fusión. Se muestran un mecanismo de formación de poros con velocidad más alta y se da una explicación para el comportamiento de la soldadura de láminas de revestimiento de zinc. Las simulaciones producen resultados razonables físicos e incluso se podría lograr la correspondencia cualitativa con los resultados experimentales. La calidad de los resultados de la simulación es fuertemente dependiente del modelo físico utilizado para las simulaciones.

Está previsto incluir un modelo de evaporación más realista con una transición de fase de líquido a vapor, la expansión del gas compresible y un flujo de masa del cráter. Por otra parte, varias reflexiones e interacciones entre el rayo láser y el vapor de metal, respectivamente, serán considerados con el fin de modelar una distribución de código fuente de calor más realista. El objetivo es ser capaz de simular la soldadura de láminas de acero recubiertas de zinc, con el fin de aprender más acerca de los mecanismos de formación de defectos y ser capaz de desarrollar estrategias para la estabilización del proceso.

1.10.2 Referencia [24]

Numerical simulation of laser full penetration welding, Komeil Kazemi, John A. Goldak, 2008 [24]

“Simulación numérica de soldadura láser con penetración completa”

Un modelo de elementos finitos tridimensional ha sido desarrollado para simular dinámicamente el proceso de soldadura por láser de penetración completa. Las capacidades de diseño paramétrico de los códigos de elementos finitos ANSYS (revisión 5.4) se emplearon para este fin.

El modelo calcula el perfil de temperatura transitoria y las dimensiones de la zona de fusión durante el proceso de soldadura. La fuente de calor se parametriza por la combinación de una fuente de disco circular con una distribución Gaussiana de flujo térmico con el centro en la superficie superior

y una fuente de línea a través del espesor de la pieza de trabajo. La fuerza de la fuente de la línea se calcula como una función del número de Peclet y la conductividad con la suposición de un perfil cónico del cráter. Varios valores de conductividad se examinaron para diferentes velocidades de soldadura, para obtener el mejor acuerdo entre el modelo y los experimentos. Los resultados sugieren que para diferentes velocidades de soldadura, una conductividad efectiva para el material debe ser utilizado para predecir la sección transversal de la soldadura. Estos también muestran que la forma de soldadura es una fuerte función del número de Peclet y la conductividad del material. Por esta razón, es esencial incorporar una descripción exacta de la fuente de calor.

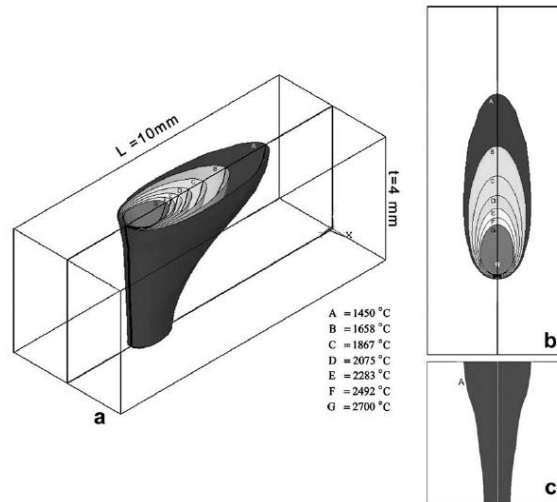


Figura 1.29 a) Geometría del baño líquido, b) isothermas baño líquido, vista superior y c) sección transversal de la soldadura.

El modelo de fuente de calor modificado se presenta en este trabajo puede predecir la sección transversal de la soldadura, en la soldadura láser de penetración profunda, especialmente en el caso de la soldadura de penetración completa. El ancho de soldadura final, predicha por el modelo mostrado en la Figura 1.29, en la parte superior y la parte inferior son casi el mismo que el experimento. Una comparación de la forma de soldadura predicha para el experimento indica que el modelo no puede predecir el ancho de soldadura en profundidad cerca de la superficie superior.

En este modelo, en primer lugar, calcula la potencia absorbida en el cráter y en la superficie. Por lo tanto podemos considerar el valor de la eficiencia del proceso de soldadura láser.

Se encontró que tres de los parámetros más sensibles en el modelo dan la predicción de la forma de soldadura son número de Peclet, la conductividad del material y el coeficiente de absorción de los materiales utilizados para la fuente de disco circular. El número de Peclet del modelo de la fuente de calor determina, si la sección transversal de la soldadura es triangular o rectangular. El aumento del número de Peclet deforma la sección transversal rectangular hacia fuera de una forma triangular.

1.10.3 Referencia [5]

Experimental Verification of Multi-Physical Modeling of the Keyhole Laser Welding Process, B. J. Alderink, D. F. de Lange, R.G.K.M. Aarts and J. Meijer, 2006 [5]

“Verificaciones experimentales del modelado Multi-Físico del Proceso de Soldadura Láser en Modo de Cráter”

Para investigar la influencia de las propiedades del material dependientes de la temperatura en los resultados del modelo, los cálculos del modelo MEF en 2D para las láminas delgadas de la aleación AA5182 de aluminio se compararon con imágenes de una cámara coaxiales en tiempo real del

proceso de soldadura láser. Los resultados muestran la importancia de tomar en cuenta el calor latente de la transición de fase sólido-líquido en el modelo. Incluyendo los valores dependientes de la temperatura como la conductividad térmica y el calor específico mejoran ligeramente la precisión del modelo. La tendencia de un acortamiento del baño de fusión para los valores más altos de la potencia del láser no puede ser explicada por este modelo en 2D y se espera que esté causado por un cambio de forma del cráter. En los resultados del modelo MEF, el flujo de fusión muestra una recirculación clara con masa fundida que fluye hacia adelante en la línea central, de la región de la cola hacia el cráter.

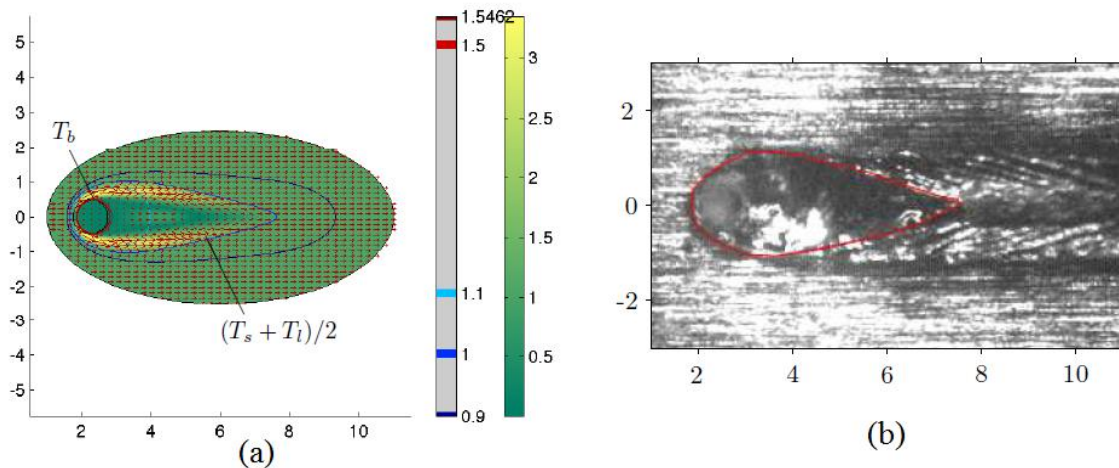


Figura 1.30 (a) MEF Cálculo de la distribución de la temperatura y el campo de flujo, (b) Imagen de una cámara coaxial del cordón de soldadura encerrado, ambos con una velocidad de soldadura de 100 mm/s y una potencia láser de 2500 W, unidades adimensionales, con $L_0=0.6$ mm, (observado en el diámetro del cráter) y $T_0= 881.5$ K (promedio de la temperatura del sólido y el líquido).

Tres variantes del modelo se compararon con los datos de experimentos en la Figura 1.31. En el modelo I, las ecuaciones térmicas e hidrodinámico se resolvieron mediante valores constantes de la conductividad térmica y el calor específico en todo el rango de temperatura $k = 120$ W/(m*K) y $c_p = 1066$ J/(kg* K). También el efecto del calor latente no se tuvo en cuenta $dH = 0$.

En el modelo II, de nuevo la conductividad térmica es constante. Sin embargo, el calor latente fue tomada en cuenta por la adaptación del calor específico entre la interface de las temperaturas del sólido y líquido. Modelo III incluye los valores dependientes de la temperatura la conductividad térmica y el calor específico, incluyendo el calor latente.

Para todas las simulaciones se asumió que máximo 50% de la energía del láser fue absorbida por el material. Si la temperatura local en el modelo alcanzó la temperatura de evaporación, la fuente se recorta artificialmente, dando como resultado la reducción efectiva de la cantidad de radiación absorbida. La Figura 1.31 muestra los contornos de fusión como se predijo por los tres modelos 2D, junto con los contornos del baño de masa fundida a la superficie superior observado.

La Figura 1.31 muestra que el modelo I no puedo hacer una predicción precisa del tamaño del grupo de fusión y forma. Las imágenes de la cámara muestran una cola en forma de V típica del contorno fusión. Este fenómeno es causado por el calor latente de la transición de fase sólido - líquido [6], que se ilustra por el hecho de que tanto el Modelo II y III predecir con bastante precisión esta forma de V. Esto demuestra la importancia de incorporar este calor latente en los modelos de soldadura. El modelo III muestra resultados más precisos del contorno fusión, a pesar de las predicciones del

Modelo II son casi tan bueno. Al parecer, la dependencia de la temperatura de los parámetros del material sólo tiene una pequeña influencia en los resultados del modelo.

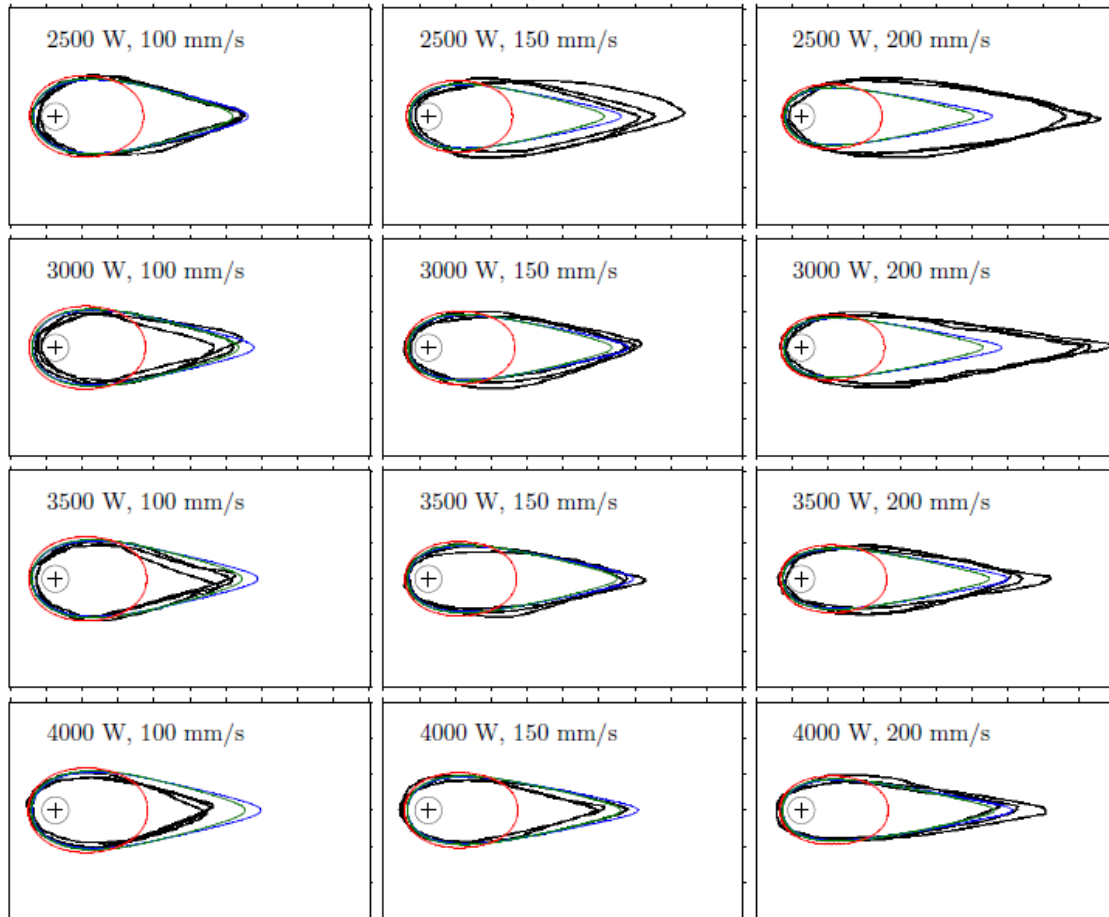


Figura 1.31 Contornos de fusión como predicción del Modelo I (■), Modelo II (■), Modelo III (■), comparadas con los bordes del baño líquido observadas en la imagen (■) de la cámara, para valores diferentes de potencia láser y velocidad láser, el círculo con la cruz indica la posición del punto focal láser.

Las imágenes de la cámara muestran que un aumento de los resultados de potencia del láser en una disminución de la masa fundida longitud del baño líquido en la superficie superior. Esta tendencia no se predijo con exactitud por los modelos. Esto puede ser el resultado de una forma de cráteres diferentes debido a una presión más fuerte en la separación de la pared frontal cráter, que cambia el campo de flujo 3D en el baño de fusión. Esta forma de cráteres modificada también afectará a la cantidad de energía láser absorbida. Estos efectos no se pueden modelar fácilmente con el modelo 2D actual. Por una razón similar, el aumento de la longitud del baño de fusión con un aumento de la velocidad de soldadura no se predijo con exactitud. Sin embargo, el ancho del baño de fusión y por lo tanto el ancho del cordón de soldadura resultante se predicen con precisión por los tres modelos.

Los resultados del Modelo III muestran que la región con la velocidad máxima del flujo de masa fundida se encuentra justo al lado del cráter en la película de masa fundida delgada, que se empuja hacia atrás en el baño de fusión. La velocidad en esa región es aproximadamente tres veces la velocidad de soldadura según Figura 1.30. En el baño de fusión se genera un flujo de recirculación, con un flujo de retorno de masa fundida hacia el cráter a lo largo de la línea central de la soldadura.

Este flujo puede ser responsable de los colapsos ocasionales en el cráter, que se observan en las imágenes de la cámara Figura 1.30.

La incorporación del calor latente en los modelos de soldadura es esencial para hacer predicciones exactas de la distribución de la temperatura y el campo de flujo. El uso de parámetros del material dependientes de la temperatura aumenta la precisión del modelo, pero la mejora es limitada.

Los datos experimentales muestran que una disminución en la potencia del láser aumenta la longitud del baño de fusión, que no se ve en los resultados del modelo. Se cree que este efecto está causado por un cambio de la geometría 3D del cráter que resulta en una alteración del flujo en 3D, que por lo tanto no se puede incluir en el modelo 2D.

Los modelos muestran un flujo de masa fundida con velocidades máximas del orden de tres veces la velocidad de soldadura alrededor del cráter. A lo largo de la línea central de la soldadura fundida fluye rápidamente hacia atrás del cráter y esto podría ser una causa de los derrumbes ocasionales en el cráter que se observan.

1.10.4 Referencia [35]

Meltpool flow aspects of láser keyhole welding, D.F. de Lange, 2003 [35]

“Aspectos del flujo en el baño de la soldadura láser en modo de cráter”

Para comprender el proceso de soldadura y simular el proceso se desarrolla 4 modelos de simulación. Se estudia la soldadura en modo de cráter (keyhole) con una penetración total del cráter, usando simulaciones 2D con 4 diferentes modelos de cráter. Se centra en los efectos del modelo de modo de cráter y en sus resultados.

El modelo básico se distribuye en 3 dominios:

Dominio sólido: existe solamente balance de calor.

Dominio del baño líquido: contiene materiales tanto líquidos como sólidos. El calor, el flujo y el frente de fusión aquí se modelan.

Dominio de cráter (keyhole): Se aplica energía láser, más lo mismo que en el dominio anterior del baño líquido.

El frente de fusión se modela utilizando un enfoque de interfaz fusión continua.

Ecuación del calor: El calor latente incluido en el valor de c_p como la distribución continua en el rango ΔT .

Ecuación de flujo de fluidos: Modela la solidificación con fuerza de enfriamiento, material para $T < T_{melt}$, $u = u_{weld}$.

Los efectos del modo de cráter se modelan de 4 formas diferentes.

Los modelos 1 y 2: fusión atrapada, en modo de cráter, el cráter lleno de masa fundida atrapada, la distribución de energía uniforme sobre el punto láser, la potencia se corta cuando $T > T_{evap}$ (cráter abierto).

En el modelo 1: se modela el cráter como un cuerpo sólido; la fusión dentro del cráter se mantiene inmóvil en relación al rayo láser (resultando en $u = 0$ para $T > T_{evap}$).

En el modelo 2: se modela el cráter como un flujo tipo dipolo; en el flujo dentro del cráter se introduce una fuerza concentrada ascendente central produciendo el flujo típico parecido al flujo de un dipolo con dos células de recirculación dentro del cráter.

En ambos resultados la masa fundida se ve obligada a fluir alrededor de la masa fundida atrapada que representa el cráter. Las velocidades son un factor de 2 a 3 más alta que la velocidad de soldadura.

En el modelo 1: en la pared del cráter la fuerza de fricción se ejerce mediante el flujo de fusión, lo que lleva a separación del flujo de la pared del cráter y células de recirculación en el baño de líquido, vea Figura 1.32(a).

En el modelo 2: no hay fricción con el cráter y el flujo no se separa del cráter y se concentra en el eje de simetría, vea Figura 1.32(b).

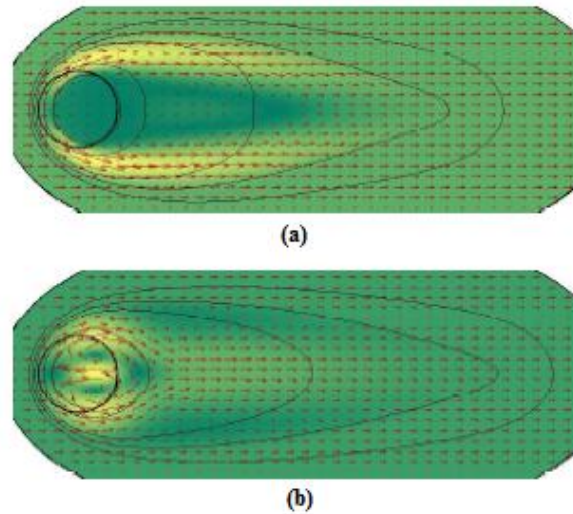


Figura 1.32 Resultados de simulaciones en modo de cráter, (a) como un cuerpo sólido, (b) con un flujo tipo dipolo.

En los modelos 3 y 4: Se fijan el cráter en una forma predefinida, con condiciones sin fricción en la pared del cráter y se prescribe la temperatura $T = T_{evap}$ en la superficie del cráter.

Los resultados del modelo 3 se muestran similares a los del modelo 2, la presión a lo largo de cráter no es muy realista. La forma aplanada del modelo 4 conduce a presiones más realistas sobre la superficie posterior de cráter y las formas isoterma coinciden mejor con las observaciones. Figura 1.33.

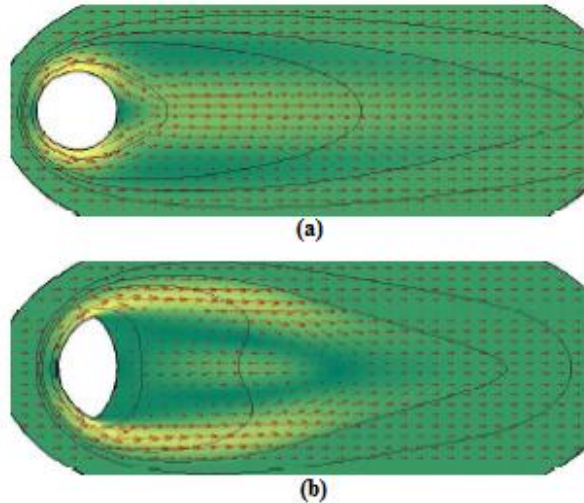


Figura 1.33 Resultados de simulaciones con forma predefinida del cráter, (a) cilíndrica, (b) aplastada.

1.10.5 Referencia [31]

Modeling of Láser Keyhole Welding: Part I. Mathematical Modeling, Numerical Methodology, Role of Recoil Pressure, Multiple Reflections, and Free Surface Evolution, Hyungson Ki, Pravansu S. Mohanty, and Jyoti Mazumder, 2001 [31]

“Modelado de soldadura láser en modo de cráter: Parte I. Modelado Matemático, Metodología Numérica, Rol de la presión de Retroceso, Múltiples Reflexiones y evolución de la superficie libre”

En este trabajo se desarrolla un modelo de soldadura en modo de cráter en 3D, con la evolución auto-consistente de la interfaz líquido/vapor (L/V), junto con la simulación completa del flujo de fluido y transferencia de calor. Fenómenos interfaciales importantes, tales como la evolución libre de la superficie, la evaporación, la capa cinética de Knudsen, punto de ebullición homogénea y las reflexiones múltiples, se consideran y se aplican en el modelo. Se adopta el enfoque de conjunto de nivel para incorporar las a la interfaz L/V en condiciones de contorno en la ecuación de Navier-Stokes y la ecuación de la energía. Tanto la fuerza termocapilar y la presión de retroceso, que son las principales fuerzas motrices de la fluidez, se incorporan en la formulación. Para los procesos de fusión y solidificación en la interface sólido/líquido (S/L), el modelo de mezcla continuo ha sido empleado. El artículo consta de dos partes. En este artículo (Parte I) presenta la formulación del modelo y se analiza los efectos de la evaporación, la evolución de la superficie libre y varias reflexiones sobre un baño de fusión constante para demostrar la importancia de estos fenómenos interfaciales. Los resultados de la simulación completa del modo de cráter y la verificación experimental se proporcionarán en el artículo complementario (Parte II).

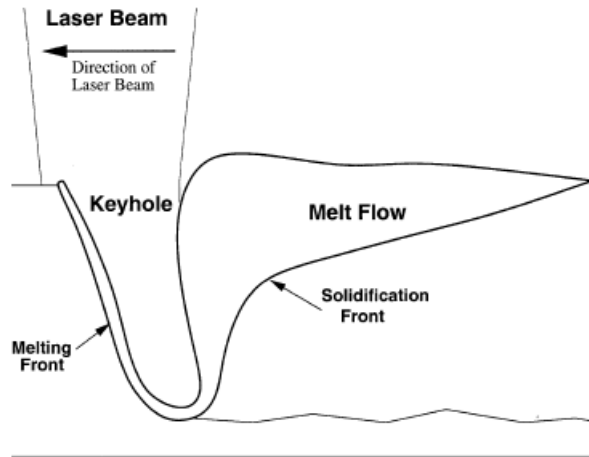


Figura 1.34 Esquema del proceso de soldadura láser en modo de cráter.

Cuando la temperatura de la interface L/V alcanza el punto de ebullición, la evaporación comienza a ocurrir. Existe una capa muy fina de entre varios caminos libres como se muestra en la Figura 1.35, llamada capa cinética de Knudsen, a las afueras de la interfaz L/V. A través de esta capa, la hipótesis del continuo falla y un cambio pronunciado en la temperatura, la presión y la densidad se produce. Por lo tanto, se trata como una discontinuidad matemática en la interfaz. Cambiar las condiciones de presión de retorno se obtuvieron por Knight [31] y se han adoptado en el trabajo previo de los autores en la perforación láser [31].

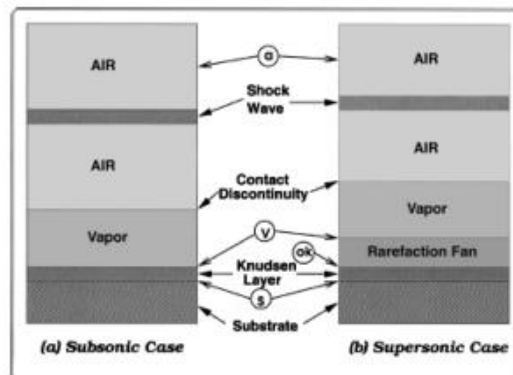


Figura 1.35 Estructura del flujo fuera de la superficie de evaporación.

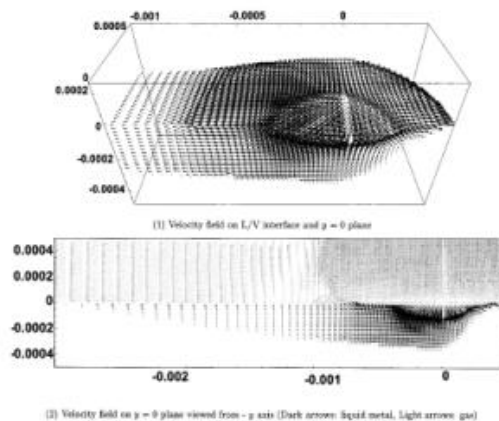


Figura 1.36 Se aplica la evaporación generada por la presión de retroceso, pero la superficie libre se congela (en unidades de metros, y el rayo láser se mueve a la derecha).

La Figura 1.36 muestra cómo el campo de flujo, tanto en estado fundido y flujo de gas, cambia dramáticamente cuando se incorpora la presión de retroceso.

Las direcciones de la masa fundida y los flujos de gas están completamente invertidos. Debido a la fuerte presión de retroceso, tanto la masa fundida y los flujos de gas son muy intensos y comienzan a partir de la interfaz L/V. La velocidad de evaporización de vapor es mucho mayor que la de la masa fundida debido a la gran diferencia de densidad entre los dos fluidos. También se ve claramente que el baño de fusión es mucho más largo y más amplio que el sin presión de retroceso. Es evidente que la presión de retroceso es responsable del baño líquido de masa fundida en procesamientos láser de alta potencia de los metales. En otras palabras, se puede concluir que la fuerza termocapilar es relativamente insignificante en comparación con la presión de retroceso generada por la evaporación.

Puesto que la interfaz L/V se congela artificialmente, la estructura de flujo mostrado en la Figura 1.36 es poco realista en términos de balance de masa. Sobre todo en la interfaz donde se produce la evaporación, tanto la fusión y la masa de vapor en direcciones opuestas y la conservación de la masa no es satisfactorio.

En el modelo de la soldadura láser en modo de cráter tridimensional auto-consistente que se presenta, simula los movimientos de las interfaces S/L y L/V utilizando el método de conjunto de nivel y el modelo continuo de mezcla. El método Symmetrically Coupled Gauss Seidel (SCGS) se adoptó. En los puntos de nodo de evaporación, los valores de la presión de retroceso calculados en el modelo de evaporación reemplazan los valores cuando la presión de flujo generada por la actualización del campo de presión en el método SCGS. De esta manera, la presión de retroceso se podría incorporar en la solución de flujo. Al adoptar el método de conjunto de nivel y el modelo continuo mezcla, los autores han derivado las ecuaciones de movimiento y energía, que son válidos para las fases sólido – líquido y líquido – vapor, como las condiciones; de termocapilaridad, capilaridad, presión de retroceso, límite y las condiciones del Stefan, se aplican con éxito al movimiento de las interfaces S/L y L/V.

En este estudio, cada proceso individual asociado con L/V de la interfaz, tales como la evolución libre de la superficie, la evaporación, la ebullición homogénea y las reflexiones múltiples han sido modelados. El nivel fijado del método de banda estrecha se ha implementado para capturar los movimientos de superficie libre de forma coherente. En el modelo de evaporación, se introducen condiciones de salto de Knight [31] para modelar la capa cinética de Knudsen en la superficie de evaporación. El fenómeno de ebullición homogénea también ha sido considerado por la estimación del recalentamiento líquido y mediante la extrapolación de la curva de la tensión superficial hasta el punto crítico. Un método para simular reflexiones múltiples para superficies tridimensionales arbitrarias ha sido desarrollado utilizando los valores de ajuste de nivel.

Además, este artículo presenta resultados de la simulación con respecto al efecto de cada fenómeno y los estudios de cómo y porqué con un simple modelo de soldadura de modo de conducción puede transformar al complejo de soldadura modo de cráter interfaz de L/V. Se ha revelado que todos y cada fenómeno de la interfaz juegan un papel crítico en el proceso de soldadura láser en modo de cráter, por lo que cualquier modelo simplificado puede dar lugar a predicciones erróneas y no realísticas. Los resultados detallados de simulación con los parámetros de soldadura se verifican experimentalmente con el modelo que se presenta en la Parte II de este estudio [32].

1.10.6 Referencia [32]

Modeling of Láser Keyhole Welding: Part II. Simulation of Keyhole Evolution, Velocity, Temperature Profile, and Experimental Verification, Hyungson Ki, Pravansu S. Mohanty, and Jyoti Mazumder, 2001 [32]

“Modelado de soldadura láser en modo de Cráter (Keyhole): Parte II. Simulación de la evolución del Cráter, Velocidad, Perfil de Temperatura y Verificación Experimental”

Este artículo presenta los resultados de la simulación de un modelo matemático tridimensional utilizando el método de conjunto de nivel para la soldadura láser en modo de cráter. Los detalles del modelo se presentan en la Parte I [31]. Los efectos de la formación de cráter en el baño de fusión líquida y a su vez, en el cordón de soldadura se investigan en detalle. Se analiza la influencia de los parámetros del proceso, tales como la potencia del láser y la velocidad del fluido. Esta simulación muestra características muy interesantes en el baño de fusión, tales como la inestabilidad intrínseca de los cráteres, el papel de la presión de retroceso, y el efecto de barrido del haz. Con fines de verificación, los experimentos de visualización se han realizado para medir la geometría de fusión - baño líquido y velocidad superficial. Las predicciones teóricas muestran un acuerdo razonable con las observaciones experimentales.

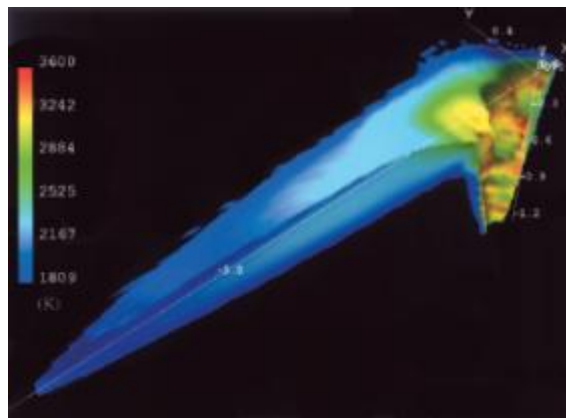


Figura 1.37 Forma del baño líquido con penetración completa. La distribución de la temperatura es mostrada en la fase líquida. (Potencia láser 4 kW, velocidad 60 ipm, diámetro del spot 500 μ m y 1.760 ms han transcurrido el inicio de la formación del cráter) [32].

Los resultados de simulación y experimentales presentados en este artículo han demostrado muchas características interesantes de soldadura láser en modo de cráter. El modelo de soldadura de cráter presentado simula totalmente el flujo de fluido y la transferencia de calor en tres dimensiones, junto con la formación de cráter auto-consistente. Las condiciones de frontera en la interfaz L/V incluyen los efectos de presión termocapilar, capilar y de retroceso. Este estudio revela que la presión de retroceso evaporación generada es el principal factor que contribuye a que la soldadura es del tipo de conducción o del tipo cráter.

Se demuestra que cualquier forma de la superficie arbitraria puede simularse mediante el método de conjunto de nivel, sin la simplificación de la física. La capacidad de absorción del láser eficaz se mantiene variable en el cráter. Se demuestra que la fluctuación del cráter es un fenómeno intrínseco que se origina a partir de la fluctuación en la cantidad de energía láser absorbida por el cráter. Fluctuación del cráter y el patrón de absorción de energía están íntimamente conectados. Cualquier fluctuación en el cráter afectaría a la distribución de energía dentro del cráter, que a su vez, afecta a la fluctuación cráter a través de la presión de retroceso y campo de flujo alrededor.

El perfil de intensidad del láser para la soldadura láser de cráter muestra un patrón muy complicado y el cráter altamente no uniforme de la energía del láser en una pequeña región. Se observó que una serie de obstáculos se forma en la pared del cráter delantera debido a la concentración localizada de rayos láser por múltiples reflexiones. Estas jorobas, a su vez aceleran el calentamiento no uniforme de las jorobas. La geometría de la superficie y mediciones de la velocidad para el proceso de soldadura láser en modo de cráter apoyan la validez del modelo de soldadura láser propuesto.

La velocidad de fusión de la superficie predicha por la simulación está de acuerdo con la predicción experimental. Tanto el modelo de soldadura y la técnica de medición de la velocidad son razonablemente precisas. Las predicciones de este modelo se pueden utilizar ahora para estudiar la microestructura y la evolución de la propiedad en las juntas soldadas por láser.

1.10.7 Referencia [7]

Weld Metal Composition Change during Conduction Mode Láser Welding of Aluminum Alloy 5182, H. Zhao and T. Debroy, 2000 [7]

“Cambio de Composición en el Cordón Metálico durante el Modo de Conducción de Soldadura Láser de la Aleación de Aluminio 5182”

La evaporización selectiva de elementos volátiles durante la soldadura láser de aleaciones de aluminio automotrices afecta a la composición de metal de soldadura y las propiedades. Un estudio experimental y teórico se llevó a cabo para buscar una comprensión cuantitativa de las influencias de diversas variables de soldadura en la evaporización y el cambio de composición durante el modo de conducción de soldadura láser de aleación de aluminio 5182. Un modelo integral para el cálculo de la tasa de evaporización y cambio de la composición del metal fue desarrollado en base a los principios de los fenómenos de transporte, cinética y termodinámica. Los cálculos mostraron que la evaporización se concentró en una pequeña región de alta temperatura bajo el haz del láser, donde la presión de vapor local sobrepasa la presión ambiente. El flujo de vapor de convección impulsada por el gradiente de presión era mucho más alto que el flujo de vapor de difusión impulsada por el gradiente de concentración. Los cálculos de la geometría del baño líquido, los regímenes de evaporización y la composición de cambios para diferentes condiciones de soldadura concuerdan bien con los datos experimentales correspondientes. El buen acuerdo demuestra que el modelo integral puede servir como base para la interpretación cuantitativa de las influencias de diferentes variables de soldadura sobre la transferencia de calor, el flujo de fluido y la evaporización se producen durante el modo de conducción de soldadura láser de aleaciones de aluminio para automóviles.

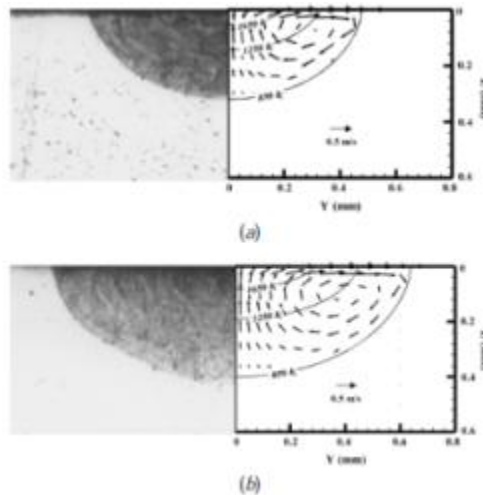


Figura 1.38 Secciones transversales baño de fusión experimental y calculada para la potencia del láser de (a) 1,5 kW y (b) 3,0 kW. Con velocidad de soldadura 105,8 mm/s y un desenfoque del haz + 1,5 mm.

El cambio en la composición del metal de soldadura durante la conducción en modo continuo de onda, la soldadura láser de la aleación de aluminio 5182 se investigó por medio de experimentos y modelos de simulación.

La tasa de evaporación de magnesio era aproximadamente en dos órdenes de magnitud mayor que la del aluminio. La pérdida de magnesio significativa desde el baño de fusión dio como resultado a una menor concentración de magnesio en el metal de soldadura que estaba presente en el metal base. La tasa de evaporación aumenta con un aumento de la potencia del láser. Sin embargo, la pérdida fue compensada por un aumento equivalente en la velocidad de fusión y como resultado, la concentración de magnesio en el metal de soldadura, aunque más baja que la que se encuentra en el metal de base, no se vio afectada por los cambios en la potencia del láser. La composición de metal de soldadura también se vio afectada por la variación de la velocidad de soldadura para las condiciones de soldadura investigadas en este trabajo.

Los cálculos mostraron que para todas las condiciones de soldadura estudiados aquí, la temperatura máxima en la superficie del baño de soldadura supera ligeramente el punto de ebullición de la aleación. Como resultado, la presión en una pequeña región cerca del centro de la superficie del baño líquido de soldadura era mayor que una atmósfera. La evaporación fue más pronunciada en esta región activa, que tenía un área de sección transversal más pequeña que el haz de láser. La evaporación aquí fue principalmente impulsada por el gradiente de presión existente entre la superficie del baño de fusión y el ambiente. La tasa de evaporación fuera de la región activa fue mucho menor.

Se desarrolló un modelo integral para el cálculo de los campos de temperatura y velocidad, los flujos de evaporación y soldadura cambian la composición de los metales durante el modo de conducción de soldadura láser. Los resultados calculados de la geometría de la soldadura del baño líquido, regímenes de evaporación y cambios en la composición concuerdan bien con los resultados experimentales correspondientes según la Figura 1.38. La medida de la concordancia entre los resultados calculados y experimentales indica que el modelo puede servir como base para la interpretación cuantitativa de las influencias de diversos parámetros de soldadura en el flujo de fluido y transferencia de calor, evaporación de elementos de aleación y cambios en la composición de metal de soldadura durante la soldadura láser [7].

1.10.8 Referencia [34]

Mechanism of Alloying Element Vaporization during Láser Welding 1987, M. M. Collur, A. Paul, and T. Debroy, [34]

“Mecanismo de Evaporación de Elementos en la Aleación durante la Soldadura Láser”

La evaporización de elementos de la aleación es un problema grave en la soldadura láser de muchas aleaciones importantes de Ingeniería. Dado que las correlaciones de transferencia de masa disponibles no son aplicables para la evaluación creíble del flujo de transporte de especies evaporizadas en la fase de vapor, el papel de transferencia de masa en la fase de vapor en la evaporización global de elementos de aleación se examinó mediante la realización de varios experimentos críticos. Los flujos de transporte de elementos de la aleación en el baño de fusión se determinaron a partir de campos de velocidades calculadas numéricamente. Dado que el baño de soldadura está rodeado por el plasma durante la soldadura láser, el papel del plasma en la evaporización de los elementos de aleación se modeló físicamente al permitir que el cobre fundido evapora isotérmicamente tanto en la presencia y ausencia de plasma. Se encontró que el transporte de elementos de la aleación en las dos fases de vapor y líquido es rápido y los flujos globales de evaporización se controlan mediante la evaporización de plasma influido intrínsecamente de elementos de la aleación en la superficie del baño de soldadura. Los datos obtenidos experimentalmente de la evaporización de los elementos de aleación del baño fundido de soldadura láser de acero inoxidable se compararon con los correspondientes valores calculados teóricamente.

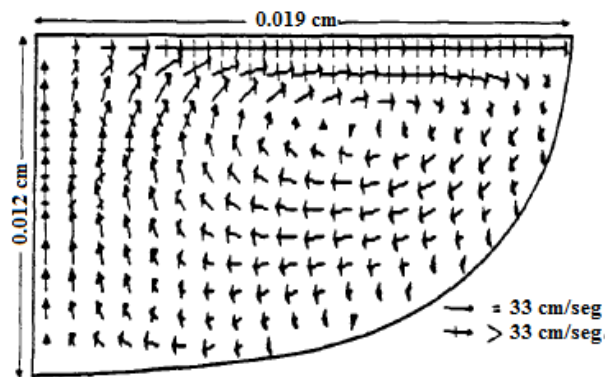


Figura 1.39 Simulación del campo de velocidad en el plano vertical perpendicular a la dirección de la soldadura. Material: hierro puro y la potencia láser: 500 Watts.

Los tipos de evaporización de los elementos de la aleación durante la soldadura láser de un acero inoxidable de alto manganeso con diversos entornos de gas de protección que se encuentran para ser independiente tanto de la velocidad de flujo y la naturaleza del gas de protección. La transferencia de masa de fase de gas no contribuyó significativamente a la evaporización global de elementos de la aleación. Análisis numérico del campo del flujo de fluidos mostrados en la Figura 1.39 y los perfiles de concentración medidos independientemente de la especie de evaporización cerca de la superficie del baño de soldadura se enfría rápidamente indica que el transporte de los elementos de aleación en el baño de soldadura era bastante rápido y el paso de transporte no proporciona ninguna resistencia significativa a la pérdida del elemento de la aleación. La presencia de plasma reduce la velocidad de evaporización de las gotas de cobre puro. Los tipos de evaporización determinados experimentalmente de cobre en ausencia de plasma estaban razonablemente de acuerdo con las tasas de evaporización teóricos calculados a partir de la ecuación de Langmuir - Knudsen la incorporación de los efectos de segregación de superficie debido a la presencia de pequeñas

cantidades de azufre y oxígeno. La velocidad de evaporación de los elementos de aleación durante la soldadura láser de los aceros inoxidable se controla mediante influencia intrínseca de la evaporación del plasma en la superficie del baño de soldadura [34].

1.11 Conclusiones de las referencias revisadas

En los estudios revisado del proceso de soldadura láser existen, se trata de explicar la importancia que existe al simular el fenómeno debido a las comparaciones realizada, por ejemplo cuando se habla de un modelos en 3D [5], [9], [24], [31], [32], [36] se incluye las reflexiones que tienen como resultado la disminución de la energía absorbida, que en los caso de simulación en 2D no se incluyen debido a eso se estima que el 50% de la energía es absorbida.

En la mayoría de las referencias revisadas los efectos que tienen las propiedades térmicas dependientes de la temperatura, van en la tendencia del aumento del baño de fundido pero este efecto es insignificante, comparado con el efecto que tiene el proceso de evaporación [5], [24], [31], [32], además de la incorporación del calor latente de fusión que este tiene un gran efecto en la forma en V de la cola de baño fundido como se demostró [5], [6].

Las referencias [31], [32], presentan los resultados de la simulación de un modelo matemático tridimensional utilizando el método de conjunto de nivel para la soldadura láser en modo de cráter. Los efectos de la formación de cráter en el baño de fusión líquida, en el cordón de soldadura se investigan en detalle. Se analiza la influencia de los parámetros del proceso, tales como la potencia del láser y la velocidad del fluido. Esta simulación muestra características muy interesantes en el baño de fusión, tales como la inestabilidad intrínseca de los cráteres, el papel de la presión de retroceso, y el efecto de barrido del haz. Con fines de verificación, los experimentos de visualización se han realizado para medir la geometría de fusión - baño líquido y velocidad superficial. Las predicciones teóricas muestran un acuerdo razonable con las observaciones experimentales y que realmente explican muy bien el fenómeno de soldadura láser.

Existen varios trabajos que hablan de la evaporación selectiva [7], [31], [32], [34], [36] específicamente, en los cuales tratan de explicar este proceso de evaporación de componentes bajo punto de evaporación, mas sin embargo en ninguno cuantifican a que temperatura se evaporan estos componentes selectivos y en qué porcentaje se están evaporando, pues la temperatura de evaporación de la aleación, es lo que al final determina el tamaño de baño liquido y el porcentaje del componente evaporado.

Bueno al final siguen existiendo varia dudas sobre el proceso de soldadura láser como por ejemplo; la formación de la porosidad y su control, la formabilidad y el comportamiento mecánico, como cuantificar el efecto que tiene lo elementos activos en la superficie del material base, como robustecer el proceso de soldadura láser, como cuantificar la perdida de elementos en la aleación y como determinar la geometría del baño fundido, a estas dos últimos dudas en el presente trabajo se trata de explicar cuál es el efecto y como se puede cuantificar la perdida de componentes volátiles de aleaciones de aluminio 1050, 5182 y 7075, por consecuencia el resultado es la geometría y el tamaño del baño fundido que también se explican y se determinan para los casos específicos respectivamente.

Capítulo 2

Desarrollo de los Modelos de Soldadura Láser

Existen numerosas formas de realizar el modelado de la soldadura láser en modo de cráter (keyhole), con sus ventajas y limitaciones en cada caso, las cuales se pueden modelar en dos dimensiones 2D, con vista superior donde se predice el tamaño del baño líquido, frontal o con corte donde se predice la penetración de la soldadura, o en tres dimensiones 3D, donde se predice el tamaño del baño líquido y la penetración de la soldadura, al mismo tiempo, en todos estos la velocidad del fluido fundido y los contornos de temperatura.

En algunos de los modelos propuestos se incluyen solución de transferencia de calor por conducción y convección, en todos los caso se modela con una fuente láser tipo Gaussiana, algunos otros toma en cuenta el calor específico y conductividad térmica dependiente de la temperatura o constante, con calor latente de fusión y sin calor latente, con transformaciones de fase solidificación, fusión y evaporación, algunos utilizan múltiples reflexiones y la absorción de Fresnel, también se ha modelado con movimiento de fluido por efecto de la velocidad de soldadura y la convección en el calentamiento, en todos los casos se asume que es un fluido newtoniano, laminar e incompresible, con densidad constante o dependiente de la temperatura.

No se ha encontrado ningún modelado que además incluya el efecto que tiene la temperatura de evaporación cuando se modela como una mezcla binaria o aleación metálica, en nuestro caso se está considerando dicha temperatura que hemos observado tiene un efecto considerable en el tamaño del baño líquido, como se explica a los largo del trabajo.

En el presente capítulo se explicará el desarrollo del modelo de soldadura en modo de cráter en 2D, calculado con el Método de Elementos Finitos (MEF), para modelar la distribución de la temperatura y la fluidez del material fundido en los alrededores del cráter de la soldadura, este desarrollo se basa en el modelo realizado anteriormente por De Lange y Aalderink [5], [14]. Los cálculos que se presentaran del MEF y de los experimentos de soldadura con el que se valida dicho modelo, son empleando una lámina delgada de aleación de aluminio AA5182 y después extendidos a AA1050 y AA7075 en el Apéndice A se enlistan los parámetros de dichos materiales. En la Figura 2.1 se muestra esquemáticamente el proceso de soldadura láser y los aspectos involucrados en el proceso de soldadura láser, además de que se sigue utilizando el modelo simulando el cráter como un cuerpo sólido, descrito anteriormente como modelo 1 en [5], [6], [14].

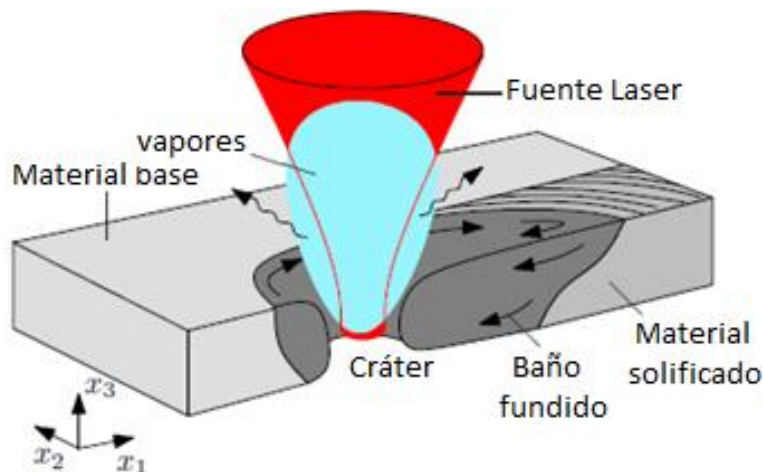


Figura 2.1 Esquema de soldadura láser en modo de cráter de una lámina delgada.

En este proceso es muy importante que se utilice un modelo que incluya fenómenos físicos acoplados en los diferentes campos de la soldadura de esta forma los fenómenos físicos diferentes

se unen de una manera realista, como lo son el Térmico y el de Flujos de Fluidos. También los efectos no lineales, como el calor latente y la dependencia de la temperatura de los parámetros del material, que puede tener una gran influencia en los resultados del modelo, los cuales se incorporan.

Además, mediante la definición de diferentes dominios, en un solo se calcula el campo de flujo de la masa fundida, en la región donde la fundición del material ocurre. Fuera de este dominio, sólo la temperatura se calcula. Esto permite la incorporación de muchos elementos pequeños en la región del baño líquido y cráter, que es favorable para la exactitud de los resultados del método.

La Figura 2.1 ofrece una visión esquemática del proceso de soldadura por láser de láminas delgadas. En esta figura, se indican las direcciones del espacio que se utilizará en el modelo. Las variaciones de la distribución de la temperatura y el campo de fluidez en la dirección x_3 son irrelevantes, por ser un modelo solamente en 2D, pero se sabe que existen y que en un modelo en 3D deben incluirse necesariamente.

2.1 Dominio computacional

El dominio de cálculo del modelo 2D se da en la Figura 2.2. En este modelo, el material fluye de izquierda a derecha a través del dominio de cálculo, con una velocidad constante igual a la velocidad de soldadura v . El punto láser se encuentra en una posición fija en el dominio. El x_1 y x_2 son dos elementos de la distribución espacial del vector x . El dominio se ha dividido en tres subdominios.

En el dominio Ω_1 es sólo material sólido, el dominio Ω_2 representa un área que contiene tanto material solidificado como fundido. Esto significa que el baño de fusión o líquido se encuentra dentro de Ω_2 y, posiblemente, hay una parte muy pequeña dentro de Ω_3 . El dominio Ω_3 representa el punto láser o cráter. Esta es la zona donde la energía del láser penetra en el dominio computacional.

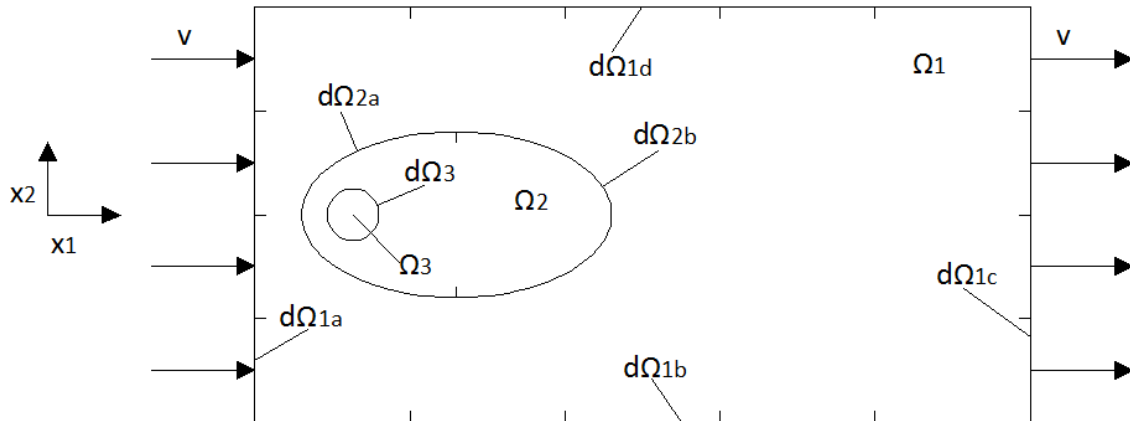


Figura 2.2 Esquema de soldadura láser en modo de cráter de una lámina delgada.

El borde del dominio de cálculo está dado por la frontera $d\Omega_1$. La frontera $d\Omega_2$ tiene una forma elíptica y se encuentra totalmente dentro del material sólido. Frontera $d\Omega_3$ es circular y tiene las mismas dimensiones que el promedio de diámetro del cráter. El límite de la interface sólido-líquido en Ω_2 se desprende de la distribución de la temperatura calculada, y se indica por la isoterma de fusión T_m (no se muestra en la Figura 2.2). Esta isoterma de fusión se encuentra dentro del dominio Ω_2 y se trata a detalle más adelante [5].

2.2 Modelo térmico

Durante el proceso de soldadura láser, la temperatura tiene una fuerte influencia en la calidad de la soldadura resultante. En el modelo, el aporte de energía debido a la radiación láser, la difusión del calor y la convección son tomadas en cuenta. La disipación viscosa de energía no se toma en cuenta, la fusión se supone que es incompresible y se supone que la presión en el interior del baño de fusión es constante. Por lo tanto, la ecuación de balance de energía se puede escribir como:

$$\rho C_p^* \frac{\partial T}{\partial t} = q(x, t) z_1(T) + \nabla \cdot k \nabla T - \rho C_p^* u \cdot \nabla T \quad (2.1)$$

Donde ρ es la densidad, c_p^* es el calor específico (incluyendo el calor latente, ver ecuación (2.4)) y k es la conductividad térmica. El vector de velocidad del fluido local, se indica con u . En general, todos los parámetros de los materiales están en función de la temperatura T . Se ha tomado en cuenta en el modelo la dependencia de la temperatura de los c_p^* y k . Un cambio en la densidad debido a la variación de la temperatura se compensa con un cambio acompañado en volumen debido a la expansión térmica, garantizando así la conservación de la masa. Por lo tanto la densidad de se mantiene constante en este modelo.

Por otro lado, $q(x, t)$ es una fuente de calor como una función del espacio x y tiempo t . La fuente de calor se multiplica por función $z_1(T)$, que representa el efecto de saturación, que interrumpe el flujo de energía por encima de un nivel de temperatura determinado, lo que refleja la pérdida de energía a través de la abertura inferior del cráter. La función dependiente de la temperatura $z_1(T)$ tiene el valor 1 cuando $T \leq T_b$ y 0 para $T > T_b$, donde T_b es la temperatura de evaporación.

Tabla 2.1 Parámetros característicos usados para normalizar el modelo MEF.

Descripción	Parámetros usados para el adimensionamiento	Parámetros ya adimensionados
Temperatura	T_m	$T^* = \frac{T}{T_m}$
Velocidad	u	$u^* = \frac{u}{v}$
Espacio o diámetro del punto láser	d_s	$d_s^* = \frac{d}{d_s}$ $\nabla^* = d_s \nabla$
Tiempo	$\frac{d_s}{v}$	$t^* = \frac{v}{d_s} t$
Fuente de calor	$\frac{4P_a}{\pi d_s^2 b}$	$q^* = \frac{\pi d_s^2 b}{4P_a} q$
Presión	ρv^2	$p^* = \frac{p}{\rho v^2}$
Fuerza volumétrica	$\frac{\rho v^2}{d_s}$	$F^* = \frac{d_s}{\rho v^2} F$

Es muy favorable volver a escribir la ecuación (2.1) en parámetros adimensionales utilizando los valores característicos de la Tabla 2.1 para la temperatura, la velocidad del fluido, las coordenadas

espaciales, la densidad, la capacidad calorífica y la fuente de calor. La temperatura adimensional se define como $T^* = T/T_m$, la velocidad adimensional se define como $u^* = v/U$, etc. La ecuación de balance de calor adimensional puede escribirse entonces como:

$$C_p^*(T) \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \frac{4P_a}{\rho C_{p,0} v \pi d_s b T_m} q^*(x^*, t^*) z_1(T^*) + \nabla^* Pe(T)^{-1} \cdot \nabla^* T^* - C_p^*(T) u^* \cdot \nabla^* T^* \quad (2.2)$$

Donde la temperatura depende del número Peclet $Pe(T)$ el cual define como:

$$Pe(T) = \frac{\rho C_{p,0} v d_s}{k(T)} \quad (2.3)$$

El número de Peclet da la relación entre la transferencia de calor debida a la convección y a la debida por conducción. En el presente capítulo, se calculará una solución de estado estacionario, por lo que significa que el lado izquierdo de la ecuación (2.2). Es igual a cero.

El efecto del calor latente debido a la transformación de fase sólido-líquido se incorpora al aumentar el calor específico entre las temperaturas del sólido y líquido, Tabla 2.2.

$$C_p^*(T) = \frac{C_p(T) + l(T)}{C_{p,0}} \quad (2.4)$$

$$L_m = \int_{T_s}^{T_l} l(T) dT \quad (2.5)$$

Donde $l(T)$ es el calor latente en función de la temperatura, L_m es la cantidad total de calor latente de la transición de fase sólido-líquido y $c_p(T)$ es el calor específico en función de la temperatura sin el calor latente.

Tabla 2.2 Temperaturas del sólido y líquido para las aleaciones de aluminio.

Parámetros	AA1050	AA5182	AA7075
T_s [K]	916	815	805
T_l [K]	921	906	901
ρ [kg/m ³]	2710	2650	2805
μ [kg/m*s]	1.05e-3		

Las condiciones de frontera deben ser definidas apropiadamente para resolver la ecuación de balance de energía. Puesto que la velocidad de soldadura es alta comparada con la velocidad del transporte de calor debido a la conductividad, el material que entra en el dominio de cálculo se supone que es afectado por la entrada de calor a través del cráter. Por lo tanto, la frontera $d\Omega_{1a}$ está establecida en T_r temperatura ambiente (condiciones de frontera de Dirichlet). Puesto que los límites $d\Omega_{1b}$, $d\Omega_{1c}$ y $d\Omega_{1d}$ se supone que son elegidos lejos del cráter por lo que se definen como fronteras aisladas, el flujo debido a la conducción se espera que sea insignificante (condiciones de frontera de Neumann). Por lo tanto, las condiciones de contorno se escriben como:

$$T = T_r \quad \text{en } d\Omega_{1a} \quad (2.6)$$

$$e_n \cdot \nabla T = 0 \quad \text{en } d\Omega_{1b,c,y d} \quad (2.7)$$

donde e_n es el vector unidad normal de las fronteras específicas, señalando fuera del dominio.

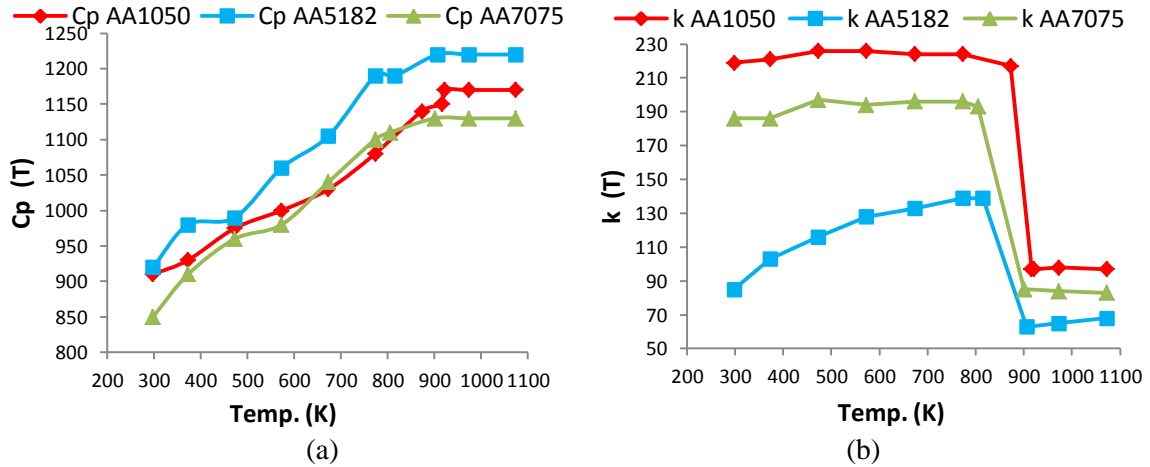


Figura 2.3 (a) Calor específico $c_p(T)$, (b) Conductividad térmica $k(T)$ del AA1050, 5182 y 7075 en función de la temperatura.

2.3 Modelo hidrodinámico

Para incorporar los efectos de la fluidez en el modelo, el campo de velocidades en el baño de fusión o líquido, se calcula utilizando las ecuaciones Navier-Stokes para flujos de fluidos incompresibles y Newtonianos, que es sujeto a un campo de fuerzas externo F .

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} = -\rho u \cdot \nabla u - \nabla p + \nabla \cdot \mu (\nabla u + (\nabla u)^T) + F \quad (2.8)$$

$$\nabla \cdot u = 0$$

Donde p es la presión, μ es la viscosidad dinámica y F es un vector con las fuerzas volumétricas externas. Dado que se calcula la solución en estado estacionario, el lado izquierdo de la ecuación (2.8) es igual a cero. La forma adimensional de las ecuaciones (2.8) se pueden derivar de la definición de cantidades adicionales características de viscosidad, presión y fuerza, dando la forma adimensional de la ecuación (2.8).

$$\frac{\partial u^*}{\partial t^*} = -u^* \cdot \nabla^* u^* - \nabla^* p^* + \nabla^* Re^{-1} (\nabla^* u^* + (\nabla^* u^*)^T) + F^* \quad (2.9)$$

$$\nabla^* \cdot u^* = 0$$

Donde el número de Reynolds Re se define como:

$$Re(T) = \frac{\rho v d_s}{\mu} \quad (2.10)$$

En la Tabla 2.1 se muestran los valores característicos utilizados para normalizar los parámetros de la ecuación hidrodinámica. Para describir la presencia del cráter, se obtuvieron buenos resultados con una simple aproximación del modelo directo. Este modelo de modo de cráter utiliza una fuerza

externa F para describir tanto la solidificación de la masa fundida y la presencia del cráter. Esta fuerza F se define como:

$$F = K_s(v e_{x1} - u)z_2(T) - K_k u z_3(T) \quad (2.11)$$

Donde las funciones $z_2(T)$ y $z_3(T)$ que dependen de la temperatura, son funciones de conmutación que activan o desactivan los siguientes términos respectivos. Función $z_2(T)$ enciende el primer término en la ecuación (2.11). Cuando la temperatura está por debajo de la temperatura del sólido T_s y lo apaga cuando está por encima de la temperatura del líquido T_l , mostrando un comportamiento suave en la región de $T_s < T < T_l$. Esta transición suave se lleva a cabo para la estabilidad numérica del modelo computacional MEF.

Cuando esta fuerza se enciende y K_s es relativo, el material se ve obligado a moverse con velocidad v en la dirección de soldadura a través del dominio de cálculo, que se fija en el punto láser. Cuando la fuerza se apaga, el líquido puede fluir libremente. De esta manera la transición de fase sólido-líquido es simulada. Físicamente esta región de transición puede ser interpretada como la zona viscosa o la zona fundida.

El segundo término en la ecuación (2.11) introduce una fuerza que frena la velocidad de la masa fundida a cero, generando una zona de fusión inmóvil. Esta zona se comporta como un objeto en la fusión, lo que representa el cráter. La función $z_3(T)$ es igual a 1 para $T > T_b$ y a 0 para $T < T_b$, con una transición suavizada alrededor de la temperatura de evaporación T_b por razones numéricas. Las matrices cuadradas diagonales de 2×2 de K_s y K_k contienen los parámetros de ajuste, que se utilizan para controlar la amplitud de los componentes de los términos de la fuerza en las dos direcciones del espacio.

Todo el baño fundido está dentro de los dominios Ω_2 y Ω_3 , las ecuaciones de Navier-Stokes se resuelven sólo en estos dominios. Las condiciones de frontera para las ecuaciones de Navier-Stokes son así formuladas, para la frontera $d\Omega_2$, que se encuentra totalmente dentro de un material sólido. A lo largo de la parte delantera de la frontera $d\Omega_{2a}$, el material es un principio sólido, y la velocidad del flujo de materiales en el dominio de Ω_2 es igual a la velocidad de soldadura vector v (condición de frontera de Dirichlet). A lo largo de la parte trasera frontera $d\Omega_{2b}$, el material es completamente solidificado. Esto significa que a lo largo de esta frontera, la presión puede ser iguales a cero. Las condiciones de frontera para las ecuaciones de Navier-Stokes se definen como:

$$u = v e_{x1} \quad \text{en } d\Omega_{2a} \quad (2.12)$$

$$p = 0 \quad \text{en } d\Omega_{2b} \quad (2.13)$$

2.4 Desarrollo del modelo en Comsol Multiphysics 4.2a®

La versión de Comsol Multiphysics 4.2a® es una versión con ambiente Windows, la cual se explica brevemente, en la Figura 2.4, se muestra la pantalla principal, en la parte superior nombre del archivo, operaciones básicas como; archivo, editar, vista, opciones, ayuda, en el lado izquierdo está el constructor del modelo o árbol donde se va creando cada operación del modelo, en el centro está un asistente para la creación del modelo, lado derecho superior está el área grafica donde se crea la geometría del modelo y en la parte inferior con cuatro pestañas que muestran cómo; mensajes de operaciones realizadas, como guardar, cálculo de malla o del modelo, etc., el estado de cálculo, el registro que deja el cálculo y una pestaña de resultados.

Conforme se vaya realizando el desarrollo del modelo, se explicará cada parte de las pantallas en detalle, comenzaremos con la definición del modelo.

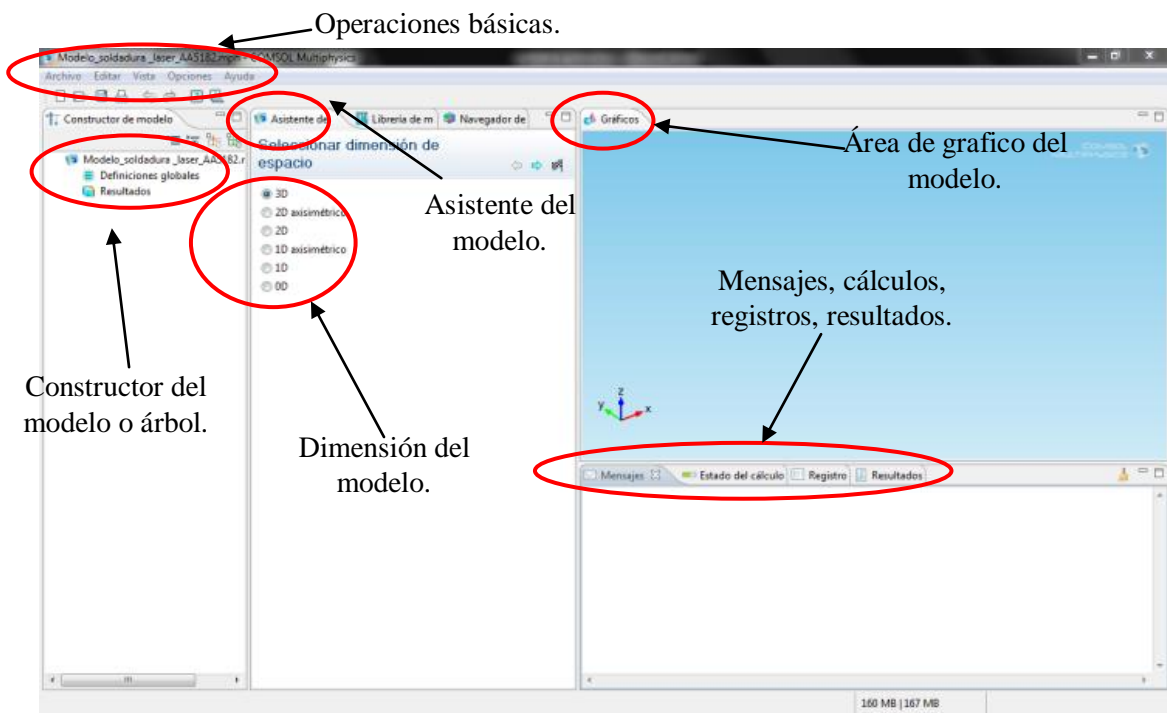


Figura 2.4 Pantalla principal de Comsol Multiphysics 4.2a®.

Acerca de COMSOL Multiphysics®

COMSOL Multiphysics ofrece un nivel sin precedentes de claridad a su trabajo de simulación por darle tanto una visión general del modelo organizado y un proceso de construcción del modelo simplificado. La interfaz de usuario de COMSOL reduce el desorden y las tareas redundantes, por lo que su atención se centra en el contenido de sus estudios de diseño que resulta en aumento de la productividad. Naturalmente COMSOL continúa con su tradición de solucionadores de gran alcance y flexibilidad en la física, pero es la nueva interfaz de usuario que más destaca.

Es una plataforma flexible que permite que a los usuarios principiantes modelar los aspectos físicos pertinentes de sus diseños. Los usuarios avanzados pueden profundizar y utilizar su conocimiento para desarrollar soluciones a la medida, aplicable a sus circunstancias únicas. Con este tipo de entorno de modelado de todo incluido, COMSOL® le da la confianza para construir el modelo con mucha precisión al mundo real. Ciertas características de COMSOL® se hacen evidentes con el uso. Compatibilidad destaca entre estos. COMSOL® requiere que cada tipo de simulación incluido en el paquete tiene la capacidad de ser combinada con cualquier otra. Esta exigencia estricta realidad refleja lo que sucede en el mundo real. Por ejemplo, en la naturaleza, la electricidad siempre va acompañada de un efecto térmico, los dos son totalmente compatibles. El uso de herramientas como la geometría parametrizada, interactivos mallado y secuencias solucionador personalizados, puede adaptarse rápidamente a los flujos y reflujos de sus necesidades. Las operaciones para el desarrollo del modelo actualizado, se muestran el diagrama de flujo de la Figura 2.5 estas operaciones son paso a paso, como se construye el modelo.

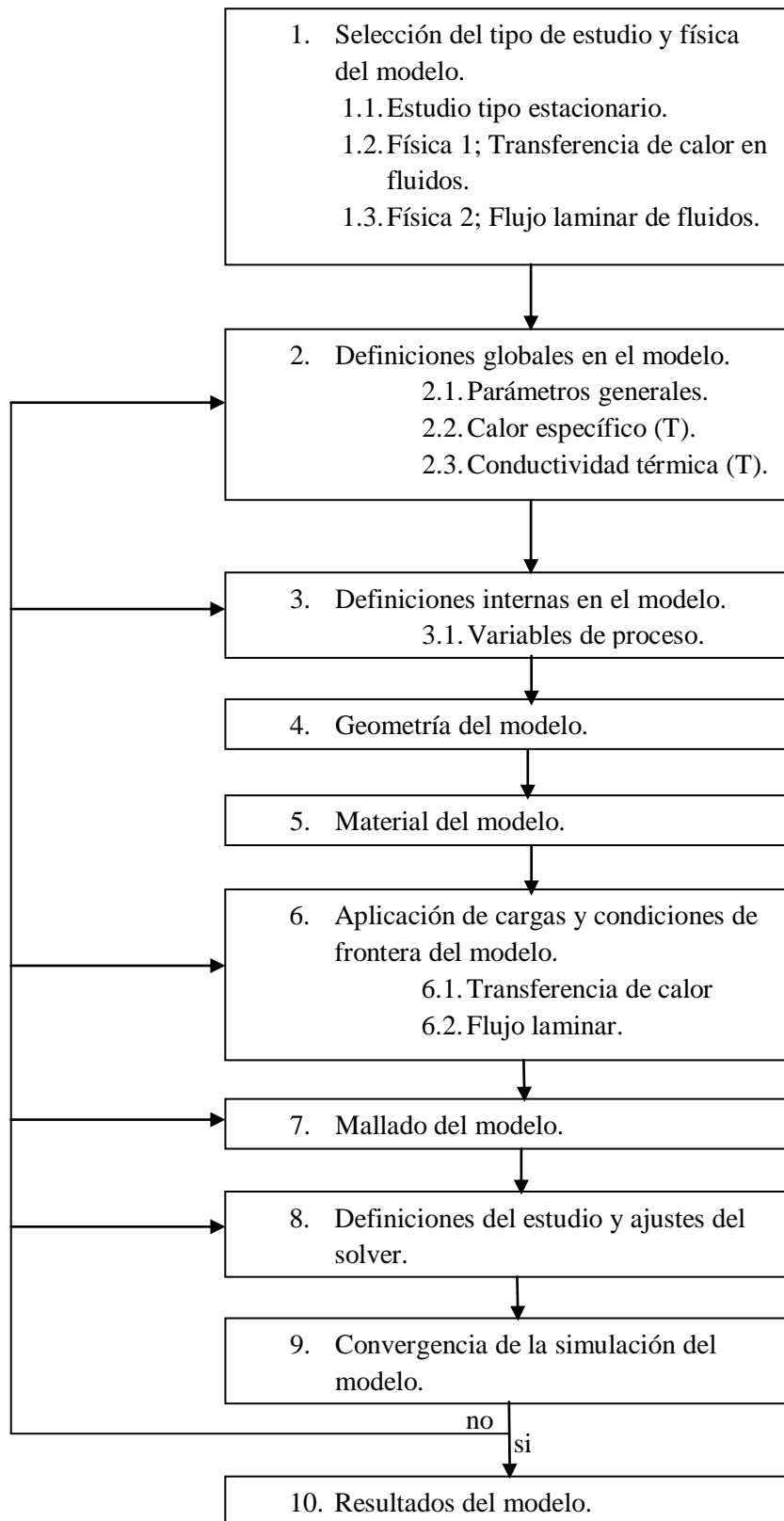


Figura 2.5 Diagrama de flujo del modelo MEF.

2.4.1 Selección del tipo de estudio y Física del modelo

En la Figura 2.6 con ayuda del asistente se selecciona el tipo de modelo que será en 2D, con la flecha superior derecha se da en siguiente, se pasa a la selección de la física del modelo en nuestro caso dos físicas 1; Transferencia de calor (ht) y física 2; flujo laminar (spf), se da agregar con el símbolo de suma +, por ultimo con la flecha siguiente, se selecciona el tipo de estudio, en nuestro caso será estacionario y se oprime en la bandera de cuadros blanco y negros para finalizar.

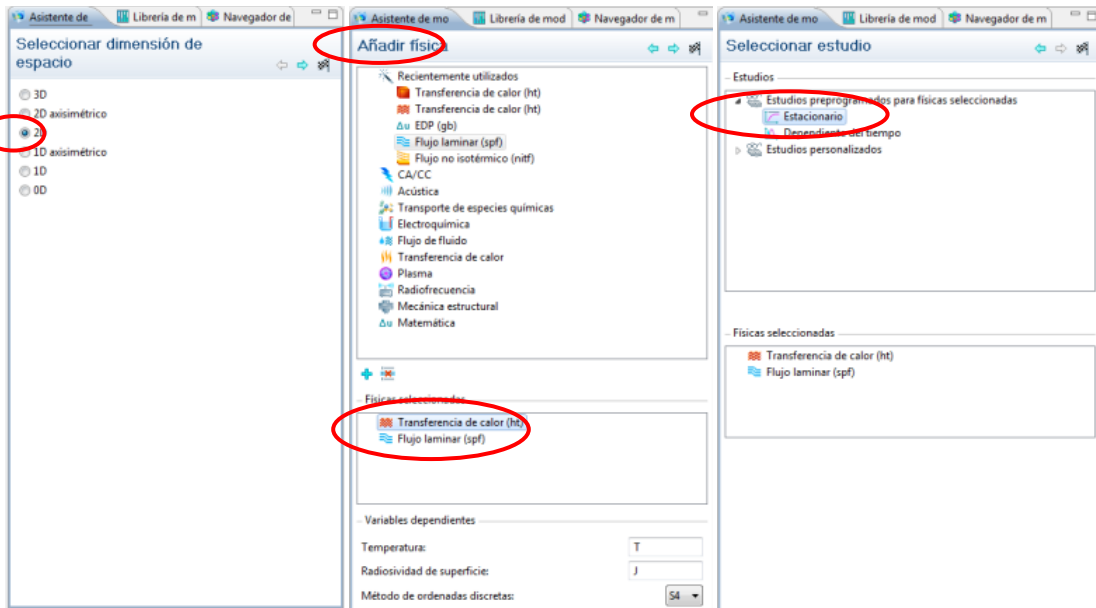


Figura 2.6 Asistente para la sección del modelo en 2D, la física que se resuelve y el tipo de estudio.

2.4.2 Definiciones globales en el modelo

Como una forma de parametrizar y tener un control global de los parámetros, se agregan estos parámetros por medio de una tabla, a través de un archivo el cual se define en el Apéndice A,

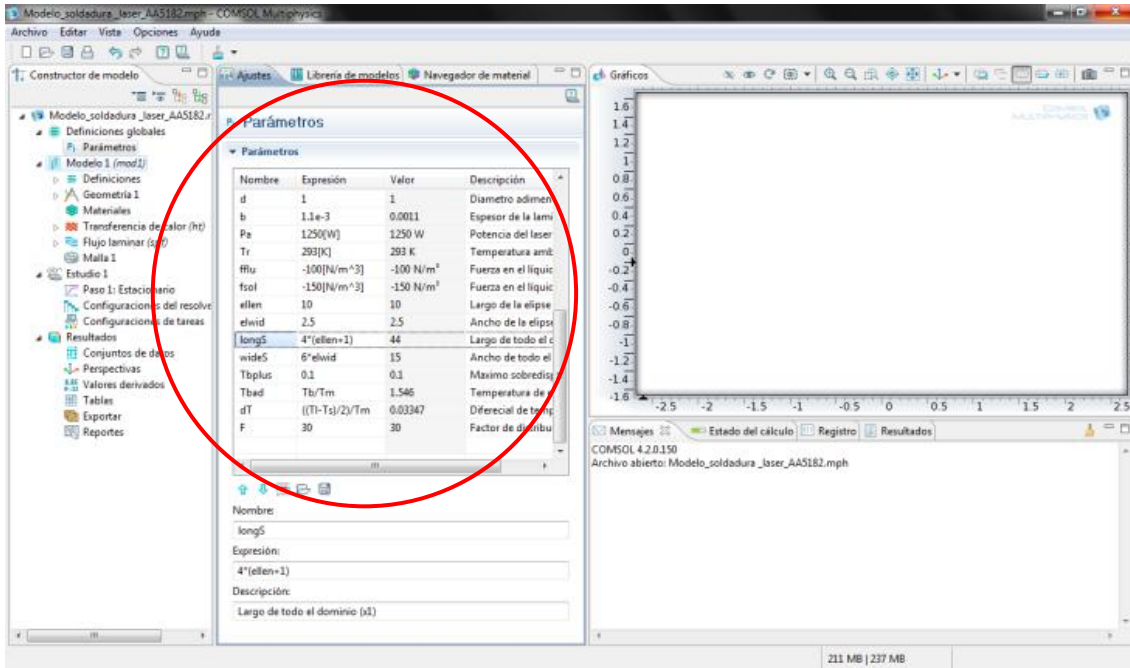


Figura 2.7 Parámetros del modelo, a través de una tabla y archivo *.txt.

donde cada uno tiene nombre específico, valor y descripción, esto se realiza, dando clic izquierdo en definiciones globales y se agregan parámetros sobre el árbol de construcción, después se añaden los parámetros con un archivo *.txt previamente realizado como se muestra en la Figura 2.7.

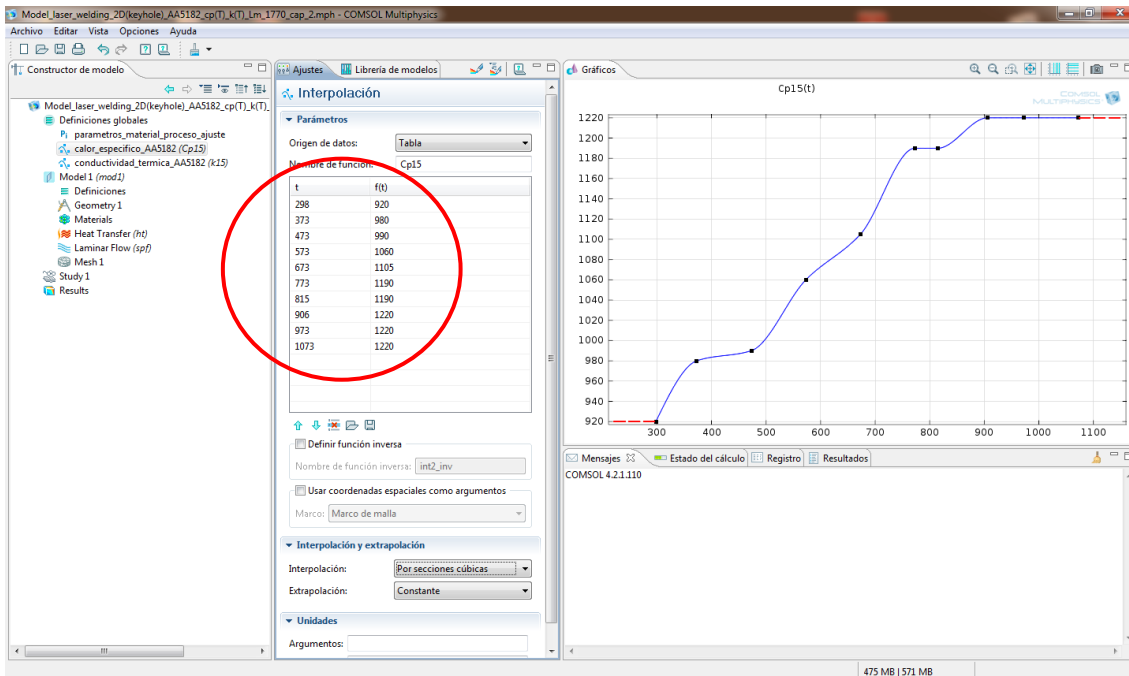


Figura 2.8 Calor específico dependiente de la temperatura para una aleación AA5182.

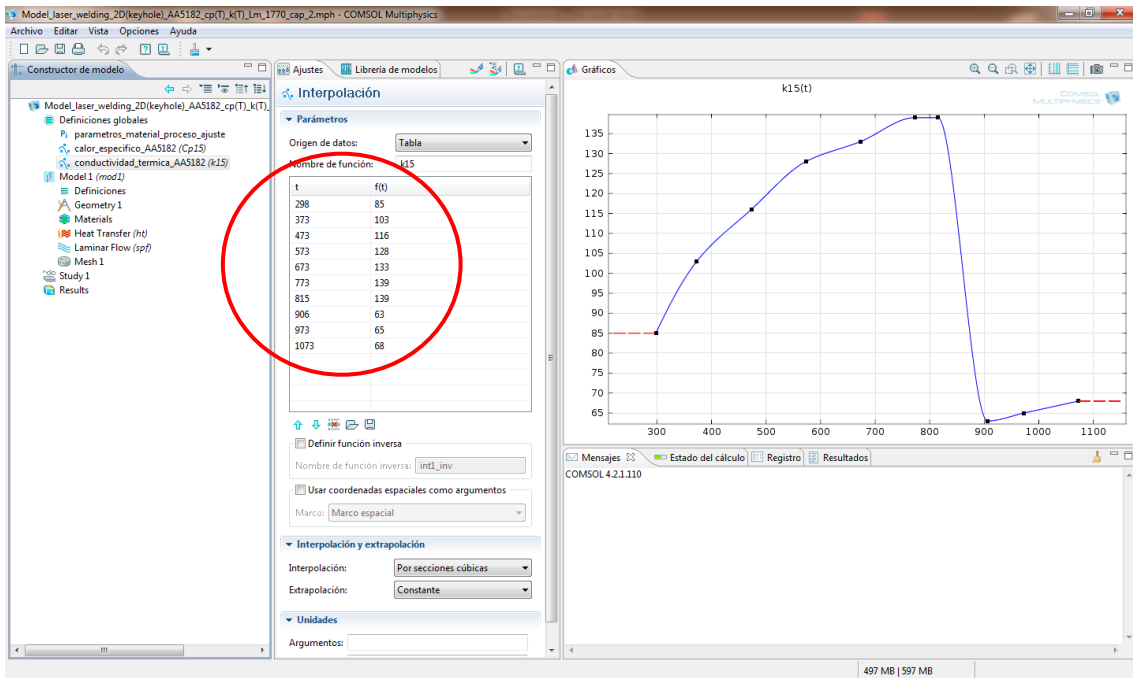


Figura 2.9 Conductividad térmica dependiente de la temperatura para una aleación AA5182.

Ahora definiremos el calor específico $c_p(T)$ y la conductividad térmica $k(T)$, como se pretende tener un modelo realista tanto el calor específico como la conductividad térmica del material, se definirán en función de la temperatura, como pasa en la realidad, por lo que encima de definiciones globales se da clic con el botón derecho y se selecciona la función de interpolación; se toman los datos de origen, como tabla los cuales se introducen, de acuerdo a los de la Figura 2.3, para la aleación AA5182. Se le asigna el nombre a la variable que se va usar dependiente de la temperatura, también se asigna el tipo de interpolación; por secciones cúbicas y la extrapolación; continua, en la Figura 2.8 se observa la tabla y la gráfica de dicha variable, para el caso de la conductividad térmica, se hace lo mismo que para el calor específico, la cual se muestra en la Figura 2.9.

2.4.3 Geometría del modelo

Después se define la geometría a utilizar, primeramente de crea un rectángulo, que será el dominio 1, con las siguientes dimensiones (longS, wideS), como se muestra en la Figura 2.10.

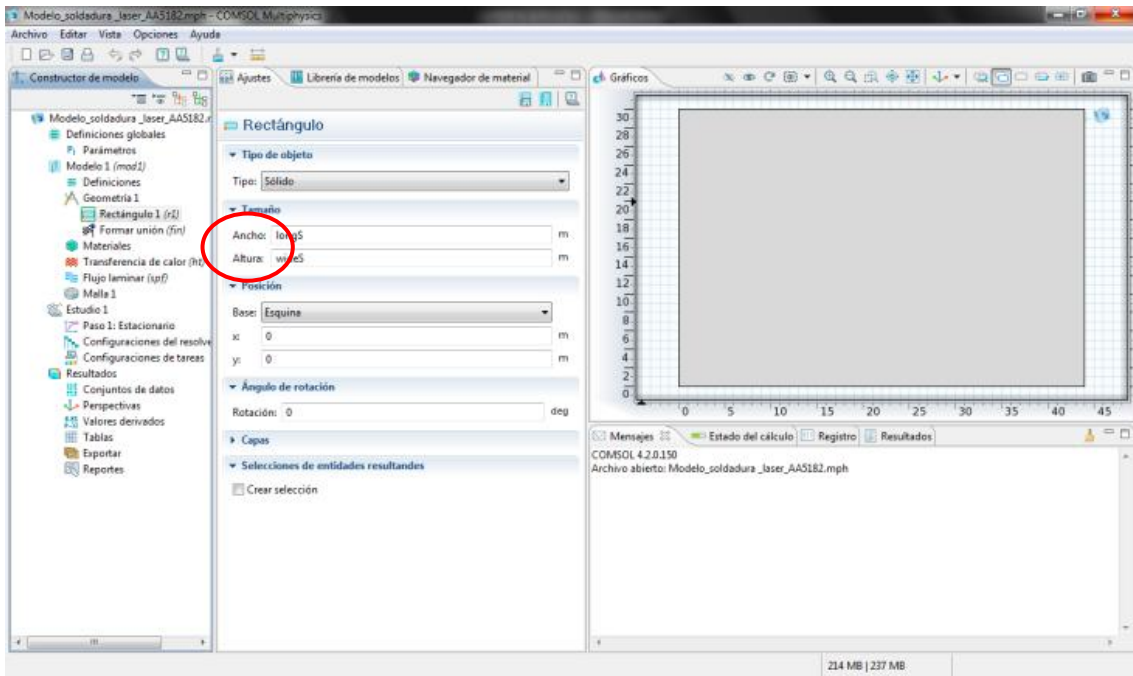


Figura 2.10 Generación de geometría rectángulo dominio 1.

Después se crea una elipse, que será el dominio 2 con las siguientes dimensiones (ellen, elwid) centro (ellen+1,0), como se muestra en la Figura 2.11.

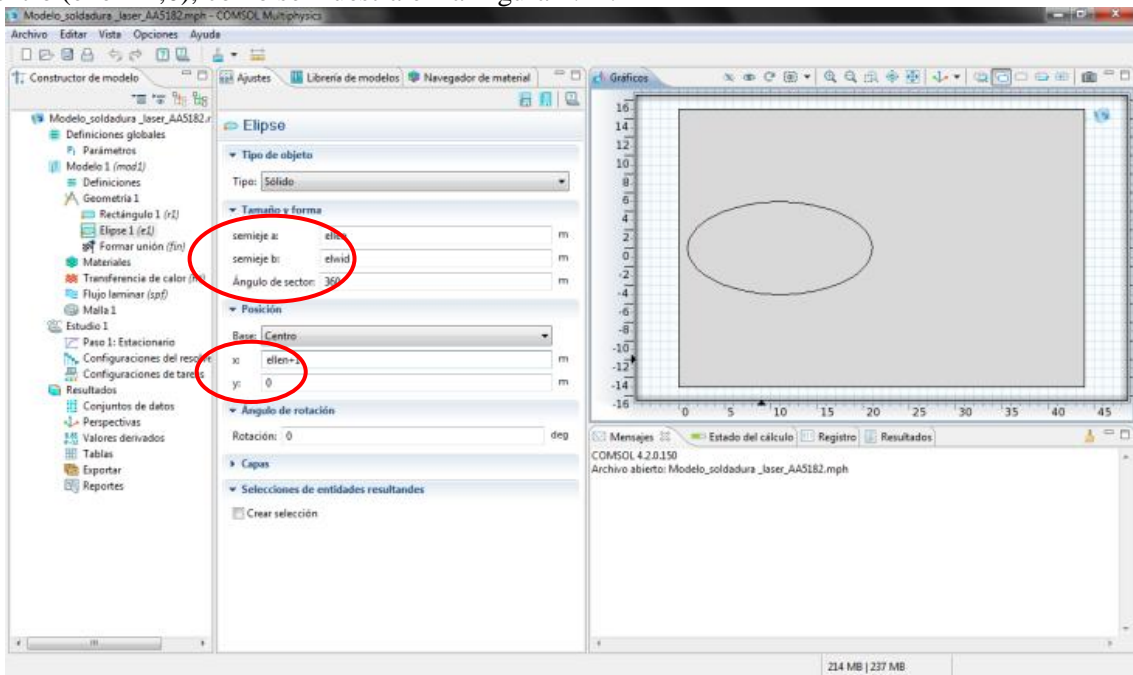


Figura 2.11 Generación de geometría elipse dominio 2.

Después se crea un círculo, dominio 3 con las siguientes dimensiones (d/2) centro (0.25*ellen+1,0), como se muestra en la Figura 2.12.

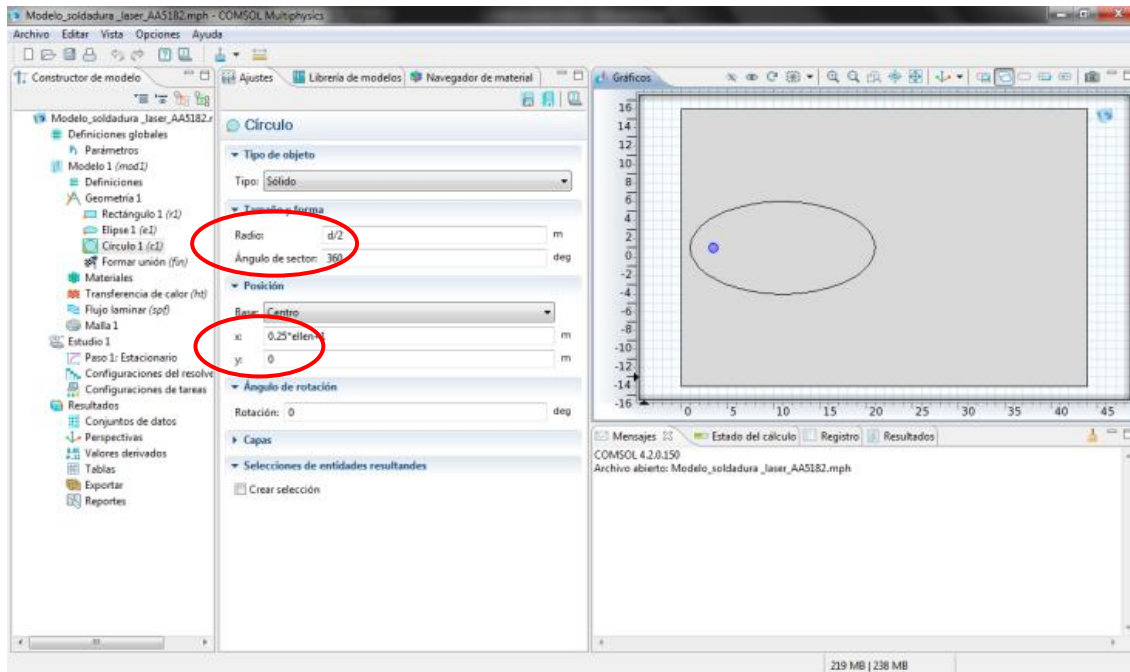


Figura 2.12 Generación de geometría círculo dominio 3.

2.4.4 Definiciones internas en el modelo

En nuestro modelo además de introducir una tabla para los parámetros globales, también se introduce una tabla con las variables internas, para efecto de tenerlas adimensionales por medio de operaciones básicas, al igual que como la tabla de parámetros, se selecciona crear variables en la opción de definiciones en el árbol constructor, después se abre el archivo previamente realizado en *.txt el cual se muestra en el Apéndice A, en la Figura 2.13 se muestran dichas variables.

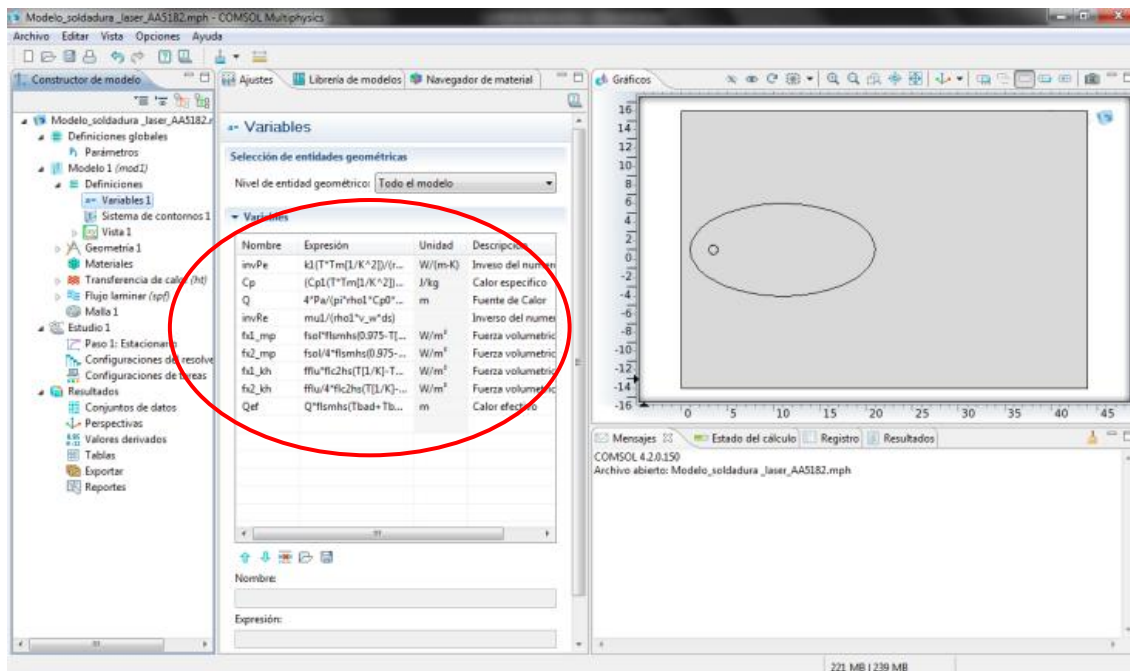


Figura 2.13 Variables del modelo, a través de una tabla y archivo* .txt.

2.4.5 Material del modelo

Después es necesario meter las propiedades básicas del material, con clic izquierdo sobre material se crea un materia 1, se expande seleccionamos básico y se crean las propiedades principales como: densidad (ρ_{01}), viscosidad dinámica (μ_1), conductividad térmica ($invPe$), capacidad térmica (C_p), índice de calentamiento $\gamma = 1$, en la Figura 2.14, se muestra las propiedades básicas del material.

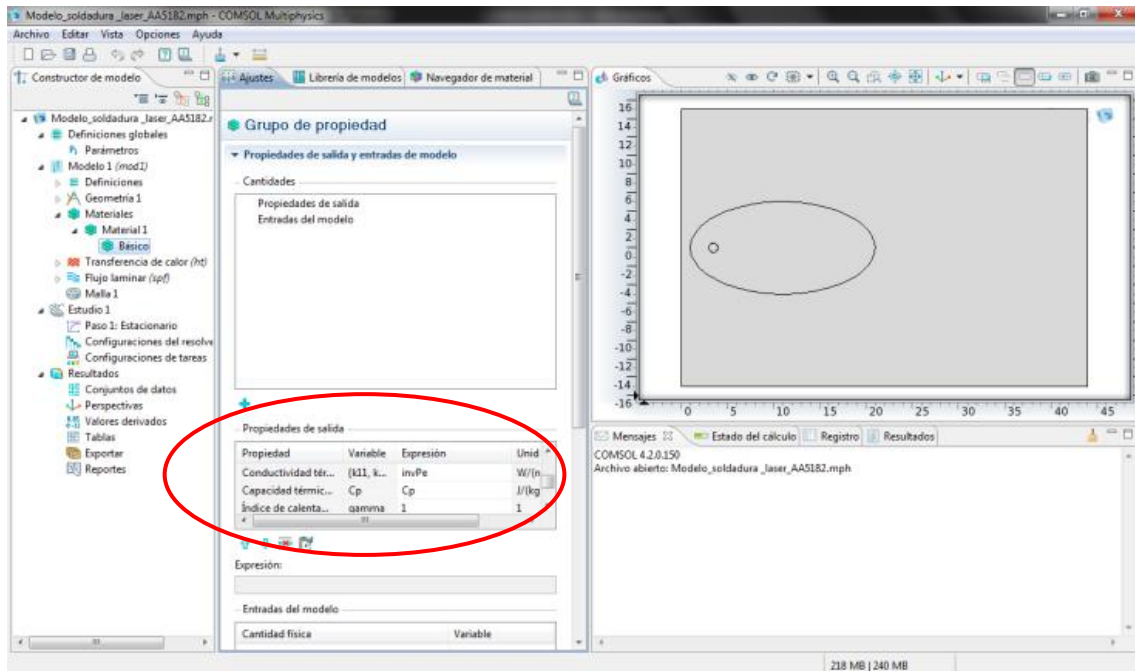


Figura 2.14 Propiedades básicas del material, a través de parámetros y variables.

Ahora se definen los ajustes y condiciones de fronteras dentro de cada física a resolver, comenzamos con:

2.4.6 Aplicación de cargas y condiciones de frontera del modelo

2.4.6.1 Modelo térmico, transferencia de calor (ht):

- Transferencia de calor en fluidos 1 (dominio Ω_1); con las siguientes propiedades:
 - Presión ($p = 0$).
 - Campo de velocidad ($x = 1, y = 0$).
 - Conductividad térmica ($k = invPe$).
 - Calor específico ($C_p = Cp$).
 - Índice de calores específicos ($\gamma = 1$), como se muestra en la Figura 2.15.

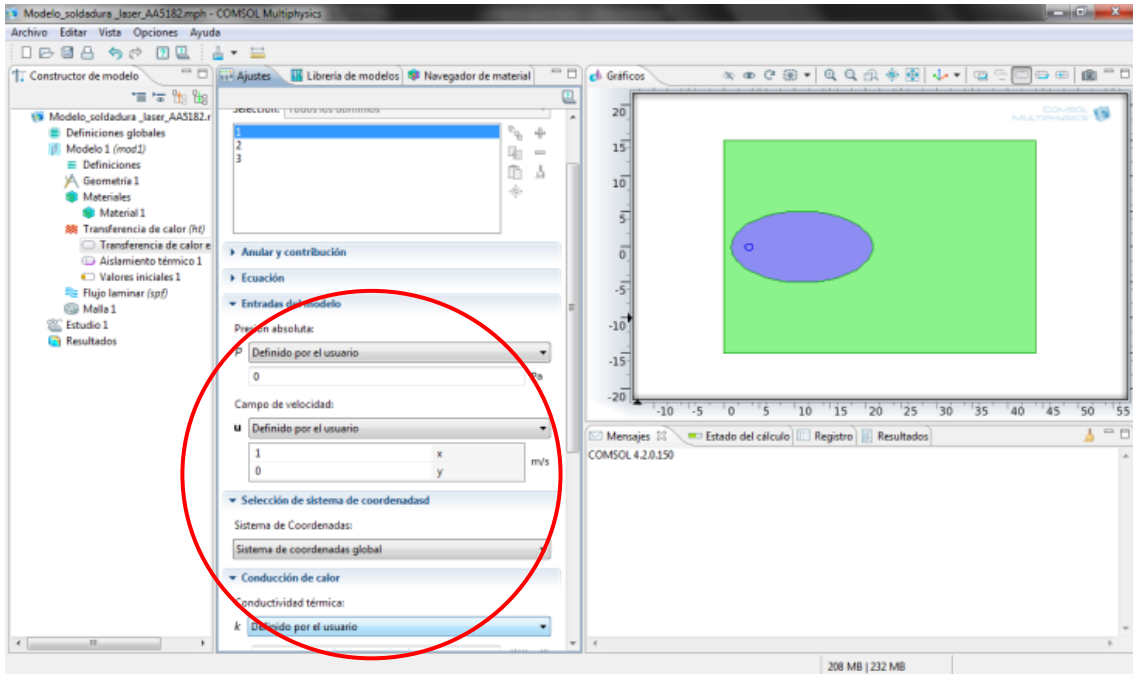


Figura 2.15 Transferencia de calor en fluidos 1 (dominio Ω_1).

b) Aislamiento térmico (dominio Ω_1); con las siguientes propiedades:

- Se selecciona las fronteras $d\Omega_{1b}$, $d\Omega_{1c}$ y $d\Omega_{1d}$ como aisladas, como se muestra en la Figura 2.16.

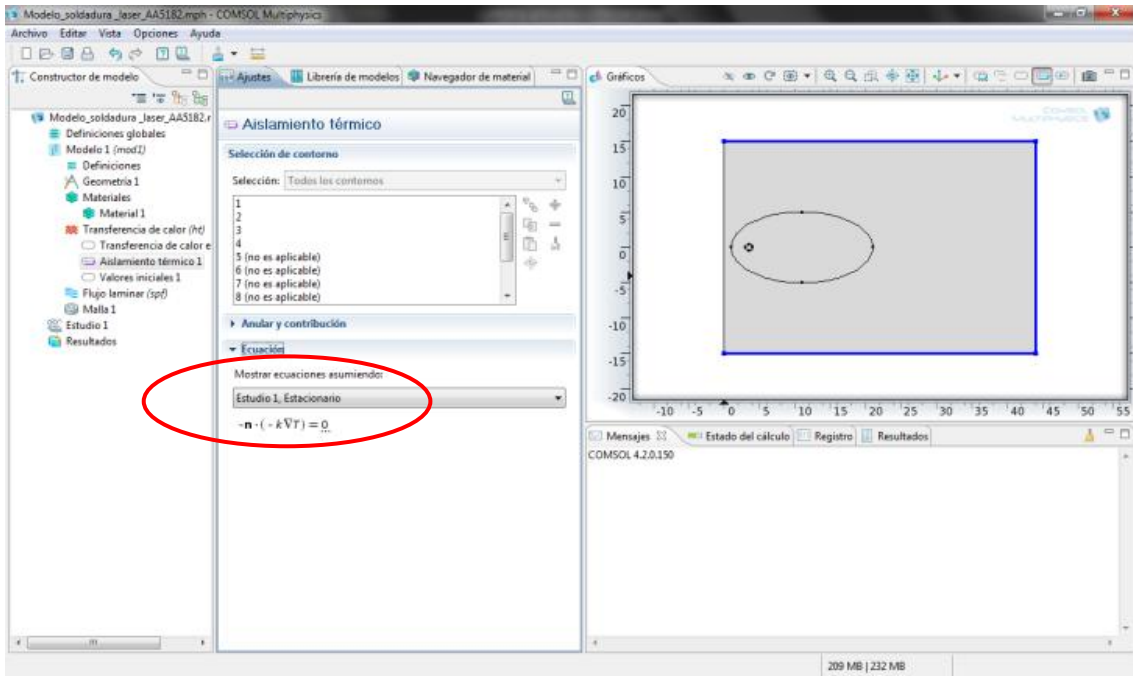


Figura 2.16 Aislamiento térmico (dominio Ω_1).

c) Valores iniciales (dominio Ω_1); con la siguiente propiedades:

- Temperatura inicial (T_i/T_m), como se muestra en la Figura 2.17.

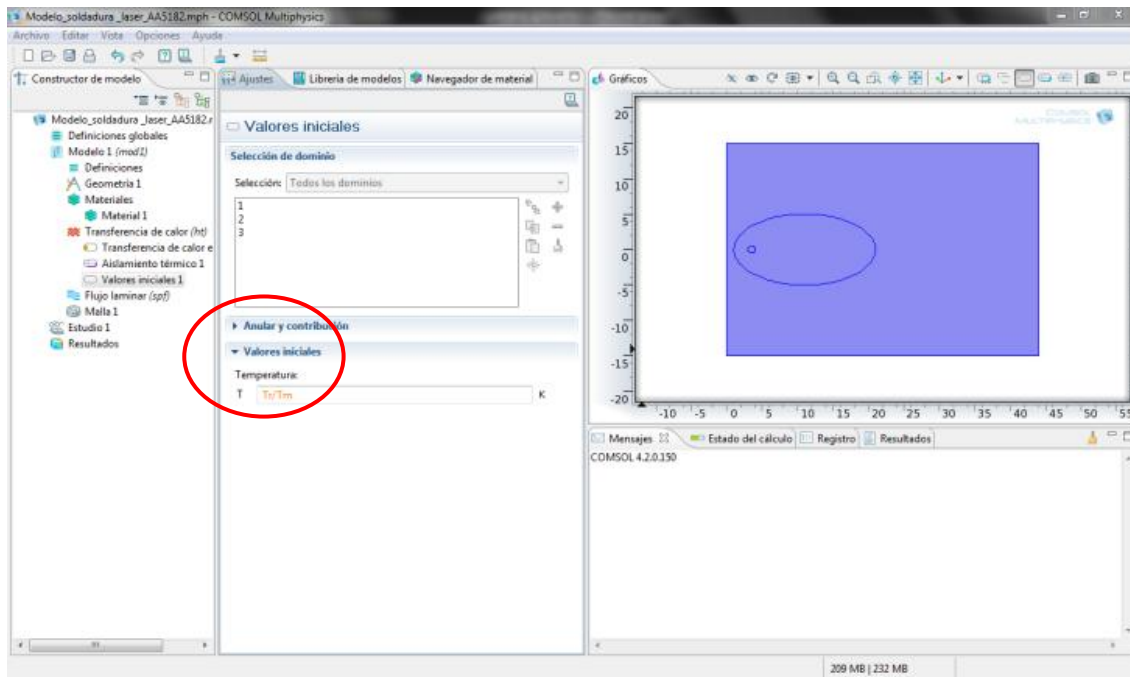


Figura 2.17 Aislamiento térmico (dominio Ω_1).

- d) Transferencia de calor en fluidos 2 (dominio Ω_2 y Ω_3); con las siguientes propiedades:
- Presión ($p = 0$).
 - Campo de velocidad (campo de velocidad $spf/fp1$), solución modelo de fluidos.
 - Conductividad térmica ($k = invPe$).
 - Calor específico ($Cp = Cp$).
 - Índice de calores específicos ($\gamma = 1$), como se muestra en la Figura 2.18.

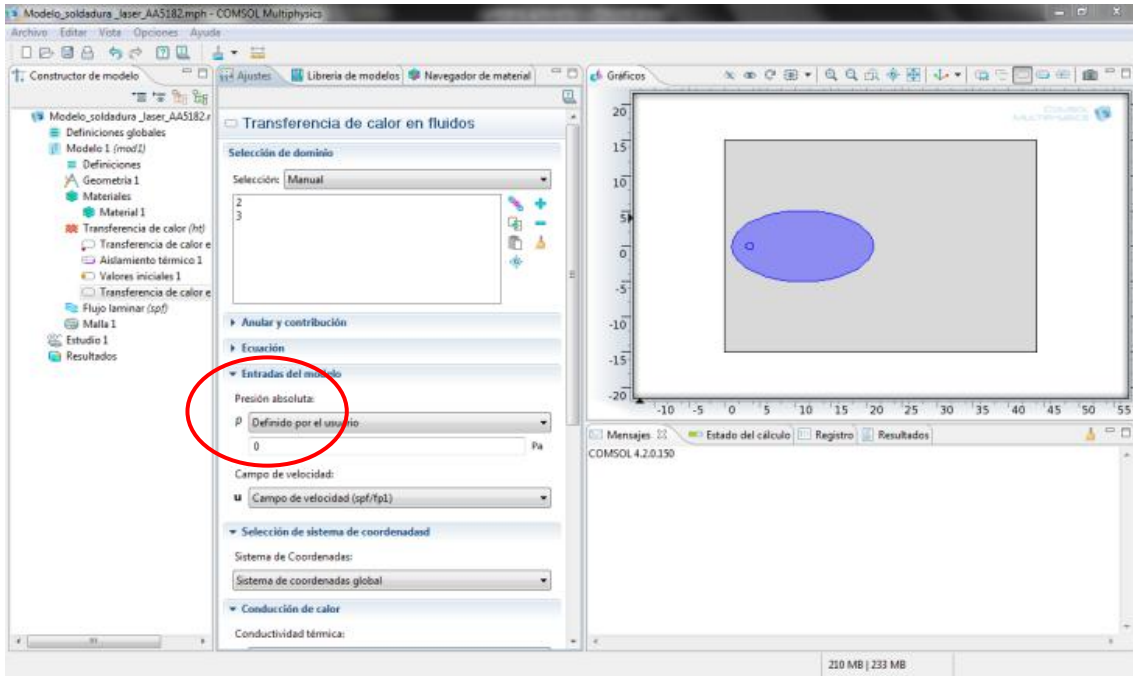


Figura 2.18 Transferencia de calor en fluidos 2 (dominio Ω_2 y Ω_3).

- e) Temperatura 1 (dominio Ω_1); con la siguiente propiedad:
- Se selecciona la frontera $d\Omega_{1a}$, con temperatura de entrada (Tr/Tm), como se muestra en la Figura 2.19.

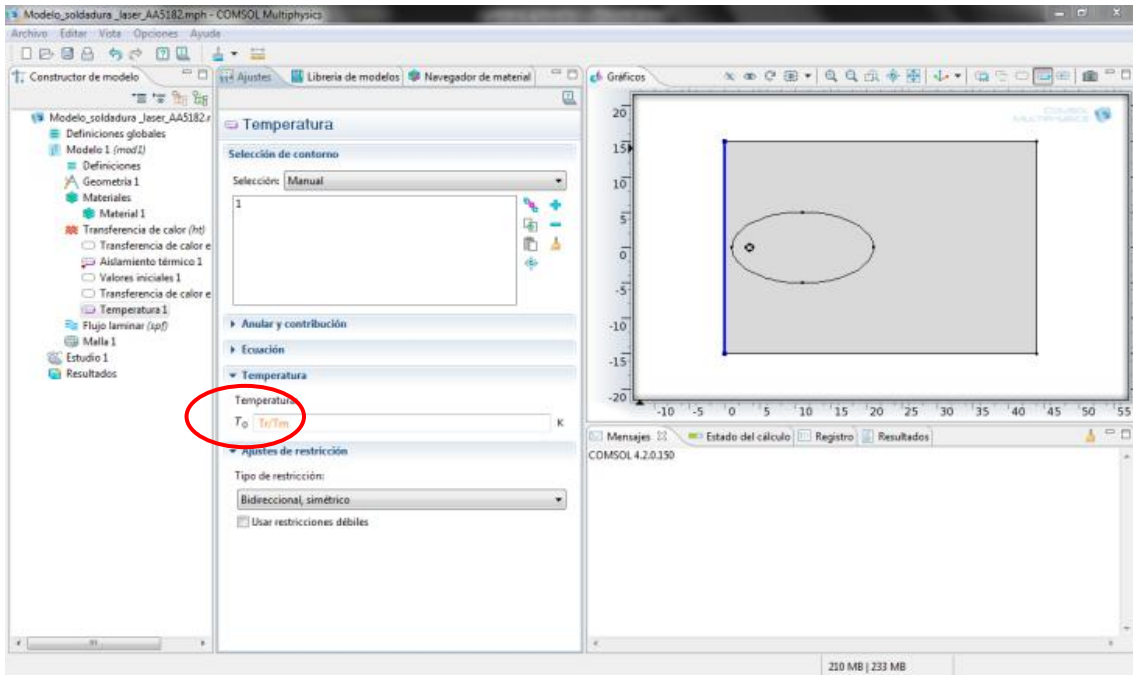


Figura 2.19 Temperatura de entrada (frontera $d\Omega_{1a}$).

- f) Fuente de calor (dominio Ω_3); con la siguiente propiedad:
- Se incorpora la fuente de calor ($Q = Q_{ef}$) en el dominio Ω_3 , como se muestra en la Figura 2.20.

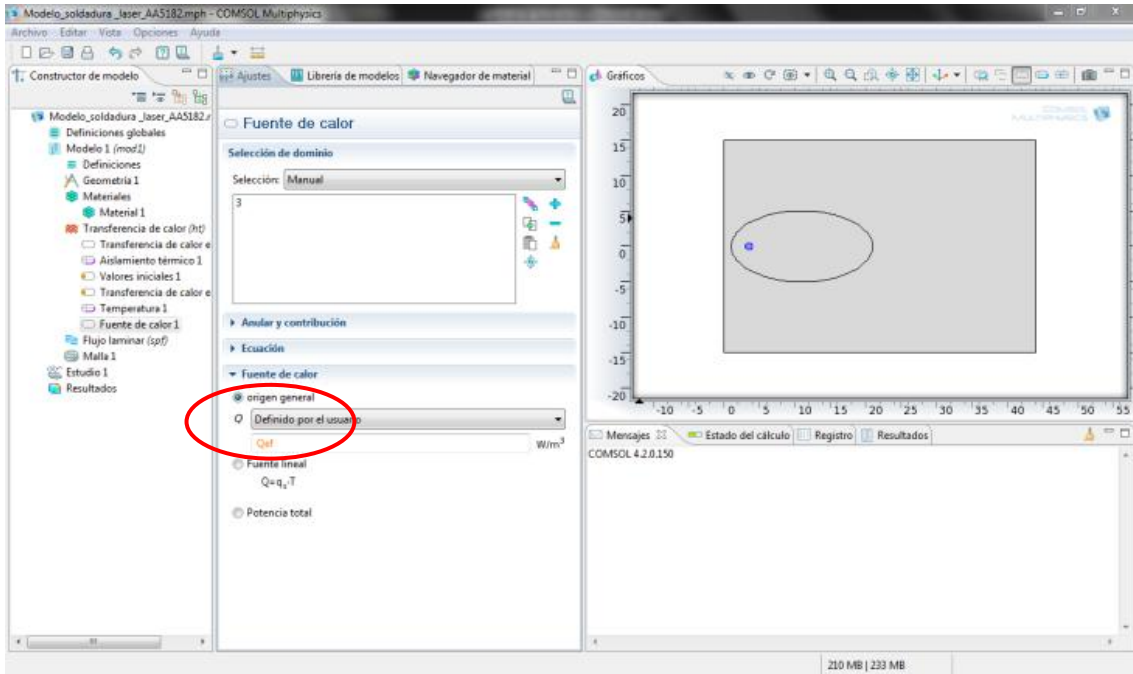


Figura 2.20 Fuente de calor (dominio Ω_3).

2.4.6.2 Modelo hidrodinámico, flujo laminar (spf):

- a) Propiedades del Fluido 1 (dominio Ω_2 y Ω_3), con las propiedades:
- Densidad ($\rho = \rho_{o1}$)
 - Viscosidad dinámica ($\mu = \mu_1$), como se muestra en la Figura 2.21.

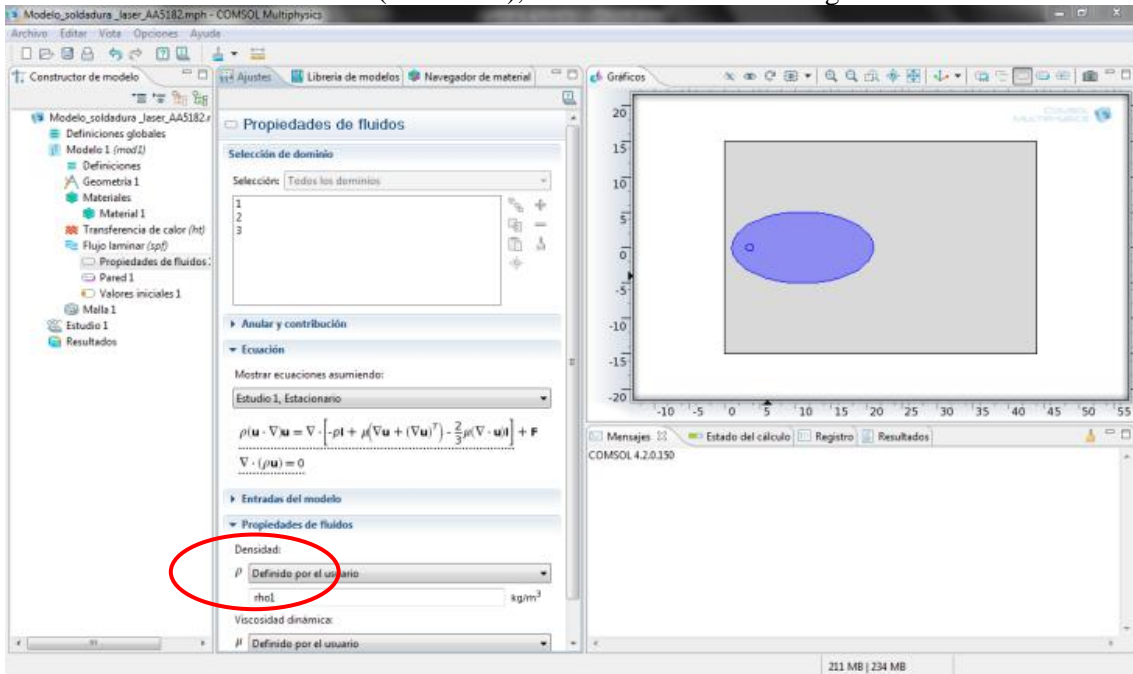


Figura 2.21 Propiedades del Fluido 1 (dominio Ω_2 y Ω_3).

- b) Pared 1 (dominio Ω_2 y Ω_3), con las propiedades:
- Pared en movimiento u_w ($x = 1, y = 0$), como se muestra en la Figura 2.22.

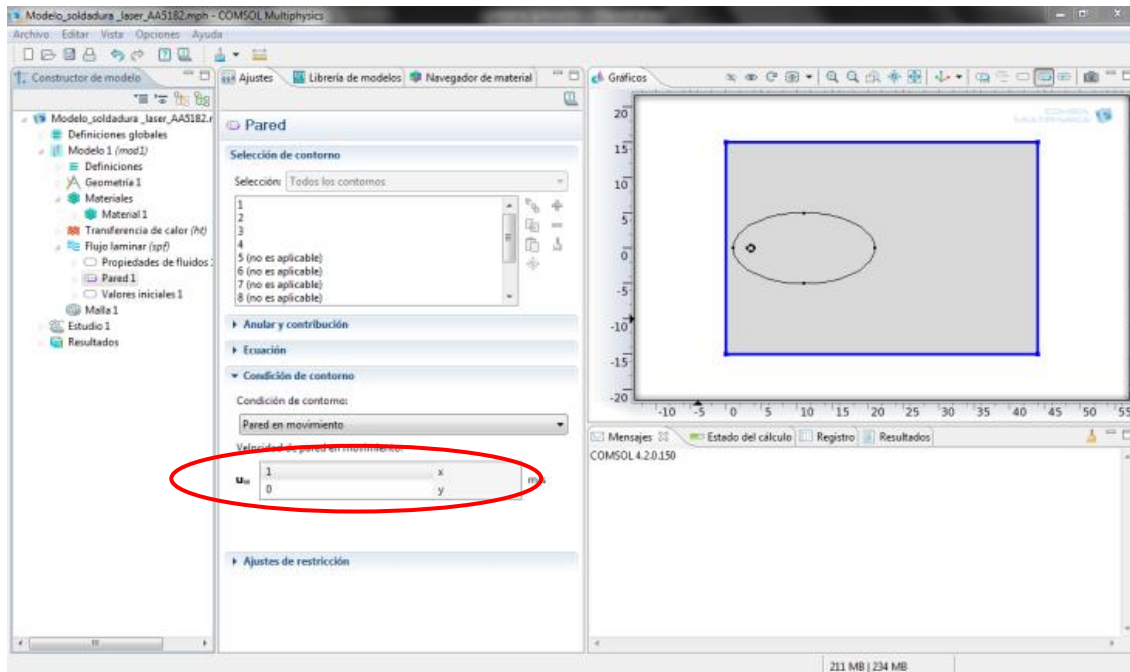


Figura 2.22 Pared en movimiento (dominio Ω_2 y Ω_3).

- c) Valores iniciales 1 (dominio Ω_2 y Ω_3), con las propiedades:
- Campo de velocidad u ($x = 1, y = 0$)
 - Presión ($p = 0$), como se muestra en la Figura 2.23.

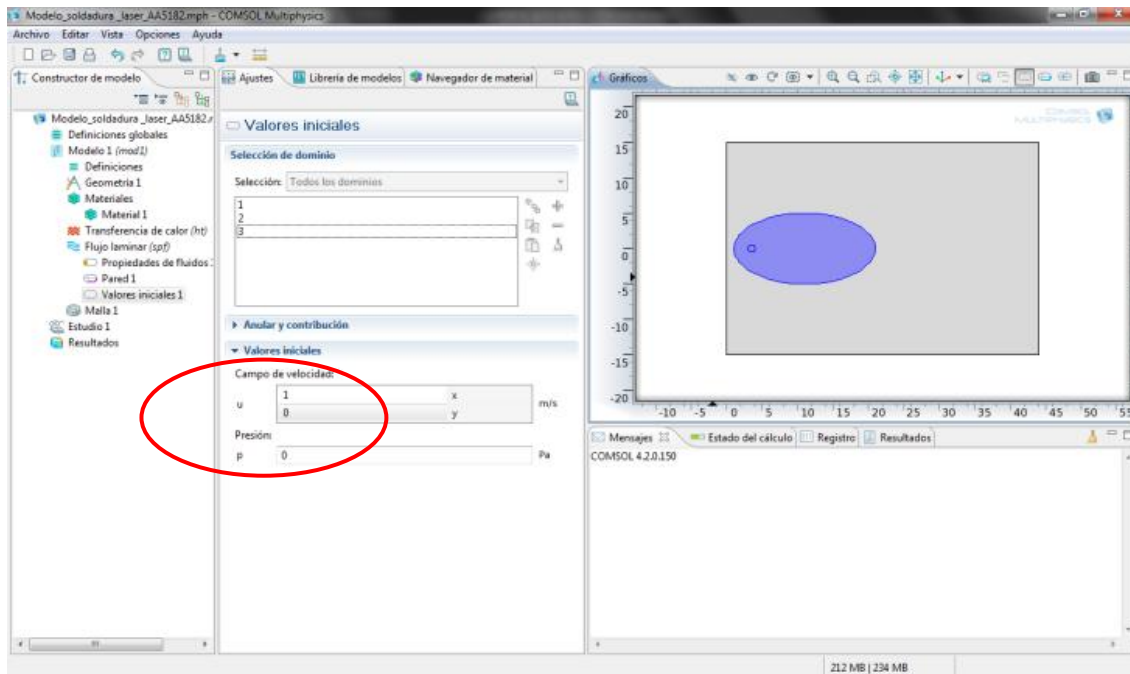


Figura 2.23 Valores iniciales (dominio Ω_2 y Ω_3).

- d) Entrada 1 (frontera $d\Omega_{2a}$), con las propiedades:
- Condiciones de frontera (velocidad).
 - Campo de velocidad u_0 ($x = 1, y = 0$), como se muestra en la Figura 2.24.

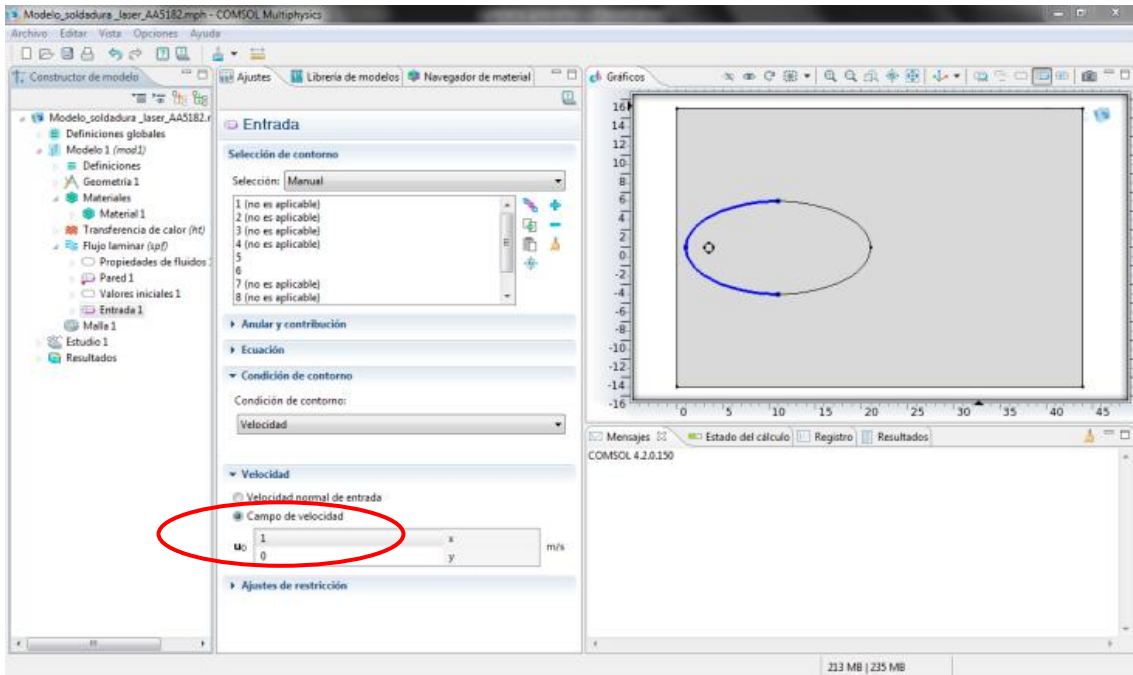


Figura 2.24 Entrada 1, condición de velocidad (frontera $d\Omega_{2a}$).

- e) Salida 1 (frontera $d\Omega_{2b}$), con las propiedades:
- Condiciones de frontera (presión).
 - Presión ($p = 0$), como se muestra en la Figura 2.25.

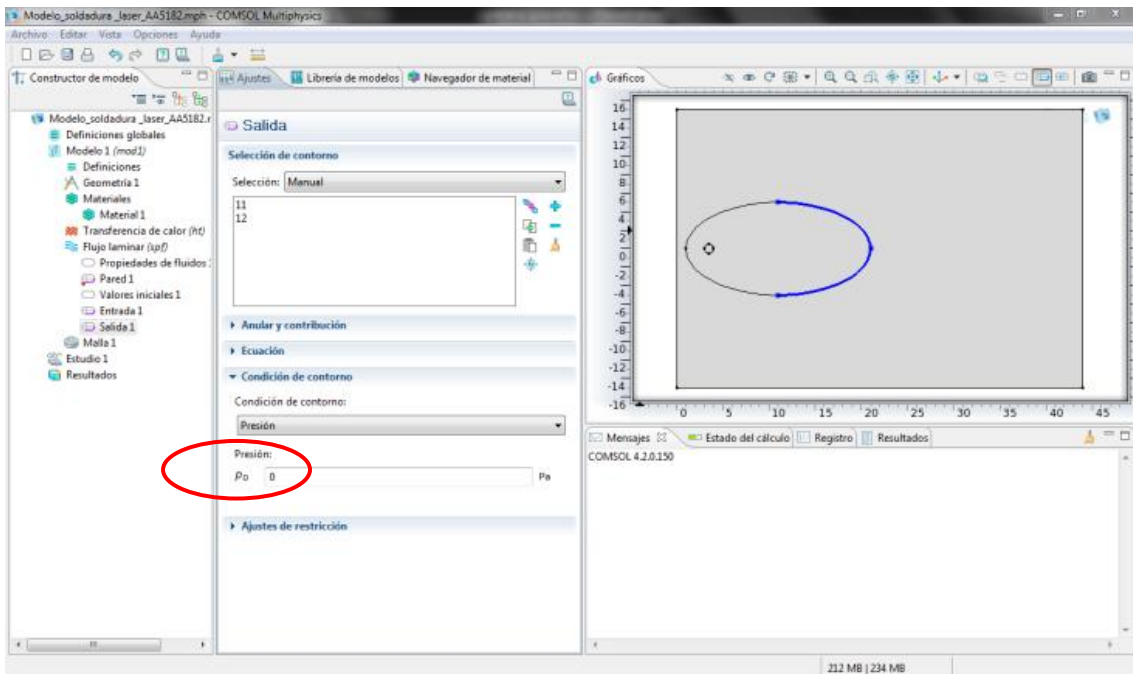


Figura 2.25 Salida 1, condición de presión (frontera $d\Omega_{2b}$).

- f) Fuerzas volumétricas 1 (dominio Ω_2), con las propiedades:
- Fuerzas volumétricas F ($x = fx1_mp$, $y = fx2_mp$), como se muestra en la Figura 2.26.

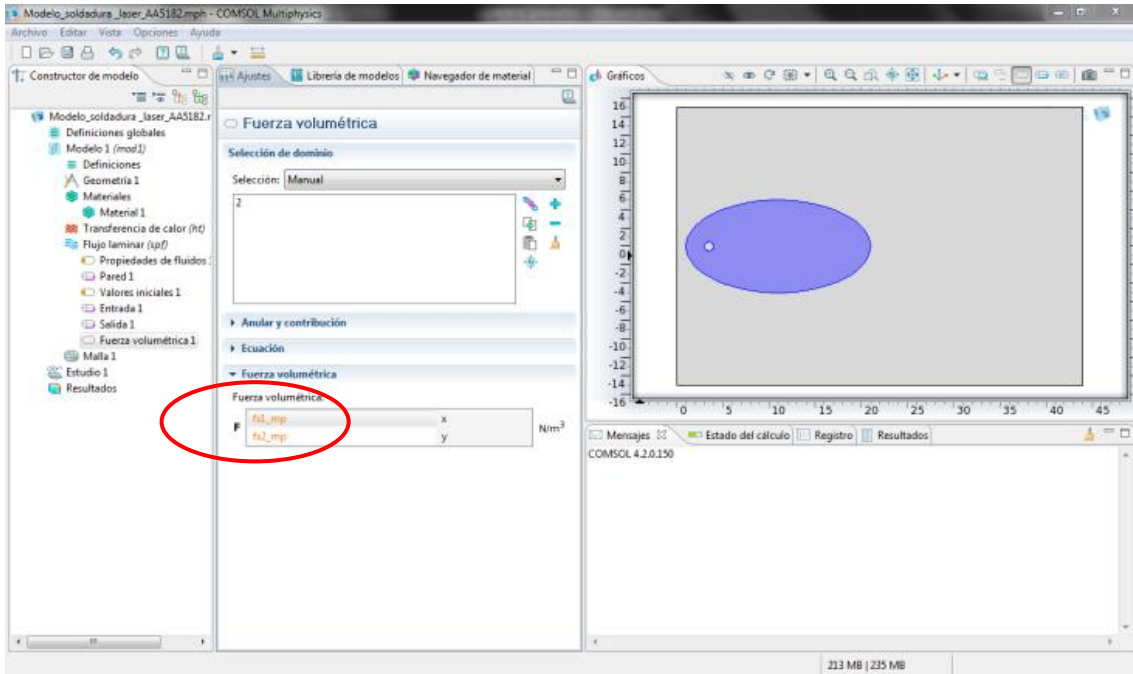


Figura 2.26 Fuerzas volumétricas (dominio Ω_2).

- g) Fuerzas volumétricas 2 (dominio Ω_3), con las propiedades:
- Fuerzas volumétricas F ($x = fx1_kh$, $y = fx2_kh$), como se muestra en la Figura 2.27.

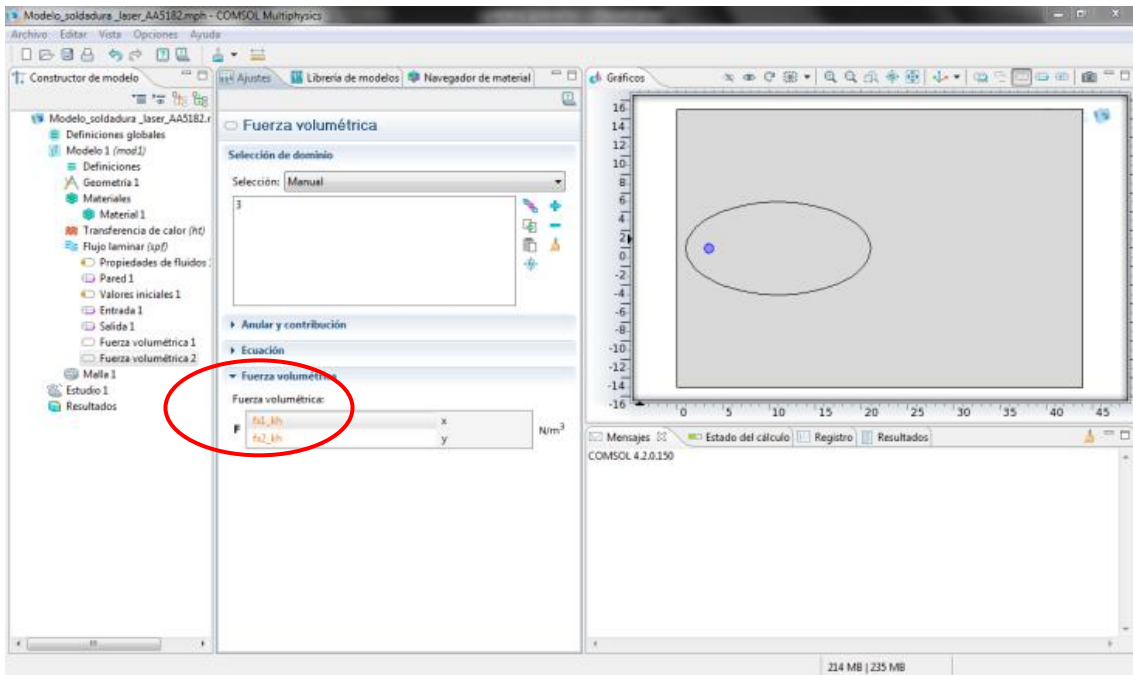


Figura 2.27 Fuerzas volumétricas (dominio Ω_3).

2.4.7 Mallado del modelo

Ahora definiremos el mallado, para lo cual es necesario definir la malla con un control adecuado para que pueda converger el modelo correctamente, para esto se elige esta opción el tipo de secuencia; malla controlado por el usuario, como se muestra en la Figura 2.28.

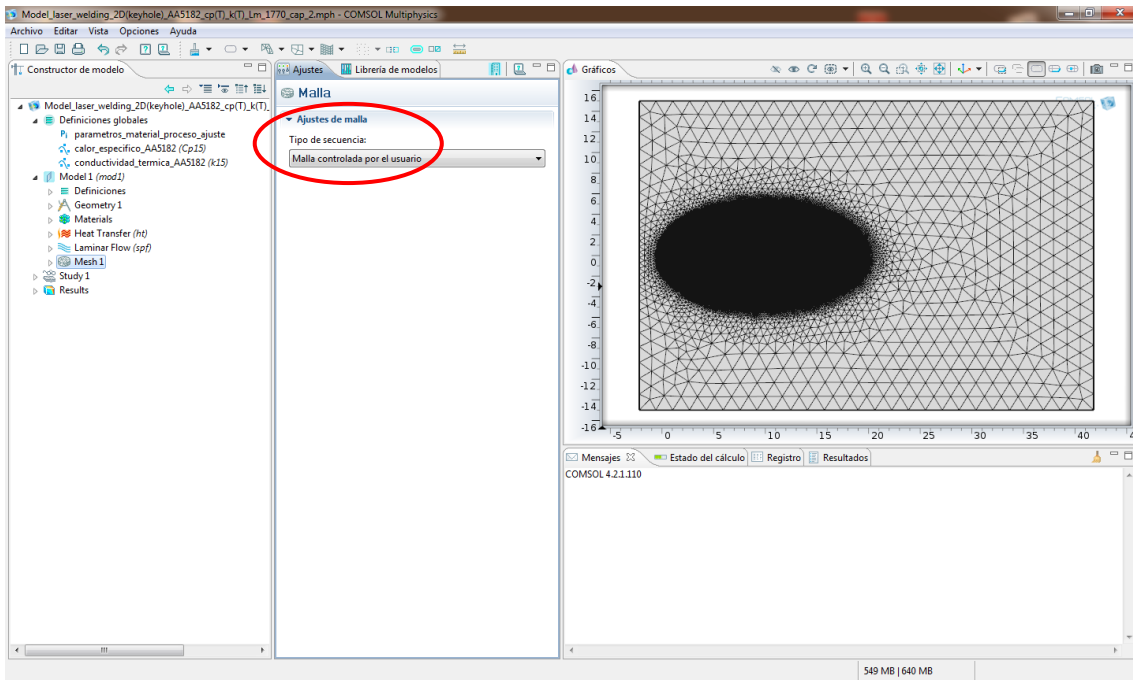


Figura 2.28 Malla controlada por el usuario.

Una vez definido esto, el primer tamaño en toda la geometría será tamaño (**size**); más fina, después usaremos la opción definido por el usuario, para colocar los siguientes valores, como se muestra en la Figura 2.29:

- Tamaño máximo de elemento: 1.63.
- Tamaño mínimo de elemento: 0.0055.
- Tasa de crecimiento de elementos máxima: 1.25.
- Resolución de curvatura: 0.25.
- Resolución de regiones estrechas: 1.

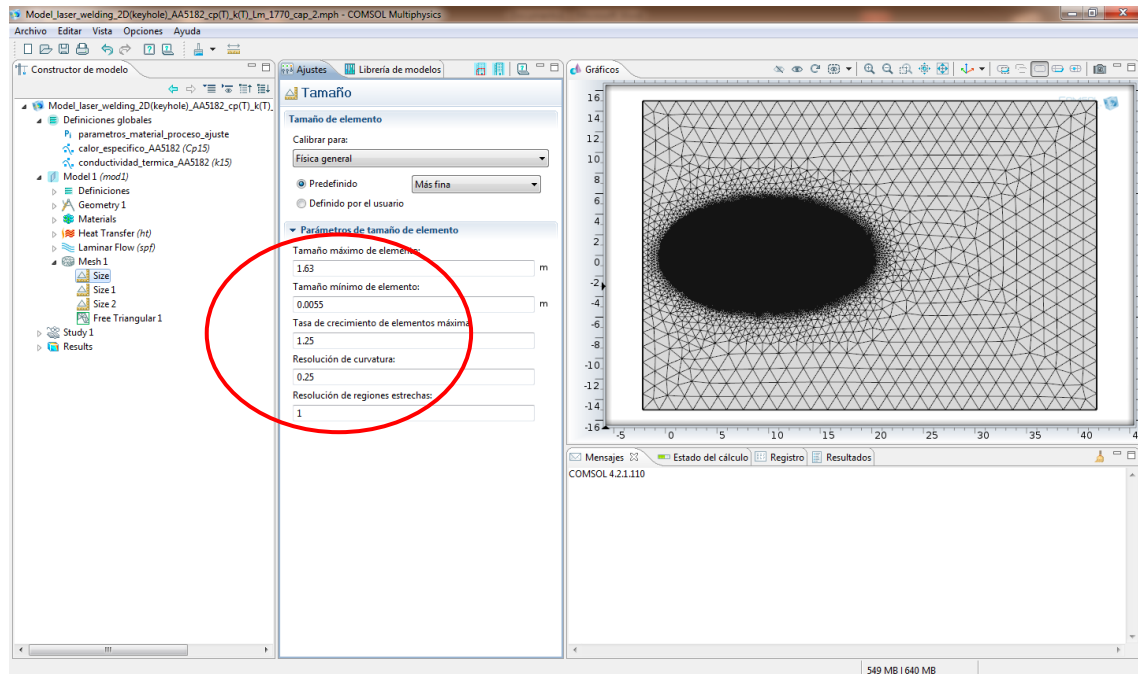


Figura 2.29 Tamaño de elementos size en toda la geometría.

Después definiremos, el segundo tamaño para el dominio 2, será tamaño 1 (**size 1**); extremadamente fina, después usaremos la opción definido por el usuario, para colocar los siguientes valores, como se muestra en la Figura 2.30.

- Tamaño máximo de elemento: 0.06.
- Tamaño minino de elemento: 0.009.
- Tasa de crecimiento de elementos máxima: 1.05.
- Resolución de curvatura: 0.2.
- Resolución de regiones estrechas: 1.

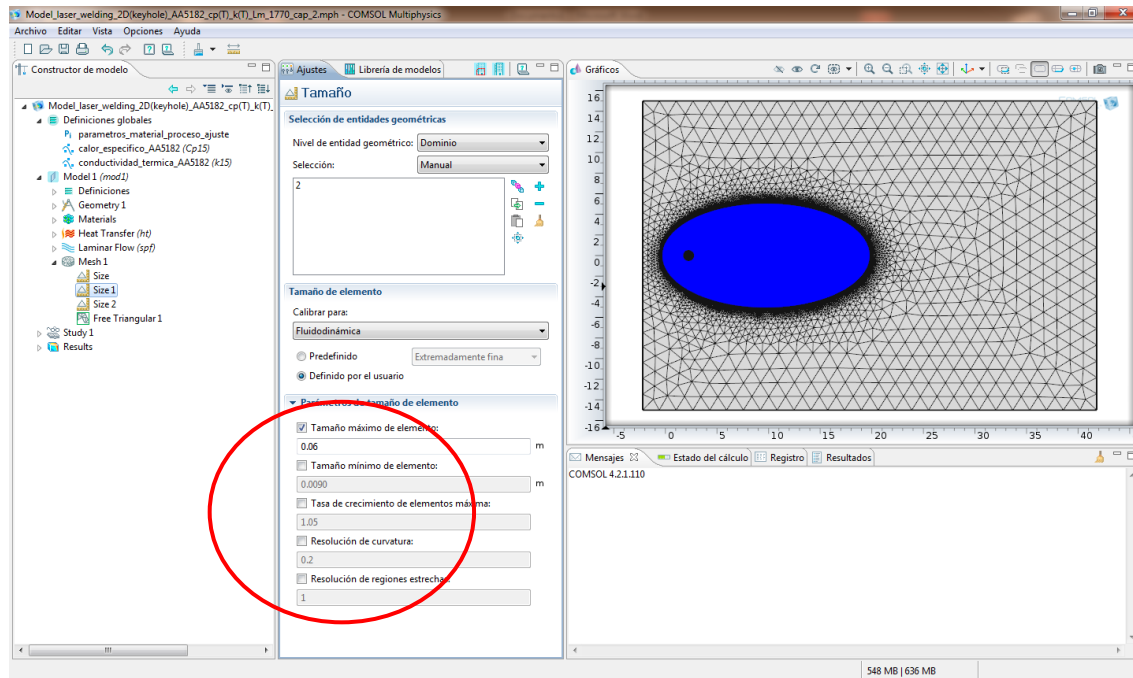


Figura 2.30 Tamaño de elementos size 1 en el dominio 2.

Por último definiremos, el tercer tamaño para el dominio 3, será tamaño (**size 2**); extremadamente fina, después usaremos la opción definido por el usuario, para colocar los siguientes valores, como se muestra en la Figura 2.31.

- Tamaño máximo de elemento: 0.01.
- Tamaño minino de elemento: 0.0090.
- Tasa de crecimiento de elementos máxima: 1.05.
- Resolución de curvatura: 0.2.
- Resolución de regiones estrechas: 1.

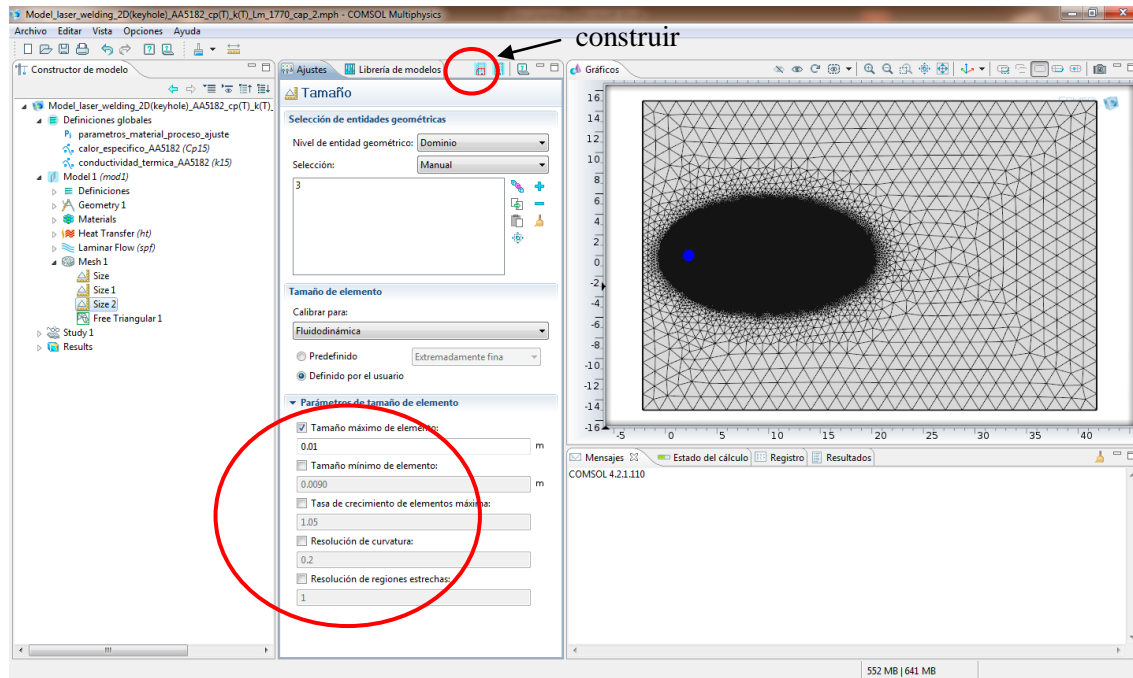


Figura 2.31 Tamaño de elementos size 2 en el dominio 3.

Con esta última definición del tercer tamaño definido por el usuario, damos clic en construir Figura 2.31, el resultado son 173,353 elementos, los cuales son suficientes para que converja el modelo sin problemas, de hecho se intentó hacer mallado más fino pero el resultado es el mismo, solo que consume mucho más tiempo la corrida de la simulación que esto es realmente innecesario.

2.4.8 Definición del estudio y ajuste del solver

Para definir el estudio y resolver el modelo, como inicialmente definimos el tipo de estudio que sería estacionario, el cual se muestra en la Figura 2.32, donde en las opciones debe aparecer como sigue:

- Selección de la mallas: Geometry 1
- Malla: Mesh 1,
- Selección de la Física
- Interfaz a física: Heat Transfer (ht), Utilizar ✓
- Laminar Flow, Utilizar ✓

Después en extensión damos clic en continuación, damos clic en el signo de + para agregar el parámetro de continuación que será; F (Factor de distribución de calor latente), con los siguientes valores: [12.5 12 11 10 9 8 7.5 6.5 5 4.5 4.25 4 3.75 3.5 3.25 3.125 3.05 3 2.9 2.8 2.7 2.6 2.5 2.4 2.3 2.2 2.1 2 1.95 1.9 1.85 1.8 1.75 1.7 1.65 1.6 1.55 1.5 1.45 1.4 1.35 1.3 1.25 1.2 1.175 1.15 1.125 1.1 1].

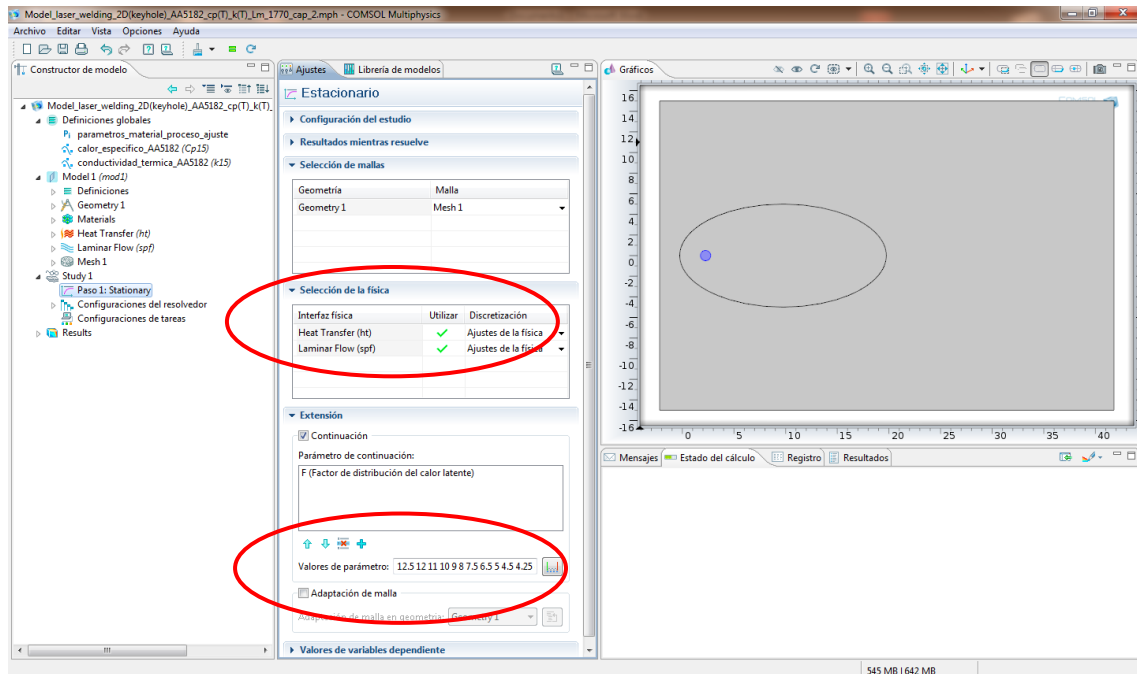


Figura 2.32 Ajuste del estudio, extensión y solver paramétrico.

Con esta extensión de continuación estamos definiendo un solver paramétrico con el objetivo de suavizar la aplicación del calor latente de fusión, en el cambio de fase, para que el modelo no lineal, converja fácilmente, sin meter un cambio de energía tan abrupto y difícil de converger.

Dentro del ajuste del solver estacionario se elige la tolerancia relativa de 0.001, como se muestra en la Figura 2.33, la cual ayudara a la convergencia con un error aceptable.

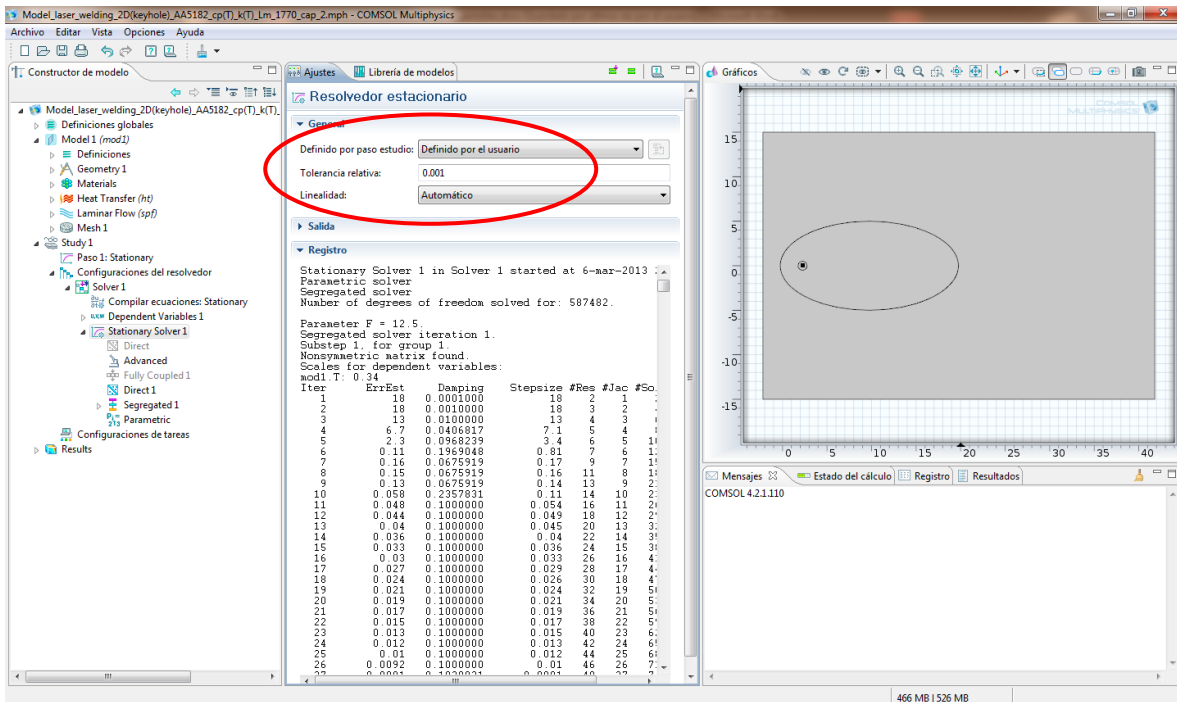


Figura 2.33 Selección de la tolerancia relativa.

Después definiremos el método de resolución en dos etapas o segregaciones una Térmica y otra de Fluidos, pero antes tenemos que definir el tipo de resolvidor, el cual es el PARDISO;

PARDISO es un solver lineal directo y disperso, funciona en paralelo en los sistemas generales de la forma matricial $Ax = b$. Con el fin de mejorar el rendimiento de factorización numérica disperso secuencial y en paralelo, los algoritmos solucionador se basan en una actualización BLAS de nivel 3, y que explotan la canalización del paralelismo con una combinación de técnicas de supernodo de izquierda a derecha de aspectos atractivos. PARDISO es multiproceso en plataformas que soportan ultimarla. En arquitecturas de memoria distribuida la configuración del solucionador se cambian a los ajustes correspondientes MUMPS si es necesario. El código está escrito en C y Fortran. COMSOL Multiphysics utiliza la versión Pardiso desarrollado por Olaf Schenk y colaboradores (Ref. 3), que se incluye con Intel MKL (Intel Math Kernel Library).

Para evitar pivotes, PARDISO utiliza una estrategia de perturbación del pivote que pone a prueba la magnitud del pivote potencial contra un umbral constante de $\varepsilon = \alpha |PP_{MPS}D_rAD_cP|_{\infty}$, donde P y P_{MPS} son matrices de permutación, D_r y D_c son matrices diagonales de escala, y $|\cdot|_{\infty}$ es la norma infinito (máxima norma). Si el solucionador se encuentra con un pequeño giro durante la eliminación, se establece que para firmar $(l_{ii})\varepsilon |PP_{MPS}D_rAD_cP|_{\infty}$. Puede especificar el umbral ε pivote. La estrategia de la perturbación no es tan robusto como ordinarios pivotes. Con el fin de mejorar la solución PARDISO utiliza refinamiento iterativo.

PARDISO también incluye capacidades fuera de la base. El solucionador PARDISO almacena fuera del núcleo factores LU en el disco duro. Esto minimiza el uso de la memoria interna. El precio es de tiempos de solución más largos porque se tarda más tiempo para leer y escribir en el disco que utiliza la memoria interna. Se puede especificar el directorio temporal donde PARDISO almacena los factores LU utilizando el interruptor-impedir, véase la instalación COMSOL Multiphysics y guía de operaciones para obtener más detalles. Los factores LU se almacenan en forma de bloques en el disco duro, en la Figura 2.34 se muestra la sección y el ajuste de perturbación de pivote: 1.0e-8.

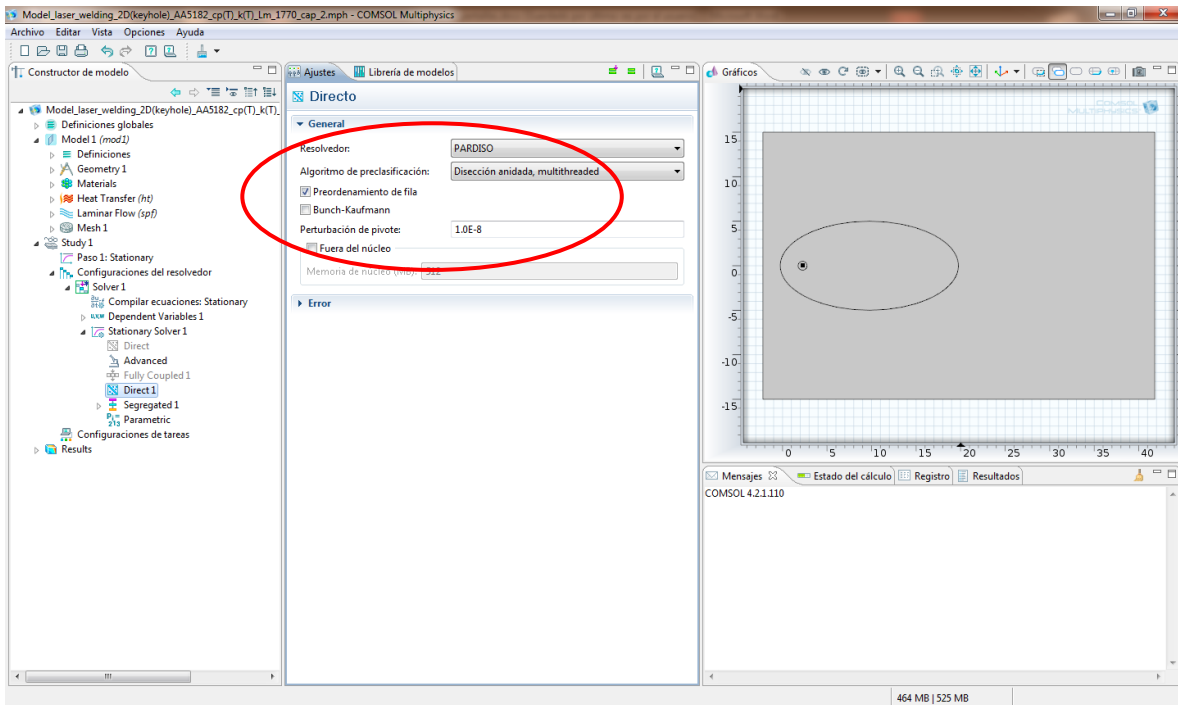


Figura 2.34 Selección del resolvidor PARDISO.

Ahora ya podemos escoger el tipo segregación dando clic en segregación, para este es necesario configurar, el número máximo de iteraciones: 200, factor de tolerancia 1, como se muestra en la Figura 2.35, dando clic en segregación adherimos las dos segregaciones; Térmico y Fluidos.

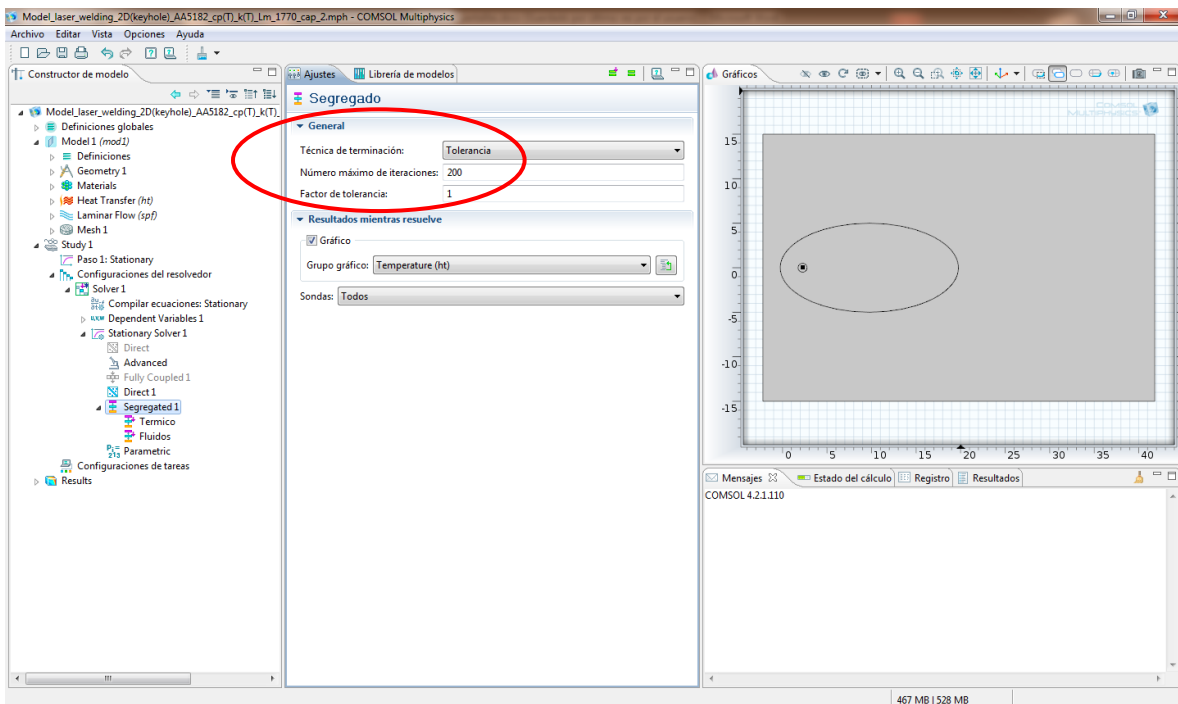


Figura 2.35 Definición de los pasos resolver tipo segregación.

Para el paso segregado Térmico, damos clic en el signo + y adherimos la variable: mod1.T, que es la parte térmica de nuestro modelo y a continuación se dan los valores de ajuste, que también se muestran en la Figura 2.36.

- **Método de amortiguamiento:** Automático altamente no lineal, este es de suma importancia que se defina así para que pueda converger la solución.
- **Factor de amortiguamiento inicial:** 1.0E-4.
- **Factor de amortiguamiento mínimo:** 1.0E-8.
- **Restricción para la actualización del paso:** 10.
- **Usar factor de amortiguamiento recuperado:** Automático.
- **Recuperar factor de amortiguamiento:** 0.75.
- **Técnica de terminación:** Automático.
- **Número máximo de iteraciones:** 200.
- **Factor de tolerancia:** 10.

Ahora definiremos el segregado Fluidos, damos clic en el signo + y adherimos la variable: mod1.u y mod1.p, que es la parte de flujo de fluidos de nuestro modelo y a continuación se dan los valores de ajuste, que también se muestran en la Figura 2.37.

- **Método de amortiguamiento:** Automático.
- **Factor de amortiguamiento inicial:** 1.
- **Factor de amortiguamiento mínimo:** 1.0E-4.
- **Restricción para la actualización del paso:** 10.
- **Usar factor de amortiguamiento recuperado:** Automático.
- **Recuperar factor de amortiguamiento:** 0.75.
- **Técnica de terminación:** Automático.
- **Número máximo de iteraciones:** 200.
- **Factor de tolerancia:** 10.

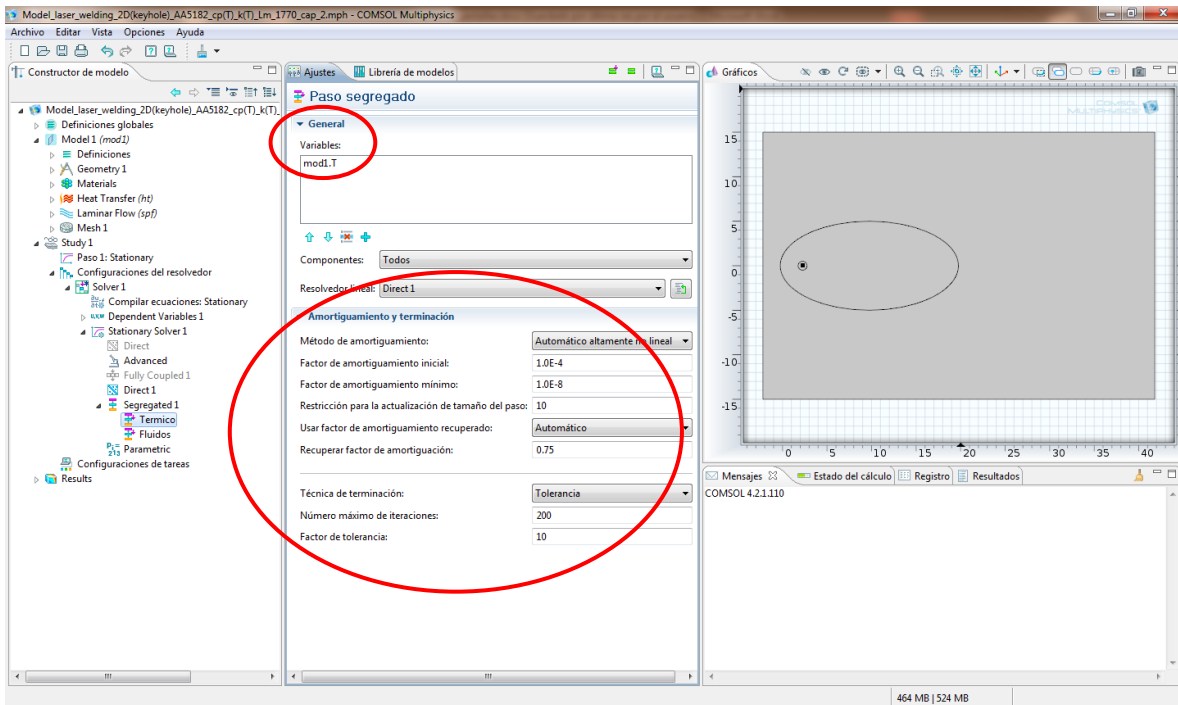


Figura 2.36 Definición del segregado Térmico.

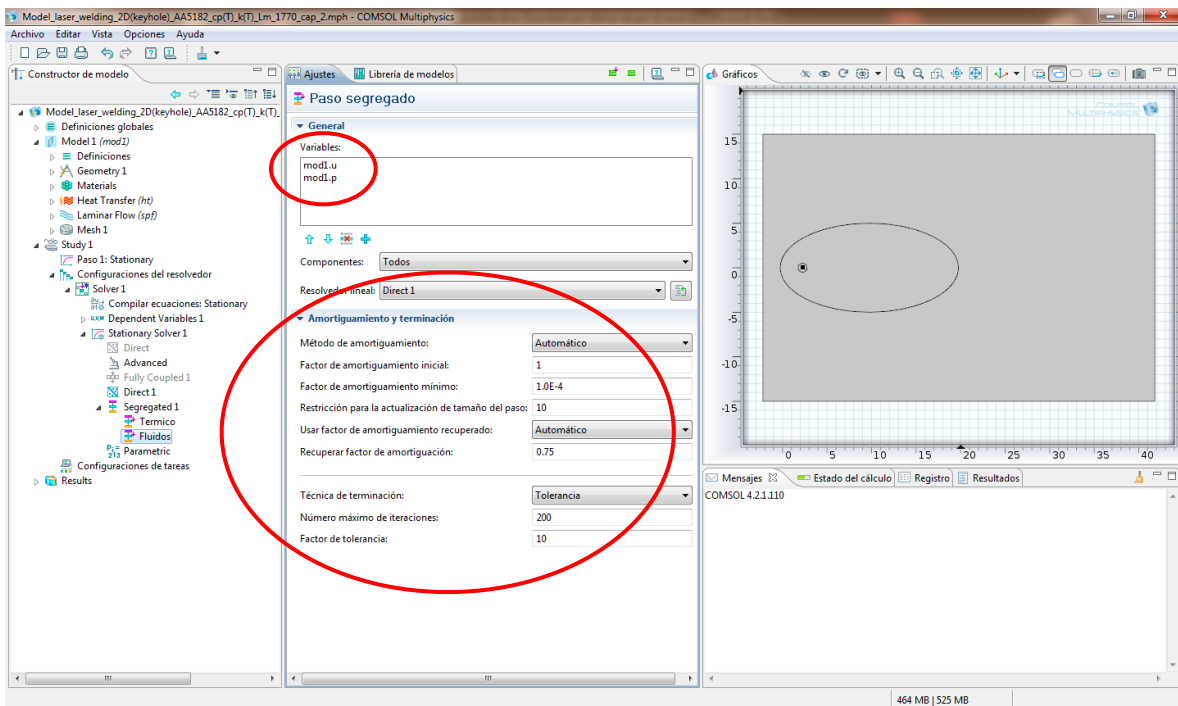


Figura 2.37 Definición del segregado Fluidos.

2.4.9 Convergencia de la simulación del modelo

Para correr la simulación del cálculo del modelo se da clic en el signo =, el cual iniciará el cálculo, donde en la ventana de estado de cálculo, se puede apreciar grupos de revolutores que está ejecutando la descripción, el estado de cálculo acumulado en %, la convergencia, el parámetro y el valor, previamente definidos en el modelo, para este caso, se presenta de la siguiente manera, mostrados también en la Figura 2.38.

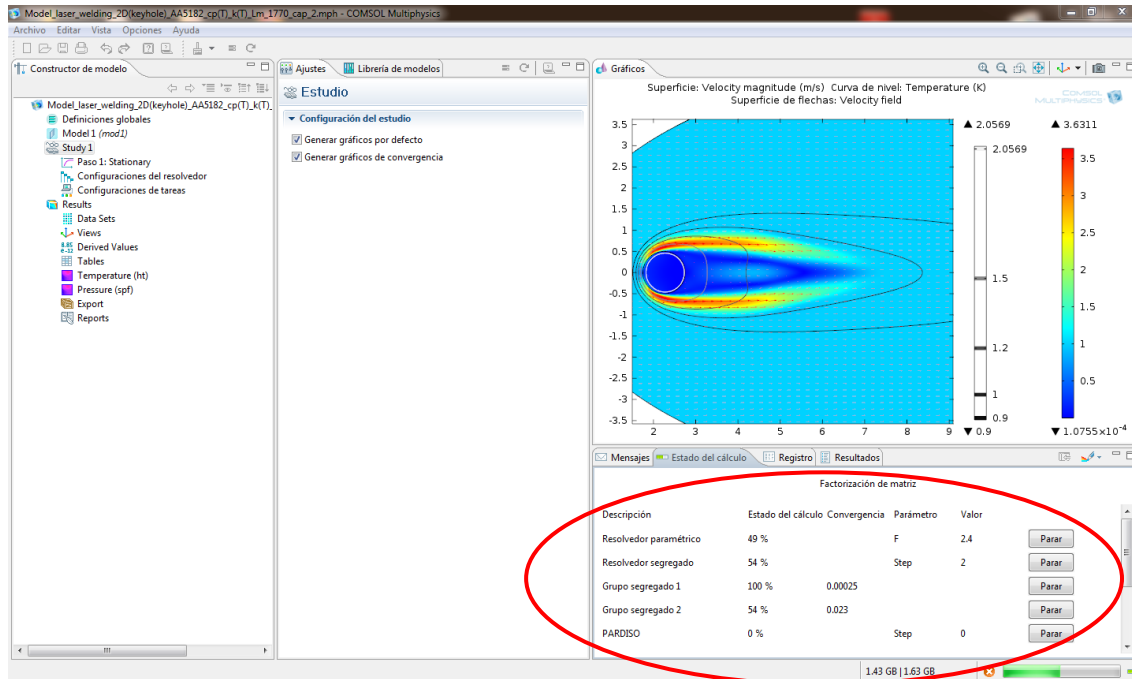


Figura 2.38 Estado de cálculo del modelo.

Tabla 2.3 Estado de cálculo del modelo.

Descripción	Estado de cálculo	Convergencia	Parámetro	Valor	Status
Resolvidor paramétrico	49%	-	F	2.4	Parar
Resolvidor segregado	54%	-	Step	2	Parar
Grupo segregado 1	100%	0.00025	-	-	Parar
Grupo segregado 2	54%	0.023	-	-	Parar
PARDISO	0%	-	Step	0	Parar

Finalmente cuando termina de resolver el modelo aparece en la ventana de mensajes, todos los resultados de cada uno de los parámetros, los grados de libertad utilizados, los resolvidores y el tiempo total que utilizo para resolver todo el modelo, que para nuestro caso o modelo andamos alrededor de 90 min., como se muestra en la Figura 2.39.

Computadoras utilizadas para el cálculo del modelo:

1.- WORKSTATION DELL® PRECISION T7500, con las siguientes características:

- Procesador: Intel(R) Xeon(R) CPU E5520 @ 2,27 GHz.
- Memoria RAM: 2.00 GB.
- Disco duro: 320 GB.
- Sistema Operativo a 64 bits.
- Windows 7 profesional®.

2.- SUN MICROSYSTEM, con las siguientes características:

- 2 Procesadores: Ambos Dual-Core AMD Opteron(tm) Processor 2222.
- Memoria RAM: 16.00 GB.
- Disco duro: 200 GB.
- Sistema Operativo: Kernel Linux 2.6.32-45-genetic.

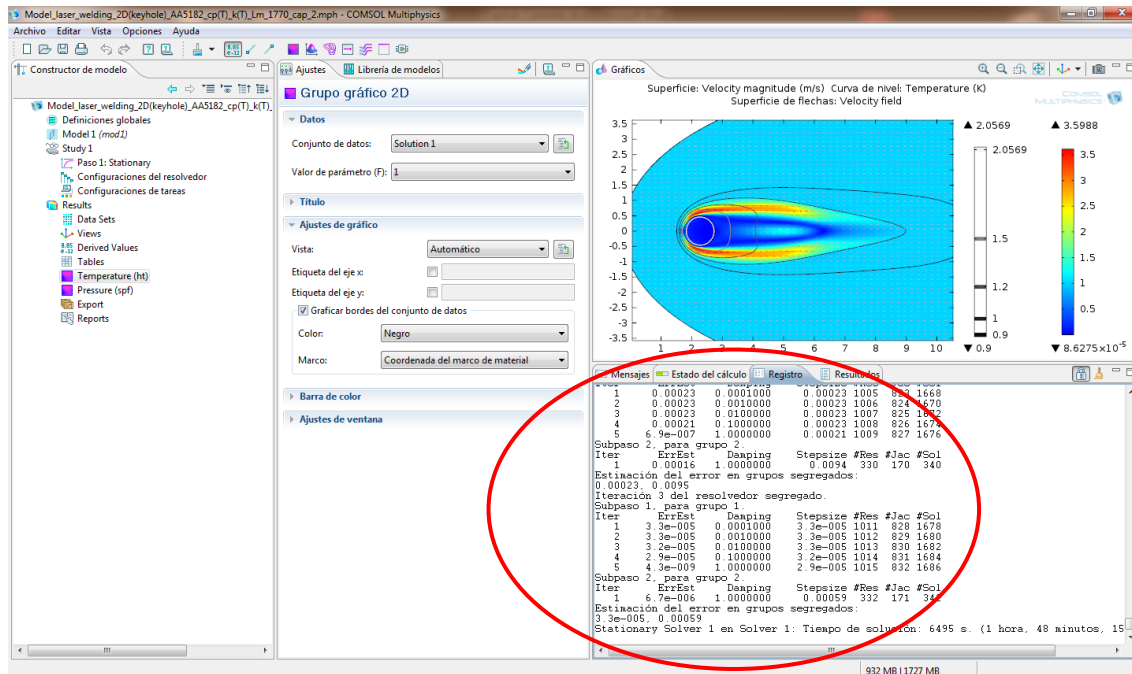


Figura 2.39 Solución del modelo.

2.4.10 Resultados del modelo

La presentación de los resultados en el desarrollo de un modelo MEF en un software de simulación, es la última parte y una de las más importantes por la forma en que se deben de presentar estos resultados, para el mejor entendimiento y presentación de los mismos, en este caso, se muestra en la Figura 2.40. En Resultados, Temperatura, una superficie, donde se define la expresión: $spf.U$, que es la magnitud de la velocidad adimensional (con la velocidad del láser v) que experimenta el material fundido con la velocidad y potencia del láser. Donde podemos observar que alrededor del cráter el fluido fundido experimenta la máxima velocidad y conforme se va alejando del cráter se va frenando y formado una cola en V .

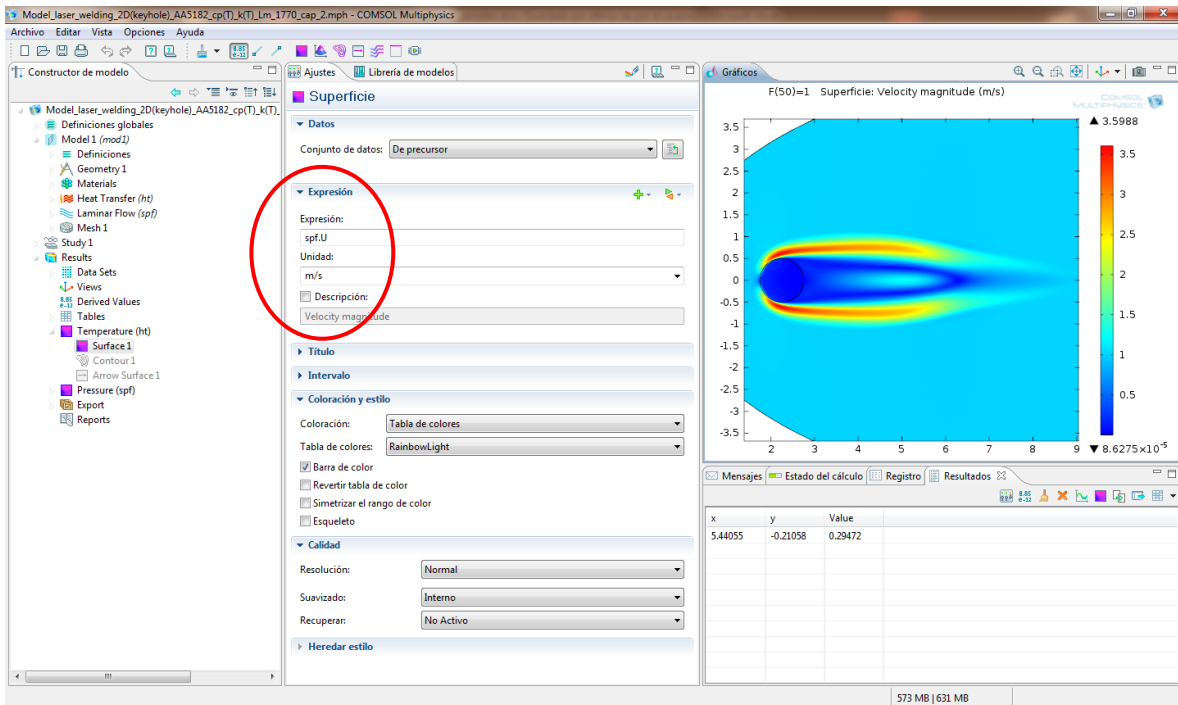


Figura 2.40 Representación gráfica de la solución velocidad del fluido fundido.

A continuación se presenta las curvas o contour de temperatura de la solución del modelo, en la Figura 2.41 seleccionamos la expresión: T, es la magnitud la temperatura adimensional (con la temperatura de fusión T_m) que es la temperatura que experimenta el flujo de fluido, con la velocidad y potencia láser, la curva con el valor de 1, delimita el baño fundido, hasta llegar al cráter a la temperatura de evaporación de la mezcla.

Como una manera de representar el flujo de material fundido se representa a través de flechas o vectores, que tienen; magnitud, dirección y sentido, que es lo que experimenta el flujo de fluido, en la Figura 2.42, se observa los vectores de la solución del campo de velocidad del flujo de fluido fundido.

Finalmente en la Figura 2.43, se representa la presión que tuvo lugar como resultado de la soldadura láser, de la velocidad, potencia y temperatura que ejerce el láser en la superficie del aluminio.

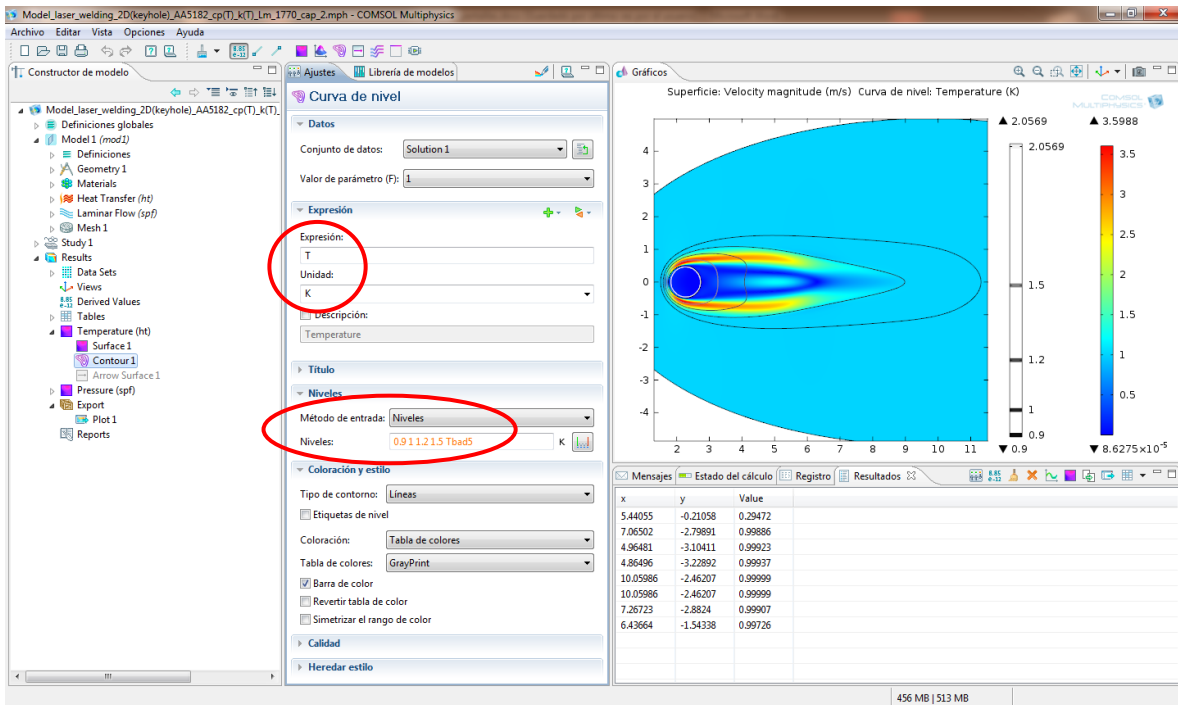


Figura 2.41 Representación gráfica de la solución de temperatura del fluido fundido.

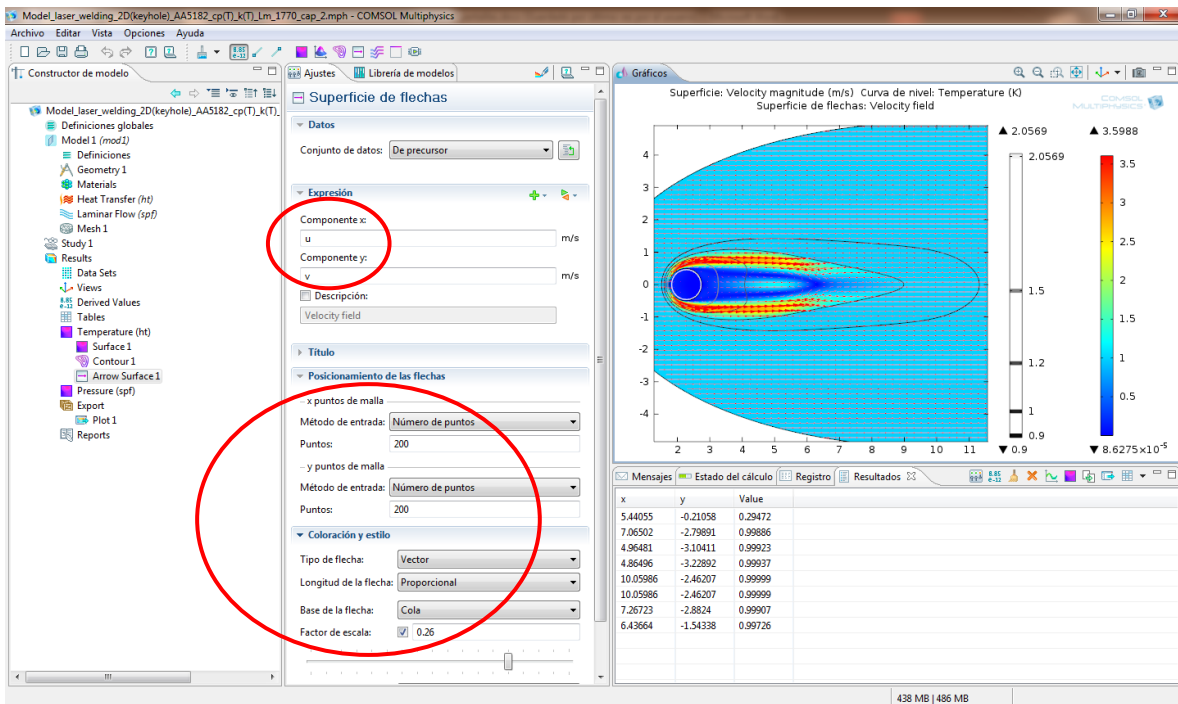


Figura 2.42 Representación gráfica de la solución del campo de velocidad en vectores del flujo de fluido.

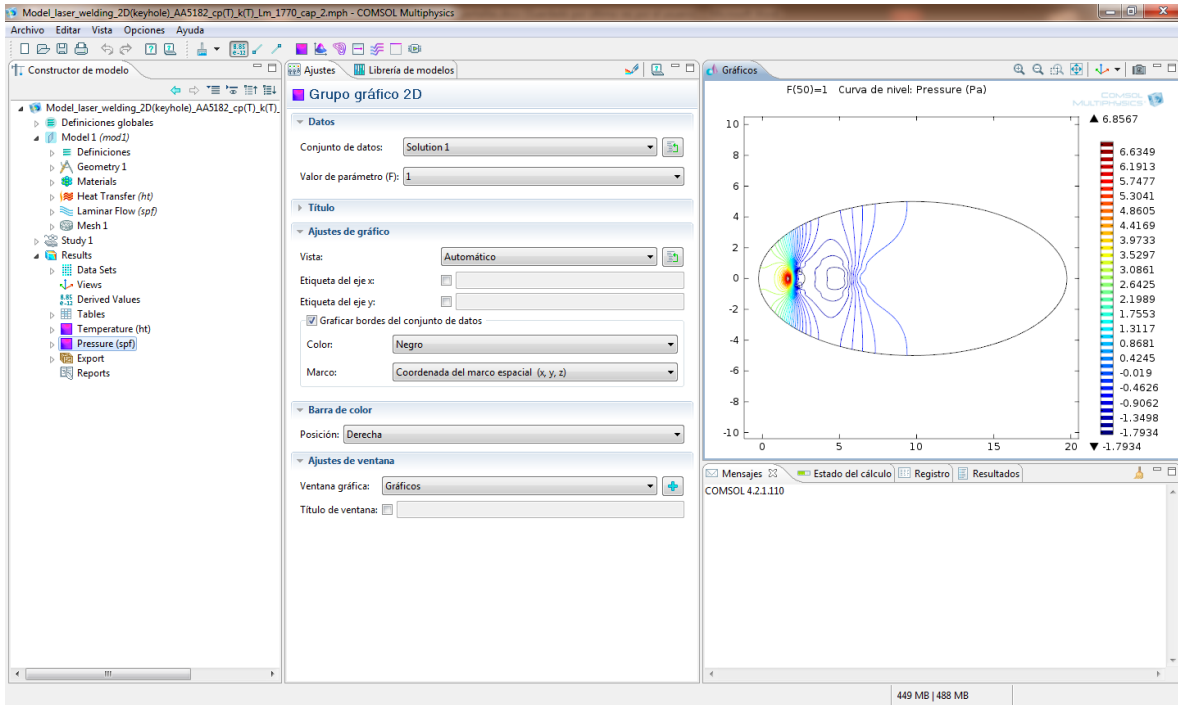


Figura 2.43 Representación gráfica de la solución de la presión del flujo de fluido fundido.

2.5 Estudio de convergencia del modelo

A continuación se presentan en la Tabla 2.4 los datos utilizados para determinar la convergencia del modelo, se realizaron 8 corridas, en las cuales se estuvo refinado la malla, principalmente en el dominio 2 y 3, de 16,941 hasta llegar a 750,046 elementos se determinó la longitud de baño fundido la cual varía desde 7.37635 hasta 7.39687 teniendo una diferencia de 0.02052, la cual es una diferencia demasiado pequeña que no representa un error significativo, el número de elementos con que se trabajaron todos los modelos son los de la corrida No. 4 que con respecto a la última corrida tenemos un error relativo del 0.147% que para efectos de convergencia es aceptable, solo perderíamos mucho tiempo al usar una malla muy refinada que nos da casi el mismo resultado.

Tabla 2.4 Corridas del modelo para evaluar la convergencia.

No.	No. Elementos	Memoria utilizada	Tiempo cal. (s)	Tiempo cal. (hr.)	Tamaño (Dom. 1)	Tamaño (Dom. 2)	Tamaño (Dom. 3)	Temp. Max	Vel. Max	Longitud del baño fundido	Error abs. ref. 8	Error rel. ref. 8	Computadora utilizada
					T_{max}	T_{max}	T_{max}						
1	16941	581 MB	596	0.17	1.5	0.200	0.100	2.0316	3.5104	7.39062	0.00462	0.063%	DELL
2	56879	727 MB	2067	0.57	1.5	0.100	0.050	2.0317	3.5921	7.37635	-0.00965	-0.131%	
3	103256	570 MB	3723	1.03	1.5	0.075	0.020	2.0317	3.6171	7.39561	0.00961	0.130%	
4	173353	558 MB	6608	1.84	1.63	0.060	0.010	2.0317	3.5988	7.39687	0.01087	0.147%	
5	233594	668 MB	16755	4.65	1.5	0.050	0.010	2.0569	3.5977	7.39275	0.00675	0.091%	
6	277695	7,11 GB	18345	5.10	1.5	0.045	0.010	2.0317	3.5930	7.38595	-0.00005	-0.001%	SUN
7	649382	11,31 GB	48913	13.59	1.4	0.030	0.005	2.0317	3.5802	7.38427	-0.00173	-0.023%	
8	750046	15,77 GB	60005	16.67	1.4	0.028	0.005	2.0317	3.5847	7.38600	0.00000	0.000%	

En la Figura 2.44 se muestra la tendencia de la convergencia de los valores de la Tabla 2.4.

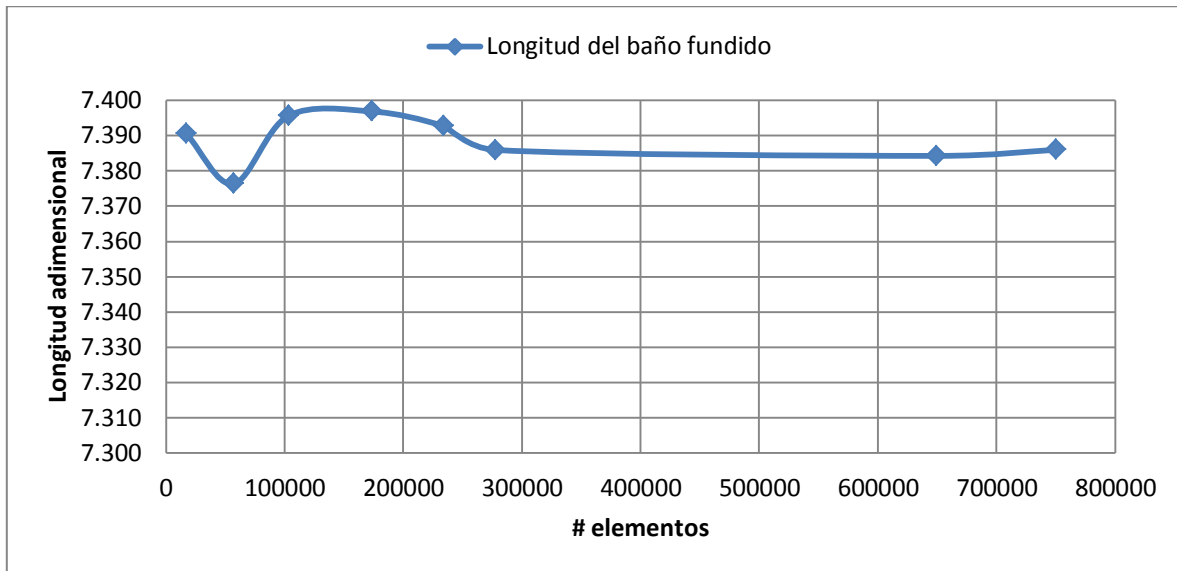


Figura 2.44 Análisis de la convergencia del modelo.

2.6 Conclusiones

Finalmente en la Figura 2.45, tenemos la representación gráfica de la solución del modelo de soldadura láser actualizado, en el cual se observa claramente el cráter como cuerpo sólido sin movimiento de fluido, porque se entiende que este es un agujero que hace el láser al fundir, evaporar y mover el flujo de fluido fundido en sentido contrario a la velocidad del láser.

Se observa el tamaño del baño fundido o líquido, que es propiamente el cordón de soldadura, debido a los parámetros de la soldadura y la temperatura de evaporación de la aleación, además se observa la forma característica en V del baño de fusión, dada por el efecto del calor latente de fusión previamente validada [6].

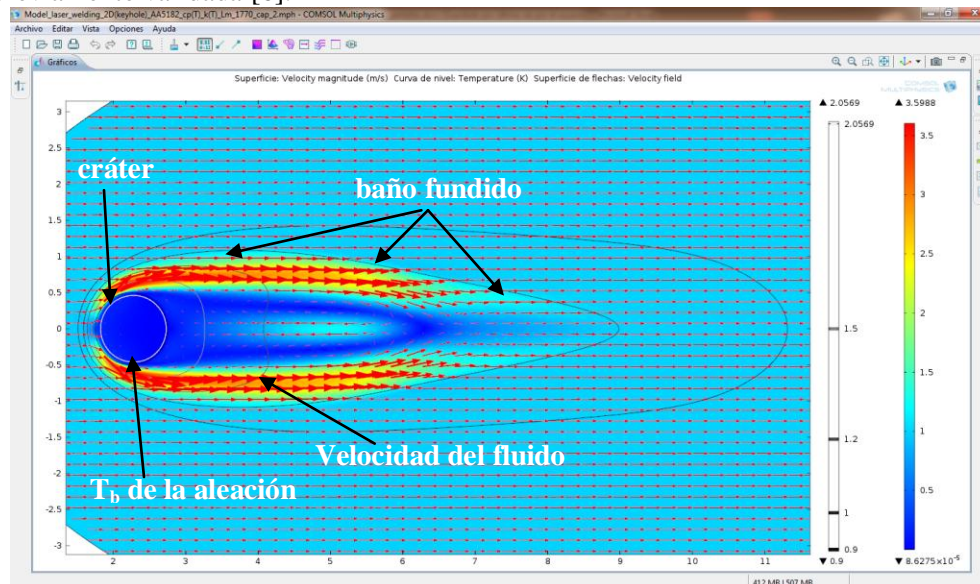


Figura 2.45 Solución del modelo actualizado en Comsol Multiphysics 4.2^a

Capítulo 3

Evaporación de Aleaciones Binarias Metálicas

3.1 Descripción del proceso de evaporación de sustancias puras

La evaporación es un proceso físico que consiste en el paso lento y gradual de un estado líquido hacia un estado gaseoso, tras haber adquirido suficiente energía para vencer la tensión superficial. A diferencia de la ebullición, la evaporación se produce a cualquier temperatura, siendo más rápida cuanto más elevada es la temperatura. No es necesario que toda la masa alcance el punto de ebullición. Cuando existe un espacio libre encima de un líquido, una parte de sus moléculas está en forma gaseosa, al equilibrarse, la cantidad de materia gaseosa define la presión de vapor saturado, la cual no depende del volumen, pero varía según la naturaleza del líquido y la temperatura. Si la cantidad de gas es inferior a la presión de vapor saturado, una parte de las moléculas pasan de la fase líquida a la gaseosa: eso es la evaporación. Cuando la presión de vapor se iguala a la presión de la atmosférica, se produce la ebullición [1].

En los métodos de destilación se explica y se entiende muy fácilmente la fenomenología del cambio de fase líquido - vapor como una ventaja para dichos procesos, para nuestro caso este cambio de fase es algo que debe ser cuantificado para determinar la temperatura de evaporación de una mezcla, en este se trabaja muy fuertemente con las condiciones y términos de la evaporación, se pueden comprender los equilibrios que existen entre la fase líquido y vapor de las mezclas encontradas, de igual forma asumimos que el proceso de evaporación deberá tratarse con estos principios poniendo énfasis en que estamos tratando *el vapor como un gas ideal*. Por lo tanto, es esencial un breve análisis de dichos equilibrios. Trabajaremos con especial atención las mezclas binarias caso similar de interés para nuestro trabajo.

Para poder familiarizarnos con dichos procesos de destilación de una mezcla binaria, es importante primero entender cómo funciona el cambio de fase líquido – vapor para sustancias puras el cual a continuación se describirá y se analizará.

3.1.1 La estabilidad de las fases en sustancias puras

Basaremos nuestro análisis en el siguiente principio: *Cuando una muestra está en equilibrio su potencial químico es uniforme, independientemente de cuantas fases haya presentes.*

Considérese un sistema en el cual el potencial químico no es uniforme, y supóngase que en un punto su valor es μ_1 y en otro μ_2 . Cuando una cantidad de sustancia d_n se transfiere desde un punto al otro, la función de Gibbs cambia en $-\mu_1 d_n$ en la primera etapa, y en $+\mu_2 d_n$, en la segunda. El cambio total es, por tanto, $dG = \{\mu_2 - \mu_1\}d_n$. Si el potencial químico en 1 es mayor que en 2, la transferencia va acompañada de una disminución en la función de Gibbs, por consiguiente, tiene una tendencia espontánea a ocurrir. Solo si $\mu_1 = \mu_2$, la función de Gibbs no presenta cambios: Solo entonces el sistema se encuentra en equilibrio interno. El análisis es válido tanto para la transferencia de materia entre fases diferentes como cuando se produce entre diferentes ubicaciones en una misma fase. Luego, cuando un líquido y un sólido alcanzan el equilibrio, el potencial químico es el mismo en todo el líquido y en todo el sólido, a la vez su valor para el sólido coincide con el del líquido.

Los potenciales químicos de las fases sólida, líquida y gaseosa (vapor) de una sustancia se designan por μ_s, μ_l, μ_g , respectivamente, la dependencia del potencial químico de la temperatura es:

$$(d\mu / dT)_p = -S_m \quad (3.1)$$

Donde $d\mu$ es el cambio de potencial químico, dT es el cambio de la temperatura y S_m es la entropía molar. Esto implica que a medida que se eleva la temperatura el potencial químico de una sustancia pura disminuye (porque S_m siempre es positiva), y la pendiente es más pronunciada para gases que

para líquidos [ya que $S_{m(g)} > S_{m(l)}$] y también es más pronunciada para un líquido que para el sólido correspondiente [porque $S_{m(l)} > S_{m(s)}$]. Esta deducción permite esquematizar las características generales de la dependencia de los potenciales químicos de la temperatura para las tres fases de un sistema puro Figura 3.1.

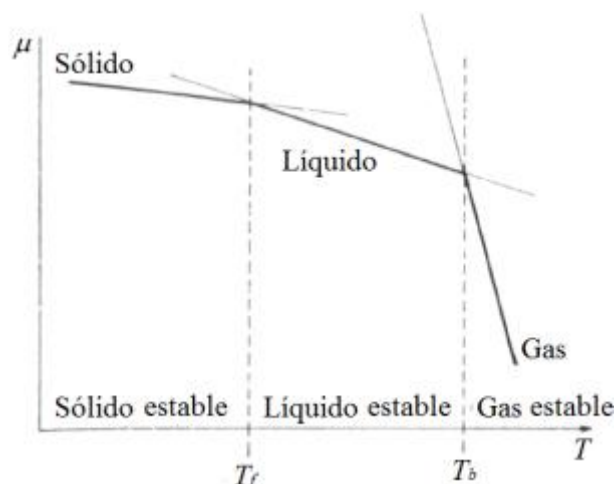


Figura 3.1 La dependencia con respecto a la temperatura del potencial químico de las fases sólida, líquida y gaseosa de una sustancia pura.

Una fase es termodinámicamente estable en el intervalo de temperaturas en el cual tiene un potencial químico menor que cualquier otra fase. A bajas temperaturas, la fase sólida es la estable, pero la pendiente más negativa del potencial del líquido hace que se haga menor que el potencial químico del sólido, y así el líquido pasa a ser la fase estable a una temperatura suficientemente alta. Sin embargo, el potencial químico del vapor disminuye precipitadamente a medida que la temperatura aumenta y a una determinada temperatura pasa a ser el menor, en cuyo caso el vapor es la fase estable. La temperatura a la que una determinada presión coexiste en equilibrio el líquido y el sólido (es decir, tienen el mismo potencial químico), se conoce como temperatura de fusión o de congelación (que son idénticas excepto para sistemas muy extraños). La temperatura de fusión a la presión de 1 atm se denomina punto de fusión normal (símbolo: T_m). La temperatura a la cual, a una presión determinada, el líquido y el vapor se encuentran en equilibrio se llama temperatura de ebullición. A una presión de 1 atm, se denomina punto de ebullición normal (símbolo: T_b). Al reemplazar 1 atm por 1 bar como presión estándar, conviene modificar las definiciones de forma que las temperaturas de transición estén referidas a esta última presión. Por ello se utilizarán los términos punto de fusión estándar y punto de ebullición estándar cuando el equilibrio de fase se refiera a 1 bar. Afortunadamente, los puntos de ebullición solo cambian levemente (por ejemplo, el punto de ebullición normal del agua es 100.0 °C, mientras que el punto de ebullición estándar es 99.6 °C).

La Figura 3.2 puede adaptarse para mostrar la dependencia de las temperaturas de ebullición y congelación de la presión. Los potenciales químicos dependen de la presión según.

$$(d\mu / dT)_T = V_m \quad (3.2)$$

Donde $d\mu$ es el cambio de potencial químico, dT es el cambio de la temperatura y V_m es el volumen molar. Un aumento de la presión eleva el potencial químico de una sustancia pura (ya que V es positivo) y el aumento es mayor para gases que para sólidos y líquidos [ya que $V_{m(g)} \approx 1000V_{m(l)}$]. En la mayoría de los casos, el volumen de un sólido aumenta al fundirlo, por lo que en

el punto de fusión el volumen molar del líquido es generalmente mayor que el del sólido. La ecuación predice entonces que un aumento de presión genera un aumento levemente superior del potencial químico del líquido con respecto al del sólido. Las dependencias de la presión descritas se muestran en la Figura 3.1, donde puede observarse que a consecuencia del aumento de presión, tanto la temperatura de ebullición como la de fusión aumentan, pero la primera lo hace más marcadamente.

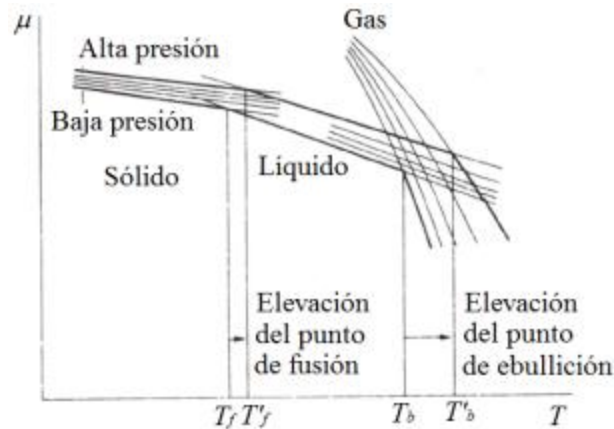


Figura 3.2 La dependencia con respecto a la presión del potencial químico de una sustancia está relacionada con el volumen molar de la fase.

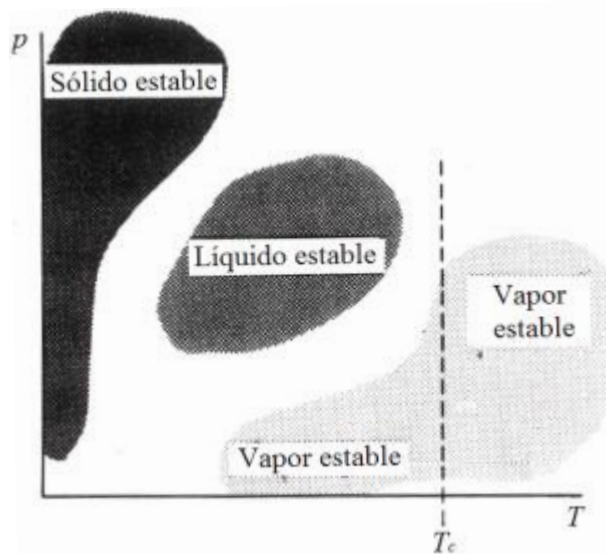


Figura 3.3 Las relaciones generales de presión y temperatura donde son estables el sólido, líquido o el gas (es decir, tienen un potencial químico mínimo).

3.1.2 Equilibrios y diagramas de fases

En la Figura 3.3 muestra de la forma general las regiones de presión y temperatura donde cada fase es más estable. Los límites entre regiones corresponden a los valores de presión y temperatura (p y T), donde las dos fases coexisten. Como entonces las fases están en equilibrio, sus potenciales químicos son iguales. Así, donde existe un equilibrio entre las fases s y l , $m_{s(p,T)} = m_{l(p,T)}$. Esta es una ecuación que relaciona los valores de p y T a los cuales existe un equilibrio entre las dos fases,

de forma que al resolverla para p en función de T , se obtiene una ecuación para la curva límite, es decir, para el límite de fases. La presión de un vapor en equilibrio con su fase condensada, a una temperatura determinada, se denomina presión de vapor (p_v) de la fase condensada; de esta forma, para el caso de los límites de fases líquido - vapor y sólido - vapor, las curvas de p en función de T muestran la dependencia de las presiones de vapor del líquido y del sólido.

Resulta más sencillo analizar los límites de fases en función de sus pendientes, por lo que se comienza buscando una ecuación para dp/dT .

Supóngase que p y T cambian infinitesimalmente, pero de tal forma que las dos fases, denominadas s y l , permanecen en equilibrio. Antes del cambio, los potenciales químicos eran iguales y siguen siéndolo; así pues, los cambios hechos en ellos deben ser iguales, por los que se puede escribir $d\mu_s = d\mu_l$. Como por la ecuación $dG = Vdp - SdT$ se sabe que para cada fase $d\mu = -S_m dT + V_m dp$, resulta que:

$$-S_{s,m}dT + V_{s,m}dp = -S_{l,m}dT + V_{l,m}dp \quad (3.3)$$

Donde $S_{s,m}$ y $S_{l,m}$ respectivamente las entropías molares de las fases y $V_{s,m}$ y $V_{l,m}$ son los volúmenes molares. Por consiguiente,

$$\{V_{l,m} - V_{s,m}\}dp = \{S_{l,m} - S_{s,m}\}dT \quad (3.4)$$

Que se reordena originando la siguiente:

Ecuación de Clapeyron

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta S_m}{\Delta V_m} \quad (3.5)$$

Donde $\Delta S_m = S_{l,m} - S_{s,m}$ y $\Delta V_m = V_{l,m} - V_{s,m}$ respectivamente los cambios de entropía molar y volumen molar al ocurrir la transición. Este importante resultado para la pendiente del límite de fases en cualquier punto es exacto y aplicable a cualquier transición de fase de una sustancia pura.

3.1.3 Frontera líquido - vapor

La entropía molar de vaporización a una temperatura T es igual a $\Delta H_{vap,m}/T$; la ecuación de Clapeyron para la frontera líquido - vapor es, por tanto,

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_{vap,m}}{T\Delta V_{vap,m}} \quad (3.6)$$

La entalpía de evaporización es positiva y $\Delta V_{vap,m}$ es grande y positivo. Así, la pendiente dp/dT siempre es positiva, pero su valor es mucho menor que para la frontera sólido - líquido. La pendiente de la curva límite aumenta con la presión de valor de $\Delta V_{vap,m}$ disminuye. Esta es la razón de la curvatura ascendente de la línea dibujada para este equilibrio en la Figura 3.4. La magnitud de la pendiente en el punto de ebullición se puede estimar tomando el valor de constante de Troutón (85 JK/mol), para entropía y aproximando ΔV_m por el valor del volumen molar de un gas ideal (aproximadamente 30 dm³/mol a 1 atm a temperaturas cercanas, pero superiores a la ambiente). De esta forma se obtiene una pendiente de 0.04 atm/K que corresponde a un valor de dp/dT de 25

K/atm lo que significa que un cambio de presión de +0.1 atm puede cambiar la temperatura de ebullición en aproximadamente +3 K.

Como el volumen molar de un gas es mucho mayor que el volumen molar de un líquido, se puede escribir $\Delta V_{vap,m} = V_m(g) - V_m(L) \approx V_m(g)$. Si también se supone que el gas se comporta idealmente, resulta $V_m(g) = R_m T/p$. Con estas aproximaciones la ecuación exacta Clapeyron se transforma en

Ecuación de Clausius – Clapeyron

$$\frac{d \ln p}{dT} = \frac{\Delta H_{vap,m}}{R_m T^2} \quad (3.7)$$

Se ha utilizado $\frac{dx}{x} = d \ln x$ si también se supone que la entalpía de evaporización es independiente de la temperatura, esta última ecuación se integra a como:

$$p(T) = p_0 \exp\left(\frac{\Delta H_{vap,m}}{R_m} \left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.8)$$

Y se obtiene la solución para la presión de vapor en la frontera límite de cambio de fase para una sustancia pura. Esta es la curva trazada para el límite líquido-vapor en la Figura 3.4. La línea no se extiende más allá de la temperatura crítica T_c , porque por encima de esta temperatura no existe fase líquida.

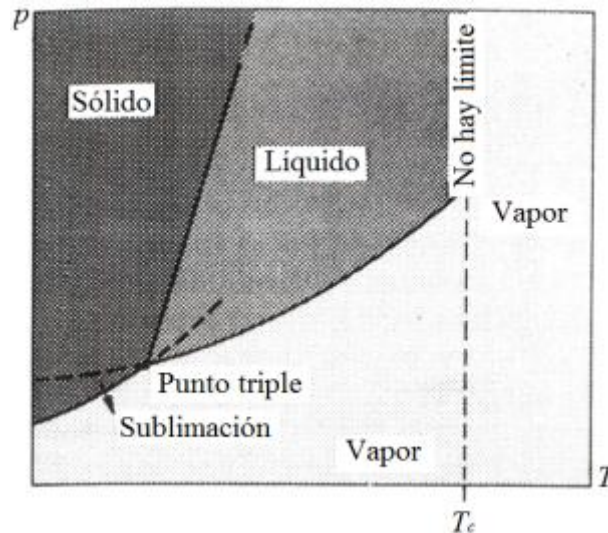


Figura 3.4 La ubicación general de los límites de fase entre sólido, líquido y vapor.

3.1.4 Diagrama de fases presión – temperatura – concentración de mezclas binarias

Inicialmente se va a considerar las mezclas binarias, las cuales serán llamadas “ordinarias”, para indicar lo siguiente:

- Que los componentes líquidos se disuelven en cualquier proporción para formar soluciones homogéneas, las cuales no son necesariamente ideales.
- Que no hay complicación alguna de puntos de ebullición máximos y mínimos.

El componente A de la mezcla binaria $A - B$ se considera como el más volátil; esto significa que la presión de vapor de A puro a cualquier temperatura es mayor que la presión de vapor de B puro. Por supuesto, el equilibrio entre vapor - líquido para cada sustancia pura de la mezcla es su relación entre la presión de vapor y la temperatura, tal como se indica en la Figura 3.5. Respecto de las mezclas binarias, se debe también considerar una variable adicional, la concentración. Las fracciones mol son las unidades más convenientes de concentración que se pueden utilizar; durante todo este análisis X será la fracción mol de la sustancia más volátil A en el líquido, mientras Y será la correspondiente fracción mol de A en el vapor.

La representación gráfica completa del equilibrio requiere un diagrama tridimensional como el de la Figura 3.5. La curva señalada p_A es la curva de presión de vapor de A ; cae completamente en el plano de composición más cercano a $X = 1.0$. La curva se extiende desde su punto crítico C_A hasta su punto triple T_A , pero las complicaciones de la fase sólida que no intervienen en las operaciones de destilación no se van a considerar. De manera parecida, la curva p_B es la presión de vapor de B puro, en el plano más lejano a $X = 1.0$. Las regiones del líquido y del vapor en las composiciones entre $X = 0$ y $X = 1.0$ están separadas por una superficie doble que se extiende desde p_A hasta p_B . La forma de esta superficie doble se estudia más fácilmente considerando secciones a presión y temperatura constantes, ejemplos de los cuales se muestran en la Figura 3.6.

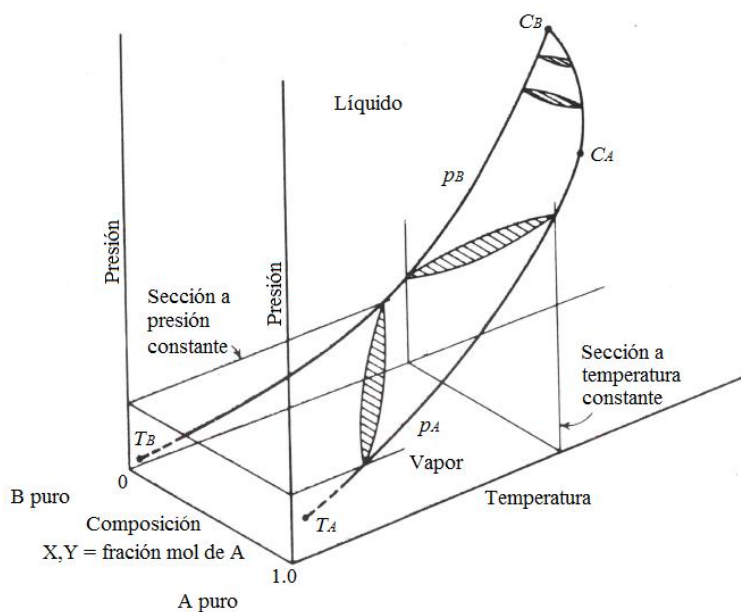


Figura 3.5 Equilibrios binarios vapor-líquido.

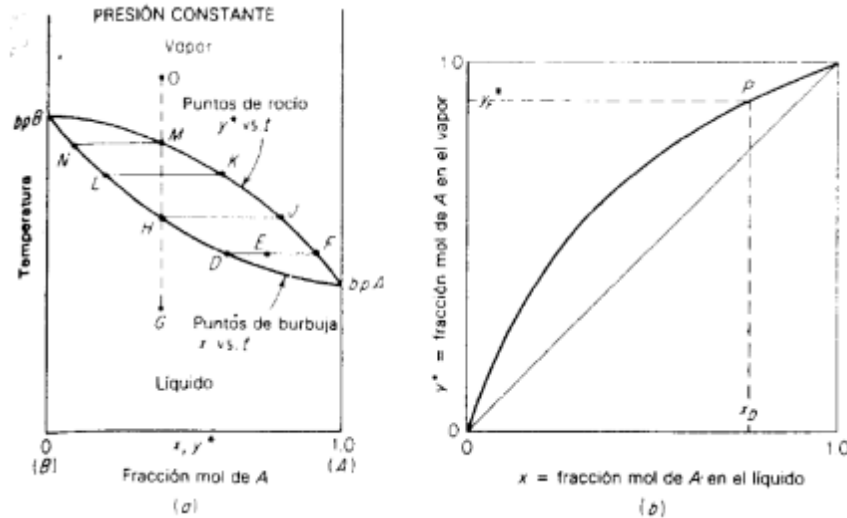


Figura 3.6 Equilibrios a presión constante vapor-líquido.

3.1.5 Equilibrios a presión constante

Considérese primero una sección típica a presión constante (Figura 3.6a). La intersección de la superficie doble de la Figura 3.5 con el plano de presión constante produce una curva sin máximos o mínimos que se extiende desde el punto de ebullición de B puro hasta el de A puro a la presión considerada. La curva superior proporciona la relación entre la temperatura y la composición del vapor ($T - Y$); la curva inferior, la relación entre la temperatura y la composición del líquido ($T - X$). Las mezclas de líquido y vapor en el equilibrio están a la misma temperatura y presión, de forma que las líneas de unión, como la línea $D - F$, unen las mezclas en el equilibrio en D y F . Hay un número infinito de dichas líneas de unión para este diagrama. Una mezcla en la curva inferior, como en el punto D , es un líquido saturado; una mezcla en la curva superior, como en F , es un vapor saturado. Una mezcla en E es una mezcla de dos fases, que contiene de una fase líquida de composición en D y una fase vapor de composición en F , en proporción tal que la composición promedio de toda la mezcla se representa mediante E . Las cantidades relativas de las dos fases en el equilibrio están relacionadas con las longitudes de los segmentos de la línea de unión.

$$\frac{\text{Moles de } D}{\text{Moles de } F} = \frac{\text{Línea } EF}{\text{Línea } DE} \quad (3.9)$$

Considérese una solución en G , en un recipiente cerrado que puede mantenerse a presión constante moviéndose un pistón. La solución está completamente líquida. Si se calienta, la primera burbuja de vapor se forma en H y tiene la composición en J más rica en la sustancia más volátil; por lo tanto, la curva inferior se llama la curva de temperatura del punto de burbuja. Al irse evaporando más mezcla, se forma más vapor a expensas del líquido; se origina entonces, por ejemplo, el líquido L y su vapor en el equilibrio K , aunque la composición de la masa total es aún la original como en G . La última gota del líquido se evapora en M y tiene la composición en N . El sobrecalentamiento de la mezcla sigue la trayectoria $M - O$. La mezcla se ha evaporado en un rango de temperatura desde H hasta M , a diferencia de la temperatura única de evaporación de una sustancia pura. Entonces, el término punto de ebullición para una solución, generalmente no tiene significado puesto que la evaporación ocurre en un rango de temperatura, esto es, desde el punto de formación de la burbuja hasta el punto de formación de rocío. Si se enfría la mezcla en O , todos los fenómenos reaparecen

en orden inverso. Por ejemplo, la condensación comienza en M , en donde la curva superior se conoce como la curva de punto de rocío y continua hasta H .

Por otra parte, si una solución como la que se encuentra en H , se hierve en una recipiente abierto y sus vapores escapan hacia la atmosfera, el residuo líquido se volverá cada vez más pobre, puesto que el vapor es más rico en la sustancia más volátil, la temperatura y la composición del líquido saturado residual se mueven a lo largo de la curva inferior hacia N , al continuar la destilación.

Las composiciones vapor - líquido en el equilibrio pueden mostrarse también sobre un diagrama de composición (X vs Y), como en la Figura 3.6b por ejemplo, el punto p sobre el diagrama representa la línea de unión $D - F$. Dado que el vapor es más rico en la sustancia más volátil, la curva cae arriba de la diagonal 45° que se ha trazado como comparación.

3.1.6 Volatilidad relativa

Cuanto mayor es la distancia entre la curva en el equilibrio y la diagonal de la Figura 3.7b, mayor es la diferencia en las composiciones del líquido y del vapor, y mayor es la facilidad para realizar la destilación. Una medida numérica de lo anterior se conoce como el factor de separación α , particularmente en el caso de la destilación, la llamaremos volatilidad relativa α . Esta es la relación entre la relación de concentraciones de A y B en una fase y en otra, es una medida de la posibilidad de separación.

$$\alpha = \frac{Y/(1 - Y)}{X/(1 - X)} = \frac{Y(1 - X)}{X(1 - Y)} \quad (3.10)$$

El valor de α generalmente cambiará al variar de X de 0 a 0.1. Si $Y = X$ (excepto en $X=0$ o 1), $\alpha = 1.0$ y la evaporación no es posible. Cuanto más arriba de la unidad este α , mayor será el grado de separación.

3.1.7 Presión aumentada

Por supuesto, a presiones mayores, las secciones a presión constante interceptarán la superficie doble de la Figura 3.5 a temperaturas mayores. Las intersecciones se pueden proyectar en un plano sencillo, como en la Figura 3.7a. Debe observarse que las curvas anilladas no solo se presentan a temperaturas altas, sino que generalmente también se vuelven más cerradas. Esto se ve claramente en las curvas de distribución correspondientes de la Figura 3.7b. Por lo tanto, la volatilidad relativa y por ende la separabilidad, generalmente son menores a presiones elevadas. Cuando se supera la presión crítica de una componente, deja de existir la distinción entre vapor y líquido para ese componente y para mezclas, por lo tanto, las curvas anilladas se vuelven más cortas, como sucede a presiones p_{t3} que es la presión crítica para A en la Figura 3.7a. Las evaporación solo pueden presentar en las regiones que exista una curva anillada.

En sistemas particulares, la presión crítica de la sustancia menos volátil puede alcanzarse antes que la presión crítica de la más volátil; también es posible que la superficie doble de la Figura 3.5 se extienda, a composiciones intermedias, ligeramente más allá de las presiones críticas para cualquiera de las sustancias.

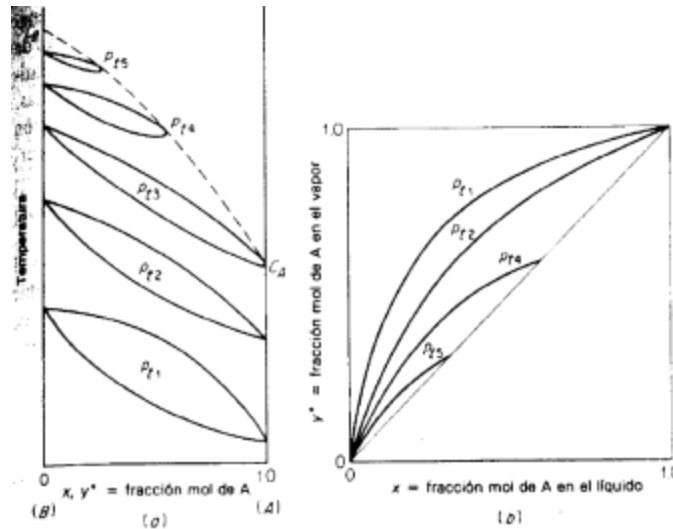


Figura 3.7 Equilibrios vapor-líquido a presiones aumentadas.

3.1.8 Equilibrios a temperatura constante

En la Figura 3.8 se muestra una sección típica a temperatura constante del diagrama de fases tridimensional. La intersección del plano a temperatura constante con la superficie doble de la Figura 3.5 proporciona las dos curvas que se extienden sin máximos ni mínimos desde la presión de vapor de *B* puro hasta la de *A*. Al igual que antes, hay un número infinito de líneas de unión horizontales, como *T* – *V*, que unen un vapor en el equilibrio, como en *V*, con su líquido correspondiente, como en *T*. Una solución en *W*, en un recipiente cerrado, es completamente un líquido; si la presión se reduce a temperatura constante, la primera burbuja de vapor se forma en *U*, la evaporación completa sucede en *S*; una reducción mayor de la presión da un vapor sobrecalentado como en *R*. Los datos de equilibrio vapor-líquido, excepto en el caso de las situaciones especiales de las soluciones ideales y regulares, se deben determinar experimentalmente.

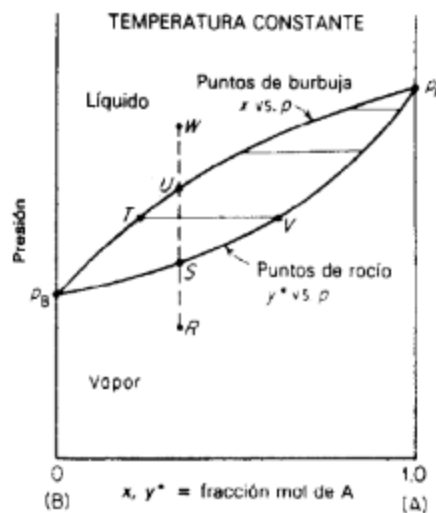


Figura 3.8 Equilibrios a temperatura constante vapor-líquido.

3.1.9 Soluciones ideales de la Ley de Raoult

Antes de estudiar las características de las mezclas que se desvían marcadamente de las características que se acaban de describir, se van a considerar los equilibrios para el caso límite de las mezclas cuyos vapores y líquidos son ideales.

Para una solución ideal, la presión parcial en el equilibrio p^* de un componente a una temperatura fija es igual al producto de su fracción mol en el líquido por su presión de vapor p cuando esta puro a esta temperatura. Esta es la Ley de Raoult.

$$p_A^* = p_A \quad (3.11)$$

$$p_B^* = p_B(1 - X) \quad (3.12)$$

Si la fase vapor también es ideal,

$$p_{tot} = p_A^* + p_B^* = p_A X + p_B(1 - X) \quad (3.13)$$

Y las presiones totales, al igual que las parciales, son lineales en x a una temperatura dada. Estas relaciones se muestran de modo gráfico en la Figura 3.10. Entonces puede calcularse la composición del vapor en el equilibrio a esta temperatura. Por ejemplo, el valor de y^* en el punto D sobre la Figura 3.10 es igual a la relación entre las distancias $F - G$ y $E - G$,

$$Y = \frac{p_A^*}{p_{tot}} = \frac{p_A X}{p_{tot}} \quad (3.14)$$

$$1 - Y = \frac{p_B^*}{p_{tot}} = \frac{p_B(1 - X)}{p_{tot}} \quad (3.15)$$

Sustituyendo en la ecuación (3.10), la volatilidad relativa α es

$$\alpha = \frac{p_A}{p_B} \quad (3.16)$$

Por lo tanto, para soluciones ideales es posible calcular los equilibrios totales vapor-líquido a partir de las presiones de vapor de las sustancias puras. Con presiones demasiado elevadas como para aplicar la ley de los gases ideales, se utilizan fugacidades en lugar de presiones. También es posible calcular los equilibrios para la clase especial de soluciones conocidas como “regulares”. Sin embargo, en todas las demás mezclas es necesario obtener los datos experimentalmente.

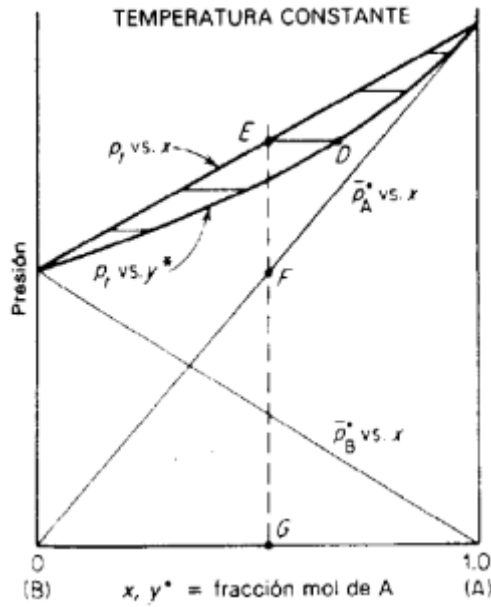


Figura 3.9 Soluciones ideales de la Ley de Raoult.

Ahora pueden graficarse las curvas del tipo de las curvas de la Figura 3.9. Obsérvese que aunque las presiones de vapor de las sustancias puras varían considerablemente con la temperatura, para soluciones ideales esto no sucede con α . En este caso, un promedio de las α calculadas es 2.16; sustituyendo este promedio en la ecuación (3.10) y redondeando,

$$Y = \frac{\alpha X}{1 + X(\alpha - 1)} = \frac{2.16X}{1 + 1.16X} \quad (3.17)$$

Proporcionando una expresión que para la mayoría de los fines es una relación empírica satisfactoria entre Y y X para este sistema a 1 atm.

Finalmente con esta teoría base del tema de destilación, como un proceso de separación de sustancia de una mezcla como objetivo principal de la destilación, para nuestro caso de evaporación entender y cuantificar la separación de estos elementos por efecto de la temperatura, desarrollar y solucionar las ecuaciones para la temperatura de evaporación de una mezcla binaria metálica, la cual se considerara como una mezcla ideal.

3.2 Análisis del modelo de evaporación para una mezcla binaria de metales

Para el análisis del modelo de evaporación se considera el material A como magnesio (Mg) más volátil y el material B como el aluminio (Al) menos volátil, que ambos representan una de nuestras mezclas binarias, en la Figura 3.10. Se muestra un esquema donde se representa el cambio de fase de líquido-vapor en equilibrio para la mezcla binaria asumiendo que la fase de vapor se considera como un gas ideal, donde \dot{m}_{eA} es la masa molar evaporada del A , \dot{m}_{cA} es la masa molar condensada del A , \dot{m}_{eB} es la masa molar evaporada de B y \dot{m}_{cB} es la masa molar condensada de B .

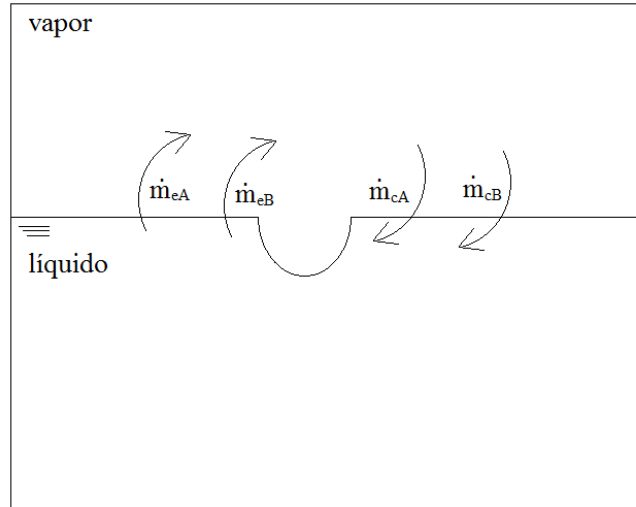


Figura 3.10 Esquema de cambio de fase líquido vapor de una mezcla binaria.

Tomado la solución de la ecuación (3.7) de Clausius - Clapeyron para la presión de vapor, aplicándola para cada uno de los componentes de la mezcla A y B , tenemos las siguientes ecuaciones;

$$p_A(T) = p_{0A} \exp\left(\frac{\Delta H_{v,m,A}}{R_m} \left(\frac{1}{T_{bA}} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.18)$$

$$p_B(T) = p_{0B} \exp\left(\frac{\Delta H_{v,m,B}}{R_m} \left(\frac{1}{T_{bB}} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.19)$$

Donde p_{0A} es la presión de vapor a temperatura de ebullición (T_b) del Mg, $\Delta H_{v,m,A}$ es el cambio de entalpia molar del vapor para A y R_m es la constante molar de los gases ideales, agrupando estas la entalpia molar y la constante de los gases ideales para los dos componentes en $\alpha_A = \frac{\Delta H_{v,m,A}}{R_m}$ y $\alpha_B = \frac{\Delta H_{v,m,B}}{R_m}$ tenemos las siguientes ecuaciones reducidas:

$$p_A(T) = p_{0A} \exp\left(\alpha_A \left(\frac{1}{T_{bA}} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.20)$$

$$p_B(T) = p_{0B} \exp\left(\alpha_B \left(\frac{1}{T_{bB}} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.21)$$

El flujo de masa evaporado, que corresponde a la presión de vapor de la ecuación (3.18) y (3.19). Se puede calcular con la teoría cinética de los gases. Esta teoría toma en cuenta que las partículas evaporadas poseen una distribución térmica con una velocidad de equilibrio, a una temperatura

igual a la temperatura de la superficie (Maxwell-Boltzmann). Esto significa que hay una pared virtual en una pequeña distancia por encima de la interface líquido - vapor que experimenta una serie de colisiones Z_w por unidad de tiempo y área (Atkins, 1991) donde Z_w está dada por la distribución de Maxwell-Boltzmann, multiplicando este numero de colisiones con la masa de una sola partícula de vapor m da como resultado el flujo de masa \dot{m}_e evaporado.

$$\dot{m}_e = mZ_w = p(T) \sqrt{\frac{m}{2\pi k_{B0}T}} \quad (3.22)$$

Donde $p(T)$ es la presión dependiente de la temperatura, k_{B0} es la contante de Boltzmann, T es la temperatura, tomando la ecuación (3.21) y (3.22) para cada uno de los componentes A y B respectivamente, dado que se trata de una mezcla binaria metálica ideal, se incorporará la fracción molar en el líquido para cada componente multiplicado por la presión total de la mezcla, porque se supone que el flujo de cada material se evapora proporcional a la fracción de la mezcla, entonces tenemos lo siguiente:

$$\dot{m}_{eA} = Xp_{tot}(T) \sqrt{\frac{m_A}{2\pi k_{B0}T}} \quad (3.23)$$

De la misma forma para el componente B , pero la fracción molar en el líquido será el resto de la del componente A , entonces tenemos:

$$\dot{m}_{eB} = (1 - X)p_{tot}(T) \sqrt{\frac{m_B}{2\pi k_{B0}T}} \quad (3.24)$$

Donde X es la fracción molar de la mezcla en el líquido, $p_{tot}(T)$ es la presión total de la mezcla, m_A es la masa molar del material A , las agruparemos como sigue $\beta_A = \frac{m_A}{2\pi k_{B0}}$ y $\beta_B = \frac{m_B}{2\pi k_{B0}}$ para reducir la ecuación, por lo que tenemos entonces:

$$\dot{m}_{eA} = Xp_{tot}(T) \sqrt{\frac{\beta_A}{T}} \quad (3.25)$$

$$\dot{m}_{eB} = (1 - X)p_{tot}(T) \sqrt{\frac{\beta_B}{T}} \quad (3.26)$$

Para el caso de la masa que se condensa de cada uno de los componentes A y B , de igual forma estamos tratamos mezcla binaria metálica ideal, en la que se incorporará la fracción molar en el vapor para cada componente multiplicado por la presión parcial de cada componente, porque se supone que el flujo de cada material que condensa es directamente proporcional a la presión parcial que ejerce el vapor de cada componente sobre el líquido, entonces se propone la siguiente ecuación:

$$\dot{m}_{cA} = Y p_A(T) \sqrt{\frac{\beta_A}{T}} \quad (3.27)$$

Donde Y es la fracción molar de la mezcla en el vapor, $p_A(T)$ es la presión de vapor para el material A . De la misma forma para el material B , tenemos la masa condensada pero la fracción molar en el vapor será el resto de la del material A , entonces tenemos:

$$\dot{m}_{cB} = (1 - Y) p_B(T) \sqrt{\frac{\beta_B}{T}} \quad (3.28)$$

Como se está suponiendo que en este análisis, el sistema está en equilibrio, el flujo másico que se evapora es igual al flujo másico que se condensa para cada uno de los componentes de la mezcla, por lo que entonces tenemos las siguientes igualdades:

$$\dot{m}_{eA} = \dot{m}_{cA} \quad (3.29)$$

y

$$\dot{m}_{eB} = \dot{m}_{cB} \quad (3.30)$$

Resolviendo el sistema de ecuaciones, para determinar la presión de vapor total de la mezcla dependiente de la temperatura, en ambos casos la presión total y la temperatura de evaporación de la mezcla dependen de las fracciones molares tanto del componente A y B .

Entonces sustituyendo las ecuaciones (3.22) y (3.24) en la ecuación (3.26) y reduciendo, tenemos que:

$$X p_{tot}(T) = Y p_A(T) \quad (3.31)$$

Despejando X y Y tenemos las siguientes ecuaciones:

$$Y = \frac{X p_{tot}(T)}{p_A(T)} \quad (3.32)$$

$$X = \frac{Y p_A(T)}{p_{tot}(T)} \quad (3.33)$$

Ahora sustituyendo las ecuaciones (3.23) y (3.25) en la ecuación (3.27) y reduciendo, tenemos

$$(1 - X) p_{tot}(T) = (1 - Y) p_B(T) \quad (3.34)$$

Sumando las ecuaciones (3.28) y (3.29), tenemos:

Que es la Ley de Raoult (para la presión de vapor parcial de cada componente)

$$p_{tot}(T) = Yp_A(T) + (1 - Y)p_B(T) \quad (3.35)$$

Sustituyendo la ecuación (3.28) en la ecuación (3.30) y reduciendo tenemos la siguiente ecuación:

Que es la presión total de la mezcla en función de la fracción molar del líquido.

$$p_{tot}(T) = \frac{p_B(T)}{1 - X + X \frac{p_B(T)}{p_A(T)}} \quad (3.36)$$

Con esta expresión obtenemos la línea superior que proporciona la relación entre la presión y la fracción molar del líquido, resolviéndola con una presión constante como se muestra en la Figura 3.11, a diferencia si la resolvemos con una temperatura constante obtenemos la línea inferior que proporciona la relación entre la temperatura y la fracción molar del líquido como se muestra en la Figura 3.12.

Ahora sustituyendo la ecuación (3.28) en la ecuación (3.30) y reduciendo tenemos:

Que es la presión total de la mezcla en función de la fracción molar del vapor.

$$p_{tot}(T) = p_B(T) - Yp_B(T) + Yp_A(T) \quad (3.37)$$

Con esta expresión obtenemos la línea inferior que proporciona la relación entre la presión y la fracción molar del vapor resolviéndola con una presión constante como se muestra en la Figura 3.11, a diferencia si la resolvemos con una temperatura constante obtenemos la línea superior que proporciona la relación entre la temperatura y la fracción molar del vapor como se muestra en la Figura 3.12.

Con estas últimas expresiones (3.36) y (3.37) obtendremos las soluciones para la presión total y temperatura total de la mezcla con temperatura y presión constante, haciendo variar las fracciones molares del líquido y el vapor de 0 a 1.0.

Tabla 3.1 Datos utilizados para resolver el modelo de evaporación y sus componentes de cada aleación.

Propiedades	Aluminio	Magnesio	Zinc
T_b [K]	2727	1363	1180
p_0 [kPa]	100		
$\Delta H_{v,m}$ [kJ/mol]	326.4	147.7	130.7
M [g/mol]	26.98	24.31	65.37
R_m [J/mol*K]	8.314		
k_b [J/K]	$1.38 \cdot 10^{-23}$		
Aleaciones	% másico	% molar	
AA1050	< 0.1% Zn	< 0.041%	
	< 0.3% Mg	< 0.333%	
AA5182	4.5% Mg	4.994%	
AA7075	5.6% Zn	2.311%	

3.2.1 Solución de las ecuaciones para presión constante para Al-Mg

En la Figura 3.11 se grafican estas soluciones para una temperatura constante de $T = 1770$ K, donde se puede observar que las curvas teóricas son muy exponenciales y se reducen rápidamente en ambos extremos, estas soluciones dan un panorama acertado en el modelado que se ha venido realizando, en particular para completar uno de los objetivos de la tesis, debido a que en las simulaciones de FEM se utiliza la temperatura de evaporación del Mg, como la temperatura de evaporación de la mezcla, según este análisis muestra que la temperatura de la mezcla es muy cercana a la temperatura del Mg, aumenta o disminuye con la fracción molar del magnesio de la mezcla, en el 0 se muestran todos los códigos de MatLab® utilizados para obtener las soluciones y graficas de esta sección.

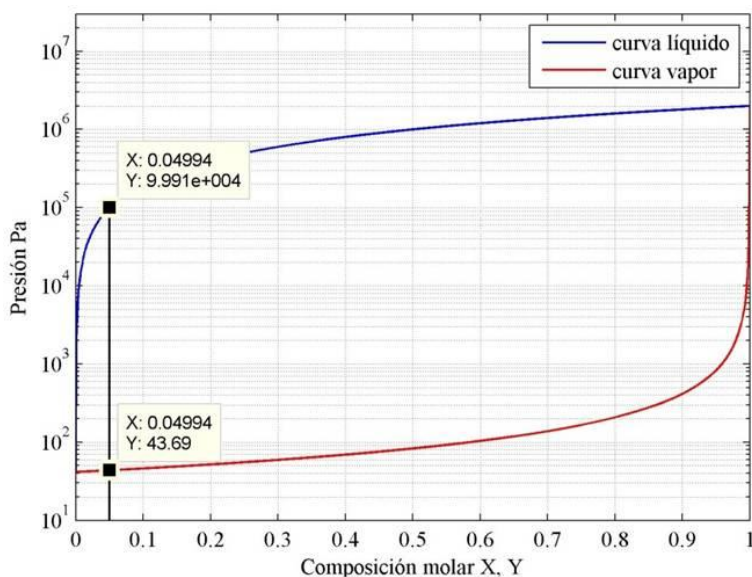


Figura 3.11 Curva de equilibrio líquido-vapor a temperatura constante $T= 1770$ K del Al – Mg.

3.2.2 Solución de las ecuaciones para temperatura constante Al-Mg

Para resolver estas ecuaciones para una presión constante y determinar la temperatura de evaporación de la mezcla, como es una ecuación no lineal es muy complicado resolverla de manera algebraica, por lo que se optó por resolverlas utilizando una función fzero, pre-establecida en MatLab® de la cual se explica en el Apéndice D.

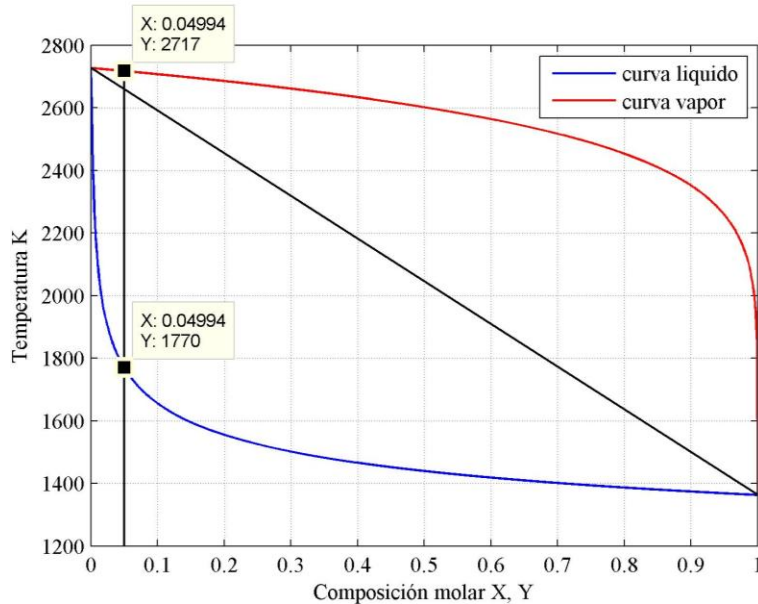


Figura 3.12 Curva de equilibrio líquido-vapor a presión constante $p=1e5$ Pa del Al – Mg.

En la Figura 3.12 se grafican estas soluciones para una presión constante $p = 1e5$ Pa, que es la presión atmosférica a la cual se realiza el proceso de soldadura láser, en el caso en particular, para esta grafica se obtiene una temperatura de evaporación de la mezcla considerando el 4.5% de Mg en fracción molar en el aluminio, la cual representa la aleación de aluminio 5182.

Entonces con este análisis se obtiene la temperatura de evaporación de la mezcla Al – Mg variando la fracción molar de cada aleación.

La temperatura de evaporación T_b de una aleación de aluminio 5182 con el 4.5% de Mg es $T_b \approx 1770$ K.

3.2.3 Solución de las ecuaciones para presión constante para Al - Zn

De igual manera se utilizan dichas ecuaciones (3.31) y (3.32)

Pero con los datos del Zinc en lugar del Magnesio, resolviendo de manera algebraica la ecuación (3.31) obtenemos una solución la mezcla binaria Al – Zn a temperatura constante $T = cte$.

En la Figura 3.13 se grafican estas soluciones para una temperatura constante de $T = 1645$ K, donde se puede observar que las curvas teóricas son muy exponenciales y se reducen rápidamente en ambos extremos, estas soluciones dan un panorama acertado en el modelado que se ha venido realizando, en particular para completar uno de los objetivos de la tesis, debido a que en las simulaciones de MEF se utiliza la temperatura de ebullición del Zn, como la temperatura de ebullición de la mezcla, según este análisis muestra que la temperatura de la mezcla es muy cercana a la temperatura del Zn, aumenta o disminuye con el porcentaje de zinc de la mezcla.

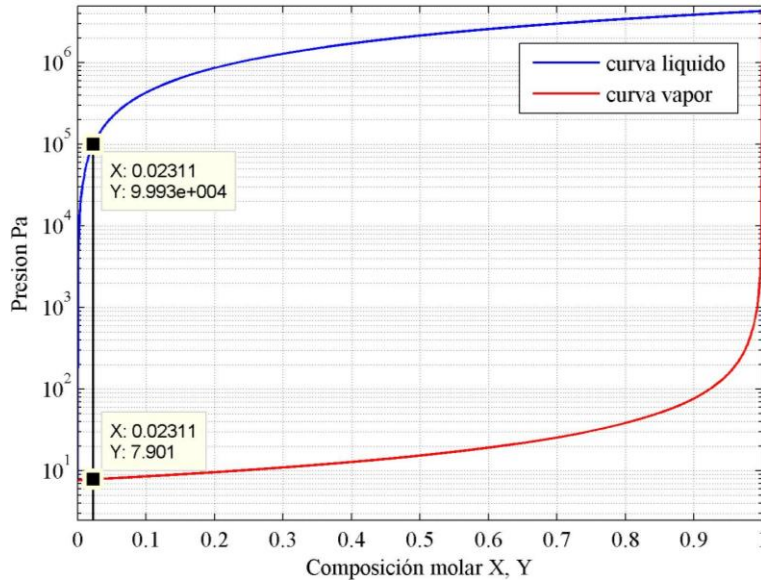


Figura 3.13 Curva de equilibrio líquido-vapor a temperatura constante $T=1645$ K del Al - Zn.

3.2.4 Solución de las ecuaciones para temperatura constante Al-Zn

En la Figura 3.14 se grafican estas soluciones para una presión constante $p = 1e5$ Pa, que es la presión atmosférica a la cual se realiza el proceso de soldadura láser, en el caso en particular, para esta grafica se obtiene una temperatura de evaporación de la mezcla considerando el 5.6% de Zn en el aluminio la cual representa la aleación de aluminio 7075.

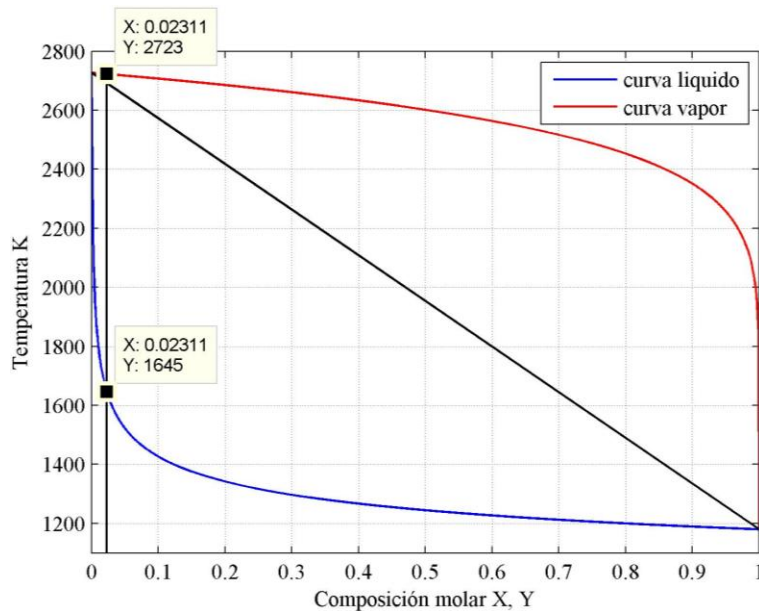


Figura 3.14 Curva de equilibrio líquido-vapor a presión constante $p=1e5$ Pa del Al - Zn.

Entonces con este análisis se obtiene la temperatura de evaporación de la mezcla Al - Zn variando la composición molar de cada aleación.

La temperatura de evaporación T_b de una aleación de aluminio 7075 con el 5.6% de Zn es $T_b \approx 1645 K$

De igual manera obtendremos las gráficas para una aleación de aluminio 1050 con un 0.1% de Zn máximo.

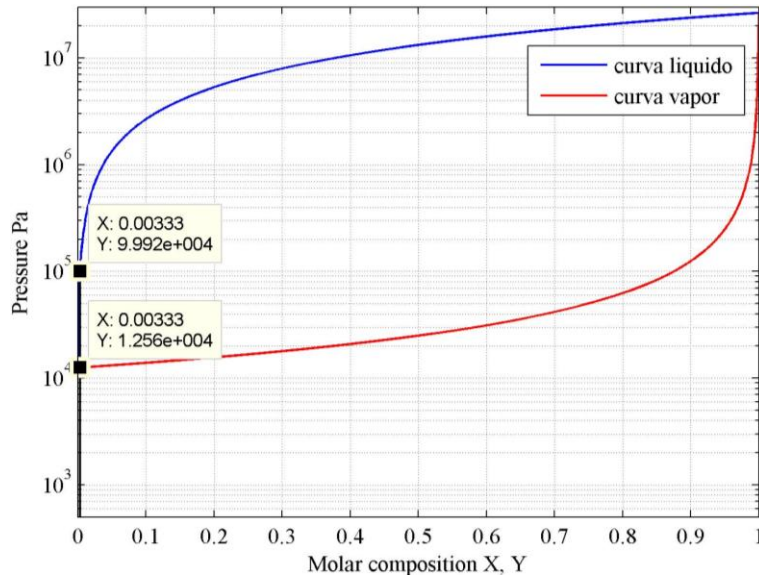


Figura 3.15 Curva de equilibrio líquido-vapor a temperatura constante $T=2383 K$ del Al - Mg.

En la Figura 3.15 se obtienen las soluciones considerando una aleación de aluminio 1050 con un 0.3% de Mg.

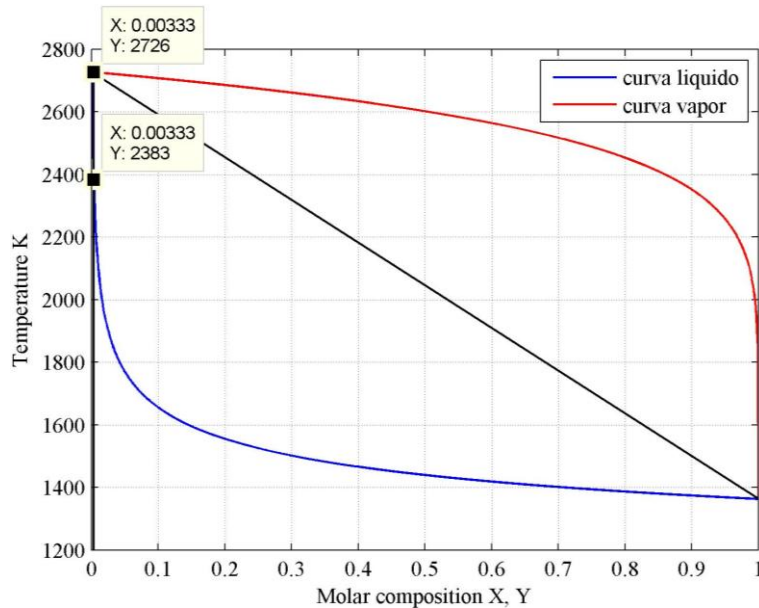


Figura 3.16 Curva de equilibrio líquido-vapor a presión constante $p=1e5 Pa$ del Al - Mg.

En la Figura 3.16 se grafican estas soluciones para una presión constante $p = 1e5 Pa$, que es la presión atmosférica a la cual se realiza el proceso de soldadura láser, en el caso en particular, para

esta grafica se obtiene una temperatura de evaporación de la mezcla considerando el 0.1% de Zn en el aluminio la cual representa la aleación de aluminio 1050.

La temperatura de evaporación T_b de una aleación de aluminio 1050 con el 0.1% de Zn es $T_b \approx 2383 K$

Finalmente con el análisis del modelo de evaporación para una mezcla binaria, desarrollado a partir de la ecuación de Clausius-Clapeyron y la Ley Raoult para la presión de vapor, de cada uno de las aleaciones, tenemos la siguiente Tabla 3.2 con la temperatura de evaporación T_b , de las aleaciones que estamos analizando en nuestro trabajo de tesis.

Tabla 3.2 Comparación de las temperaturas de evaporación, obtenidas en el análisis de evaporación.

Aleación de aluminio	Temperatura evaporación $T_b(K)$ materiales puros	Temperatura evaporación $T_b(K)$ del análisis de evaporación mezcla binaria.
AA1050	2727 Tb Al	2383 Tb mezcla 0.1% Mg
AA5182	1363 Tb Mg	1770 Tb mezcla 4.5% Mg
AA7075	1180 Tb Zn	1645 Tb mezcla 5.6% Zn

3.3 Conclusiones

Podemos concluir de este capítulo que el entender y comprender fenómenos similares destilación \approx evaporación, nos llevan a poder aplicar el análisis de la destilación a la evaporación, tomando un criterio de aceptación y duda, pero al final los datos y resultados mostrados, corresponden con la hipótesis de que en una mezcla binaria la temperatura de evaporación, es la combinación de la temperatura de cada uno de los componentes de la aleación considerando su fracción molar presente en la mezcla.

A demás estos resultados son validados con los experimentos y simulaciones numéricas de la soldadura láser explicados en el capítulo 2 y 4, lo cual nos lleva a tener la certeza de que el análisis de evaporación es hasta cierto punto correcto.

Capítulo 4

Análisis del Efecto de la Evaporación en la Soldadura Láser para Aleaciones de Aluminio

De acuerdo a la hipótesis inicial del presente trabajo y uno de los objetivos principales del mismo, de que uno de los efectos principales que definen el tamaño del baño de fusión o cordón de soldadura láser para las aleaciones de aluminio AA1050, AA5182 y AA7075, en la simulación numérica del modelo MEF, es el que tiene la *temperatura de evaporación*, debido a que hasta la actualidad, y en diferentes trabajos de investigación relacionados con la soldadura láser de modo de cráter o keyhole, se considera la temperatura de evaporación con la temperatura de los elementos puros, como por ejemplo la temperatura del Aluminio puro de 2727 K para la serie AA1000 o la temperatura del Magnesio puro de 1363 K para la serie 5000 o la temperatura del Zinc puro de 1180 K para serie 7000 lo cual no es del todo correcto.

Debido a que para la serie 5000 y 7000 se usa la temperatura de evaporación del Mg y el Zn respectivamente, por ser los principales elementos volátiles de estas aleaciones y tiene el punto de ebullición bajo en comparación con el aluminio, esto sucede de la siguiente manera, cuando se calienta el material por efecto de la soldadura láser, son los primeros que comienzan a evaporarse antes que el aluminio, eso es correcto en, pero la temperatura de evaporación de la mezcla binaria Al – Mg o Al – Zn, está por encima de la temperatura de evaporación de los elemento volátiles según los explicado en el capítulo 3 y de acuerdo a las comparaciones de los modelos con los experimentos.

En el presente capítulo se explicará cual es el efecto que tiene la temperatura de evaporación de la mezcla binaria obtenida en el capítulo 3, cuando se incorpora en los modelo de simulación MEF en cada una de la aleaciones AA1050, AA5182 y AA7075, en comparación con los experimento, además se explicara por medio de 4 modelos este efecto de la temperatura de evaporación comparado con el efecto que tienen otras propiedades del material, como por ejemplo, el calor específico, la conductividad térmica, el calor latente de fusión, etc.

4.1 Incorporación de la temperatura de evaporación de una mezcla binaria

Para observar el tamaño del baño líquido se realizaron pruebas experimentales de soldadura láser en láminas con un espesor b de 1.1 mm de cada una de las 3 aleaciones bajo estudio con una velocidad v de soldadura de 150 mm/s una potencia P del láser de 3500 W enfocada hacia un diámetro d_s de 0.45 mm. Para todos los materiales se tiene penetración completa para esta condición de operación, por lo que se justifica comparar con un modelo 2D [5].

La observación se realiza de manera coaxial con el haz del láser de alta potencia usando una cámara digital, como se detalla en la Figura 4.1. En la Figura 4.2 se muestra una imagen tomada durante un experimento. Posteriormente se analiza la imagen, indicando el contorno del baño de fusión, que se usa para la comparación con las simulaciones.

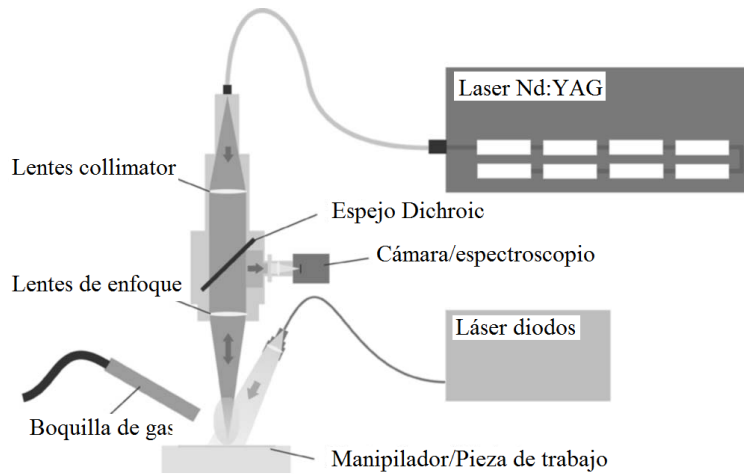


Figura 4.1 Esquema del sistema de observación coaxial.

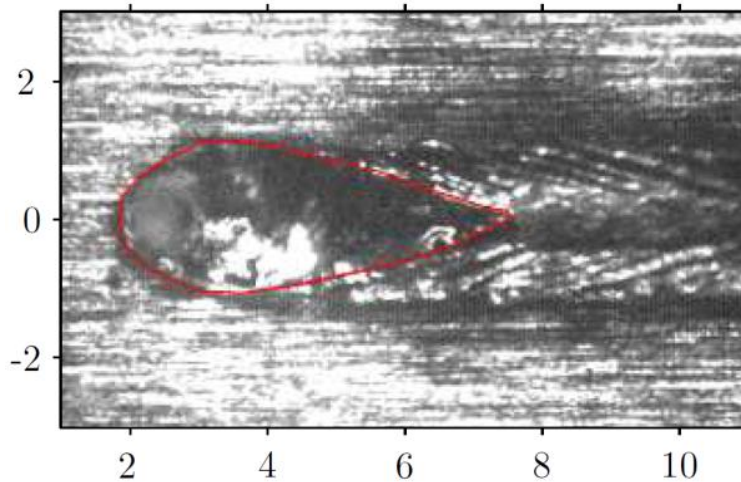


Figura 4.2 Imagen de la observación coaxial tomada durante un experimento con AA5182

4.2 Modelo de soldadura láser para una aleación AA1050

Para el modelo de simulación MEF de la aleación aluminio AA1050, donde se sabe que existe un 99.5% de aluminio puro y un 0.5% de impurezas, según la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Componentes del aluminio AA1050.

Componentes	AA1050 Contenido [% masa]
Mg	≤ 0.30
Zn	≤ 0.10
Mn	-
Cu	≤ 0.35
Si	≤ 0.35
Ti	-
Cr	-
Fe	-
Al	Bal.

Como podremos observar en la Tabla 4.1 el Mg es el que puede llegar a estar presente en un máximo de porcentaje de 0.30% Mg, además que convertido a fracción molar se eleva a 0.33 mol Mg/ mol Al, por lo que el componente de mayor peso en la aleación, en el cual centraremos el análisis y resultados tomándolo para la aleación AA1050 97.7 % Al – 0.3 % Mg, como pueden ver en porcentaje y fracción molar en muy poco, diríamos casi despreciable, pero los resultados del análisis en el capítulo 3, para obtener la temperatura de evaporación para esta mezcla o aleación AA1050 es de $T_{bAl} = 2727$ K a $T_{bAA1050} = 2383$ K, existe una diferencia de 344 K, lo que da como resultado inevitablemente una disminución del tamaño del baño fundido.

En el caso del Cu y Si no se toman en cuenta porque la temperatura de evaporación de estos elementos anda alrededor de la temperatura de evaporación del aluminio Figura 1.25 no tienen ningún efecto considerable.

4.2.1 Análisis y comparación de resultados

Para poder validar el efecto que tiene la temperatura de evaporación en la aleación AA1050, primero se resuelve el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación del aluminio puro $T_{bAl} = 2727$ K, utilizando en todos los casos una velocidad de soldadura del láser $v = 0.150$ m/s y una potencia láser de $p = 3.500$ kW.

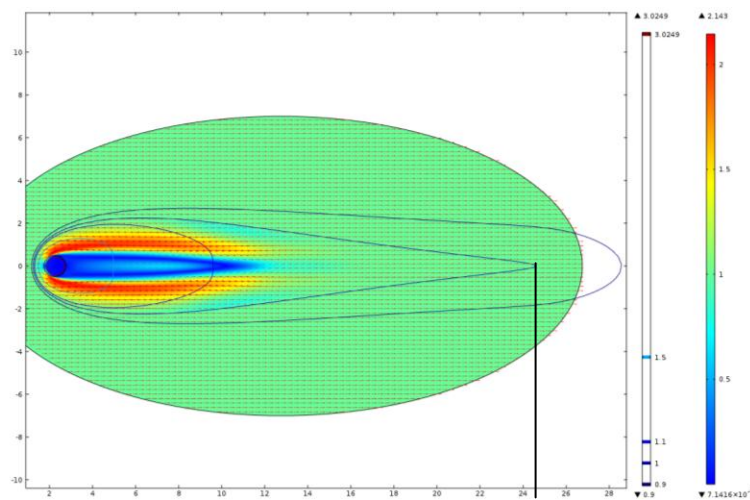


Figura 4.3 Solución modelo AA1050, con $T_{bAl} = 2727$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.500$ kW.

En la Figura 4.3 se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 24.5, lo cual es muy superior a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material.

Ahora resolviendo el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación de la mezcla $T_{bAA1050} = 2383$ K, con la misma velocidad de soldadura del láser $v = 0.150$ m/s y una potencia láser de $p = 3.500$ kW, en la Figura 4.4 se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 11.5, lo cual es muy parecida a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material, todavía está algo sobre estima, porque la posición final del baño líquido de los experimentos es de 11.0, Figura 4.5 pero es una muy buena aproximación.

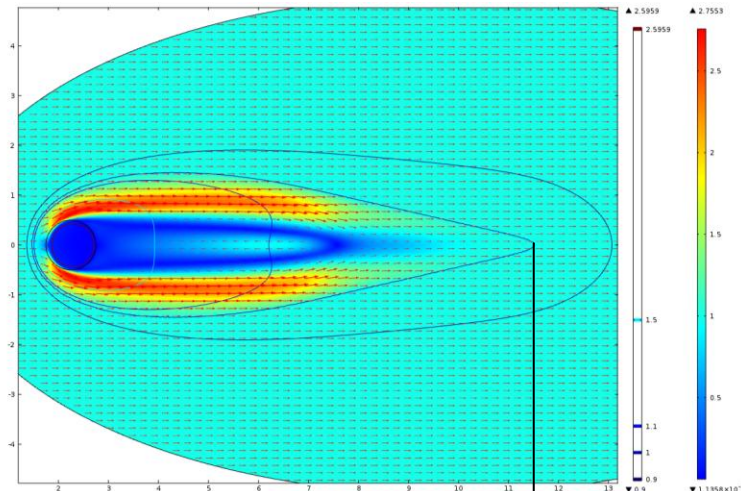


Figura 4.4 Solución modelo AA1050, con $T_{bAA1050} = 2383$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.50$ kW.

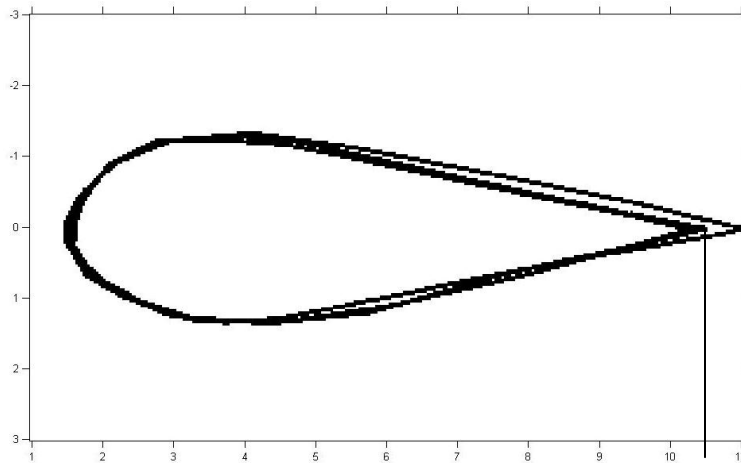


Figura 4.5 Contorno de las imágenes experimentales de soldadura láser de un aluminio AA1050, con una velocidad láser de $v = 0.150$ m/s y potencia láser de $p = 3.50$ kW.

4.3 Modelo de soldadura láser para una aleación AA5182

Para el modelo de simulación MEF de la aleación aluminio AA5182, donde se sabe que existe un 94.0% de aluminio puro, para el presente análisis se tomó como un 95.5% Al y un 4.5% Mg, según la Tabla 4.2.

En el caso del Mn, Cr, Fe, Cu y Si no se toman en cuenta porque la temperatura de evaporación de estos elementos anda alrededor de la temperatura de evaporación del aluminio Figura 1.25 no tienen ningún efecto considerable, Mas sin embargo el Zn si debe tener un efecto considerable pero como el porcentaje es bajo comparado con el Mg, no se toma en cuenta en este análisis.

Tabla 4.2 Componentes del aluminio AA5182.

Componentes	AA5182 Contenido [% masa]
Mg	4.50
Zn	0.25
Mn	0.30
Cu	0.15
Si	0.20
Ti	-
Cr	0.10
Fe	0.35
Al	94.0

4.3.1 Análisis y comparación de resultados

Para poder validar el efecto que tiene la temperatura de evaporación en la aleación AA5182, primero se resuelve el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación del magnesio puro $T_{bMg} = 1363$ K, utilizando en todos los casos una velocidad de soldadura del láser $v = 0.150$ m/s y una potencia láser de $p = 3.500$ kW, en la Figura 4.6 se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 7.3, lo cual es inferior a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material.

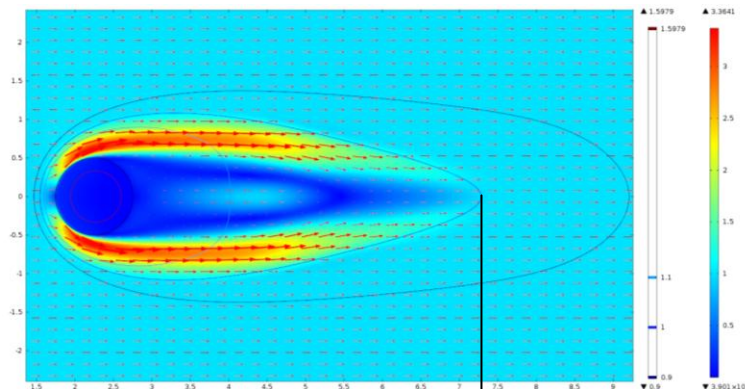


Figura 4.6 Solución modelo AA5182, con $T_{bMg} = 1363$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.50$ kW.

Ahora resolviendo el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación de la mezcla $T_{bAA5182} = 1770$ K, con la misma velocidad de soldadura del láser $v = 0.150$ m/s y una potencia láser de $p = 3.500$ kW, en la Figura 4.7.

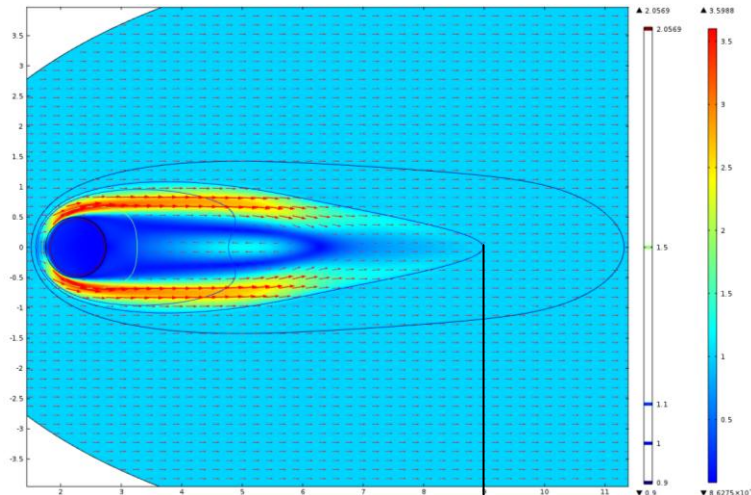


Figura 4.7 Solución modelo AA5182, con $T_{bAA5182} = 1770$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.50$ kW.

Se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 9.0, lo cual es muy parecida a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material, aunque todavía está algo sobre estima, porque la posición final del baño líquido de los experimentos es de 8.4, Figura 4.8 a lo que también es una muy buena aproximación.

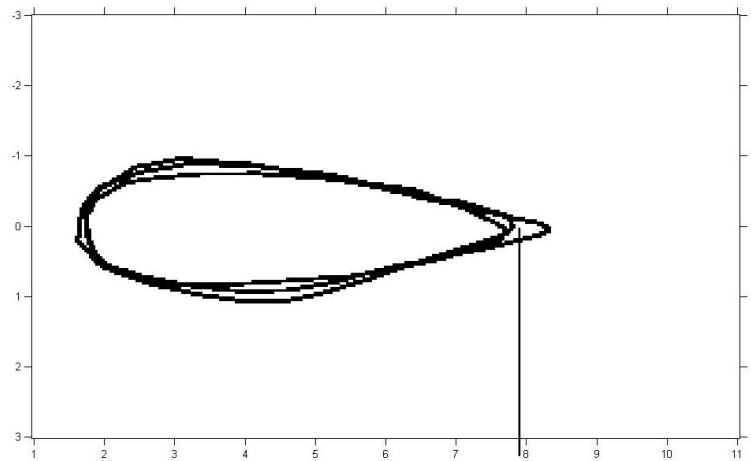


Figura 4.8 Contorno de las imágenes experimentales de soldadura láser de un aluminio AA5182, con una velocidad láser de $v = 0.150$ m/s y potencia láser de $p = 3.50$ kW.

4.4 Modelo de soldadura láser para una aleación AA7075

Para el modelo de simulación MEF de la aleación aluminio AA7075, donde se sabe que existe un 88.7% de aluminio puro, para el presente análisis se tomó como un 94.4% Al y un 5.6% Zn, según la Tabla 4.3.

En el caso del Mn, Cr, Ti, Fe, Cu y Si no se toman en cuenta porque la temperatura de evaporación de estos elementos anda alrededor de la temperatura de evaporación del aluminio Figura 1.25 no tienen ningún efecto considerable, Mas sin embargo el Mg si debe tener un efecto considerable pero como el porcentaje es bajo comparado con el Zn, no se toma en cuenta en este análisis.

Tabla 4.3 Componentes del aluminio AA7075.

Componentes	AA7075	Contenido [% masa]
Mg		2.50
Zn		5.60
Mn		0.30
Cu		1.60
Si		0.40
Ti		0.20
Cr		0.20
Fe		0.50
Al		88.7

4.4.1 Análisis y comparación de resultados.

Para poder validar el efecto que tiene la temperatura de evaporación en la aleación AA7075, primero se resuelve el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación del zinc puro $T_{bZn} = 1180$ K, utilizando en todos los casos una velocidad $v = 0.150$ m/s de soldadura del láser y una potencia láser de $p = 3.500$ kW, en la Figura 4.9 se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 5.7, lo cual es inferior a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material.

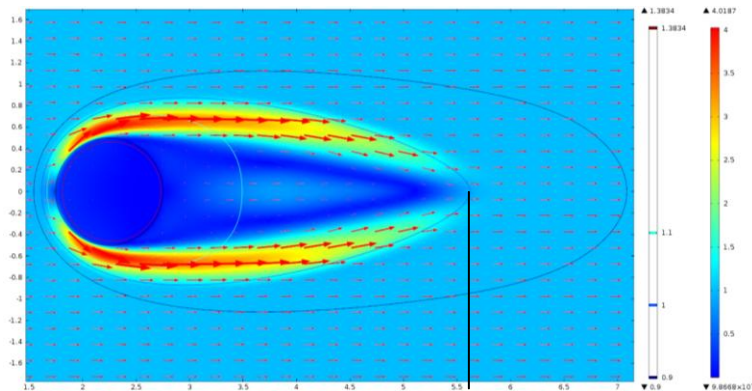


Figura 4.9 Solución modelo AA7075, con $T_{bZn} = 1180$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.50$ kW.

Ahora resolviendo el modelo de soldadura láser MEF, con la temperatura de evaporación de la mezcla $T_{bAA7075} = 1645$ K, con la misma velocidad de soldadura del láser $v = 0.150$ m/s y una potencia láser de $p = 3.500$ kW, en la Figura 4.10.

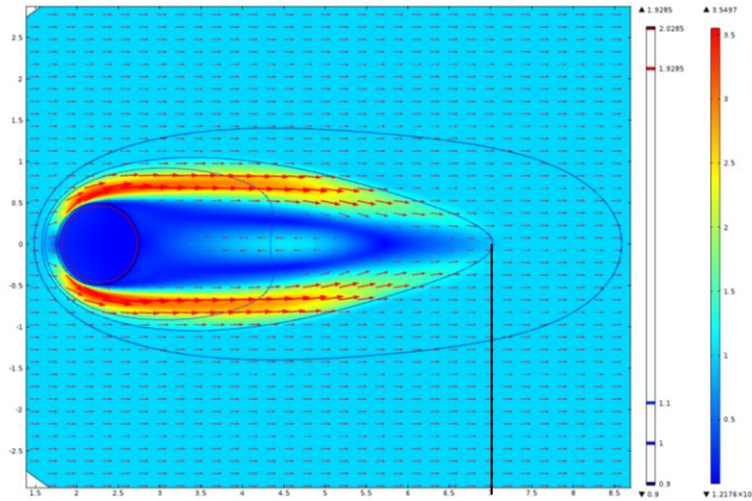


Figura 4.10 Solución modelo AA7075, con $T_{bAA7075} = 1645$ K, $v = 0.150$ m/s, $p = 3.50$ kW.

Se observa la posición final del tamaño líquido que es del orden de 7.0, lo cual es muy parecida a los experimentos para estas mismas condiciones y el mismo material, aunque todavía está algo sobre estima, porque la posición final del baño líquido de los experimentos es de 6.7, Figura 4.11 a lo que también es una muy buena aproximación.

Finalmente en los resultados y comparaciones hasta el momento presentados, en los tres materiales AA1050, AA5182 y AA7075, las tendencias del efecto que tiene la temperatura de evaporación del mezcla binaria, considerando Al - Mg y Al - Zn, las tendencias son muy buenas y corresponden en cada caso respectivamente.

Por ejemplo en el caso del material AA1050 con una temperatura de evaporación del aluminio puro $T_{bAl} = 2727$ K, la posición final y por consecuencia el tamaño del baño de fusión o en pocas palabras el tamaño del cordón de soldadura láser, es muy grande comparado con los experimentos, pero con el simple hecho de intercambiar a la temperatura de la mezcla binaria $T_{bAA1050} = 2383$ K, el tamaño del cordón disminuye considerablemente, casi al mismo tamaño del de los experimentos.

A continuación se mostraran otros modelo con variaciones diferentes de propiedades en los materiales, para demostrar que característica es la que define o tiene mayor efecto en el tamaño del baño de fusión o cordón de soldadura láser.

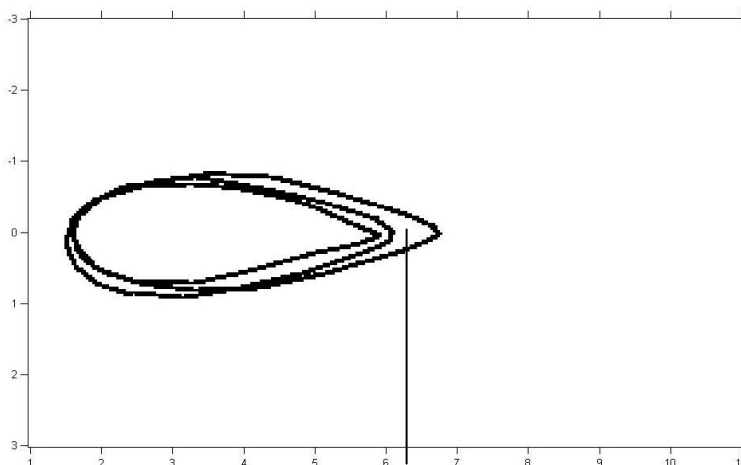


Figura 4.11 Contorno de las imágenes experimentales de soldadura láser de un aluminio AA7075, con una velocidad láser de $v = 0.150$ m/s y potencia láser de $p = 3.50$ kW.

Análisis y comparación los 4 modelos con variaciones de parámetros y temperatura de evaporación. Con el objetivo de demostrar la importancia de las diferencias en las propiedades térmicas del material, las temperaturas de evaporación y la refinación usando la teoría de mezclas binarias, se define 4 modelos que se resumen en Tabla 4.4.

Tabla 4.4 Parámetros de variación para los 4 modelos.

	AA1050	AA5182	AA7075
Modelo I			
k [W/m * K]	140		
c_p [J/K * kg]	1100		
L_m [J/kg]	350000		
T_b [K]	2727	1363	1180
Modelo II			
k [W/m * K]	Figura 2.3b		
c_p [J/K * kg]	Figura 2.3a		
L_m [J/kg]	367000	358000	332000
T_b [K]	2383		
Modelo III			
k [W/m * K]	Figura 2.3b		
c_p [J/K * kg]	Figura 2.3a		
L_m [J/kg]	367000	358000	332000
T_b [K]	2727	1363	1180
Modelo IV			
k [W/m * K]	Figura 2.3b		
c_p [J/K * kg]	Figura 2.3a		
L_m [J/kg]	367000	358000	332000
T_b [K]	2383	1770	1645

En el modelo I, las propiedades térmicas se asumen en valores constantes e idénticos y se toma la temperatura de evaporación del componente volátil principal de la aleación como temperatura de evaporación T_b en el cráter.

En el modelo II se toman los valores de las propiedades térmicas diferentes para cada aleación, pero con una temperatura (arbitraria) de evaporación igual para cada material.

En modelo III se toma igual las propiedades térmicas diferenciadas, y se asume las temperaturas de evaporación igual como en modelo I.

Finalmente, en el modelo IV se toma las condiciones igual que modelo III, pero se corrige las temperaturas de evaporación según calculada en capítulo 3.

En las siguientes figuras se muestran los contornos de fusión extraídos de los experimentos. Para cada material se presentan 3 contornos, para identificar la variación del contorno entre imágenes. En las imágenes se puede apreciar la diferencia significativa del tamaño del baño de fusión de los tres materiales, en lo que el material AA1050 tiene el tamaño más grande, el material AA 7075 es el más pequeño. En todos los contornos se puede observar la cola en forma de V de dichos contorno de fusión. Este fenómeno es típicamente causado por el efecto del calor latente de fusión por lo que es importante tomar en cuenta el calor latente de manera correcta, como fue demostrado en trabajos anteriores [5], [6].

En la Figura 4.12 se pueden observar las simulaciones del Modelo I vs los experimentos en lo que las simulaciones demuestran de manera aislada el efecto significativo de la variación de la temperatura T_b sobre el tamaño del baño líquido. Se observa que para las aleaciones AA7050 y AA5182 los tamaños del baño líquido están cercanos al tamaño correcto, pero lo del AA1050 sobrepasa excesivamente.

De estos resultados del modelo I se puede concluir que el efecto de la T_b es significativo, y que al escoger la temperatura de evaporación de los componentes volátiles en su forma puro, genera diferencias demasiadas excesivas entre los tamaños, como lo demostramos en las secciones 4.2, 4.3 y 4.4.

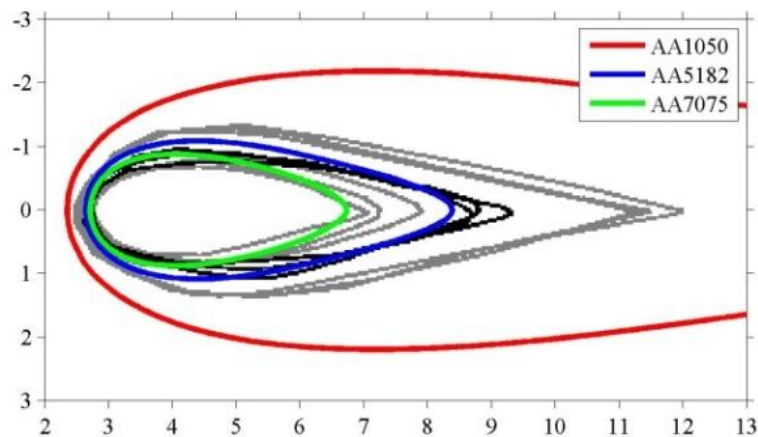


Figura 4.12 Modelo I vs experimentos.

En la Figura 4.13 se muestran el Modelo II vs los experimentos, en donde se aísla los efectos de las propiedades térmicas, manteniendo la temperatura T_b constante. En este caso se puede observar que el orden de tamaños no corresponde al orden que se encuentra en las observaciones experimentales. El AA1050 tiene el baño más grande en los experimentos, pero resulta ser el más pequeño por su elevada conductividad que causa un enfriamiento más rápido que en los otros materiales. Esto confirma la hipótesis que el proceso de evaporación es el efecto más significativo para tomar en cuenta en el modelo.

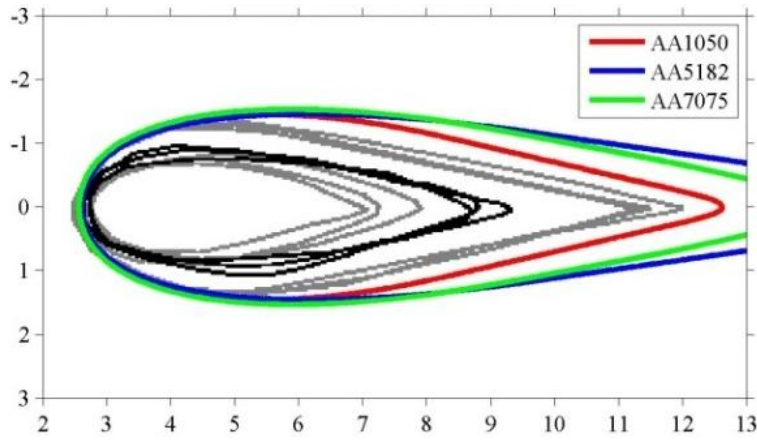


Figura 4.13 Modelo II vs experimentos.

Para ver los dos efectos juntos, el modelo III demuestra los resultados tomando las propiedades térmicas correctas para cada material como: la conductividad, el calor específico dependientes de la temperatura y el calor latente de fusión correcto y tomando las temperaturas de evaporación diferidas como en modelo I. Se puede ver que ahora para las aleaciones AA7075 y AA5182 los baños líquidos se redujeron demasiados en tamaño mientras que la aleación AA1050 todavía sobrepasa al tamaño observado experimentalmente Figura 4.14. Esto es debido al hecho que las temperaturas de evaporación de los componentes puros no son adecuadas y resulta en una temperatura muy alta para aluminio puro y demasiada baja para las aleaciones con componentes volátiles.

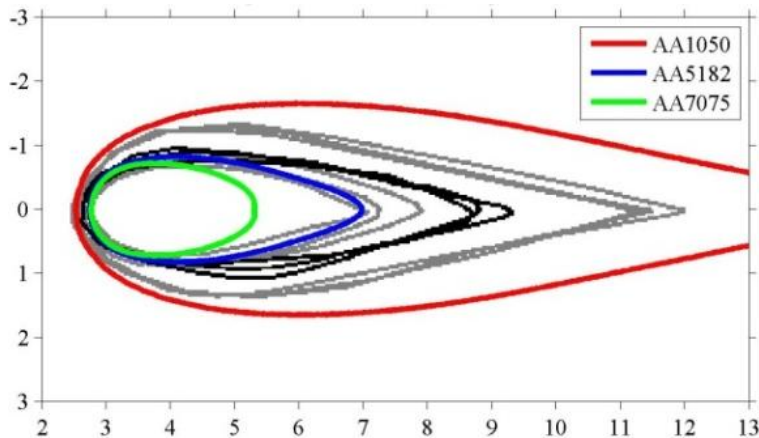


Figura 4.14 Modelo III vs experimentos.

Finalmente en la Figura 4.15 se observan el modelo IV vs los experimentos, en donde se utilizan los coeficientes térmicos dependientes de la temperatura como en el modelo II y III, pero ahora se incorpora la temperatura de evaporación para una mezcla binaria obtenida en el capítulo 3, para cada aleación. En esta figura se observa que los tamaños de baño líquido comparan muy bien, de tal forma que la relación entre los tamaños de baño de fusión para las tres aleaciones AA1050, AA5182 y AA7075 corresponde a la proporción observada.

Comparando entre simulaciones y experimentos se observa que las simulaciones predicen tamaños que son ligeramente más grandes que los tamaños observados. Esto se considera aceptable, considerando que no se han incluido pérdidas de calor desde la lámina hacia el ambiente, aunque la

convección y radiación de calor podría tener significancia, incrementando el enfriamiento y por tanto reduciendo el tamaño del baño.

Por otra parte, las temperaturas de evaporación están basadas en una mezcla binaria de aluminio con un componente volátil, mientras que todas las aleaciones tienen presencia de al menos 2 componentes volátiles, que cada uno pueda tener un efecto de reducir la temperatura de evaporación de equilibrio efectiva. Ambos efectos causarían una reducción del tamaño predicho en la simulación, por lo que se pretende analizar estos efectos más en fondo en trabajo futuro.

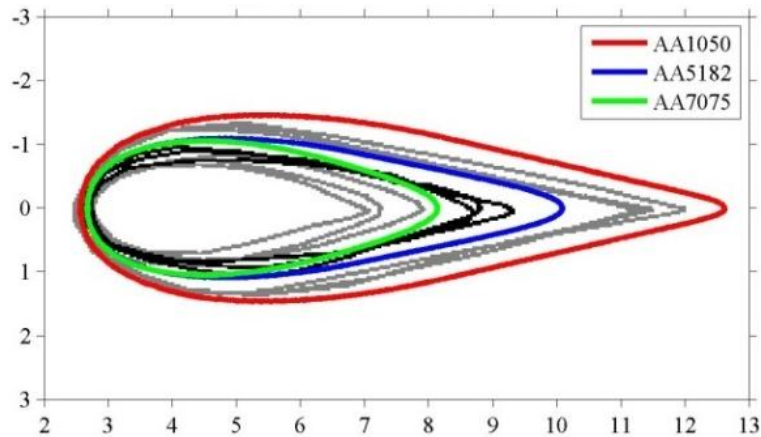


Figura 4.15 Modelo IV vs experimentos.

En la Tabla 4.5 se muestra el error absoluto y el error relativo de cada uno de los modelos con sus aleaciones respectivamente, en la cual observamos que en el modelo IV tenemos el menor error relativo, para la aleación AA1050 es de 11.34 % que es la mejor aproximación, para la aleación AA5182 es de 20.17% que es la peor aproximación y para la aleación AA7075 es de 14.19%.

También podemos observar que para el modelo III los errores están en el orden del 31 al 46 %, un error grande pero con tendencias en la longitud del baño fundido correctas al igual que en el modelo I las tendencias son correctas, de hecho en el modelo I podemos observar que para la aleación AA5182 es la mejor aproximación de todos los modelos con un error del -7.29% el signo negativo solo nos dice que la aproximación quedó subestimada ó sea que la longitud del baño fundido está corta con respecto a la de los experimentos.

En el modelo II observamos que los errores para las aleaciones AA5182 y AA7075 son muy altos en comparación con el de la aleación AA1050, que es igual al modelo IV, con la T_b corregida, esto es precisamente porque estamos tomando la temperatura de evaporación como la temperatura de evaporación para la mezcla de la aleación AA1050, entonces para la aleación AA5182 y AA7075 en el modelo II es incorrecta la tendencia y la longitud también es errónea por casi dos órdenes de magnitud.

Tabla 4.5 Comparación y errores de cada modelo en función de la longitud del baño líquido en la dirección x_1 (escalado $d_s=0.45$ mm).

	AA1050	AA5182	AA7075
	Longitud del baño líquido		
Modelo I	22.25	5.74	4.01
Experimentos	9.02	6.19	4.78
Error absoluto	13.23	-0.45	-0.77
Error relativo	146.69%	-7.29%	-16.10%
Modelo II	10.04	13.29	11.33
Experimentos	9.02	6.19	4.78
Error absoluto	1.02	7.10	6.55
Error relativo	11.34%	114.75%	136.96%
Modelo III	12.87	4.23	2.54
Experimentos	9.02	6.19	4.78
Error absoluto	3.85	-1.96	-2.23603
Error relativo	42.72%	-31.66%	-46.78%
Modelo IV	10.04	7.44	5.46
Experimentos	9.02	6.19	4.78
Error absoluto	1.02	1.25	0.67842
Error relativo	11.34%	20.17%	14.19%

4.5 Conclusiones

- Para obtener una predicción correcta del tamaño del baño de fusión es de importancia principal determinar la temperatura correcta de evaporación, tomando en cuenta la presencia de elementos volátiles y su concentración.
- Inclusive cuando el material base parece ser prácticamente puro, pequeñas fracciones o contaminaciones con elementos volátiles puede modificar significativamente la temperatura de evaporación, lo cual implica una reducción significativa del tamaño predicho del baño de fusión.
- La incorporación de los parámetros térmicos dependientes de la temperatura y el calor latente de fusión son esenciales para la precisión de las simulaciones.

Conclusiones

Las principales conclusiones son las siguientes:

- Para obtener una predicción correcta del tamaño del baño de fusión es de vital importancia determinar la temperatura correcta de evaporación, tomando en cuenta la composición química de los elementos volátiles en la aleación.
- Inclusive cuando el material base parece ser prácticamente puro, pequeñas fracciones o contaminaciones con elementos volátiles puede modificar significativamente la temperatura de evaporación, lo cual implica una reducción significativa del tamaño predicho del baño de fusión, como en el caso de la aleación AA1050 demostrado en el trabajo.
- La incorporación de los parámetros térmicos dependientes de la temperatura y el calor latente de fusión son esenciales para la precisión de las simulaciones, pero la mejora es limitada.
- La combinación de los fenómenos físicos para la simulación de un proceso de manufactura es de vital importancia para tener mayor confiabilidad en las simulaciones, con los métodos de solución de problemas complejos, como el método del elemento finito en software multifísicos dan muy buenos resultados, tomando en cuenta consideraciones correctas.
- El modelo 2D presentado con la T_b corregida para las diferentes aleaciones da una buena aproximación en el orden del 11 al 20 % de error relativo contra los experimentos, mas sin embargo es necesario seguir mejorando el modelo para llegar a una mayor precisión, incluyendo en particular el enfriamiento por transferencia de calor hacia el ambiente y la presencia de múltiples componentes volátiles en las aleaciones.

Trabajo futuro

Como trabajo a futuro se propone lo siguiente:

- Continuar desarrollando las ecuaciones del modelo teórico de evaporación de una mezcla binaria a una mezcla ternaria o para una mezcla con n-componentes aleantes, graficar o determinar la temperatura de evaporación para mezclas de multicomponentes.
- Incorporar la temperatura de evaporación de una mezcla ternaria para las aleaciones AA1050, AA5182 y AA7075, en el modelo de simulación MEF, para determinar el tamaño de baño líquido o cordón de soldadura láser corregido, puesto que además de tener un segundo constituyente como lo vimos en este trabajo, también estos materiales tienen un tercer constituyente en menor cantidad que el segundo en cada material respectivamente, con esto se estima que la longitud del baño líquido corresponderá con los experimentos mejor que en el presente trabajo.
- Continuar desarrollando un modelo teórico con balance de fuerzas y presiones del proceso de evaporación, para incorporarlo al modelo de simulación MEF en 2D, sin pre-establecer la forma del cráter, incluyendo movimiento libre de mallas libres y modelos de micro fluidos, precisamente para determinar la forma y tamaño del cráter, además de incluir la temperatura de evaporación de la mezcla ya calculada en modelos anteriores, compararlo

con los experimentos y con este modelo poder entender todavía mejor el proceso de soldadura láser y los fenómenos alrededor del mismo, de aleaciones de aluminio.

- Una vez validado el modelo en 2D, desarrollarlo ahora en 3D, incluyendo los fenómenos de absorción y múltiple refracción que tienen lugar en el proceso de soldadura láser, que en modelos en 2D con penetración completa, son significativamente despreciables.
- Continuar desarrollando modelos de soldadura para otras técnicas, como; soldadura eléctrica con electrodo recubierto, soldadura por arco de tungsteno con gas (TIG), soldadura por arco de metal con gas (MIG), soldadura por resistencia (SPOT), etc., con el antecedente de los modelos de simulación de soldadura láser.

Bibliografía

- [1] William M. Steen, Jyotirmoy Mazumder. *Láser Material Processing*, Springer, 4th ed., 2010.
- [2] W.W. Duley, *Láser Welding*, John Wiley and Sons, Inc, 1st ed., 1999.
- [3] P. W. Atkins, *Fisicoquímica*, Addison – Wesley Iberoamericana, 3^a ed. ,1991.
- [4] Robert E. Treybal, *Operaciones de Transferencia de Masa*, McGraw-Hill, 1980.
- [5] B. J. Aalderink, D. F. de Lange, R.G.K.M. Aarts and J. Meijer, Experimental verification of multi-physical modeling of keyhole láser welding process, Proceedings of ICALEO '06, pages 479-486, 2006.
- [6] D.F. de Lange, S. Postma and J. Meijer, Modelling and Observation of Láser Welding: The Effect of Latent Heat, Proceedings of ICALEO '03, 2003.
- [7] H. Zhao and T. Debroy, Weld Material Composition Change during Conduction Mode Láser Welding of Aluminium Alloy 5182, *Metall. and Mat. Trans. B*, 2000.
- [8] M. M. Collur, A. Paul, and T. Debroy, Mechanism of Alloying Element Vaporization during Láser Welding, *Metall. Trans. B*, 1987.
- [9] H. Zhao, D. R. White and T. DebRoy, Currents issues and problems in láser welding of automotive aluminium alloys, *International Material Reviews*, 1999.
- [10] ASM International. *ASM Specialty Handbook - Aluminum and Aluminum Alloys*, 1st ed., 1993.
- [11] K.C. Mills. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys, Woodhead Publishing Ltd., 1st ed., 2002.
- [12] Elijah Kannatey-Asibu, Jr. *Principles of Láser Material Processing*. A John Wiley and Sons, Inc, first edition, 2009.
- [13] Dieter Bäuerle. *Láser Processing and Chemistry*. Springer, Third edition, 2000.
- [14] B. J. Aalderink. *Sensing, Monitoring and Control for Láser based Welding of Aluminium Sheets*. PhD thesis, University of Twente, 2007.
- [15] AartSchoonderbeek. *Láser Drilling of Metals with a XeClExcimer Láser*. PhD thesis, University of Twente, 2005.
- [16] S. Postma. *Weld Pool Control in Nd:YAG Láser Welding*. PhD thesis, University of Twente, 2003.
- [17] Wieslawa Piekarsha · Marcin Kubiak, *Theoretical investigations onto heat transfer in láser-welded steel sheets*, Poland, Springer, 2012.

- [18] Sankhya Mohanty · Chandan Kumar Laldas · Gour Gopal Roy, A New Model for Keyhole Mode Láser Welding Using FLUENT, India, Springer, July 2012.
- [19] Xiangzhong Jin, Yuanyong Cheng, Licheng Zeng, Yufeng Zou and Honggui Zhang, Multiple Reflections and Fresnel Absorption of Gaussian Láser Beam in an Actual 3D Keyhole during Deep-Penetration Láser Welding, China, International Journal of Optics, Volumen 2012, Article ID 361818, 8 pages.
- [20] S. Huber, J. Glasschroeder, M. F. Zaeh, Analysis of the Metal Vapour during Láser Beam Welding, Germany, ScienceDirect, Elsevier Ltd., December 2011.
- [21] Renping Wang, Yongping Lei, Yaowu Shi, Numerical simulation of transient temperature field during láser keyhole welding of 304 stainless steel sheet, China, Optics & Láser Technology, Elsevier Ltd., November 2010.
- [22] R Fabbro, Melt pool and Keyhole behavior analysis for deep penetration láser welding, France, Journal of Physics D: Applied Physics, October 2010.
- [23] J.M. Sanchez-Amaya, T. Delgado, L. González-Rovira, F.J. Botana, Láser Welding of Aluminium alloys 5083 and 6082 under conduction regime, Spain, Applied Surface Science, Elsevier B.V., July 2009.
- [24] Komeil Kazemi, John A. Goldak, Numerical simulation of láser full penetration welding, Iran and Canada, ScienceDirect, Elsevier B. V., October 2008.
- [25] B. J. Aalderink, R. G. K. Aarts, D. F. de Lange, J. Meijer, Experimental observation of keyhole shapes in the láser welding of aluminium blanks, Netherlands, Journal of Láser Applications, November 2007.
- [26] B. J. Aalderink, D. F. de Lange, R. G. K. Aarts and J. Meijer, Keyhole shapes during láser welding of thin metal sheets, Netherlands, Journal of Physics D: Applied Physics, June 2007.
- [27] Weston, J., Yoon, J.W., Wallach, E.R., Láser welding of aluminium alloys using different láser sources, University of Cambridge, August 2003.
- [28] D.F. de Lange, S. Postma and J. Meijer, Modelling and Observation of Láser Welding: The Effect of Latent Heat, Netherlands, Proceeding of ICALEO '03, 2003.
- [29] Jae Y Lee, Sung H Ko, Dave F Farson and Choong D Yoo, Mechanism of keyhole formation and stability in stationary láser welding, Korea and USA, , Journal of Physics D: Applied Physics, June 2002.
- [30] E H Amara and A Bendib, Modelling of vapour flow in deep penetration láser welding, Algeria, Journal of Physics D: Applied Physics, January 2002.
- [31] Hyungson Ki, Pravansu S. Mohanty, and Jyoti Mazumder, Modelling of Láser Keyhole Welding: Part I. Mathematical Modelling, Numerical Methodology, Role of Recoil Pressure Multiple Reflections and Free Surface Evolution, USA, Metallurgical and Materials Transactions A, November 2001.

- [32] Hyungson Ki, Pravansu S. Mohanty, and Jyoti Mazumder, Modelling of Láser Keyhole Welding: Part II. Simulation of Keyhole Evolution, Velocity, Temperature Profile, and Experimental Verification, USA, Metallurgical and Materials Transactions A, November 2001.
- [33] R. Fabbro and K. Chouf, Keyhole modeling during láser welding, France, Journal of Applied Physics, January 2000.
- [34] M. M. Collur, A. Paul, and T. Debroy, Mechanism of Alloying Element Vaporization during Láser Welding, USA, Metallurgical Transactions B, January 1987.
- [35] D.F. de Lange, Meltpool flow aspects of láser keyhole welding, Cluster 8, Welding project MC8.02115, University of Twente, Laboratory of Mechanical Automation, section Láser Technology, The Netherlands, 2003
- [36] M. Geiger, K. H. Letz. H. Koch, A. Otto, A 3D transient model of keyhole and melt pool dynamics in láser beam welding applied to the joining of zinc coated sheets, Germany, German Academic Society for Production Engineering, January 2009.

Apéndice A

Parámetros globales y variables internas para el modelo de simulación MEF

A continuación se muestran dos tablas; la primera contiene todos los parámetros globales utilizados en el modelo de simulación de Comsol Multiphysics 4.2a®, los cuales se utilizan para resolver los modelos de las tres aleaciones analizadas en este trabajo; AA1050, AA5182 y AA7075, mencionados en el capítulo 2.

Tabla A.1 Parámetros utilizados en el modelo de simulación de Comsol Multiphysics 4.2a®

No.	Nombre	Valor	Descripción
1	Tr	293[K]	Temperatura ambiente
2	Ts1	916[K]	Temperatura del solido AA1050
3	Tl1	930[K]	Temperatura del líquido AA1050
4	Ts5	815[K]	Temperatura del solido AA5182
5	Tl5	906[K]	Temperatura del líquido AA5182
6	Ts7	805[K]	Temperatura del solido AA7075
7	Tl7	901[K]	Temperatura del líquido AA7075
8	Tm1	$(Ts1+Tl1)/2$	Temperatura de fusión al centro de la transición solido-líquido AA1050
9	Tm5	$(Ts5+Tl5)/2$	Temperatura de fusión al centro de la transición solido-líquido AA5182
10	Tm7	$(Ts7+Tl7)/2$	Temperatura de fusión al centro de la transición solido-líquido AA7075
11	TbAl	2792[K]	Temperatura de evaporación del aluminio
12	TbMg	1363[K]	Temperatura de evaporación del magnesio
13	TbZn	1180[K]	Temperatura de evaporación del zinc
14	Tbad1	Tb/Tm1	Temperatura de evaporación adimensional AA1050
15	Tbad5	Tb/Tm5	Temperatura de evaporación adimensional AA5182
16	Tbad7	Tb/Tm7	Temperatura de evaporación adimensional AA7075
17	dT1	$((Tl1-Ts1)/2)/Tm1$	Diferencial de temperatura zona de transición AA1050
18	dT5	$((Tl5-Ts5)/2)/Tm5$	Diferencial de temperatura zona de transición AA5182
19	dT7	$((Tl7-Ts7)/2)/Tm7$	Diferencial de temperatura zona de transición AA7075
20	Lm1	3.67e5[J/kg*K]	Calor latente de fusión AA1050
21	Lm5	3.58e5[J/kg*K]	Calor latente de fusión AA5182
22	Lm7	3.32e5[J/kg*K]	Calor latente de fusión AA7075
23	Cp01	910[J/(kg*K)]	Calor específico inicial AA1050
24	k01	192.4[W/(m*K)]	Conductividad térmico inicial AA1050
25	Cp05	910[J/(kg*K)]	Calor específico inicial AA5182
26	k05	110.1[W/(m*K)]	Conductividad térmico inicial AA5182
27	Cp07	850[J/(kg*K)]	Calor específico inicial AA7075

28	k07	192.4[W/(m*K)]	Conductividad térmico inicial AA7075
29	mu1	1.05e-3[kg/(m*s)]	Viscosidad dinámica
30	sigma	0.60[N/m]	Tensión superficial
31	rho11	2710[kg/m^3]	Densidad AA1050
32	rho15	2650[kg/m^3]	Densidad AA5182
33	rho17	2805[kg/m^3]	Densidad AA7075
34	ds	4.5e-4[m]	Diámetro del punto láser
35	d	1	Diámetro adimensional del punto láser
36	b	1.1e-3	Espesor de la lamina
37	fflu	-150[N/m^3]	Fuerza en el líquido a manejar alrededor del cráter
40	fsol	-250[N/m^3]	Fuerza en el líquido para solidificar en el baño líquido
41	ellen	10	Largo de la elipse (x1)
42	elwid	5	Ancho de la elipse (x2)
43	longS	4*(ellen+1)	Largo de todo el dominio (x1)
44	wideS	6*elwid	Ancho de todo el dominio (x2)
45	F	15	Factor de temperatura en la zona de transición adimensional.
46	Pa	3500[W]	Potencia del láser
47	v_w	0.150[m/s]	Velocidad de soldadura
48	Tb	2396	Temperatura de evaporación de la mezcla AA1050
49	Tb	1770	Temperatura de evaporación de la mezcla AA5182
50	Tb	1645	Temperatura de evaporación de la mezcla AA7075

La segunda muestra la variables internas utilizadas en el modelo de simulación de Comsol Multiphysics 4.2a®, los cuales se utilizan para resolver los modelos de las tres aleaciones analizadas en este trabajo; AA1050, AA5182 y AA7075, mencionadas en el capítulo 2.

Tabla A.2 Variables internas utilizadas en el modelo de simulación de Comsol Multiphysics 4.2a®

No.	Nombre	Valor	Descripción
1	invPe1	$k11(T*Tm1[1/K^2])/(rho11*Cp01*v_w*ds)[((m*K)/W)^2]$	Inverso del número de Peclet Pe(T) AA1050
2	invPe5	$k15(T*Tm5[1/K^2])/(rho15*Cp05*v_w*ds)[((m*K)/W)^2]$	Inverso del número de Peclet Pe(T) AA5182
3	invPe7	$k17(T*Tm7[1/K^2])/(rho17*Cp07*v_w*ds)[((m*K)/W)^2]$	Inverso del número de Peclet Pe(T) AA7075
4	Cp1	$(Cp11(T*Tm1[1/K^2])+fldc2hs(T[1/K]-1,dT1*F)*Lm1/Tm1)/Cp01[(((kg*K)/J)]$	Calor específico AA1050
5	Cp5	$(Cp15(T*Tm5[1/K^2])+fldc2hs(T[1/K]-1,dT5*F)*Lm5/Tm5)/Cp05[(((kg*K)/J)]$	Calor específico AA5182
6	Cp7	$(Cp17(T*Tm7[1/K^2])+fldc2hs(T[1/K]-1,dT7*F)*Lm7/Tm7)/Cp07[(((kg*K)/J)]$	Calor específico AA7075
7	Q1	$4*Pa/(pi*rho11*Cp01*v_w*ds*b*(Tm1-Tr))$	Fuente de calor AA1050

8	Q5	$4 \cdot Pa / (\pi \cdot \rho_{15} \cdot Cp_{05} \cdot v_w \cdot ds \cdot b \cdot (T_{m5} - T_r))$	Fuente de calor AA5182
9	Q7	$4 \cdot Pa / (\pi \cdot \rho_{17} \cdot Cp_{07} \cdot v_w \cdot ds \cdot b \cdot (T_{m7} - T_r))$	Fuente de calor AA7075
10	Qef1	$Q1 \cdot flsmhs(T_{bad1} + T_{bplus} - T[1/K], 0.05)^2$	Calor efectivo AA1050
11	Qef5	$Q5 \cdot flsmhs(T_{bad5} + T_{bplus} - T[1/K], 0.05)^2$	Calor efectivo AA5182
12	Qef7	$Q7 \cdot flsmhs(T_{bad7} + T_{bplus} - T[1/K], 0.05)^2$	Calor efectivo AA7075
13	invRe1	$\mu_1 / (\rho_{11} \cdot v_w \cdot ds)$	Inverso del número de Reynolds Re(T) AA1050
14	invRe5	$\mu_1 / (\rho_{15} \cdot v_w \cdot ds)$	Inverso del número de Reynolds Re(T) AA5182
15	invRe7	$\mu_1 / (\rho_{17} \cdot v_w \cdot ds)$	Inverso del número de Reynolds Re(T) AA7075
16	fx1_mp	$fsol \cdot flsmhs(0.975 - T[1/K], 0.1 \cdot F)^{2 \cdot (u-1)}$	Fuerza volumétrica en x1 del baño líquido
17	fx2_mp	$fsol / 4 \cdot flsmhs(0.975 - T[1/K], 0.1 \cdot F)^{2 \cdot (v)}$	Fuerza volumétrica en x2 del baño líquido
18	fx1_kh	$fflu \cdot flc2hs(T[1/K] - T_{bad1} - T_{bflu}, 0.08 \cdot F) \cdot u + fsol \cdot flsmhs(0.975 - T[1/K], 0.1 \cdot F)^{2 \cdot (u-1)}$	Fuerza volumétrica en x1 del cráter
19	fx2_kh	$fflu / 4 \cdot flc2hs(T[1/K] - T_{bad1} - T_{bflu}, 0.08 \cdot F) \cdot v + fsol / 4 \cdot flsmhs(0.975 - T[1/K], 0.1 \cdot F)^{2 \cdot v}$	Fuerza volumétrica en x2 del cráter

Apéndice B

Composición química de las aleaciones de los materiales AA1050, 5182 y 7075

En la Tabla B.1 se muestra la composición química de las aleaciones analizadas en el presente trabajo; AA1050, AA5182 y AA7075, en las cuales se puede observar el porcentaje de cada uno de los elementos aleantes en cada caso, es caro observar que cada una de las aleaciones muestra como primer componente volátil el Mg o el Zn, que además también los tiene como segundo componente en menor porcentaje uno u otro, es importante esto para poder extender el análisis de evaporación de una mezcla binaria, a una mezcla ternaria y mejorar la temperatura de evaporación de la mezcla.

También se observa que en también existe Cu, Fe, Si, Mn en porcentajes menores en cada aleación, pero estos no tiene gran aportación a la temperatura de evaporación de la mezcla, puesto la temperatura de evaporación de cada uno es del orden del aluminio, según la Figura 1.25.

Tabla B.1 La composición química del AA1050, 5182 y 7075 material base. [11]

Componentes	AA1050 Contenido [% masa]	AA5182 Contenido [% masa]	AA7075 Contenido [% masa]
Mg	≤0.30	4.50	2.50
Zn	≤0.10	0.25	5.60
Mn	-	0.30	0.30
Cu	≤0.35	0.15	1.60
Si	≤0.35	0.20	0.40
Ti	-	-	0.20
Cr	-	0.10	0.20
Fe	-	0.35	0.50
Al	Bal.	94.0	88.7

Apéndice C

Código en Matlab® para resolver del modelo de evaporación

A continuación se muestra el código de MatLab utilizado para resolver y graficar la ecuaciones (3.36) y (3.37) para la aleación Al - Mg a presión constante.

```
clc , clear all
% Material A = Magnesio;
% Material B = Aluminio;

TbA=1363;           % [K] Temp. evaporación Mg
TbB=2727;           % [K] Temp. evaporación Al
PoA=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Mg
PoB=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Al
Ptotl=1e5;          % [Pa] Presión de vapor a Tb del la mezcla Al-Mg
Ptotv=1e5;          % [Pa] Presión de líquido a Tb de la mezcla Al-Mg
DelthaHvA=147.7e3;  % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Mg
DelthaHvB=326.4e3;  % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Al
Rm=8.314;           % [J/(mol*K)] Contante molar gas ideal
M=100;              % [g] Masa total de la aleación
MA=4.5;             % [g] Concentración de Mg en la masa total
MB=95.5;            % [g] Concentración de Al en la masa total
mA=24.31;           % [g/mol] Masa molar Mg
mB=26.98;           % [g/mol] Masa molar Al
XmA=(MA/mA)         % [mol] Fracción molar del Mg en la mezcla.
XmB=MB/mB;          % [mol] Fracción molar del Al en la mezcla.
kB=1.38e-23;        % [J/K] Contante de Boltzmann

BethaA=mA/2*pi*kB;
BethaB=mB/2*pi*kB;
AlphaA=DelthaHvA/Rm;
AlphaB=DelthaHvB/Rm;

np=1000

for i=0:np %3 reducción de escala
    ii=i/np
    Y=ii
    Yv(i+1)=ii;

    L(i+1)=fzero(@ (T) -Ptotl+PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))-
    Y*PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))+Y*PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T)),2383)

end

for j=0:np %3 reducción de escala
    jj=j/np
    X=jj
    Xl(j+1)=jj;

    V(j+1)=fzero(@ (T) -Ptotv+(PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(1-
    X+X*((PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(PoA*exp((AlphaA/TbA)-
    (AlphaA/T))))),2383)
```

```

end

plot(Xl,L,'b','linewidth',1)
hold on

plot(Yv,V,'r','linewidth',1)
hold on

XX=[0,1];
YY=[2727,1363];
plot(XX,YY,'black','linewidth',1)
hold on

XXX1=[0.00333,0.00333];
YYY1=[0.0,2726];
plot(XXX1,YYY1,'black','linewidth',1)
hold on

axis ([0 1 1200 2800]);
xlabel('Molar composition X, Y','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
ylabel('Temperature K','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
L=legend ('curva líquido','curva vapor');
set(gca,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(L,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')

set(gcf,'Position',[22 122 700 400],'PaperPosition',[1 1 14 10]);
print(gcf,'-djpeg',['Al-Mg,p_cte.jpg'],'-r300')

grid on

```

A continuación se muestra el código de MatLab utilizado para resolver y graficar la ecuaciones (3.36) y (3.37) para la aleación Al - Mg a temperatura constante.

```

clc , clear all
% Material A = Magnesio;
% Material B = Aluminio;

TbA=1363;           % [K] Temp. evaporación Mg
TbB=2727;           % [K] Temp. evaporación Al
PoA=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Mg
PoB=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Al
DelthaHvA=147.7e3;  % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Mg
DelthaHvB=326.4e3; % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Al
Rm=8.314;           % [J/(mol*K)] Constante molar gas ideal
M=100;              % [g] Masa total de la aleación
MA=4.5;             % [g] Concentración de Mg en la masa total
MB=95.5;            % [g] Concentración de Al en la masa total
mA=24.31;           % [g/mol] Masa molar Mg
mB=26.98;           % [g/mol] Masa molar Al
XmA=MA/mA;          % [mol] Fracción molar del Mg en la mezcla.
XmB=MB/mB;          % [mol] Fracción molar del Al en la mezcla.
kB=1.38e-23;        % [J/K] Constante de Boltzmann

BethaA=mA/2*pi*kB;
BethaB=mB/2*pi*kB;
AlphaA=DelthaHvA/Rm;
AlphaB=DelthaHvB/Rm;

```

```

PA=PoA*exp(AlphaA*((1/TbA)-(1/T)));
PB=PoB*exp(AlphaB*((1/TbB)-(1/T)));

for T=2383;
    Y=0:0.001:1.0;
        Ptotl=PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))-Y*PoB*exp((AlphaB/TbB)
            (AlphaB/T))+Y*PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T))
        semilogy(Y,Ptotl,'b','linewidth',1)
    hold on
    X=0:0.001:1.0;
        Ptotv=(PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(1-X+X*((PoB*exp((AlphaB/TbB)-
            AlphaB/T))/(PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T)))))
        semilogy(X,Ptotv,'r','linewidth',1)
end

axis ([0 1 0.5e3 30.0e6])
xlabel('Molar composition X, Y','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
ylabel('Pressure Pa','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
grid on

XX1=[0.00333,0.00333];
YY1=[0.00333,9.995e4];
plot(XX1,YY1,'black','linewidth',1)

L=legend('curva líquido','curva vapor');
set(gca,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(L,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(gcf,'Position',[22 122 700 400],'PaperPosition',[1 1 14 10]);
print(gcf,'-djpeg',['Al-Mg,t_cte.jpg'],'-r300')

hold on

```

A continuación se muestra el código de MatLab utilizado para resolver y graficar la ecuaciones (3.36) y (3.37) para la aleación Al - Zn a presión constante.

```

clc , clear all
% Material A = Zinc;
% Material B = Aluminio;

TbA=1180;           % [K] Temp. evaporación Zn
TbB=2727;           % [K] Temp. evaporación Al
PoA=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Zn
PoB=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Al
Ptotl=1e5;         % [Pa] Presión de vapor a Tb de la mezcla Al-Zn
Ptotv=1e5;         % [Pa] Presión de líquido a Tb de la mezcla Al-Zn
DelthaHvA=130.73e3; % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Zn
DelthaHvB=326.4e3; % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Al
Rm=8.314;           % [J/(mol*K)] Contante molar gas ideal
M=100;              % [g] Masa total de la aleación
MA=5.6;             % [g] Concentración de Zn en la masa total
MB=94.4;            % [g] Concentración de Al en la masa total
mA=65.37;           % [g/mol] Masa molar Zn
mB=26.98;           % [g/mol] Masa molar Al
XmA=MA/mA;          % [mol] Fracción molar del Zn en la mezcla.
XmB=MB/mB;          % [mol] Fracción molar del Al en la mezcla.
kB=1.38e-23;        % [J/K] Contante de Boltzmann

BethaA=mA/2*pi*kB;

```



```

BethaB=mB/2*pi*kB;
AlphaA=DelthaHvA/Rm;
AlphaB=DelthaHvB/Rm;

np=1000

for i=0:np %3 reducción de escala
    ii=i/np
    Y=ii
    Yv(i+1)=ii;

L(i+1)=fzero(@(T) -Ptotl+PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))-Y*PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))+Y*PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T)),2396)

end

for j=0:np %3 reducción de escala
    jj=j/np
    X=jj
    Xl(j+1)=jj;

V(j+1)=fzero(@(T) -Ptotv+(PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(1-X+X*((PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T))))),2396)

end

plot(Xl,L,'b','linewidth',1)
hold on
plot(Yv,V,'r','linewidth',1)
hold on

XX=[0,1];
YY=[2727,1180];
plot(XX,YY,'black','linewidth',1)
hold on

XX1=[0.02311,0.02311];
YY1=[0.0,2723];
plot(XX1,YY1,'black','linewidth',1)
hold on

axis ([0 1 1100 2800])
xlabel('Molar composition X, Y','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
ylabel('Temperature K','FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
L=legend('liquid curve','vapor curve');
set(gca,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(L,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(gcf,'Position',[22 122 700 400],'PaperPosition',[1 1 14 10]);
print(gcf,'-djpeg',['Al-Zn,p_cte.jpg'],'-r300')

grid on

```

A continuación se muestra el código de MatLab utilizado para resolver y graficar la ecuaciones (3.36) y (3.37) para la aleación Al - Zn a temperatura constante.

```

clc , clear all
% Material A = Zinc;

```

```

% Material B = Aluminio;

TbA=1180;           % [K] Temp. evaporación Zn
TbB=2727;           % [K] Temp. evaporación Al
PoA=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Zn
PoB=1e5;            % [Pa] Presión de vapor a Tb del Al
DelthaHvA=130.73e3; % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Zn
DelthaHvB=326.4e3; % [J/mol] Cambio de entalpia de evaporación Al
Rm=8.314;           % [J/(mol*K)] Contante molar gas ideal
M=100;              % [g] Masa total de la aleación
MA=5.6;             % [g] Concentración de Zn en la masa total
MB=94.4;            % [g] Concentración de Al en la masa total
mA=65.37;           % [g/mol] Masa molar Zn
mB=26.98;           % [g/mol] Masa molar Al
XmA=MA/mA;         % [mol] Fracción molar del Zn en la mezcla.
XmB=MB/mB;         % [mol] Fracción molar del Al en la mezcla.
kB=1.38e-23;       % [J/K] Contante de Boltzmann

BethaA=mA/2*pi*kB;
BethaB=mB/2*pi*kB;
AlphaA=DelthaHvA/Rm;
AlphaB=DelthaHvB/Rm;
PA=PoA*exp(AlphaA*((1/TbA)-(1/T)));
PB=PoB*exp(AlphaB*((1/TbB)-(1/T)));

for T=1645;
    Y=0:0.001:1.0;
    Ptotl=PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))-Y*PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))+Y*PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T))
    semilogy(Y,Ptotl,'b','linewidth',1)
    hold on
    X=0:0.001:1.0;
    Ptotv=(PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T))./(1-X+X*((PoB*exp((AlphaB/TbB)-(AlphaB/T)))/(PoA*exp((AlphaA/TbA)-(AlphaA/T)))))
    semilogy(X,Ptotv,'r','linewidth',1)
end

axis([0 1 2.5 5.0e6])
xlabel('Molar composition X, Y','fontSize',10,'FontName','Times New Roman')
ylabel('Pressure Pa','fontSize',10,'FontName','Times New Roman')
grid on

XX1=[0.02311,0.02311];
YY1=[0.001,1e5];
plot(XX1,YY1,'black','linewidth',1)
hold on

L=legend('liquid curve','vapor curve');
set(gca,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(L,'FontSize',10,'FontName','Times New Roman')
set(gcf,'Position',[22 122 700 400],'PaperPosition',[1 1 14 10]);
print(gcf,'-djpeg',['Al-Zn,t_cte.jpg'],'-r300')

grid on

```

Apéndice D

Función fzero para resolver ecuaciones no lineales en MatLab®

Para resolver ecuaciones no lineales

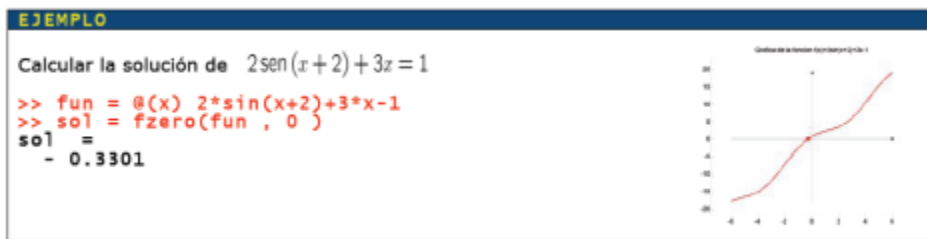
$$f(x) = 0, \quad x \in R, \quad f: R \rightarrow R$$

MATLAB dispone de la función **fzero**, cuya utilización más sencilla es:

```
>> x = fzero(fun,x0)
>> [x,fval] = fzero(fun,x0)
```

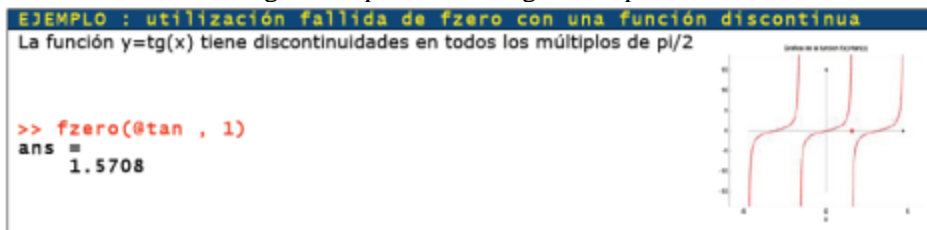
donde:

- **fun** es un “handle” de la función que calcula $f(x)$
Debe responder a la forma: $[y]=\text{fun}(x)$
- **x0** es el valor inicial de x , a partir del cual se comienza a “buscar” la solución.
En general, debe ser un valor próximo a la solución buscada.
- **x** es la solución de la ecuación
- **fval** (opcional) es el valor de f en la solución

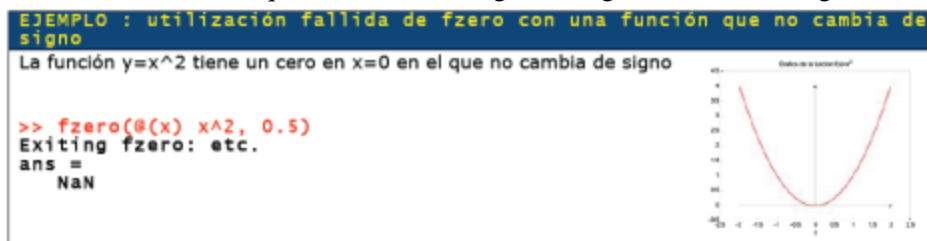


El buen funcionamiento de la función **fzero** requiere que la función sea continua y que “cruce” el eje X .

Si la función no es continua el algoritmo puede converger a un punto de discontinuidad.



Si la función tiene un cero en el que no cambia de signo, el algoritmo no convergerá.



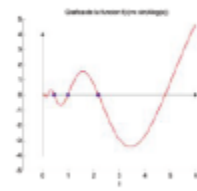
En el mejor de los casos, **fzero** sólo calcula UNA solución de la ecuación. En caso de múltiples soluciones, hay que utilizarla una vez para cada solución que interese encontrar y cobra más importancia el hecho de que el punto inicial, x_0 , esté próximo a la solución.

```

EJEMPLO : utilización de fzero con multiplicidad de soluciones
La función  $y=x \text{ sen}(4\ln(x))$  tiene infinitas soluciones positivas.
Aquí se calculan algunas:

>> fun=@(x) x.*sin(4*log(x));
>> sol1 = fzero(fun , 0.5)
sol1 =
    0.4559
>> sol2 = fzero(fun , 1)
sol2 =
    1
>> sol3 = fzero(fun, 2)
sol3 =
    2.1933

```



La función **fzero**, puede también ser usada con un argumento opcional

```
>> x = fzero(fun,x0,options)
```

Que permite determinar varios parámetros relativos al modo de funcionamiento de la función **fzero**, como tolerancia a los errores admitida, máximo de número de iteraciones y/o de evaluaciones de la función permitidas, etc.

A veces es preciso calcular ceros de funciones que dependen, además de la variable independiente, de uno o varios parámetros. En el ejemplo siguiente se muestra cómo se pueden usar las funciones anónimas para calcular dichos ceros utilizando **fzero**, sin tener que re-escribir la función coste para cada valor de los parámetros.

Se desean calcular las coordenadas del punto de la curva $y=\text{sen}(x)$ más próximo a un punto dado, (a,b), que se determina en tiempo de ejecución. Lo que hay que hacer para ello es minimizar la función

$$f(x) = (x - a)^2 + (\sin(x) - b)^2$$

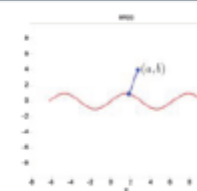
o bien hallar una raíz de la ecuación

$$x - a + (\sin(x) - b) \cos(x) = 0$$

```

EJEMPLO : function PtoProx.m
function [xs,ys]=PtoProx(a,b)
% [xs,ys] = punto de la curva y=sen(x)
% mas proximo al punto (a,b)
%
fun=@(x) x-a+(sin(x)-b)*cos(x);
xs= fzero(fun,a);
ys=sin(xs);

```



La función **fzero** admite también ser utilizada con uno o varios argumentos de entrada más, en la forma:

```
>> x = fzero(fun,x0,options,p1,p2,p3,...)
```

Esto sirve para pasar parámetros auxiliares a la función **fun** : **fzero** no hace nada con ellos, simplemente los añade a lista de argumentos que enviará a **fun** cuando la llame. El ejemplo anterior también se podría haber hecho como sigue:

```

EJEMPLO : function PtoProxBis.m
function [xs,ys]=PtoProxBis(a,b)
% [xs,ys] = punto de la curva y=sen(x)
% mas proximo al punto (a,b)
%
options=[];
xs= fzero(@fun,a,options,a,b);
ys=sin(xs);
%
function [y]=fun(x,a,b)
y=x-a+(sin(x)-b)*cos(x);

```