

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**ANÁLISIS Y OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS EMPLEADOS EN LA UNIÓN Y
TRATAMIENTOS SUPERFICIALES MEDIANTE LÁSER CO₂ Y Nd-YAG EN LA ALEACIÓN
DE COBALTO ASTM F-75**

POR

FRANCISCO CEPEDA RODRÍGUEZ

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA, 21 DE ENERO DEL 2010

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**ANÁLISIS Y OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS EMPLEADOS EN LA UNIÓN Y
TRATAMIENTOS SUPERFICIALES MEDIANTE LÁSER CO₂ Y Nd-YAG EN LA ALEACIÓN
DE COBALTO ASTM F-75**

POR

FRANCISCO CEPEDA RODRÍGUEZ

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA, 21 DE ENERO DEL 2010

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Postgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis “ANÁLISIS Y OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS EMPLEADOS EN LA UNIÓN Y TRATAMIENTOS SUPERFICIALES MEDIANTE LÁSER CO₂ Y Nd-YAG EN LA ALEACIÓN DE COBALTO ASTM F-75”, realizada por el alumno **Francisco Cepeda Rodríguez**, con número de matrícula **07-ES054** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial



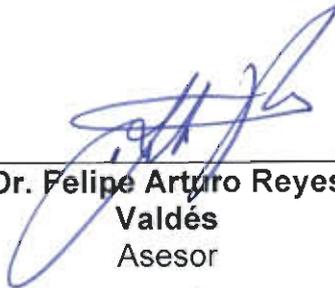
Dr. Jorge Leobardo Acevedo Dávila
Tutor Académico



**Dr. Mauricio Alberto Garza
Castañón**
Tutor en Planta



**M.C. Mario Francisco
Trejo Aguirre**
Asesor



**Dr. Felipe Arturo Reyes
Valdés**
Asesor



**M.C. Claudia Aracely González
Rodríguez**
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Postgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Grado del alumno **Francisco Cepeda Rodríguez**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“ANÁLISIS Y OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS EMPLEADOS EN LA UNIÓN Y TRATAMIENTOS SUPERFICIALES MEDIANTE LÁSER CO₂ Y Nd-YAG EN LA ALEACIÓN DE COBALTO ASTM F-75”**, aceptamos que la referida Tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el Examen de Grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 15 días del mes de enero del 2010.



**Dr. Luciano Eliezer
Ramírez Vidaurri**
Presidente



Dr. Felipe García Vázquez
Secretario



**Dr. Jorge Leobardo Acevedo
Dávila**
Vocal

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo va dedicado a mis padres Francisco Cepeda Tijerina y Yolanda Rodríguez De La Peña y a mis hermanos José, Julia y Yolanda, quienes fueron pacientes, creyeron en mí y lo más importante me brindaron cariño y apoyo.

Muy especialmente a mi novia Celia, quien con su comprensión y ánimos me dio mucha motivación y entusiasmo para realizar este trabajo.

A mi Tutor académico el Dr. Jorge Leobardo Acevedo Dávila principalmente por su amistad y asimismo por su asesoramiento, ayuda y guía en el desarrollo del trabajo.

Al M.C. Mario Francisco Trejo Aguirre por su asesoramiento y apoyo en mi desarrollo profesional.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. de C.V. y todo su personal, en especial a los catedráticos de postgrado, Dr. Felipe A. Reyes y Dr. Mauricio Alberto Garza Castañón.

A mis asesores el Dr. Marco Antonio L. Hernández y al Dr. Eliezer Luciano Ramírez Vidaurri por su asesoría y apoyo en este trabajo.

Al personal del Instituto Italiano de la Soldadura por darme la oportunidad de efectuar mi estadía industrial, principalmente al Dr. Luis Mario Volpone y a la Ing. Stefanie Mueller por su gran apoyo y amistad durante el período de la estancia.

A mis compañeros de estudio Daniel Aguilar y Gladys Pérez.

ÍNDICE

RESUMEN

Capítulo 1 ANTECEDENTES

- 1.1 Introducción
- 1.2 Planteamiento de la problemática
- 1.3 Objetivo
- 1.4 Justificación
- 1.5 Hipótesis

Capítulo 2 ESTADO DEL ARTE

- 2.1 Prótesis total y parcial de cadera
- 2.2 Tipos de aleaciones biocompatibles
- 2.3 Aleación biocompatible base Cobalto ASTM F-75
 - 2.3.1 Especificación de la norma ASTM F-75
 - 2.3.2 Microestructura
- 2.4 Soldadura y tratamientos superficiales
 - 2.4.1 Clasificación de los procesos de soldadura
 - 2.4.2 Ingeniería de la superficie
 - 2.4.2.1 Monitoreo y control del proceso
 - 2.4.2.2 Ingeniería de superficie con láser
- 2.5 Fundamentos de la metalurgia
 - 2.5.1 Velocidad de crecimiento del sólido
 - 2.5.2 Gradiente térmico

- 2.5.3 Microsegregación
- 2.5.4 Espaciamiento dendrítico secundario
- 2.6 Procesamiento láser en la ingeniería de materiales
 - 2.6.1 Historia del láser
 - 2.6.2 Principios de funcionamiento
 - 2.6.3 Ventajas y limitaciones del PLIM
 - 2.6.4 Tipos de láser
 - 2.6.5 Clasificación de los tipos de materiales procesados
 - 2.6.5.1 Propiedades de los materiales
 - 2.6.5.2 Clasificación por densidad de potencia
 - 2.6.6. Tipos de procesamiento de materiales con láser
 - 2.6.6.1 Procesamiento en la superficie
 - 2.6.6.2 Otros tipos de procesamiento
 - 2.6.7 Aplicaciones más comunes del láser
- 2.7 Proceso láser continuo CO₂
 - 2.7.1 Características del láser continuo CO₂
 - 2.7.2 Principios de funcionamiento
 - 2.7.3 Parámetros del proceso
 - 2.6.3.1 Calor de entrada (energía)
 - 2.6.3.2 Densidad de potencia
 - 2.6.3.3 Efecto del tipo y flujo de gas de protección
 - 2.6.3.4 Perfil del espacio del rayo láser
 - 2.7.4 Defectos característicos
 - 2.7.5 Modo de fusión de penetración completa o "Keyhole"
 - 2.7.6 Modo de fusión por conducción
 - 2.7.7 Modelación y simulación del proceso láser continuo
- 2.8 Proceso láser pulsado Nd:YAG
 - 2.8.1 Características del láser pulsado Nd:YAG
 - 2.8.2 Principios de funcionamiento
 - 2.8.3 Parámetros del proceso
 - 2.8.3.1 Densidad de potencia y energía por pulso

- 2.8.3.2 Duración de pulso
 - 2.8.3.3 Frecuencia y velocidad de barrido
 - 2.8.3.4 Ancho del spot y distancia focal
 - 2.8.4 Defectos característicos
- 2.9 Bioactividad en los materiales
 - 2.9.1 Biomateriales y biocompatibilidad
 - 2.9.2 Biomateriales bioinertes
 - 2.9.3 Modificación de la naturaleza química superficial:
bioinerte a bioactiva
- 2.10 Desgaste y sus mecanismos
 - 2.10.1 Conceptos generales
 - 2.10.2 Desgaste abrasivo
 - 2.10.3 Desgaste adhesivo
 - 2.10.4 Desgaste por fatiga
- 2.11 Métodos estadísticos y de optimización
 - 2.11.1 Diseño de experimentos y regresión lineal
 - 2.11.2 Superficie de respuesta
 - 2.11.3 Análisis canónico

Capítulo 3 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

- 3.1 Obtención de la aleación ASTM F-75
 - 3.1.1 Armado de los árboles de cera
 - 3.1.2 Aplicación del cerámico
 - 3.1.3 Descerado
 - 3.1.4 Vaciado
 - 3.1.5 Obtención de las muestras
- 3.2 Metodología experimental utilizada
- 3.3 Equipos de rayo láser
 - 3.3.1 Láser Nd:YAG
 - 3.3.2 Láser CO₂
- 3.4 Métodos estadísticos para el diseño y análisis experimental

- 3.4.1 Diseño de experimentos con láser Nd:YAG
- 3.4.2 Optimización de proceso Nd:YAG
- 3.4.3 Diseño de experimentos con láser CO₂
- 3.5 Preparación de las muestras
- 3.6 Métodos de caracterización
 - 3.6.1 Estereoscopia óptica
 - 3.6.2 Microscopia óptica
 - 3.6.2.1 Cuantificación de fases
 - 3.6.3 Microscopia electrónica de barrido
 - 3.6.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario
 - 3.6.3.2 Estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario
 - 3.6.5 Ensayos de dureza
 - 3.6.6 Evaluación de rugosidad
 - 3.6.7 Pruebas de desgaste Pin-On-Disc
 - 3.6.8 Evaluación de bioactividad
- 3.7 Modelo matemático para estimar ancho y penetración
 - 3.3.1 Aproximación analítica
- 3.8 Simulación por el método de elementos finitos
 - 3.8.1 Hipótesis y consideraciones durante la simulación
 - 3.8.2 Método de simulación

Capítulo 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

- 4.1 Láser pulsado Nd:YAG
 - 4.1.1 Introducción
 - 4.1.2 Estudio micro y macroestructural
 - 4.1.3 Cuantificación de fases
 - 4.1.4 Resultados de microdureza
 - 4.1.5 Resultados de prueba de desgaste
 - 4.1.6 Resultados del EDS y de la estimación del TEDS
 - 4.1.7 Resultados de bioactividad

- 4.1.8 Modelo de optimización del proceso
- 4.1.9 Aplicación en diferentes diseños de uniones
- 4.1 Láser continuo CO₂
 - 4.2.1 Introducción
 - 4.2.2 Estudio micro y macroestructural
 - 4.2.3 Cuantificación de fases
 - 4.2.4 Simulación MEF y validación del modelo matemático
 - 4.2.5 Resultados de la estimación del TEDS
 - 4.2.6 Resultados de microdureza

Capítulo 5 CONCLUSIONES

REFERENCIAS

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABLAS

Resumen

Actualmente la industria médica está en el desarrollo constante de materiales aplicados en la fabricación de prótesis para el cuerpo humano, los principales problemas de los implantes quirúrgicos para reemplazo de articulaciones óseas dañadas se relacionan a las propiedades superficiales de las aleaciones como son la resistencia al desgaste y a la corrosión. El uso de prótesis de cadera en contacto metal-metal ha desplazado casi por completo al uso de pares metal-polietileno, esto ha dado lugar a que en años recientes el uso de aleaciones Cobalto-Cromo (Co-Cr) en los soportes de articulación en la artroplastia total y parcial de cadera represente una alternativa atractiva.

Una de las aleaciones utilizadas para este propósito es la ASTM F-75 y asimismo es utilizada para implantes ortopédicos en prótesis de rodilla, ya que esta presenta una alta resistencia a la corrosión y buena biocompatibilidad sin embargo tiene una mediana resistencia al desgaste.

El propósito del presente trabajo fue efectuar un análisis científico en la aleación ASTM F-75, sometida a tratamientos superficiales y uniones mediante láser Nd-YAG y CO₂, el análisis se centró en el estudio referente a la relación que existe entre las condiciones de procesamiento y tres aspectos importantes que se toman en cuenta en la aplicación que desempeña este tipo de aleación, que son: 1.- El comportamiento microestructural (fases y defectos) y el macroestructural (geometría de la unión o tratamiento superficial) 2.- Las propiedades mecánicas de desgaste y microdureza 3.- El comportamiento de bioactividad *in vitro* que tienen los componentes sometidos a tratamiento, el estudio de estos aspectos es con el fin de evaluar la viabilidad del proceso.

Para el desarrollo de este trabajo se emplearon herramientas de análisis tales como: análisis metalúrgico, herramientas estadísticas de optimización, modelos de simulación de elemento finito y matemático, y análisis fisicoquímico. Para esto, un total de 24 placas de 9.7cm X 5.2cm X 0.7cm de aleación ASTM F-75 fueron fabricadas mediante el método de la cera perdida para realizar el desarrollo experimental. El diseño experimental exploratorio con equipo de láser Nd-YAG se llevo a cabo tomando como variables independientes la potencia, velocidad de barrido y duración por pulso, y como variables dependientes, la penetración y ancho de la zona fundida, la cuantificación de defectos, la microdureza, el tiempo de engrosamiento dendrítico secundario, el desgaste tribológico y la evolución de bioactividad *in vitro*, y para la optimización se usaron como variables independientes el ancho del spot, la velocidad de barrido y la frecuencia, y como dependientes la penetración y el consumo de energía por unidad de área.

Para la experimentación en el equipo de láser CO₂ la variable independiente fue la densidad de potencia y las dependientes fueron, la microdureza, penetración y ancho de la zona fundida, el tiempo de engrosamiento dendrítico secundario y la microdureza. Durante la experimentación no se uso material de aporte y se utilizó gas de protección Argón de alta pureza a un flujo de 1.5L/min para láser Nd-YAG y a 6L/min para láser CO₂. Derivado del diseño de experimentos exploratorio con láser de Nd-YAG se estableció que la energía por pulso y la densidad de potencia son las variables que más influyen en la penetración y ancho de la zona fundida, y en la calidad de está, sin embargo la duración de pulso y la velocidad de barrido son variables que tienen menor relevancia pero estas no se deben de dejar de tomarse en cuenta en el proceso. Posteriormente se realizó un proceso de selección de las 5 muestras más significativas, considerando aquellas que diferían en la relación ancho/penetración y en la presencia de defectos, estas se caracterizaron en pruebas de microdureza, desgaste y evaluación de bioactividad *in vitro*, además se estimo el tiempo de engrosamiento dendrítico. De los resultados obtenidos se llega a la conclusión que la geometría de la zona fundida (ancho y

penetración) y la cantidad de defectos son las variables más importantes a controlar en este tipo de procesos.

Derivado del análisis en los resultados de la caracterización se eligieron las variables dependientes e independientes para la optimización del proceso, en el cual se llegó a la obtención de las variables óptimas para la aplicación de tratamientos superficiales y uniones en la aleación ASTM F-75. En el desarrollo experimental mediante láser CO₂ se realizó un análisis de los dos diferentes modos de fusión del material, conductivo y por penetración completa "keyhole", se estableció una relación substancial entre el modo de fusión y el comportamiento en el perfil microdureza, el tiempo de engrosamiento dendrítico y la cantidad de fases secundarias en la microestructura. Por lo tanto en conclusión el modo de fusión de penetración completa "keyhole" es el más adecuado para tratamientos superficiales y uniones de la aleación ASTM F-75 esto principalmente se debe a que con este modo de fusión es posible tratar mas material en menor tiempo obteniendo resultados similares a los obtenidos con el modo de conducción.

Antecedentes

1.

1.1 INTRODUCCIÓN

Este trabajo tiene la finalidad de hacer un análisis de las principales variables, que influyen en las uniones y tratamientos superficiales utilizando, rayo láser de Nd-YAG y CO₂ en la aleación, base Cobalto ASTM F-75, buscando principalmente generar una comprensión objetiva de la correlación entre dichas variables y las condiciones a las que está sometida esta aleación en implantes de articulaciones óseas.

Los materiales que se utilizan para estos implantes son, metales, polímeros, cerámicos y compuestos de estos. Las principales aleaciones utilizadas son las: base Cobalto (Co-Cr-Mo-C), base Titanio (Ti-Al-V) y de acero inoxidable grado quirúrgico (316LS). En los polímeros el polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) es el de mayor aplicación. En lo que se refiere a los cerámicos la hidroxiapatita, alúmina y la zirconia entre otros materiales.

Como se ha mencionado, las aleaciones base Cobalto ASTM F-75 actualmente han representado una alternativa atractiva, estas son empleadas ampliamente en implantes ortopédicos, como son los de la artroplastia de rodilla, así como rodamientos metal-metal en la artroplastia de remplazo total y parcial de cadera. Ésta aleación se caracteriza por una alta resistencia a la corrosión y buena biocompatibilidad, pero propiedades mecánicas de

microdureza y de resistencia al desgaste [1,2,8]. En la aplicación de prótesis total de cadera se utiliza como implante en elementos óseos dañados de la articulación, como la copa acetabular de pelvis y cabeza femoral (Figura 1.1a), este implante está compuesto por una copa o acetábulo que se fija en la pelvis y funciona como asiento para un segundo elemento, la esfera artificial, la cual está sujeta a un vástago que se fija en el fémur [Figura 1.1b]. La prótesis de cadera se ha incluido como uno de los 12 avances más importantes que se lograron en el campo de la medicina en el siglo que recién ha terminado [3].

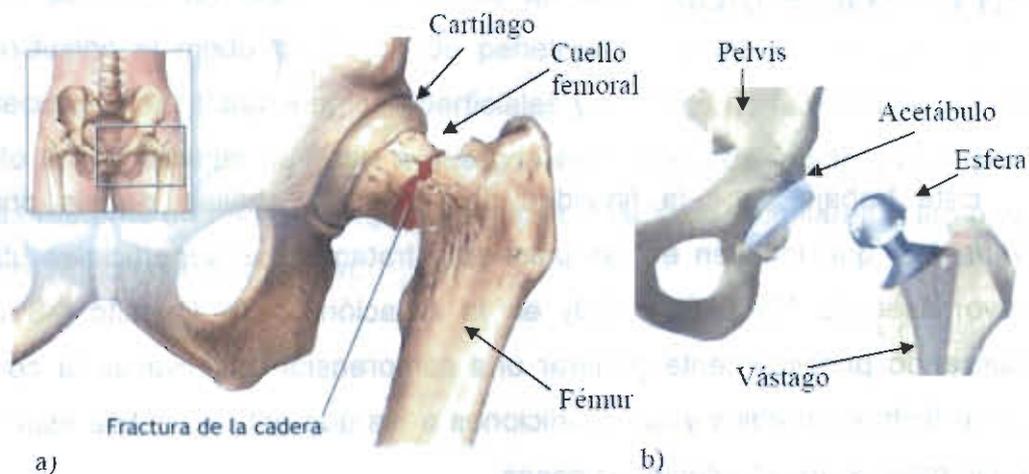


Figura 1.1. a) Esquema de articulación de cadera dañada. b) Prótesis total de cadera formada por un acetábulo artificial y una esfera-vástago empotrados en el fémur [4]

Actualmente los principales problemas en el reemplazo de articulaciones dañadas son el aflojamiento de la prótesis en el hueso, así como la presencia de residuos o desechos del desgaste que causan el mal funcionamiento de los implantes quirúrgicos; estos problemas están relacionados directamente con las propiedades superficiales de la aleaciones empleadas para este fin, como lo son la corrosión y el desgaste. Además se ha estudiado que la aparición de un tejido fibroso alrededor de la prótesis (osteolisis), provoca el aflojamiento de las prótesis, aunque aún no se ha encontrado completamente la causa de la formación de este tejido fibroso, se ha atribuido a la presencia de iones metálicos y a los desechos del desgaste como los responsables [5,6]. Aunado a

la problemática antes mencionada este trabajo está centrado principalmente en el componente de esfera y en el acetábulo (Figura 1) que son los que están principalmente expuestos al desgaste en esta aplicación, los cuales se someten a alrededor de 1 millón de ciclos por año [7]. Un procedimiento para aumentar las propiedades mecánicas de resistencia al desgaste y de microdureza de estos componentes es utilizando un método para crear una superficie que tenga una mejora en las propiedades antes mencionadas. Se han reportado en la literatura diferentes formas de mejorar la superficie en aleaciones Co-Cr [8,9,10,11,12], en cada una de ellas los resultados varían en microestructura, en propiedades mecánicas y en composición química. Hoy en día es posible la aplicación de otro método, el cual sería someter a la aleación a un tratamiento superficial de refundido con rayo láser.

Las principales ventajas de los procesos de unión o de tratamiento superficial con rayo láser son: la limpieza, el completo control sobre los perfiles de temperatura y de penetración, y la ausencia de contacto físico con la pieza tratada [13,14], así mismo una de las características más importantes de estos procesos es el rápido enfriamiento causado por la rápida extracción de calor en las piezas durante el procesamiento, lo cual genera una microestructura extremadamente fina que en la mayoría de los casos resulta en un endurecimiento de la superficie [14,15,16], este endurecimiento en aceros y aleaciones es un proceso que ofrece más precisión y menor distorsión que las técnicas de endurecimiento superficial convencionales, sin embargo en la literatura no existe información sobre el resultado que se obtendrá en las aleaciones ASTM F-75 al ser procesadas para endurecimiento mediante refundido por rayo láser.

1.2 Planteamiento de la problemática

Como se mencionó, los principales problemas que se presentan en el reemplazo de articulaciones dañadas son el aflojamiento de la prótesis en el hueso, y la presencia de residuos o desechos del desgaste, por lo que este trabajo se enfoca en un problema que no se ha podido resolver "la falta de resistencia al desgaste en alguno de los componentes de prótesis de cadera" que provoca que la prótesis del paciente deba ser remplazada por una nueva, que además de ser doloroso, es costoso y los tiempos de rehabilitación son largos. Por otra parte la acumulación de estas partículas de desgaste en conjunto con la reacción del organismo, ha sido relacionada con la disolución del hueso (ostéolisis), lo cual promueve aflojamientos del vástago teniendo que reintervenir urgentemente [5,6]. Los pares tribológicos metal-metal fabricados con la aleación ASTM F-75 actualmente es una alternativa promisoriosa, estos implantes pueden fabricarse vaciados, forjados y con tratamientos termomecánicos. Tomando en cuenta que en la actualidad existe una necesidad del entendimiento entre las variables de procesamiento y propiedades tribológicas y fisicoquímicas, el presente trabajo se enfoca en estudiar la relación de las variables de procesamiento en tratamientos superficiales y uniones mediante rayo láser Nd:YAG y CO₂ con respecto a al comportamiento en la microestructura, propiedades tribológicas, mecánicas y bioactividad *in vitro* en la aleación base cobalto ASTM F-75.

1.3 Objetivo general

Este trabajo tiene como objetivo principal realizar un análisis para encontrar una correlación entre los parámetros empleados en tratamientos superficiales y uniones mediante equipos de rayo láser Nd:YAG y CO₂, y el comportamiento

microestructural, propiedades tribológicas, mecánicas y bioactividad *in vitro* en aleaciones base Cobalto ASTM F-75, para así desarrollar la configuración de parámetros más adecuada para la mejora de estas propiedades.

Para llegar al objetivo principal de este trabajo proponen los siguientes objetivos específicos:

- Obtención del estado del arte del procesamiento de materiales por láser, enfatizándose en uniones y tratamientos superficiales.
- Determinar las variables importantes en el procesamiento de materiales por láser para el diseño de experimentos.
- Realizar las pruebas experimentales variando los diferentes parámetros (variables) en los equipos de láser.
- Proponer y validar modelos mediante EF (elementos finitos) y matemático para estudio de variables de entrada y variables de salida en tratamientos de superficie con láser CO₂.
- Desarrollar un modelo estadístico para optimización de las variables de salida de un proceso de tratamientos de refundido superficial láser pulsado.
- Análisis y discusión de resultados.
- Escritura y defensa del trabajo.

1.4. Justificación

La aleación base Cobalto ASTM F-75 es empleada en implantes ortopédicos como los de la artroplastia de rodilla, así como rodamientos metal-metal en la artroplastia de remplazo total y parcial de cadera. Esta aleación se caracteriza por su alta resistencia a la corrosión y buena biocompatibilidad, pero mediana resistencia al desgaste [1,2,8].

Por lo anterior este proyecto tiene la finalidad de aplicar los conocimientos necesarios para el análisis y optimización de los parámetros involucrados en uniones y tratamientos superficiales mediante rayo láser CO₂ y Nd-YAG en la aleación base Cobalto ASTM F-75 para mejorar las propiedades mecánicas y por consecuencia, esta pueda desempeñarse en campo con mejor eficacia y con una mayor vida útil, enfatizándose en el componente de esfera (Figura 1.2) que es el que está más expuesto al desgaste en aplicaciones de artroplastia de remplazo total y parcial de cadera.

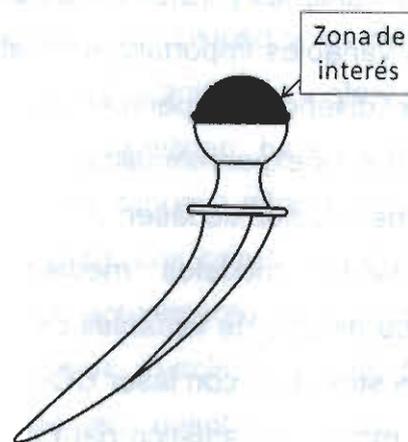


Figura 1.2. Esfera en la prótesis total y parcial de cadera

1.5. Hipótesis

- Mediante el análisis y optimización de los parámetros empleados en las uniones y aplicación de tratamientos superficiales con rayo láser CO₂ y Nd:YAG, será posible el desarrollo de componentes unidos y tratados superficialmente de la aleación base Cobalto ASTM F-75, con un incremento en la resistencia al desgaste (vida útil en campo) así como, en otras propiedades como mecánicas y tribológicas.

- La rápida solidificación en la superficie mediante la aplicación de rayo láser Nd:YAG pulsado inducirán bioactividad en la aleación base Cobalto ASTM F-75.

Estado del arte

2.

2.1 Prótesis total y parcial de cadera

El desarrollo de la artroplastia ha dado lugar a una alta demanda de materiales utilizados para la elaboración de implantes ortopédicos, existiendo tres consideraciones importantes en la selección del material [17]:

1. Propiedades mecánicas:

- Modulo de Young
- Resistencia a la fractura
- Resistencia al desgaste
- Coeficiente de fricción

2. Propiedades químicas:

- Resistencia a la corrosión
- Resistencia al rozamiento (fretting)

3. Biocompatibilidad: con el tejido y con los huesos.

Por otra parte, el medio en el que tiene que coexistir el implante dentro del cuerpo humano, es altamente corrosivo y está sometido aproximadamente a un millón de esfuerzos cíclicos de marcha durante cada año [7]. Debido a esto, el implante debe ser lo suficientemente resistente a la fatiga además de tener las propiedades tribológicas necesarias para evitar alto desgaste. Los materiales que se utilizan para estos implantes son, metales, polímeros, cerámicos y compuestos de estos. Los pares tribológicos entre copa y esfera para prótesis de cadera que se encuentran en el mercado son: metal-polietileno, metal-metal, metal-cerámico y cerámico-cerámico, siendo el más utilizado hasta el momento el metal-polietileno, donde la esfera y vástago de metal de aleación base Cobalto (Co-Cr-Mo-C) y la copa acetabular de polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE), sin embargo aún a pesar de las recientes mejoras en el polietileno, este no ha podido alcanzar la longevidad necesaria para pacientes activos, debido a que los altos desgastes generan una gran cantidad de partículas las cuales no pueden ser absorbidas en su totalidad por el organismo. Estas partículas promueven la formación de macrófagos los cuales causan dolor e inflamación. Por otra parte la acumulación de estas partículas de desgaste en conjunto con la reacción del organismo, ha sido relacionada con la disolución del hueso (ostéolisis), lo cual promueve aflojamientos del vástago teniendo que reintervenir urgentemente [5,6].

En el caso de las prótesis de cadera, las cabezas de femorales metálicas deben ser producidas con terminados excelentes debido a la función de carga y fricción a la que estará expuesta. Se han encontrado que prótesis que han permanecido implantadas por largos períodos pierden su función [19], esto es indeseable, por lo que estudios recientes [6,20] buscan mejorar las propiedades mecánicas y de corrosión en superficies o uniones de soldadura en este tipo de aleaciones, y/o encontrar la mejor combinación de materiales y procesos de unión para aumentar el tiempo de longevidad de las prótesis metal-metal

En estudios en cadáveres y en pacientes cuyo implante metal-metal era de aleación base cobalto se encontró que las prótesis mostraban un desgaste dos órdenes menor que el contacto convencional metal-polietileno [21,22,23,24].

Esto fue uno de los motivos por los cuales se ha iniciado el desarrollo de la segunda generación de las prótesis totales de cadera metal-metal de base cobalto.

2.2 Tipos de aleaciones biocompatibles

La siguiente tabla muestra las aleaciones más comunes empleadas en prótesis metal-metal de remplazo parcial y total de cadera (Tabla 2.1):

Tabla 2.1. Aleaciones utilizadas en el remplazo total de cadera [25-26]

1. El titanio puro comercial y sus aleaciones.
2. Las aleaciones base cobalto (principalmente de la línea Co- Cr - Mo).
3. Acero inoxidable (principalmente del tipo 316LS).

Sin embargo, las aleaciones de Titanio rara vez se utilizan en situación de contacto tribológico, principalmente a causa de su mala resistencia al desgaste [27]. El acero austenítico 316L es recomendado más bien en implantes a corto plazo y los elementos de osteosíntesis, como clavos, tornillos, placas, ya que tiene un grado bajo de resistencia a la corrosión, así como el riesgo de alergia que ha aparecido en un gran número de pacientes. Las aleaciones base Cobalto (Co-Cr-Mo) han sido ampliamente utilizadas debido a sus propiedades mecánicas, buena resistencia al desgaste y la corrosión, así como la biocompatibilidad que tienen.

Se ha encontrado que la aleación base Co es la que mejores propiedades tribológicas presenta. Brummitt y cols [28] encontraron que las aleaciones Cobalto-Cromo mostraron superior resistencia al uso después de doce años de utilización *in vivo* comparado con aleaciones de Titanio que mostraron daño

significativo antes del tiempo en cuestión, ambas aleaciones de metal combinadas con el mismo componente polimérico de alto peso molecular.

La aleación base Cobalto ASTM F-75 como se menciona antes tiene muy buenas propiedades mecánicas, aun así cada día son mayores los requerimientos con los cuales debe constar los implantes ortopédicos en aplicaciones medicas.

2.3 Aleación biocompatible base Cobalto ASTM F-75

Las aleaciones Co-Cr-Mo son extensivamente utilizadas en la fabricación de implantes como las articulaciones óseas. El Cr y el Mo forman una solución sólida con el Co, en la composición química el Co se encuentra en proporciones mayores que al 65%. El Molibdeno es añadido para producir granos finos y aumentar la resistencia al desgaste [6], y el Cromo aumenta la resistencia a la corrosión [29].

En aspectos químicos las aleaciones base Cobalto no son muy complejas, son parecidas a los aceros inoxidables. La constitución de fases de la mayoría de las superaleaciones de Cobalto consiste en una matriz continua cúbica de cara centrada (FCC), llamada fase Cobalto alfa (Co- α) y una o más fases secundarias de carburos.

Las aleaciones base Cobalto ASTM F-75 se caracteriza por su alta resistencia a la corrosión y buena biocompatibilidad, pero mediana resistencia al desgaste [1,2,7]. Las principales aplicaciones de la aleación ASTM F-75 es en la artroplastia de rodilla, así como rodamientos metal-metal en la artroplastia de remplazo total y parcial de cadera [1,2]. Dentro de las aplicaciones que tiene esta aleación es muy propensa a sufrir desgaste superficial, un buen método para comprender mejor el desgaste en el soporte de pares tribológicos, es un simulador de articulación de cadera, el cual provee un camino efectivo para hacer pruebas de desgaste y, por tanto, puede ser considerado como un método útil [7-8].

2.2.2 Especificación de la norma ASTM F-75

En la siguiente tabla se observan las propiedades mecánicas requeridas por el estándar antes mencionado (Tabla 2.2).

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F-75 [1]

Propiedad	
Resistencia última a la tensión, min, psi (MPa)	95000 (655)
Límite elástico, min, psi (MPa)	65000 (455)
Elongación mínima, min, %	8
Reducción de área, min, %	8

La siguiente tabla muestra la composición química requerida de una aleación base Cobalto empleada con fines quirúrgicos según el estándar: ASTM F-75-01 [1] (Tabla 2.3).

Tabla 2.3. Composición química de la aleación ASTM F-75 [1]

Elemento	Requerimiento ASTM-F75 (Balance%)
Cobalto, Co	balance
Cromo, Cr	27 - 30
Molibdeno, Mo	5.0- 7.0
Carbón, C	Max 0.35
Hierro, Fe	Max 0.75
Nickel, Ni	Max 0.5
Manganeso, Mn	Max 1
Silicio, Si	Max 1
Nitrógeno, N	Max 0.25
Tungsteno, W	Max 0.2
Fosforo, P	Max 0.02
Azufre, S	Max 0.01
Aluminio, Al	Max 0.1
Titanio, Ti	Max 0.1

2.2.3 Microestructura

La microestructura típica de colada de la aleación ASTM F75 está compuesta principalmente de una fase alfa de Cobalto (Co- α) con una

estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), en la cual están embebidos diferentes tipos de carburos primarios ($M_{23}C_6$). Los carburos presentes en la microestructura pueden ser laminares o en forma de bloque, los laminares provienen de un eutéctico el cual aún no se ha investigado por completo. Sin embargo, se sabe que este tipo de carburo se encuentra generalmente en la frontera de grano disminuyendo las propiedades mecánicas de la aleación. Los carburos en forma de bloque generalmente se encuentran dentro del grano, sin embargo también se observan, en menor proporción, en la frontera de grano (Figura 2.1).

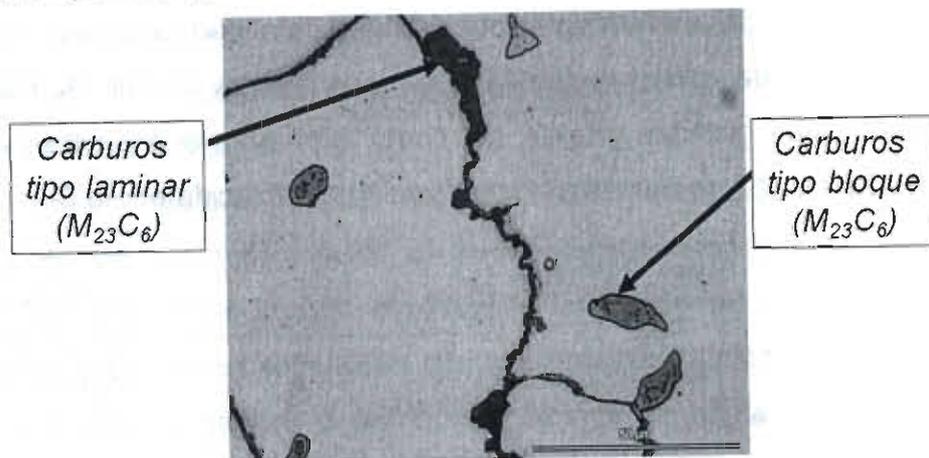


Figura 2.1. Microestructura de una aleación base Cobalto en condiciones de colada

Ramírez V. L. E y colaboradores [30] encontraron que la solidificación de esta aleación inicia con el crecimiento dendrítico de la fase Co- α a una temperatura de 1407 °C y termina con la formación de la fase sigma en las regiones interdendríticas a temperaturas alrededor de los 1200 °C, la cual se transforma en carburos tipo bloque en las regiones interdendríticas a temperaturas inferiores a los 1150 °C, mientras que los carburos laminares aparecen a temperaturas inferiores a los 980 °C.

La soldadura por haz de láser (LBW) se encuentra dentro de la clasificación de "otros procesos de soldadura". Este es un proceso donde la energía del láser se utiliza para fundir materiales y fusionarlos. Durante la soldadura por fusión, los ciclos térmicos producidos por el movimiento de la fuente de calor causan cambios de estado, transformaciones de fases, esfuerzos térmicos transitorios y movimientos de metal. Después de que la soldadura se completa, el producto terminado contiene discontinuidades físicas que se deben a la solidificación rápida. Otros efectos que se obtienen son microestructuras finas, esfuerzos residuales y distorsiones que son debido a la existencia de estiramientos plásticos incompatibles, aunque en la soldadura láser son muy pocas las distorsiones que resultantes, debido al relativamente poco calor de entrada se suministra al componente.

La microestructura en la zona que se funde se forma principalmente durante la solidificación. La solidificación se puede definir como el paso de líquido a sólido de un material y esta conlleva la formación de una o varias fases cristalinas, a su vez es esta etapa la que determina la morfología y tamaño de los granos, la segregación, la distribución de inclusiones, la porosidad e incluso la formación de grietas. Por lo que es primordial comprender los fenómenos que ocurren durante la solidificación, los cuales se explicaran más adelante, sin embargo es de mencionarse que está se constituye de varias etapas que son:

- 1.- Líquido
- 2.- Aparición de gérmenes en el líquido
- 3.- Nucleación
- 4.- Crecimiento

En estado líquido los átomos se mueven una mucha mayor velocidad que en el sólido ya que tienen mayor energía cinética, cuando la temperatura empieza a disminuir comienzan a aparecer los primeros gérmenes, estos pueden bien crecer o no, dependiendo de la cantidad de átomos en el aglomerado y de si sigue o no disminuyendo la temperatura, cuando los gérmenes alcanzan un

tamaño crítico se convierten en núcleos, los cuales tienen todas las posibilidades de seguir creciendo [32]. En la solidificación ocurre un cambio en la energía libre de Gibbs del metal, este cambio ocurre debido a que los átomos pasan de un estado desordenado a altas temperaturas, para dar lugar a una estructura cristalina en el sólido [33].

2.4.2 Ingeniería de la superficie

La ingeniería de superficie es una actividad multidisciplinaria tendiente a modificar las propiedades de las superficies de los componentes de ingeniería de tal manera que sus funciones y condiciones puedan ser mejoradas.

Alguna de las preocupaciones del ingeniero de diseño son disponer de propiedades específicas de superficie para los materiales, que puedan proveer protección bajo ciertas condiciones atmosféricas (corrosión por contaminantes como NaCl, SO₂, humedad, oxígeno, etc.), mejorar las propiedades mecánicas (dureza, resistencia al desgaste, tenacidad, fatiga) o controlar la morfología de superficie (textura, rugosidad, anclaje, etcétera).

Por lo anterior se puede afirmar que los tratamientos de superficie modifican a los materiales de ingeniería para:

- El control de la fricción y el desgaste
- Incrementar la resistencia a la corrosión
- Cambiar propiedades físicas
- Alterar dimensiones
- Variar apariencia

Por otra parte, el tratamiento superficial por láser es la rama de la ingeniería de superficie utilizada en el presente trabajo, la cual consiste en la transferencia localizada de energía a un material empleando la irradiación con un haz de láser bajo condiciones específicas. En la superficie del material, la luz láser se transforma en calor, lo cual es conveniente para este tipo de proceso.

2.4.2.1 Monitoreo y control del proceso

Los resultados en uniones y tratamientos superficiales por láser pueden variar debido a la sensibilidad de los procesos y a perturbaciones, tales como la variación de la absorptividad y en las dimensiones de una pequeña pieza de trabajo. Para incrementar la reproducibilidad del proceso, los sistemas de control de retroalimentación en tiempo real son diseñados y probados.

2.4.2.2 Ingeniería de superficie con láser

En muchas de las aplicaciones industriales, el mayor requerimiento se sitúa sobre la superficie de la pieza de trabajo o por debajo de ella [34]. Tales requerimientos son distintos en su naturaleza, ya que se refieren a cuestiones mecánicas, tribológicas, electroquímicas, etcétera. Existe una gran cantidad de técnicas de tratamiento de superficie que se han desarrollado a lo largo de los años, entre estas técnicas se pueden encontrar algunos procesos de tipo químico tales como el CVD, CVI o sol-gel, y otros de tipo físico como el PVD, y por supuesto el tratamiento superficial láser.

Por otra parte, una demanda presente en la actualidad es la de fabricar materiales con interior dúctil y superficie endurecida. Un gran número de aplicaciones requiere que las superficies sean duras, tenaces y resistentes al desgaste y a la deformación al estar en servicio. En este caso, estructuras interiores relativamente suaves proveen la ductilidad la cual es de vital importancia con la relación al tiempo de vida del material con respecto a la resistencia a la fatiga. Ambos requerimientos solo se satisfacen mediante el endurecimiento de la superficie.

El láser puede ser utilizado para satisfacer los requerimientos actuales antes mencionados, una de las técnicas que mejoran las propiedades mecánicas de las superficies en las aleaciones ferrosas y no ferrosas es la conocida como martillado láser (láser penning). En el proceso de martilleo láser, un láser de alta energía genera una intensa onda de presión (cercana a 7GPa) sobre la

superficie del material, deformando el material y dejando un esfuerzo residual de compresión tanto en la parte superior como en el inferior de la superficie del material. Si el esfuerzo de compresión es intenso y suficientemente profundo, entonces cuando el componente se flexione bajo una carga, la superficie permanecerá en compresión, y una microfractura o grieta sobre la superficie no podrá crecer [35,36].

Otra técnica ampliamente usada en la actualidad es la de recubrimiento láser (láser cladding) que se utiliza para crear superficies en los materiales resistentes a la corrosión y al desgaste, así como para la reparación de piezas usadas o dañadas, en este proceso el material de aporte y una capa delgada del sustrato es fundida por el haz de láser, lo cual garantiza un aleado metalúrgico entre la capa de aporte y sustrato [37]. En el recubrimiento, la entrega del material de aporte es uno de los factores clave que controlan el proceso, donde el método más apropiado es el de inyección de polvo [37].

Existen 3 técnicas de inyección de polvo en este proceso:

- Inyección de polvo fuera del eje (el flujo del polvo es alimentado lateralmente dentro del haz láser).
- Inyección coaxial continua (un flujo cónico de polvo envuelve el haz láser).
- Inyección coaxial discontinua (tres o más flujos de polvo son alimentados coaxialmente al haz de láser).

Por lo que de manera general, los tratamientos de superficie se pueden dividir en dos grupos principales: tratamientos que cubren la superficie, mediante depósitos de recubrimientos o aplicación de pinturas, y tratamientos que alteran la superficie. Las principales características del tratamiento láser son su limpieza química, un perfil controlado de temperatura y penetración, además de la ausencia de contacto físico con el material tratado [38].

2.5 Fundamentos de la metalurgia

2.5.1 Velocidad de crecimiento del sólido

La velocidad de crecimiento del sólido es la razón a la cual la interfase sólido/líquido avanza en la zona fundida. Esta se relaciona directamente con la velocidad de la soldadura y el calor de entrada suministrado por la fuente, y tiene un profundo efecto sobre la escala o el tamaño de la microestructura de solidificación, el sobreenfriamiento de crecimiento y la redistribución de soluto. La velocidad de crecimiento varía de punto a punto en la zona fundida. A continuación se muestra una figura, en la cual se ven los diferentes tipos de morfología de crecimiento en el vaciado de una aleación en un molde (Figura 2.3).

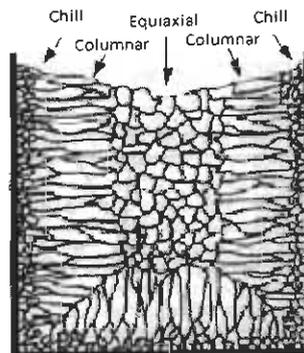


Figura 2.3. Morfología de crecimiento en un vaciado en un molde

En la figura anterior se observan tres diferentes zonas de crecimiento, fría "chill zone", la columnar y la equiaxial. En cada una de ellas la velocidad de crecimiento es distinta debido a las velocidades de enfriamiento.

En la solidificación de componentes metálicos se conoce que hay direcciones de crecimiento preferenciales, en los metales cúbicos la dirección preferencial de crecimiento es la $\langle 100 \rangle$, mientras que en las hexagonales la dirección $\langle 11-20 \rangle$. En el crecimiento de aleaciones policristalinas un amplio rango de direcciones están presentes y este ocurre preferencialmente en aquellos granos orientados en la dirección opuesta a la del flujo de calor.

2.5.2 Gradiente térmico

Los gradientes térmicos formados en la zona fundida afectan tanto la microestructura de solidificación, como a la morfología y geometría de la zona fundida. Mediciones exactas de los gradientes formados en una soldadura son muy difíciles de adquirir, dependen de las propiedades del metal y del flujo de calor suministrado. Cuando la conductividad térmica del metal es alta los gradientes térmicos formados tienden a ser bajos. En la soldadura láser coexisten gradientes térmicos muy grandes, ya que el calor de entrada suministrado a la pieza es en una área muy localizada [14]. En la Figura 2.4 se observa la influencia del gradiente térmico "G" y el rango de enfriamiento "R" en la morfología del crecimiento dendrítico en una microestructura.

Uno de los aspectos importantes en la solidificación es la diferencia que existe en la temperatura en la capa límite en el frente de solidificación, es decir entre la temperatura de liquidus y la temperatura del líquido sobreenfriado, a esto se le conoce como rango de sobreenfriamiento.

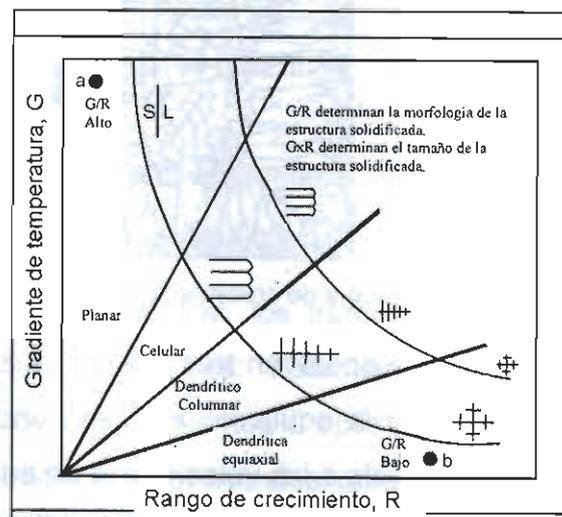


Figura 2.4. Gradiente de temperatura con respecto al crecimiento dendrítico [32].

En la figura anterior se observa claramente que la morfología de crecimiento está relacionada con el gradiente térmico entre la zona líquida y sólida, en un proceso de solidificación en una soldadura, si el gradiente térmico es muy grande y el rango de crecimiento muy pequeño el crecimiento será del tipo

planar, en caso contrario, cuando la "R" es muy grande y la "G" es muy pequeña el crecimiento dendrítico será equiaxial.

2.5.3 Microsegregación

La segregación dendrítica se presenta cuando una aleación comienza y termina su solidificación, empezando a una temperatura inferior a la del compuesto de más alto punto de fusión y terminando en una superior de la del compuesto de más bajo punto de fusión. La redistribución del soluto durante la solidificación resulta en una microsegregación a través de las células o en los brazos de las dendritas. El análisis de la redistribución del soluto durante la solidificación direccional de un metal líquido y con un frente plano, puede ser aplicado para analizar la redistribución del soluto durante la solidificación de un líquido intercelular o interdendrítico durante la soldadura ya que este dentro del volumen elemental de la interfase sólido líquido y sigue siendo planar aunque la estructura de solidificación sea celular o dendrítica. No ocurre segregación cuando la difusión es completa en el sólido y en el líquido [39].

2.5.4 Espaciamiento dendrítico secundario

El espaciamiento dendrítico es una función de la velocidad de enfriamiento o del tiempo de solidificación, la relación puede ser expresada como:

$$d = at_f^n = b(\varepsilon)^{-n} \quad \text{Ec. 1}$$

Donde d es el espaciamiento secundario dendrítico del brazo, t_f es el tiempo de engrosamiento dendrítico, ε es la velocidad de enfriamiento, y a y b son constantes que dependen de las propiedades fisicoquímicas de la aleación. El espaciamiento entre brazos dendríticos disminuye cuando se incrementa la velocidad de aplicación de la soldadura. Cuando se compara la soldadura por arco con la soldadura por láser o haz de electrones, la velocidad de enfriamiento

en láser o haz de electrones son mayores y la microestructura de la soldadura es más fina.

Los brazos dendríticos más estrechos, se depositan en los brazos más grandes, dando lugar a una reducción del número total de brazos dendríticos y a su vez un incremento en el grosor de los brazos dendríticos, a este mecanismo se le conoce con el nombre de maduración. La aglomeración de los brazos dendríticos secundarios debido a depositación preferencial en regiones de curvatura preferentemente negativa a lo largo de la interfase sólido líquido, permite la coalescencia de muchos brazos dendríticos a lo largo de las entidades. Este proceso de engrosamiento se denomina coalescencia.

Ambos mecanismos de engrosamiento son fundamentalmente similares, excepto porque en el de maduración la materia se deposita en las regiones positivas de la curvatura, mientras que en la coalescencia el sólido se deposita en las regiones negativas de la curvatura a lo largo de la interfase sólido-líquido. La siguiente figura muestra los dos mecanismos de engrosamiento de brazos secundarios dendríticos (Figura 2.5)

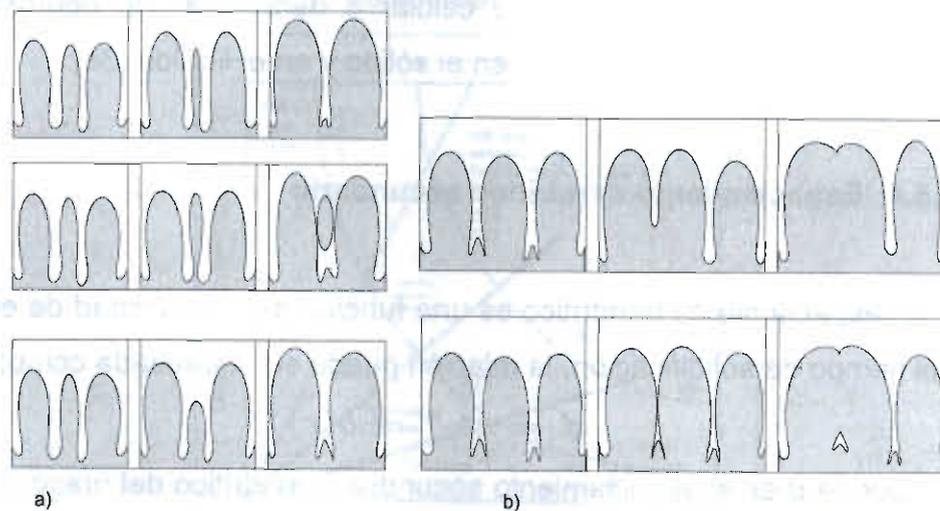


Figura 2.5. a). Mecanismo de maduración, b) Mecanismo de coalescencia

El proceso de maduración es predominante en volúmenes con fracciones de sólido bajas, mientras que la coalescencia gana lugar en volúmenes con fracciones de sólido mayor hacia el final de la solidificación [38].

2.6. Procesamiento láser en la ingeniería de materiales

2.6.1. Historia del láser

El término "LÁSER" es un acrónimo de: Amplificación de Luz Mediante la Emisión Estimulada de Radiación (Light Amplificación by the Stimulated Emission of Radiation), la historia del láser se remonta al año de 1916, cuando Albert Einstein estudió y predijo el fenómeno de emisión estimulada en los átomos, según el cual un átomo que recibe luz de la misma longitud de onda de la que puede emitir, es estimulado a emitirla en ese instante.

En este proceso se tiene la interacción entre un fotón y un átomo que inicialmente se encuentra en un estado excitado. Como resultado de esta interacción el átomo pasa a su estado base, emitiendo en el proceso un fotón que tiene las mismas características de dirección y de fase que el fotón inicial, cuando esto ocurre decimos que la radiación electromagnética resultante es coherente. Es importante destacar que en este proceso está ocurriendo realmente una amplificación de fotones, pues inicialmente tenemos un solo fotón y después del proceso de emisión estimulada tenemos dos fotones. La primera propuesta conocida para la amplificación de la emisión estimulada apareció en una solicitud de patente soviética en el año 1951, presentada por V.A. Fabrikant y dos de sus alumnos. Sin embargo, dicha patente no se publicó hasta 1959 y por consiguiente no afectó a los demás investigadores. En 1953, Joseph Weber, de la Universidad de Maryland, propuso también la amplificación de la emisión estimulada y al año siguiente los rusos Basov y Prokhorov, escribieron un artículo explorando a fondo el concepto.

La palabra láser se ha empezado a relacionar con precisión, calidad y velocidad. En estos días existe diferentes aplicaciones para el láser como son en las impresoras de escritorio, que transforman un imagen digital en una impresión permanente de alta calidad, el disco versátil digital (DVD), que brinda una imagen de alta definición y sonido multi-canal, los cuales es posible

reproducirlos en casa, el escáner láser utilizado en las cajas de los supermercados, que traslada un código de barras a una unidad que aparece en la cuenta del consumidor y a su vez desaparece del inventario de la tienda, además el láser puede ser utilizado para aclarar la piel, en depilaciones, operaciones de la vista; la lista de aplicaciones del láser sigue creciendo día con día [40].

El primer prototipo de láser fue construido en mayo de 1960 en un laboratorio de investigación en California, además se sabe que muchos de los láseres que existen hoy día fueron inventados a mediados de la década de los sesentas, pero estos se mantuvieron escondidos en laboratorios de investigación y establecimientos militares, no fue hasta finales de esa década que las compañías empezaron con la manufactura de láseres para usos comerciales. En los años 70, entusiastas (particularmente en la industria automotriz) empezaron a descubrir el potencial que tiene el láser para el procesado de materiales. A partir de este momento las aplicaciones industriales comenzaron a surgir, pero estas se mantuvieron ocultas para el público en general; simplemente solo era una máquina que realizaba una acción de manufactura por lo que esta iba a ser difícilmente dada a conocer al público no relacionado con el ambiente industrial. A principios de la década de los ochentas con la introducción del disco compacto, fue cuando la palabra láser entro en el uso general del vocabulario, con este invento el impacto en la sociedad fue inmediato, fabricantes de láseres, de herramientas y empresas de integración interpretaron la nueva familiaridad con el láser como una oportunidad para lanzar al mercado sistemas flexibles de láser para la industria manufacturera. La venta de productos fabricados con láser floreció a finales de la década de los ochentas tomando satisfactoriamente como imagen la tecnología láser en las campañas de publicidad de los productos. Una nueva tecnología se había desarrollado – Procesamiento láser en la ingeniería de los materiales.

En la actualidad las máquinas con herramientas tradicionales están limitadas a ser destinadas para un propósito en particular: en estos días una gran cantidad de aplicaciones del láser se han desarrollado, en los cuales es obvio

que el láser industrial es diferente a las herramientas tradicionales ya que es una herramienta con mucha flexibilidad. El láser se puede enfocar en un pequeño spot lo cual producirá una fuente intensa de energía que es ideal para penetrar los materiales, o bien se puede distribuir en un patrón de calentamiento difuso para el tratamiento de superficies, además de lo antes mencionado el rayo láser puede ser manipulado con componentes ópticos para desarrollar una variedad de operaciones simultáneamente, o ser conmutado entre varias localizaciones para un proceso secuencial [40].

El impacto del procesamiento de materiales en la vida moderna envuelve una amplia gama de láseres, utilizados para ingeniería en los materiales y mecanismos que interfieren en el proceso. Con la tecnología láser se tienen oportunidades de innovación en el procesado de materiales, entendiendo como innovar como la aplicación de algo nuevo a partir de una idea o proceso que existe y en casos satisfactorios aplicaciones nuevas en nuevos procesos.

Existe una gran cantidad de aplicaciones del láser que día a día se han ido incrementando, esto principalmente se debe a los grandes beneficios y ventajas que presentan las propiedades únicas de la luz producida por los diferentes tipos de láser. Han sido muchas las clasificaciones que se les han dado a los tipos de láser, a continuación se citan las formas de clasificar los láseres usadas más comúnmente [40].

- Se pueden clasificar los diferentes tipos de láser que se usan por
 - Medio de activación (Gas, líquido y sólido)
 - Longitud de onda
 - Potencia y energía
 - Modo de operación (continuo y pulsado)
 - Modo en cómo interactúan el rayo y el material:
 - Térmico: inducido por la transferencia de calor
 - Atérmico: Inducido por cambios en un escala atómica

Tiempo después se desarrollaría la técnica de láser para operaciones de soldadura en materiales de poco espesor, mas tarde se Utilizó para materiales con mayor masa, dependiendo de la fuente de luz utilizada. Hoy en día es posible emplear casi en su totalidad las características que hicieron utilizable el haz de láser para corte de metales para los procesos de soldadura por este método.

2.6.2. Principios de funcionamiento

Un láser es un dispositivo que produce un haz de luz coherente concentrado, estimulando transiciones electrónicas o moleculares a niveles de energía más altos (Figura 2.6), que al regresar a su estado base emiten fotones (emisión estimulada), los cuales pasan por un sistema óptico del equipo el cual está compuesto por resonadores, que son dos espejos que reflejan y amplifican la luz, por un colimador que concentra la luz antes de que salga como rayo láser [41].

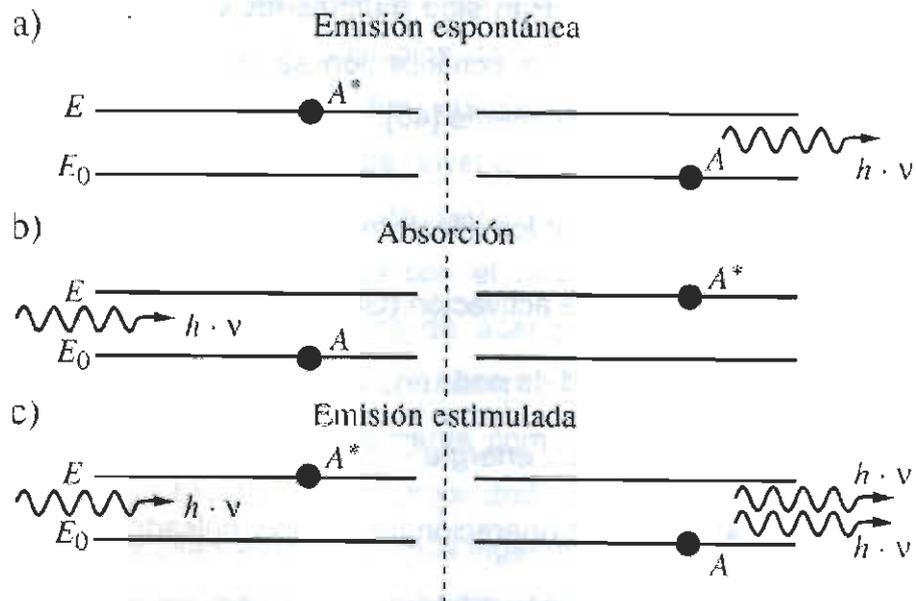


Figura 2.6. Principio de generación del rayo láser [44]

Los equipos de láser realizan una conversión de energía, en la cual se transforma energía de una fuente primaria (eléctrica, química, térmica, óptica o nuclear) en un haz de radiación electromagnética con una frecuencia específica (ultravioleta, visible o infrarroja) [41]. Los láseres están constituidos principalmente por (ver Figura 2.7):

1.- El medio activo: Una de las características importantes es que el medio activo puede encontrarse en cualquier estado de la materia: sólido, líquido, gas o plasma. El medio activo está constituido por un conjunto de moléculas, iones o átomos que pueden excitarse de manera que se crea una situación de inversión de población que se da cuando hay más átomos (o moléculas) en los estados superiores de energía que en estados inferiores, gracias a esto puede obtenerse radiación electromagnética mediante emisión estimulada. El medio activo puede estar compuesto por átomos y moléculas, además puede estar integrado por iones o semiconductores, de acuerdo con el tipo de láser que se trate [41,42,43].

Las características que debe tener la luz láser emitida por el medio activo son la coherencia, que es la propiedad de las ondas electromagnéticas que están en fase tanto en el tiempo como en el espacio, la luz debe de ser monocromática, es decir debe tener una longitud de onda específica [42], la luz de un láser es la fuente más monocromática conocida por el hombre.

Existen 2 tipos de emisión de fotones:

- A. Emisión espontánea: Emisión aleatoria de un fotón por decaimiento de un estado excitado a un nivel de energía más baja esto genera una radiación monocromática incoherente, la cual es determinada por el tiempo de vida del estado excitado.
- B. Emisión estimulada: Radiación coherente estimulada por la absorción de un fotón de un átomo (o molécula) en estado excitado [42,43].

2.- Mecanismo de bombeo: El mecanismo de bombeo o excitación tiene la función de suministrar constantemente energía (térmica, eléctrica u óptica) en el medio activo del láser. Se utiliza para producir un estado de inversión de población [42,43].

3.- Resonador: Los espejos (o reflectores) que componen la cavidad láser incluyendo el tubo o barra láser. Los espejos reflejan la luz hacia adelante y hacia atrás para producir la amplificación. Generalmente la radiación está confinada en una cavidad resonante o resonador, formada por dos espejos: uno total ($r= 100\%$) y otro parcialmente reflectante (r entre 95% y 99%) [42,43].



Figura 2.7. Componentes básicos de un láser

4.- Colimador.- El colimador es el que se encarga de homogeneizar las trayectorias o rayos que, emitidos por una fuente, salen en todas direcciones y obtiene un chorro de partículas o conjunto de rayos con las mismas propiedades.

En el caso de la soldadura con rayo láser y tratamientos superficiales (Figura 2.7), el rayo láser se dirige mediante elementos ópticos planos, como espejos (resonador), y luego se enfoca a un punto pequeño en la pieza de trabajo empleando elementos de enfoque reflejantes o bien lentes (colimador). En general se emplea con gas inerte para evitar la oxidación del charco fundido y en ocasiones puede usarse metal de aporte.



Figura 2.8. Proceso de soldadura por rayo láser

En la Figura 2.8 se muestra el procesamiento mediante láser de un panel, que es un componente que se emplea en la manufactura de automóviles. En este caso se emplea un cabezal RSLK montado en un robot, el cabezal está conectado a una fibra láser de 6kw de potencia. A este tipo de aplicaciones se les conoce como procesamiento de soldadura láser remoto asistida por robot. En este láser el medio activo es un cristal de granate de Ytrio y Aluminio dopado con neodimio y el mecanismo de bombeo o excitación es una lámpara de xenón de alta intensidad.

2.6.3. Ventajas y limitación del PLIM

Como cada proceso existente en la industrial, el procesamiento con láser en la ingeniería de los materiales, tiene sus ventajas y limitaciones, las más importantes son las siguientes:

Ventajas [14,40,43]:

- 1.- Zonas afectadas por el calor en los materiales son mínimas y tienen mínima distorsión.

- 2.- En la soldadura no se requieren electrodos, las uniones quedan libres de contaminación por electrodos, es un proceso sin contacto.
- 3.- Los rayos láser se enfocan, alinean y dirigen fácilmente con elementos ópticos, para soldar áreas de difícil acceso.
- 4.- Las piezas pueden tratarse en una cámara de vacío o de atmosfera controlada para lograr mejor calidad y acabado.
- 5.- El rayo láser puede enfocarse en un área pequeña, lo que permite unir componentes pequeños.
- 6.- Es posible tratar con láser una gran variedad de materiales incluidas diversas combinaciones de materiales de diferentes tipos.
- 7.- El láser se puede automatizar con facilidad.
- 8.- Alta velocidad de procesamiento de ingeniería de materiales.
- 9.- Se pueden lograr relaciones (profundidad / ancho) del orden de 10:1 en tratamiento de materiales gracias al modo de fusión de penetración completa o keyhole.
- 10.- El rayo puede transmitirse a más de una estación de trabajo empleando óptica de conmutación del rayo, lo que permite compartir el tiempo del rayo.
- 11.- Apariencia estética en los tratamientos.
- 12.- En la soldadura de componentes automotrices el gasto de consumo de energía es menor al de otros procesos, como son el de soldadura por resistencia.

Limitaciones [14,40,43]:

- 1.- Las piezas a tratar deben colocarse lateralmente con mucha exactitud bajo el rayo y en una posición controlada respecto al punto de foco del rayo.
- 2.- Los mecanismos de sujeción y sistemas de integración deben garantizar que la posición final de la unión este alineada exactamente con el punto de incidencia del rayo.
- 3.- El espesor máximo de una unión que puede soldarse con un rayo láser es de 20 mm en acero como máximo para aplicaciones en producción.

Actualmente se están desarrollando nuevos láser que prometen soldar hasta 30mm (Láser en fibra)

4.- La elevada reflectividad y conductividad térmica de algunos materiales, como las aleaciones de Aluminio y de Cobre pueden afectar su soldabilidad.

5.- Los láseres tienden a tener eficiencias de conversión de energía bastante bajas (por debajo del 10% para el Nd-YAG y aproximadamente el 10% para el CO₂) sin embargo los de semiconductor, que son los láseres de mayor eficiencia tienen hasta un 50%.

2.6.4. Tipos de láser

Existen muchos tipos de láser los cuales son utilizados en el procesamiento de materiales en la industria manufacturera, la medicina, las artes, el hogar y en muchas otras aplicaciones. Como se mencionó antes, el medio activo puede estar constituido por un sólido, líquido, gas o inclusive hasta plasma. A continuación se explican algunos de los láseres más comunes [14-40-43].

1. Láser de Argón: Es un láser de gas en el cuál el medio activo está formado por iones de Argón. Este láser emite en la región azul - verde del espectro visible, a las longitudes de onda entre 488 y 515 nanómetros.
2. Láser de Barrido: Es un láser que varía su dirección con el tiempo, originando un patrón de propagación con respecto a un marco de referencia estacionario.
3. Láser de Colorante Sintonizable: Es un láser cuyo medio activo es un colorante líquido, bombeado por otro láser o lámpara de flash, para producir varios colores de luz. El color de la luz se puede sintonizar ajustando elementos ópticos sintonizables y/o cambiando el colorante utilizado.

4. Láser de Diodo: Es un láser en el cual el medio activo está compuesto por semiconductores. Los láseres semiconductores son los láseres con mayor eficiencia, que puede ser hasta de más de 50%.
5. Láser de Dióxido de Carbono (CO₂): Es un láser de gas que contiene moléculas de CO₂ como medio activo, este láser emite en el espectro infrarrojo, entre 9-11 μm, con la línea de emisión más intensa a 10.6 μm.
6. Láser de Helio-Neón (He-Ne): Es un láser de gas en el cuál los átomos de Helio (He) y Neón (Ne) forman el medio activo. Este láser emite principalmente en el espectro visible, fundamentalmente a 632.8 nm, pero también tiene algunas líneas en el infrarrojo cercano.
7. Láser de Inyección Es un tipo de láser que produce su haz de salida con materiales semiconductores como Ga As.
8. Láser de Excímero: Es un láser de gas que emite en el espectro ultravioleta. El medio activo es un "Dímero Excitado" que no tiene un estado fundamental estable.
9. Láser de Rubí: Es el primer láser que se inventó. Un láser de estado sólido que contiene un cristal de zafiro (óxido de Aluminio) con cantidades traza de óxido de Cromo como medio activo .
10. Láser Iónico: Láser cuyo medio activo está compuesto de iones de un gas noble (como Ar⁺ o Kr⁺). El gas se excita normalmente mediante una descarga de alto voltaje entre los extremos de un tubo de pequeño calibre.
11. Láser de Nd:Vidrio: Láser de estado sólido en el que se utiliza una barra de vidrio dopada con Nd como medio activo, que produce una longitud de onda de 1064 nm .

12. Láser de Nd:YAG: Un láser de estado sólido en el cuál se utiliza Itrio, Aluminio y granate dopado con Nd como medio activo, produce una longitud de onda de 1064 nm. El cristal YAG es un cristal sintético.

13. Láser químico: En este láser el medio activo es producido mediante reacciones químicas de compuestos altamente reactivos.

2.6.5. Clasificación de los tipos de materiales procesados

Las propiedades de los materiales tienen un papel importante para poder determinar la interacción entre el rayo láser y el material de ingeniería que va a ser procesado. Muchas propiedades de los materiales cambian con la temperatura; esto es lo que representa el primer problema en la modelación e interpretación de los resultados en el procesamiento con láser de materiales.

A continuación se explicaran algunas de las propiedades que se deben de tomar en cuenta en el procesamiento de materiales por láser [40].

2.6.5.1. Propiedades de los materiales

Coefficiente de absorción

El coeficiente de absorción describe la atenuación de la incidencia del rayo láser cuando este interactúa con un material. Para un rayo láser de energía incidente E_0 , la energía transmitida E , en la profundidad del eje z , está dada por la ley de Beer-Lambert la cual es la relación lineal entre la absorbencia y la concentración de una especie de absorción, en este caso en la pieza tratada.

Esta dada por:

$$E = E_0 \exp(-az) \quad \text{Ec. 2}$$

donde a es el coeficiente de absorción (alrededor de $5 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$ para metales en el espectro visible)

Absorción

La luz láser que impacta con la superficie de un material puede ser absorbida, transmitida o reirradiada. En la escala macroscópica, la absorción es la medida de la fracción de radiación incidente absorbida. Durante la absorción, subsecuentemente la energía dentro del material es transformada por un mecanismo que depende de la energía de los fotones de la luz láser. Todos los materiales presentan diferente grado de absorción dependiendo de la longitud de onda de la luz del láser, esto quiere decir que algunos materiales es mejor tratarlos con ciertas longitudes de onda (la longitud de onda depende del tipo de láser) para lograr mayor absorción en la superficie.

Otros aspectos que deben tomarse en cuenta en la absorción en el procesamiento de materiales con láser, es que el grado de absorción varía también con los cambios de temperatura en el material, las reacciones químicas, los cambios de fase y por supuesto el ángulo de incidencia. Además el acabado de la pieza a tratar, repercute también en la absorción, por ejemplo en una superficie rugosa se incrementará la absorción, ya que la luz láser se reflejará en los surcos rugosos y se absorberá en mayor cantidad.

Capacidad calorífica

La capacidad calorífica de un material es la medida de energía requerida para incrementar la temperatura un grado Celsius a presión constante. Las unidades de la capacidad calorífica son $\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$, o volumétricas $\text{J m}^{-3} \text{K}^{-1}$. La capacidad calorífica volumétrica para materiales homogéneos a temperatura ambiente es de $3 \times 10^6 \text{ J m}^{-3} \text{K}^{-1}$.

Conductividad térmica

La conductividad térmica es la velocidad a la cual el calor fluye en un material. La conductividad térmica es directamente proporcional a la cantidad de energía presente (la capacidad calorífica volumétrica), el número y la velocidad de los portadores de energía (fotones y electrones), y la cantidad de energía disipada. Los metales y las aleaciones tienen valores altos de conductividad térmica, ya que tienen muchos portadores de energía (electrones), que se pueden mover fácilmente por que tienen un medio de movilidad grande. Cuando la temperatura se incrementa, la cantidad de energía disipada aumenta debido a las colisiones de los portadores, esto provoca que la conductividad térmica disminuya.

Densidad

Una estructura cerrada de átomos causa una gran densidad y una temperatura alta de fusión. Es por eso que los metales y las aleaciones tengan altas densidades y los polímeros bajas.

Difusividad térmica

La difusividad térmica, α , es la relación de la energía transmitida por conducción y la energía almacenada por unidad de volumen en el material, y está dada por:

$$\alpha = \frac{\lambda}{pc} \quad \text{Ec.3}$$

donde λ es la conductividad térmica y pc es la capacidad calorífica volumétrica.

La difusividad térmica determina que tan rápido el material va a aceptar la conducción de energía térmica, lo cual es importante para caracterizar el procesamiento térmico transitorio en aplicaciones del láser.

Coeficiente de expansión térmica

La relación que existe entre el cambio en el tamaño de la pieza tratada, Δl , y el cambio en la temperatura, ΔT , se expresa como el coeficiente de expansión térmica, α :

$$\alpha = \frac{\Delta l}{l_0 \Delta T} \quad \text{Ec. 4}$$

donde l_0 , es el tamaño de la pieza a temperatura ambiente. El coeficiente de expansión térmica está controlado por la vibración en los átomos y en las moléculas; cuando la temperatura se incrementa, la amplitud de las vibraciones crece. En los metales y aleaciones, los cuales tienen una estructura atómica cerrada, la vibración se acumula en los átomos vecinos, lo que produce una expansión térmica relativamente alta.

Temperaturas de transformación de fases

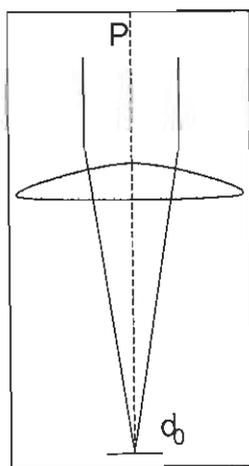
Los principios del procesamiento de materiales con láser dependen en gran medida de los mecanismos involucrados que ocurren en el calentamiento, fusión y evaporación, los cuales suceden en los estados sólido, líquido y gas de los materiales, sin embargo es importante considerar otros aspectos involucrados con el cambio de fase que son: el calor latente en estado de fusión y en estado de gaseoso de los materiales.

2.6.5.2. Clasificación por densidad de potencia

En términos generales, en el orden de entregar la energía de láser al material, el rayo láser debe de ser enfocado en un pequeño spot donde la densidad de potencia sea suficientemente alta para ocasionar que el material la absorba. La eficiencia en la absorción del láser está muy relacionada con la densidad de potencia, y con el estado en el que se encuentra el material; cuando el material está en estado sólido y cambia a estado líquido se da una

transición significativa en la absorción (el material absorbe mucho más energía láser), esto se debe principalmente a que la estructura atómica o molecular está menos cerrada en el líquido, igualmente ocurre cuando el material pasa de líquido a gas, la absorción se incrementa casi hasta llegar al 100% [14].

La energía del láser es fácilmente enfocada a un spot pequeño, debido a que la energía viaja en luz coherente. La coherencia como se había mencionado antes quiere decir que todas las ondas de energía que emergen del láser se propagan en una manera sincronizada. Las fuentes de luz convencionales no son enfocables en pequeños diámetros. La Figura 2.9 muestra un ejemplo de la densidad de potencia presente en un láser.



Ejemplo: Si la potencia del láser (P) = 100 watts y el diámetro del punto enfocado (d_0) = 0.0254mm, entonces el Área del punto enfocado es:

$$A = \frac{\pi d^2}{4} = 507 \times 10^{-6} \text{ mm}^2$$

Y la densidad de potencia (I) en ese punto es:

$$I = \frac{P}{A} = \frac{100 \text{ watts}}{507 \times 10^{-6} \text{ mm}^2} = 1.97 \times 10^5 \text{ watts / mm}^2$$

O también:

$$I = 1.97 \times 10^7 \text{ watts/cm}^2$$

Esta densidad de potencia es capaz de vaporizar el acero!

Figura 2.9. Ejemplo de densidad de potencia de un láser [14]

Las ventajas que ofrece el láser para la manufactura de materiales son evidentes, ya que con el control de la densidad de potencia en la superficie del material, el láser puede realizar una gran cantidad de trabajo, principalmente cuando se funde y se evapora el material.

Es importante conocer cuáles son los valores de densidad de potencia requeridos para vaporizar o fundir los materiales, es por eso que es importante tener una clasificación de los materiales de acuerdo a la densidad de potencia

requerida para fundirlos y evaporarlos. Esta clasificación se muestra en la siguiente tabla (Tabla 2.4).

Tabla 2.4. Clasificación de los materiales de acuerdo a la densidad de potencia [44]

Clase	Ejemplos	Densidad de potencia (watts/mm ²)	
		Vaporizar	Fundir
I	Buenos conductores térmicos: Al, Au, Cu, ... Metales refractarios: Mo, Ta, Va, W, . .	>7750015	~31000
II	Metales ferrosos: C/S, S/S, ... Aleaciones base níquel: Hastaloy, inconel, kovar, ... Aleaciones base titanio La mayoría de los óxidos de los metales	>77500	~3100
III	Materiales orgánicos Materiales plásticos: PVC, G-10, acrílicos, ... Algunos metales: Cd, S, Sn, Se, Zn, Pb, ...	> 775	~7.75

Las consideraciones importantes que se deben tomar en cuenta en la tabla anterior son:

1. Si el láser se puede enfocar para generar más de 775×10^4 watts/mm² en la superficie del material, será capaz de procesar todos los materiales conocidos, incluyendo los metales refractarios.
2. El usuario solo necesita memorizar 6 configuraciones de densidad de potencia para el uso del láser, por lo tanto, el tiempo estimado y el costo para procesar varios materiales se simplifica.

El material que se utilizó (aleación base Cobalto ASTM F-75) para el desarrollo de esta tesis está comprendido en la clase 2, por lo que la tabla de clasificación de materiales simplifica el proceso del desarrollo del diseño de experimentos.

2.6.6. Tipos de procesamiento de materiales con láser

Fundamentalmente el procesamiento de materiales con láser se puede dividir en dos ramas; una de ellas es la de ingeniería de tratamiento de superficie mediante láser y la otra comprendería los procesos donde se manipula tanto la superficie y el interior del componente. A continuación se mostrarán los procesos de tratamiento con láser más comunes en aplicaciones actuales, se tomarán en cuenta los procesos de ingeniería de superficie y los otros donde se involucra la superficie y el interior del material que será procesado. Es importante recordar lo que se mencionó anteriormente, que la densidad de potencia juega un papel muy importante para la comprensión de los resultados que se obtienen en cada uno de los tipos de procesamiento.

2.6.6.1. Procesamiento en la superficie

Entre las técnicas de tratamiento superficial láser más empleadas tanto en la industria como en la investigación, se encuentran las siguientes: aleado láser, martillado láser, fusión por láser, recubrimiento láser y metalurgia por interferencia láser [45]. A continuación se muestra una breve explicación de los principios de cada uno de estos procesos.

Martillado láser

En el martillado láser (láser penning) se emplean pulsos láser de alta energía de un láser de estado sólido de Nd:GLASS que crean intensas ondas de choque en un materia [46]. Los principios básicos del martillado láser se ilustran en la figura en la Figura 2.10.

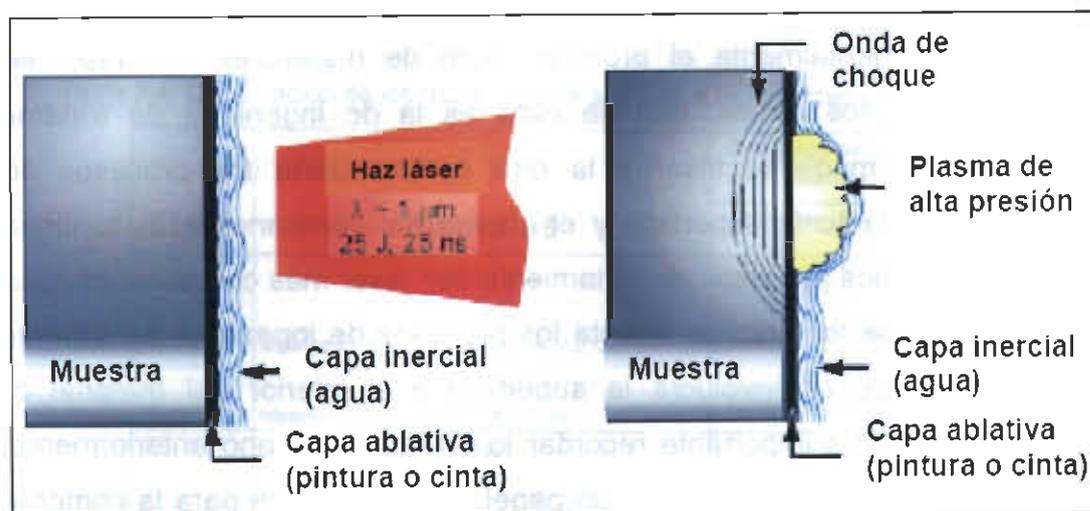


Figura 2.10. Principios básicos del martillado láser

Un haz láser de alta intensidad con potencia pico mayor a 1 GW produce un spot de alrededor de 5 x 5 mm e irradia el sustrato metálico a ser tratado. La densidad de energía del láser se encuentra típicamente en el rango de 50 a 200 J/cm² y una duración de pulso aproximada de 5 a 30 nanosegundos. Previo a la irradiación láser, el área que se tratara se cubre localmente con diferentes capas de material. La primera, es una capa protectora a la superficie; esta es llamada capa ablativa debido a que su superficie es evaporada durante el tratamiento. Los materiales típicos de una capa ablativa incluyen cinta plástica o metálica o pintura de 1 a 2 milésimas de espesor, aunque en muchas aplicaciones donde el acabado final de la superficie no es un resultado crítico, la superficie metálica a ser tratada puede actuar como la capa ablativa. Enseguida, una capa inercial transparente se aplica sobre la capa ablativa, la cual actúa como un tapón para confinar la expansión del plasma de alta presión que se genera por el pulso láser. Los materiales típicos para la capa inercial (de taponamiento) incluyen vidrio o agua (1 a 2 mm de espesor). Después de que estas dos capas se posicionan, el proceso de martillado láser se lleva a cabo [35].

Cuando el haz de láser ilumina la superficie, se absorbe y rápidamente forma un plasma de alta intensidad. El plasma se confina en la capa inerte y ejerce una presión de aproximadamente 6.9 GPa. Aunque la capa inercial es muy delgada, durante la muy baja duración del pulso láser (20ns), su inercia

solo le permite moverse más que unas micras, y por tanto, se confina la presión de una forma muy efectiva. Este pulso de corta duración causa que una onda de choque viaje a través del material y lo deforme plásticamente. La deformación plástica (o densidad de deformación) causada por la onda de choque genera esfuerzos residuales compresivos que pueden extenderse a muchos milímetros de profundidad, haciendo al material más resistente a la fatiga y la fractura por corrosión bajo esfuerzos cíclicos [47]. Para inducir un esfuerzo residual compresivo en el material, se debe de llevar la intensidad al nivel de los Giga Watts para generar una superficie de presión que sea más grande que el límite elástico dinámico del material.

Recubrimiento láser

El propósito del recubriendo láser (láser "cladding") es modificar la composición química de la superficie, mediante la adición de elementos apropiados, usualmente en forma de polvos (con una granulometría en el rango de 10-100 micrómetros) [48]. El polvo es inyectado en el haz de láser a través de una tobera lateral o coaxial. Materiales de uso mecánico, cerámicos o compósitos se utilizan para el recubrimiento láser [49].

Esta técnica se puede usar tanto en productos nuevos como usados y se usa para reparar soldaduras o superficies dañadas, para endurecer la superficie de materiales susceptibles al desgaste o superficies susceptibles a la corrosión, oxidación, o combinación de estas [50].

Los depósitos se fusionan por completo a la superficie del sustrato en espesores que van desde 0.1 hasta varios milímetros (se pueden depositar capas múltiples). El bajo calor inducido que se asocia al tratamiento resulta en una dilución baja en extremo con el sustrato lo que también resulta en una zona afectada térmicamente (ZAT) relativamente baja y con mínima distorsión.

Ventajas adicionales del láser cladding:

- El daño metalúrgico debido a la ZAT y el crecimiento de grano es muy reducido.
- Las microestructuras son mucho más finas, duras y resistentes a la corrosión comparada con otros procesos.
- Áreas seleccionadas de un componente sensitivo de alto valor pueden ser tratadas.
- Se obtienen capas homogéneas altamente reproducibles con superficies relativamente uniformes.

Aplicaciones típicas del recubrimiento láser:

- Recubrimientos resistentes a la corrosión y al desgaste:
 - Válvulas.
 - Bombas.
 - Alabes de turbina.
 - Moldes y herramientas.
 - Barras cilíndricas.
 - Flechas (incluye cigüeñales y árbol de levas).
- Reparación y modificación:
 - Engranés y flechas.
 - Moldes.
 - Hojas de turbina.
 - Asientos de válvula y flecha.
- Moldeo láser directo:
 - Prototipos metálicos en tercera dimensión.

Refusión superficial con la aplicación de láser

Como antes se mencionó, en parte de los objetivos y por tanto del desarrollo de la experimentación de este trabajo **fue utilizada esta técnica** para el tratamiento de materiales (aleación base Cobalto ASTM F-75) con láser. Por lo tanto es importante comprender bien cada uno de los principios que involucran realizar una refusión superficial con la aplicación del rayo láser.

En esta técnica se logra fundir la superficie al usar un haz enfocado o cercanamente enfocado [51]. La superficie a fundir se protege con un gas inerte. Al usar este procedimiento se pueden obtener microestructuras finas y homogéneas en la zona de fusión debido a las rápidas velocidades de enfriamiento y baja penetración térmica, lo que genera poca distorsión y superficies relativamente lisas. Con ello se reduce el trabajo después del procesamiento y se obtiene flexibilidad en el proceso debido a las posibilidades de automatización que presenta [52].

La fusión superficial por láser es de interés industrial para aquellos materiales que no se endurecen durante la transformación martensítica, tales como el hierro fundido, algunos aceros inoxidable, Titanio, aceros grado herramienta, etcétera.

En este trabajo se utiliza como material una **aleación base Cobalto** (ASTM F-75). El Cobalto sufre una transformación de una estructura cristalina FCC en una estructura HCP mediante un ligero desplazamiento de las localizaciones atómicas, lo que altera la secuencia de apilamiento de los planos compactos [53], este cambio de estructura puede suceder por el trabajado en frío y en tratamientos térmicos [7]. En la refusión láser también ocurre este cambio debido al enfriamiento extremadamente rápido característico del tratamiento de materiales con láser, pero además, lo que se busca principalmente con la refusión mediante la aplicación de láser del material es el refinamiento en la microestructura con el objetivo principal de que el material logre un mejor

desempeño en aplicaciones de desgaste ya que, los resultados en la literatura muestran que esta técnica resulta en un incremento de la resistencia al desgaste y una pequeña disminución de la resistencia a la fatiga ocasionada por el alto nivel de esfuerzos residuales ténsiles.

El entendimiento del fenómeno metalúrgico involucrado en la refusión láser (láser melting) es realmente importante así como la aplicación de varias técnicas que requieren fusión superficial tales como la soldadura, la fundición, aleación y recubrimiento de superficies [54,55,56].

Aleado superficial por láser

El proceso de aleación superficial por rayo láser (Láser surface alloying o LSA) es similar al proceso de láser melting, con la excepción de que los elementos de aleación son adicionados externamente al cráter de la fundición con el fin de alterar la composición química de la superficie, así como una mejor adecuación de la parte a tratar [57,58]. Esta modificación de la composición de la superficie se hace para alcanzar las propiedades deseadas, se efectúa introduciendo los elementos de aleación en forma de polvos o gases [59]. El espesor de la primera capa puede alcanzar hasta 2 milímetros.

Metalurgia por interferencia láser

El proceso conocido como láser "surface structuring" es un método que se aplica para la modificación de superficies en materiales, por medio del cual varios patrones de interferencia se transforman directa, permanente, y de manera eficiente sobre las superficies de distintos tipos de materiales tales como metales, semiconductores, cerámicos o polímeros. Comparado con los métodos más comunes de litografía, la novedad de esta técnica es el

procesamiento directo del material en lugar de la exposición a un material intermedio tal como una foto resistencia.

La irradiación de interferencia láser logra producir patrones periódicos con micro/nano estructuras superficiales en la escala de tamaño de grano policristalino. Debido a la corta duración de la exposición térmica por el pulso de láser, las fases y morfología de las películas depositadas se pueden modificar bajo un control preciso [60].

En general esta técnica es una aproximación al inicio de procesos metalúrgicos tales como fusión, recristalización, reactivación, formación de defectos y fases en escala lateral de la microestructura y con un orden de largo alcance adicional, dado por la periodicidad de la interferencia. Por lo que este proceso se le conoce también como metalurgia por interfase láser [61-62].

2.6.6.2. Otros tipos de procesamiento

Dentro de estos procesos, se comprenden los procesos donde se manipula tanto la superficie y el interior del componente, a continuación se explican los principios básicos de los procesos más comunes.

Soldadura con rayo láser

En este tipo de procesamiento el rayo láser es utilizado para crear una unión que tenga un zona afectada térmicamente estrecha, para reducir la rugosidad de la superficie de la unión y para eliminar los efectos mecánicos que ocasionan otro tipo de procesos de soldadura. Los sistemas de láser que trabajan en modo pulsado o continuo pueden utilizarse para este tipo de proceso de aplicación.

En la actualidad los láseres pueden proveer gran cantidad de densidad de potencia, siendo los láseres pulsados los que en pueden entregar mayor densidad de potencia que cualquier otra fuente.

La soldadura con rayo láser puede realizarse mediante dos modos de fusión del material, el modo de conducción y el modo de penetración completa o keyhole. **El modo de fusión por conducción** es utilizado para aplicaciones donde no se requiere mucha penetración, el fenómeno absorción en el modo de conducción solamente se presenta en modo conducción térmica. A continuación se muestra una figura (Figura 2.11) de las características principales que se obtienen en un corte transversal en el modo de conducción la cual fue realizada con un rayo láser Nd:YAG pulsado.

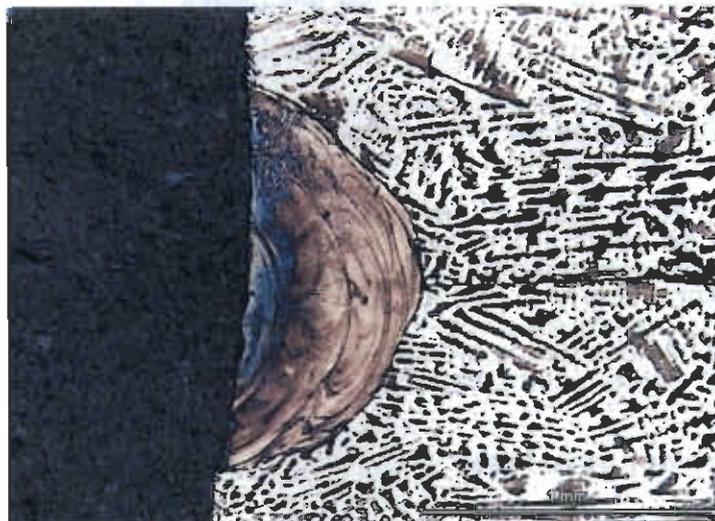


Figura 2.11. Corte transversal en una soldadura realizada con el modo de fusión por conducción

En la figura anterior se observa el corte transversal de una unión tipo costura. En la unión se ven claramente los surcos de fusión característicos de una soldadura pulsada por rayo láser, estos se deben a que el material se está fundiendo y solidificando cada vez en menor grado a medida en que el equipo de láser se va desplazando a lo largo de la pieza a unir. Más adelante se explican más características de este tipo de procesamiento pulsado y del modo de fusión por conducción.

2. En la soldadura por modo de fusión de penetración completa o "keyhole" se pueden obtener relaciones de ancho: penetración de 1:10, por lo que esta es empleada en componentes donde se requiere soldar componentes con calibres mayores, los cuales no se podrían soldar con el modo de conducción.

A continuación se muestra una figura (Figura 2.12) en la cual se observan las características principales que se obtienen en un corte transversal utilizando el modo de fusión de penetración completa la cual fue realizada con tecnología de láser remoto, que consta de un láser continuo Nd:YAG amplificado con una fibra conectado a un cabezal, el cual está montado en robot.

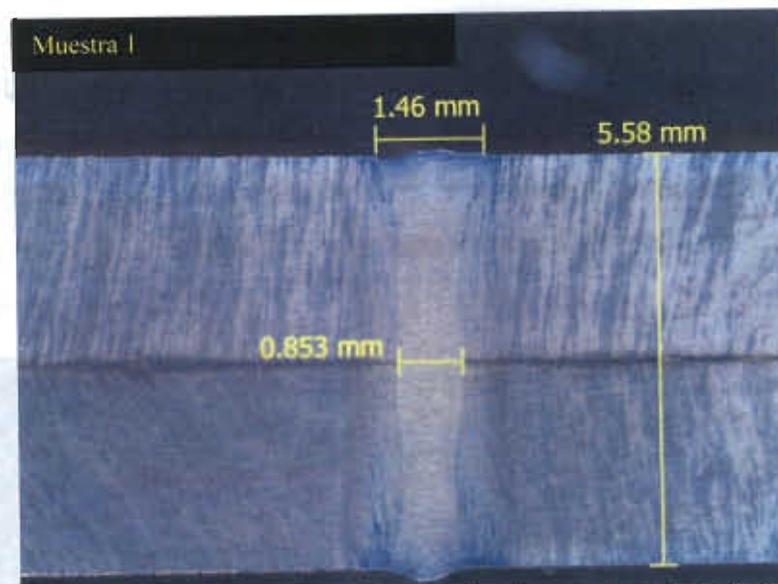


Figura 2.12. Corte transversal en una soldadura realizada con el modo de fusión de "keyhole"

En la figura anterior se observa el corte transversal de una unión tipo traslape. En la unión la relación del ancho y la penetración es mucho mayor que en el modo de conducción, esto se debe principalmente a la interacción de la cavidad del keyhole, la cual está constituida por material evaporizado y por lo que se menciono anteriormente se sabe que la materia en estado gaseoso absorbe mucho mejor el láser que en otros estados. Más adelante se explicaran más características presentes en la cavidad del keyhole y en el tratamiento con láser continuo de materiales

Mecanizado láser

El proceso de mecanizado láser (láser machining), transporta energía fotonica dentro del material a tratar en la forma de energía térmica o energía fotoquímica, removiendo el material por fusión y desprendimiento o por vaporización/ablación directa. Por otro lado, los procesos de maquinado tradicional dependen de los esfuerzos mecánicos inducidos por las herramientas para romper los enlaces de los materiales.

Un aplicación del mecanizado mediante láser es el corte con rayo láser, en el cual el costo del equipo puede ser recuperado en algunos meses gracias a que la productividad puede ser incrementada y la calidad del producto puede ser mejorada.

En la siguiente figura (Figura 2.13) se ilustra el acabado superficial de un corte con láser y el acabado superficial de un corte con herramientas mecánicas convencionales. El proceso de corte se realizó con un cabezal láser Nd:YAG de fibra montado en un robot.

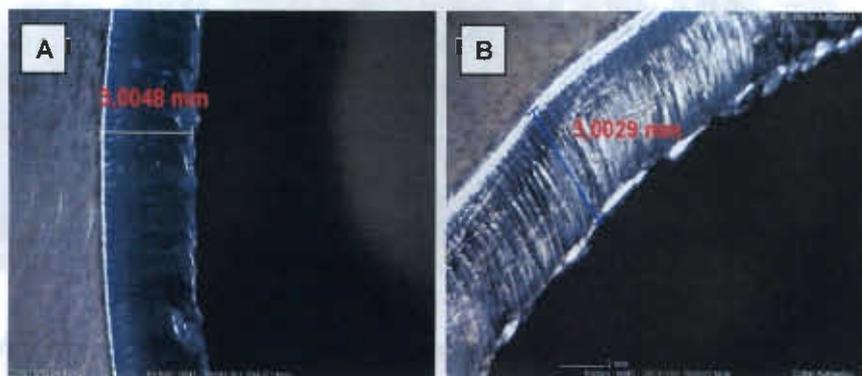


Figura 2.13. A) Corte con láser B) Corte con herramientas mecánicas convencionales

En la figura anterior es fácil observar que la calidad superficial que ofrece el corte con láser es mucho mayor que los procesos convencionales de corte.

2.6.7. Aplicaciones más comunes del láser

Existe muchas aplicaciones del láser, estas se encuentran en la vida cotidiana, en la industria manufacturera, en la medicina e inclusive hasta en las artes. Más adelante se ilustran algunos ejemplos representativos de cada una de las aplicaciones que se mencionaron.

En la vida cotidiana

Las 3 caras y delgadas hojas de platino endurecido de acero inoxidable de la rasuradora MACH3 (Figura 2.14) de "Gillette Corporation" son unidas a una barra de soporte de aleación rígida más barata mediante 13 spots de soldadura. Las soldaduras son hechas usando la energía de un rayo láser de luz infrarroja proveniente de un láser de estado sólido Nd:YAG (Granate de Itrio y Aluminio contaminado con Neodimio) con una potencia de 250W. Millones de hojas son producidas todos los días, cada cartucho es soldado en un segundo aproximadamente [40].



Figura 2.14. Rasuradora MACH3 de Gillette Corporation [65]

Otra de las aplicaciones es en la compañía "Oras Oy (Rauma Finlandia)", esta compañía produce productos para el baño (Figura 2.15) y desde 1994 a usado láseres para marcar los logos de su compañía y producto. Los componentes de la materia prima están hechos de un polímero el cual es recubierto mediante un proceso electrolítico con una capa de Cromo y níquel. El logo del producto es marcado indeleblemente con una vaporización térmica en parte del recubrimiento con un rayo láser continuo Nd:YAG de 85 watts. El proceso de marcado del logo se tarda entre 5 y 7 segundos, dependiendo del producto.



Figura 2.15. Marcado del logo con láser en la palanca de la llave de agua [66]

En la compañía "Nelko Oy (Lapinlahti, Finland), manufacturera de muebles de cocina, se producen distintos rangos de acabado en la madera, algunos de los acabados son adaptados para gustos específicos de cada cliente. La madera es un polímero compósito natural que contiene una cadena fuerte de celulosa embebida en una matriz de lignina más suave. El panel que se muestra en la siguiente figura (Figura 2.16) fue gravado con láser a partir de una imagen digital.



Figura 2.16. Puerta de madera para un armario de cocina gravada con láser [67]

Diferentes texturas y colores son obtenidas variando la longitud de onda de la luz de un láser de gas de dióxido de carbono infrarrojo (CO_2) y usando diferentes de protección en la zona de interacción del láser y la pieza.

En el cuidado de la salud

El láser ha hecho una gran contribución en muchas disciplinas de la ciencia de la medicina. Avances remarcables se han hecho en la oftalmología – la primera disciplina que utilizó el láser y la que tiene mayor cantidad de aplicaciones. Las cirugías de retina utilizando poca potencia de luz azul de un láser de gas ionizado de Argón llevó al láser a la atención pública. Hoy en día la cirugía cosmética con láser es la que capta mayor perfil de atención en el público. Sin embargo, la urología, ginecología, neurología y muchas otras disciplinas se han beneficiado de la naturaleza mínimamente invasiva que ofrece la cirugía utilizando el láser.

La keratomileusis láser in-situ (LASIK) es un proceso de la oftalmología que combina el procesamiento láser y la microcirugía. Es usado para el tratamiento de la miopía y de la hipermetropía. En el LASIK una unidad que contiene un disco rotatorio de alta velocidad es usado para cortar una capa superficial de tejido de la cornea de 0.15 mm de espesor el cual es doblado hacia un lado (Figura 2.17). El nuevo tejido superficial de la cornea es expuesto a pulsos de luz láser ultravioleta (normalmente producido por un láser excimer de fluoruro de Argón), el cual remueve una capa de tejido de alrededor de un cuarto de micrómetro de espesor. La ablación del proceso es atérmica, la energía de la radiación del láser ultravioleta es suficiente para romper los enlaces moleculares, lo cual provee exactitud excepcional. La cantidad de material removido es usualmente menor al calibre de un cabello. La miopía es tratada removiendo tejido de la región central de la cornea, lo que decrece su curvatura para reducir la longitud focal del lente. La hipermetropía es corregida removiendo tejido de la periferia de la cornea. El tiempo de exposición con el láser no dura más de 40 segundos, el tratamiento completo toma menos de 15 minutos y es hecho solamente aplicando anestesia local en el paciente.

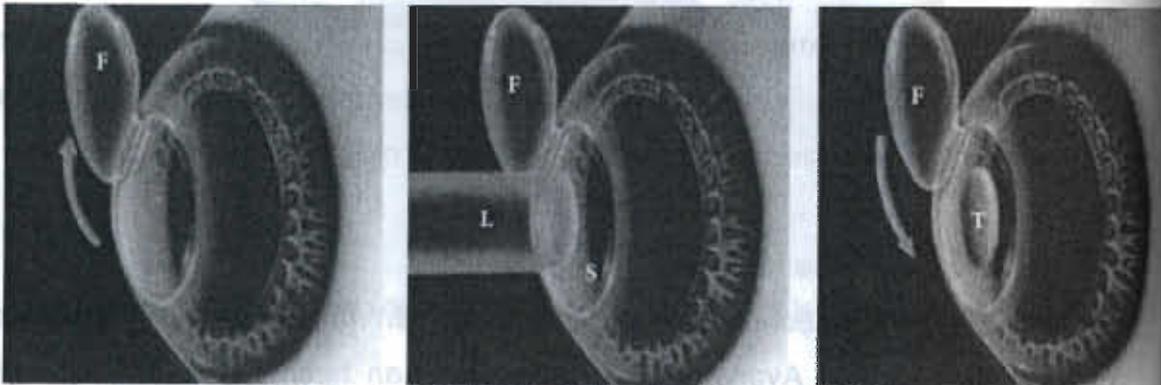


Figura 2.17. Keratomileusis láser in-situ (LASIK) [68]

Los procesos de interacción láser en modalidad térmica son usados en muchas aplicaciones médicas. La piel puede ser restituida evaporando capas superficiales usando pulsos de láser infrarrojos de un láser CO_2 . Esto estimula el crecimiento de colágeno en las capas internas de los tejidos, lo cual reduce la profundidad aparente de arrugas. El cabello puede ser removido por la acción del calor de luz roja de un láser de estado sólido de rubí, o la luz

infrarroja de un láser semiconductor, el cual destruye el folículo. Además la luz láser puede ser usada para remover manchas y tatuajes en la piel, solamente es cuestión de seleccionar un láser que produzca una luz similar en longitud de onda al color de la mancha. Asimismo la luz enfocada de un láser CO₂ es absorbida bien por el agua que contienen los tejidos y los huesos, un bisturí de luz láser no solo hace incisiones precisas, también cauteriza las heridas. Dentro de la ortodoncia las caries de los dientes son removidas con luz de pulsos láser de una amplia lista de láseres de estado sólido los cuales se excitan usando la luz láser de semiconductores, la remoción de caries mediante láser es una técnica menos dolorosa que la perforación del diente convencional y los empastes blancos a su vez pueden ser rápidamente pegados y endurecidos mediante luz azul de poca potencia de un láser de Argón ionizado.

La luz láser no solamente es utilizada en la medicina como una herramienta, sino también se utiliza en el micro-maquinado y la micro-unión de la manufactura de herramientas que se encuentran en los dispositivos médicos, asimismo en este trabajo es utilizada para incrementar las propiedades en el desempeño de un biomaterial de uso en la manufactura de prótesis del cuerpo humano.

En la industria manufacturera.

Hoy en día pocos automóviles son hechos sin el uso de los láseres. Sistemas de Láser CO₂ y Nd-YAG de diversas potencias son comunes de encontrar en las líneas de producción, donde estos sueldan la carrocería, las fuentes de potencia y los accesorios. Las soldaduras continuas de costura en placas no solo mejoran la resistencia a los impactos, la rigidez, el manejo y el ruido del vehículo, también abren la posibilidad de usar nuevos diseños de unión, ligados a reducción de costos gracias a la reducción de material empleado.

Un sistema híbrido que comprende un rayo láser Nd:YAG y un cabezal de GTAW es usado para soldar la estructura de los componentes combinando la alta penetración y productividad de la soldadura con láser con las tolerancias de

los ajustes y del hueco (gap) que tiene los procesos soldadura por fusión de arco. La Figura 2.18 muestra la aplicación de este proceso híbrido.



Figura 2.18. Estructura de Aluminio del Audi A2 [69]

En las artes

El artista Reijo Hukkanen fue comisionado para producir una pieza de arte en un acero inoxidable, la cual se llamo Cinturón de estrellas (belt of stars). Se consideraron las alas del ángel en 5 elementos separados, los cuales se observan la Figura 2.19. La estética del elemento contrasta la complejidad de la fabricación. Los contornos de cada elemento fueron dibujados y escaneados para producir un documento digital. El documento digital fue utilizado para programar el movimiento de un rayo láser CO_2 en tres operaciones diferentes: cortar las plantillas para obtener las partes, soldar la periferia de cada elemento y cortar los contornos.

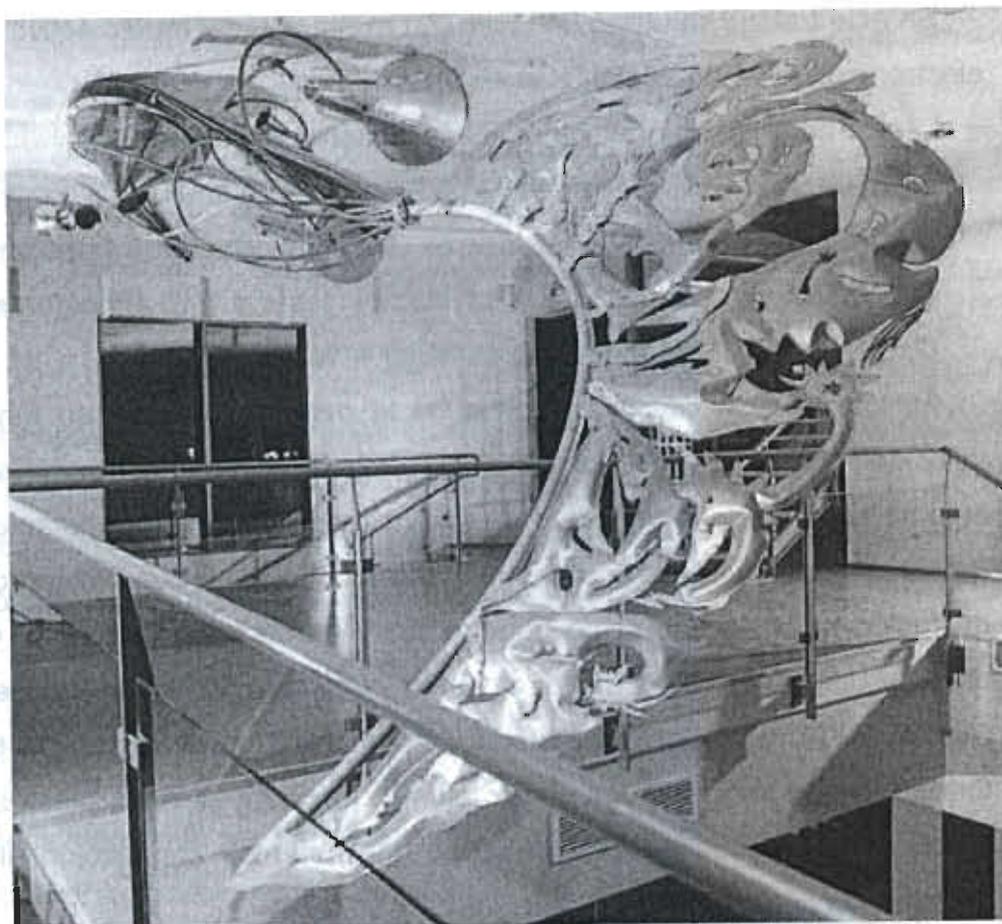


Figura 2.19. "Ala de ángel" diseñada por el artista Reijo Hukkanen [70]

2.7. Proceso láser continuo CO_2

2.6.1. Características del láser continuo CO_2

El medio activo de este láser es el gas dióxido de carbono (CO_2). Existen tres diferentes formas de excitación del gas contenido en el medio activo, que son las siguientes [14]:

1. Modo electrónico.
2. Modo vibracional
3. Modo rotacional

En este trabajo se utilizó un láser con excitación del medio activo en el modo electrónico, que más adelante se explicara.

Las características principales de los láseres CO₂ son:

- A. Eficiencia = entre el 8% y el 12%.
- B. Salida de potencia de los láseres CO₂ = de 10 a 8000 watts en continuo.
- C. Presión de operación de la cavidad del láser = 1/10 atmosferas.
- D. Temperatura de la cavidad del láser = 140°C.

En los procesos de láser continuos la penetración está en función de la velocidad transversal de barrido del láser y de la potencia suministrada, con esto se asume que la densidad de potencia se mantendrá constante [14]. Una de las principales características del láser continuo es que existen dos modos de fusión del material, el de conducción y penetración completa. Cuando la densidad de potencia es mayor a 10000 Watts/mm² en los materiales **Clase 2 (ASTM F-75)**, el vapor del material combinado con los gases de protección, forman lo que se le conoce como "pluma" (también llamada plasma), en esta instancia es cuando se está pasando del modo de conducción al modo de penetración completa.

2.6.2. Principios de funcionamiento

En un láser de CO₂, una mezcla de gases de CO₂, N₂ y He es continuamente excitada. Para la forma de excitación de modo electrónico que es el que se utilizó en esta tesis, el gas de dióxido de carbono contenido en el medio activo es excitado por una corriente eléctrica suministrada por electrodos conectados a una fuente de alimentación. La potencia nominal promedio que pueden alcanzar los láseres de CO₂ es de 20kw que es mucho mayor que la de un láser de estado sólido (3kw-9kw). La siguiente figura (Figura 2.20) muestra el proceso de soldadura láser CO₂ [14,45].

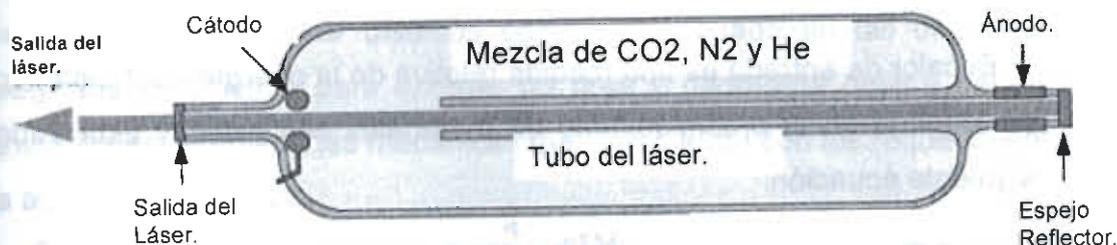


Figura 2.20. Esquema del principio de funcionamiento de láser CO₂

El choque de los electrones en el gas, excita a las moléculas de Nitrógeno que son homonucleares y no pueden perder su energía por emisión de fotones, en cambio las moléculas de dióxido de carbono al colisionar con las de Nitrógeno estas si pueden emitir fotones.

2.6.3. Parámetros del proceso

Recientemente se han realizado numerosos estudios encaminados a la medición, supervisión y optimización de los parámetros del proceso y la calidad del procesamiento de materiales con láser. Como resultado, se han desarrollado sistemas de monitoreo del estado, supervisión del proceso y control en línea de la calidad, incluyendo técnicas adaptativas y de optimización, introducción de sensores de medición y estudios exhaustivos de la influencia de las variables medibles o controlables del proceso.

Dentro de las variables medibles o controlables (parámetros) más importantes del procesamiento de materiales con láser continuo CO₂ se encuentran las siguientes.

- Calor de entrada (relación potencia y velocidad de barrido)
- Densidad de potencia (involucra el diámetro del punto focal y la potencia)
- Tipo y flujo de gas de protección
- Perfil del espacio del láser

A continuación se dará una explicación más detallada de cada una de ellas.

2.6.3.1. Calor de entrada (energía)

El calor de entrada es una medida relativa de la energía trasferida por unidad de longitud en el procesamiento de materiales con láser, y está dada por la siguiente ecuación:

$$HI = \frac{P}{V} \times n \quad \text{Ec. 5}$$

donde HI es el calor de entrada (en Watts.seg/mm o Joule.mm⁻¹), P es la potencia, V es la velocidad de barrido y n la eficiencia de absorción [34].

En el tratamiento de materiales con láser, el calor de entrada tiene un efecto en diferentes aspectos, como son en el micro y macroestructural, en la calidad y en las fases que se presentan en la zona tratada. Numerosos estudios se han realizado para analizar los efectos que tiene el calor de entrada, Y.J. Quan y colaboradores [71], estudiaron los efectos del calor de entrada en una aleación de Magnesio AZ31, realizaron 9 pruebas aumentando el calor de entrada con el incremento de la potencia y con la disminución de la velocidad. En la macroestructura obtuvieron los siguientes resultados (Figura 2.21).

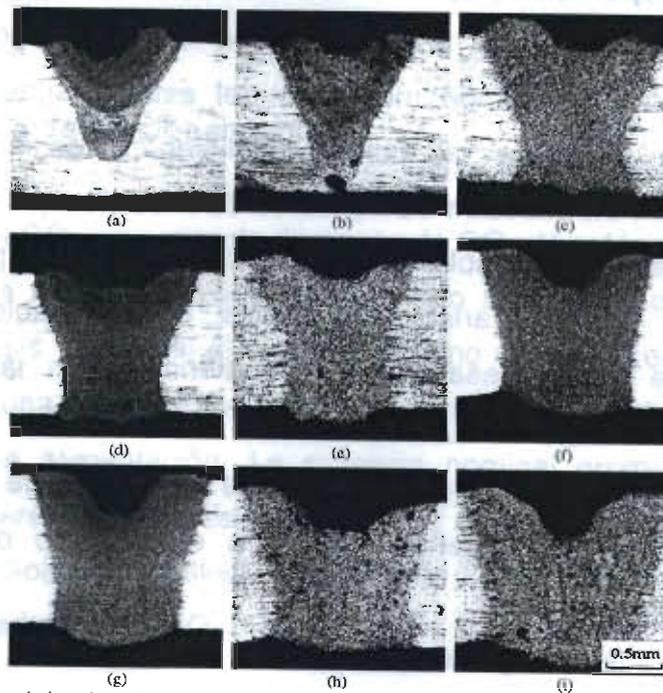


Figura 2.21. Efecto del calor de entrada en la macroestructura a) 19.2 J/mm, b) 21.6 J/mm, c) 24 J/mm, d) 24 J/mm, e) 27 J/mm, f) 30 J/mm, g) 32 J/mm, h) 36 J/mm y i) 40 J/mm [71]

En este caso de estudio los autores variaron la velocidad y la potencia de soldadura, para generar distintos calores de entrada en las uniones, y así elegir los parámetros para obtener un área y geometría óptima para que la unión tuviera propiedades mecánicas que cumplieran con los requerimientos en la aplicación de esta.

Cuando el calor de entrada no es suficiente, poca penetración es alcanzada y reducido ancho de la zona tratada se logra (Figura 2.21 a, b y c), la zona tratada por láser se empieza a apreciar más sana en las Figuras 2.21 c - e cuando el calor de entrada es mayor, además es importante percibir que a una entrada de calor muy alto aparecen algunos de los defectos típicos en la soldadura, como son el refuerzo negativo en el centro de la parte superior de la soldadura, esto se debe a la vaporización de material de la aleación (Figura 2.21 f - i). Adicionalmente se puede observar porosidad en la zona de fusión especialmente cuando el calor de entrada es muy alto (Figura 2.21 h - i) esto indica que la porosidad es causada por la evaporación de algunos de los compuestos químicos.

Otra de las causas por las cuales es común encontrar porosidad en los materiales tratados por láser, es cuando el tratamiento por láser se hace excesivamente rápido, es decir la velocidad de barrido es muy alta, esto se debe a que el tiempo de solidificación es muy corto y esto impide que escape el gas de alguno de los compuestos que llegó a estado gaseoso, este fenómeno es más común en los tratamientos por láser continuo de penetración completa o "keyhole", debido a que en ellos siempre existe una interacción de materiales en estado gaseoso.

Como se observo anteriormente la penetración está influenciada por el calor de entrada, la siguiente grafica (Figura 2.22) muestra las diferentes penetraciones obtenidas variando la velocidad y potencia de un equipo de láser de fibra continuo. Con el análisis de la siguiente figura se concluye que no solamente se debe controlar la densidad de potencia del tratamiento láser, sino que también es importante el calor de entrada, ya que este se requiere para

fundir el material necesario para obtener las características que cumplan con las expectativas y aplicaciones del componente tratado.

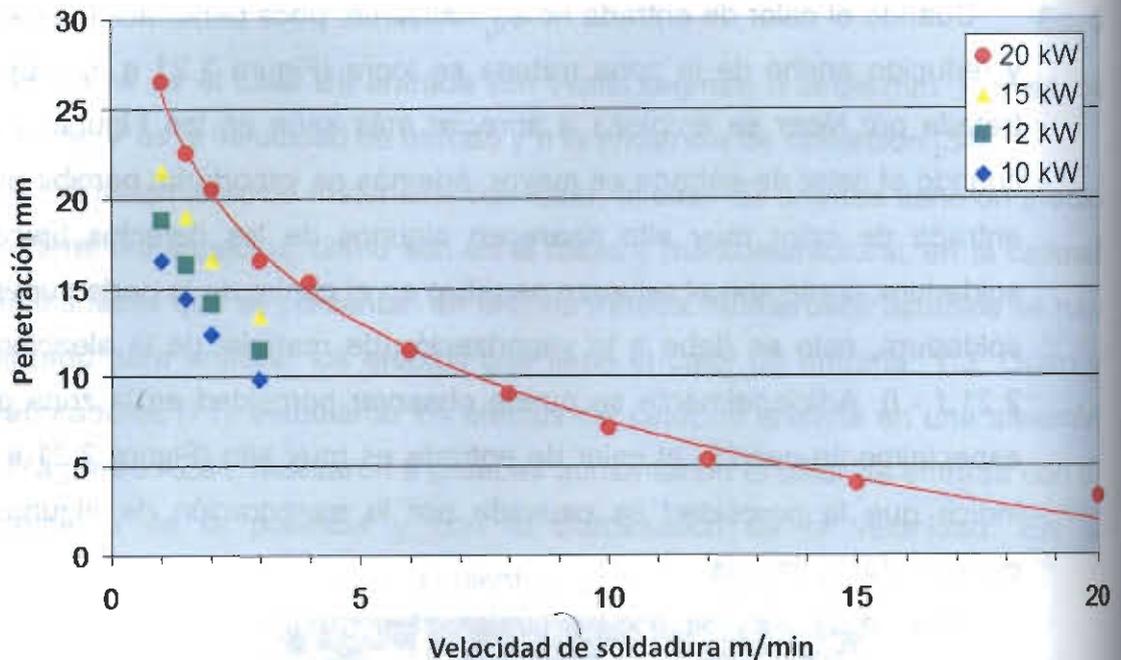


Figura 2.22. Efecto de la potencia y velocidad en la penetración [71]

Como se cito anteriormente el calor de entrada influye en el tiempo de solidificación, y este es muy importante en la morfología de la microestructura. Una solidificación muy rápida disminuirá los tiempos para microsegregación, distribución de precipitados [72], escape de materiales evaporados y muchos otros efectos en el proceso de solidificación. A continuación se muestra una figura del efecto del calor de entrada en la distribución de precipitados (Figura 2.23).

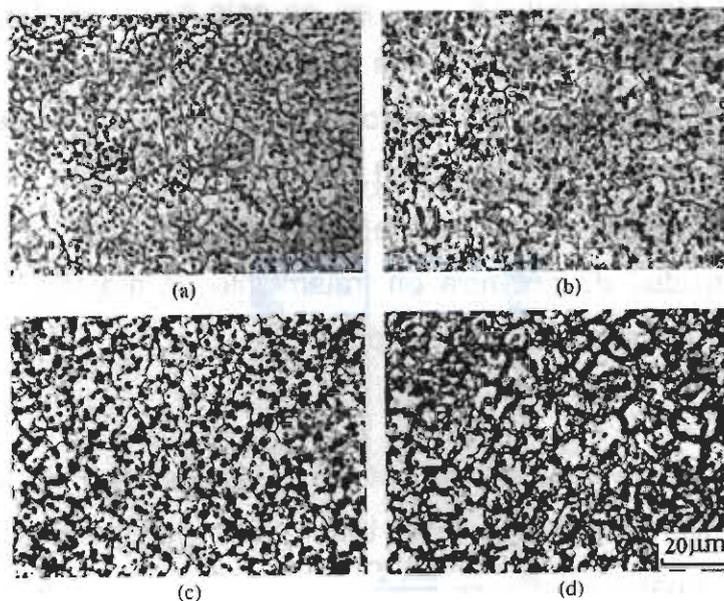


Figura 2.23. Efecto del calor de entrada en la distribución de precipitados a) 19.2J, b) 24J, c) 32J y d) 40J [71]

Cuando el calor de entrada es alto, los precipitados estarán contenidos en placas, en cambio si es bajo los precipitados estarán en forma de partículas, esto se debe a que cuando el calor de entrada es bajo, el tiempo de enfriamiento es menor, esto provoca que los átomos no puedan regresar a tiempo a las fronteras de grano y queden esparcidos como partículas intragranulares.

2.6.3.2. Densidad de potencia

La densidad de potencia es la potencia suministrada al material por unidad de área. La densidad de potencia es el parámetro significativo para manipular el modo de fusión con el cual se tratara el material con el láser.

En los tratamientos de materiales por láser una de las decisiones más importantes que se necesitan hacer es escoger el modo de fusión (conducción o penetración completa) y posteriormente escoger la densidad de potencia adecuada. En el modo de conducción la relación penetración/ancho es menor 1/1 y una indeseable distorsión se puede presentar debido al volumen que se

funde del material tratado, además en este modo es mayor la diversidad de geometrías de la zona fundida que se pueden obtener. En el modo de penetración completa o "keyhole" se obtienen geometrías con relación penetración/ancho de hasta 10/1, por lo que con este modo se puede lograr mayor penetración y velocidad de procesamiento.

La densidad de potencia en tratamiento de materiales por láser continuo está dada por la siguiente ecuación.

$$I = \frac{P}{A} \quad \text{Ec. 6}$$

Donde I es la densidad de potencia (watts/mm²), P es la potencia y A es el área transversal del rayo láser enfocado en el material y está dada por la siguiente ecuación.

$$A = \frac{\pi}{4} * d_0^2 \quad \text{Ec. 7}$$

donde A es el área trasversal del rayo láser (mm²) y d_0 es el diámetro.

Una vez que se sabe la clase del material que se va a tratar con láser (ver Tabla 4) es importante realizar los cálculos utilizando las Ec. 6 y 7 para encontrar la densidad de potencia adecuada para la aplicación que se requiere implementar (ya sea refundir, soldar o cortar).

2.6.3.3. Efecto del tipo y caudal de gas de protección

El objetivo principal del gas de protección es disminuir el plasma causado por la ionización del gas que rodea a la zona soldada y de la ionización de los vapores que provienen del metal base.

El gas de protección tiene gran influencia en la obtención de características en los tratamientos de materiales con láser, puede influir en una la penetración [73].

Efecto del plasma. El plasma provoca efectos no deseados en el haz de láser, el plasma absorbe energía del haz y además causa desfocalizaciones. En el esquema siguiente (Figura 2.24) se muestra la consecuencia que tiene el uso

del gas protector en la columna de plasma, y además en la penetración [74].

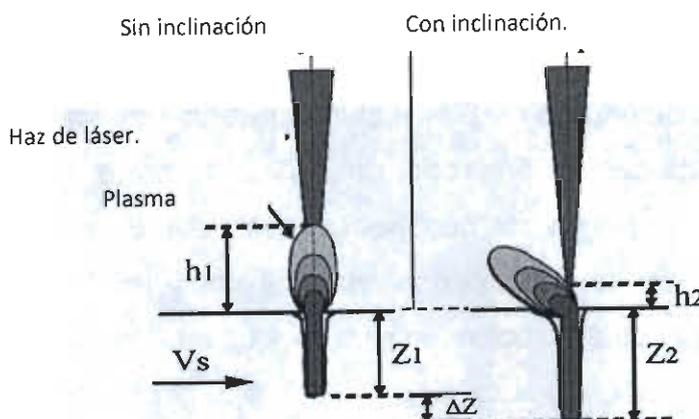


Figura 2.24. Penetración en función de Inclinación del plasma [75].

Muchos de los metales son muy reactivos a altas temperaturas, ya sea con el Oxígeno, Nitrógeno o Hidrógeno, la reactividad de los metales y la formación de la columna de plasma se pueden controlar con la aplicación de diferentes estrategias de aplicación de gases de protección.

De acuerdo al propósito de protección que tienen estos gases, estos deben de cumplir con algunas características específicas:

1. **Potencial de ionización.-** Gases con gran potencial de ionización ayudan a reducir la cantidad de plasma durante el tratamiento con láser.
2. **Composición.-** El gas debe de ser inerte con respecto a altas temperaturas y a los componentes del material base.
3. **Caudal.-** La energía cinética del flujo del gas debe ser alta, lo suficiente para desviar la columna del plasma fuera del camino del haz.
4. **Distribución.-** El área alrededor de la zona tratada debe estar uniformemente protegida del atmosfera y medio ambiente. [75]

Variables en la aplicación y elección del gas protector:

- Angulo de la boquilla.
- Caudal.
- Tipo y densidad del gas.

G. Tani y colaboradores [75], estudiaron el efecto del ángulo de boquilla, caudal y tipo de gas de protección una aleación no ferrosa soldada por láser CO_2 en modo de fusión por penetración completa. El estudio se enfocó en la cantidad de área que se podía proteger con distintos: gases, ángulos y caudales del gas de protección. La siguiente figura (Figura 2.25) ilustra el efecto que tiene el caudal del gas de protección, utilizando Helio suministrado por una boquilla a 45° .

En este caso se puede observar que existe una gran diferencia entre cada uno de los distintos caudales, esto se debe a que la densidad del Helio es menor a la del aire, lo cual provoca que este tenga una pobre e inestable eficiencia de protección en el charco de soldadura, con gas de protección Argón los resultados serían mejores ya que el Argón es más denso que el aire [75].

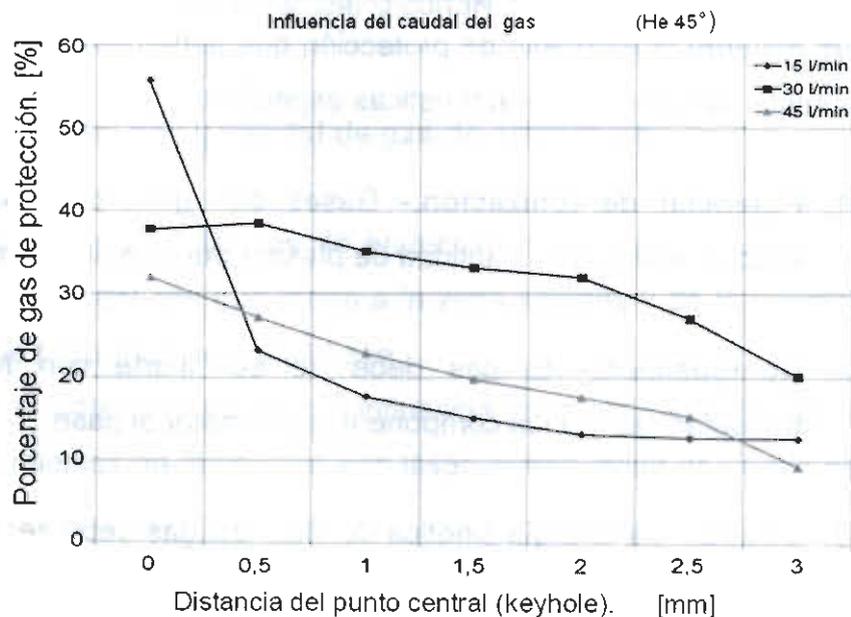


Figura 2.25. Influencia del caudal del gas [75]

En las siguientes simulaciones (Figura 2.26 y 2.27) se muestra la distribución del gas de protección a dos diferentes ángulos de boquilla, 0 y 60 grados. El color rojo indica la mayor concentración de gas protector [75].

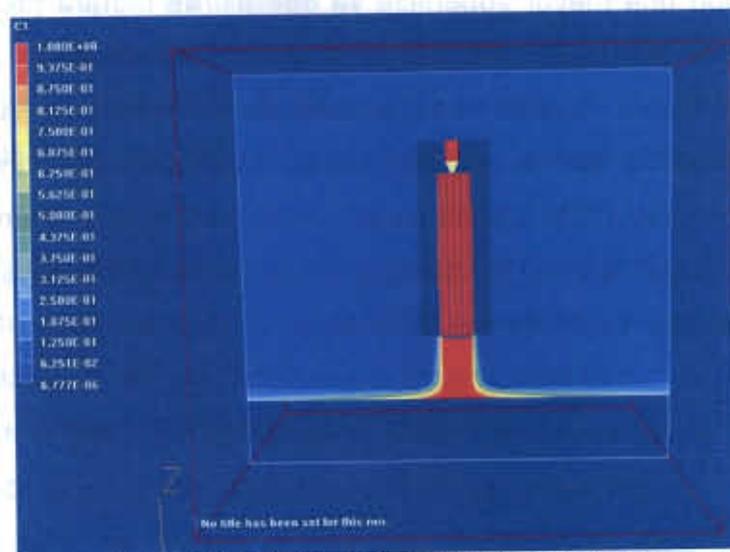


Figura 2.26. Ángulo de boquilla a 0 grados [75]

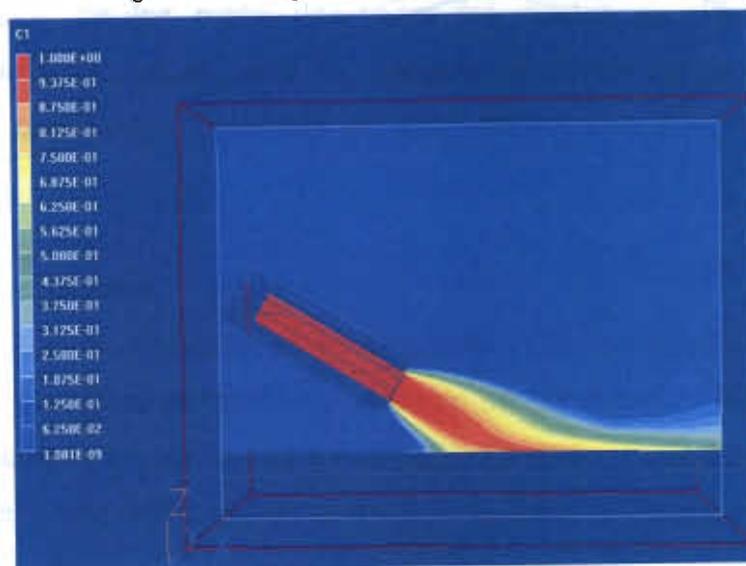


Figura 2.27. Ángulo de boquilla 60 grados [75]

En las figuras anteriores se observa que la distribución del gas protector abarca mayor superficie a un ángulo de boquilla de 60 grados (Figura 2.27) con una buena concentración de gas, en cambio en la Figura 2.26 en la cual la boquilla se encuentra a un ángulo paralelo al keyhole (0 grados), la distribución

del gas es muy deficiente y solo se logra una alta eficiencia de protección en lugares adyacentes al punto central (keyhole).

En la mayoría de los casos es preferible lograr una protección estable cubriendo una mayor superficie ya que así se logrará proteger más tiempo el charco de soldadura mientras este se está solidificando. Por tal motivo en la mayoría de los equipos de tratamiento de materiales por rayo láser los ángulos de la boquilla son semejantes al de la Figura 2.27. Por último G. Tani y colaboradores [75], analizaron el efecto del uso de diferentes gases para la protección de la zona tratado por el láser, utilizando Argón, helio y Nitrógeno, los cuales tienen diferentes densidades (Figura 2.28).

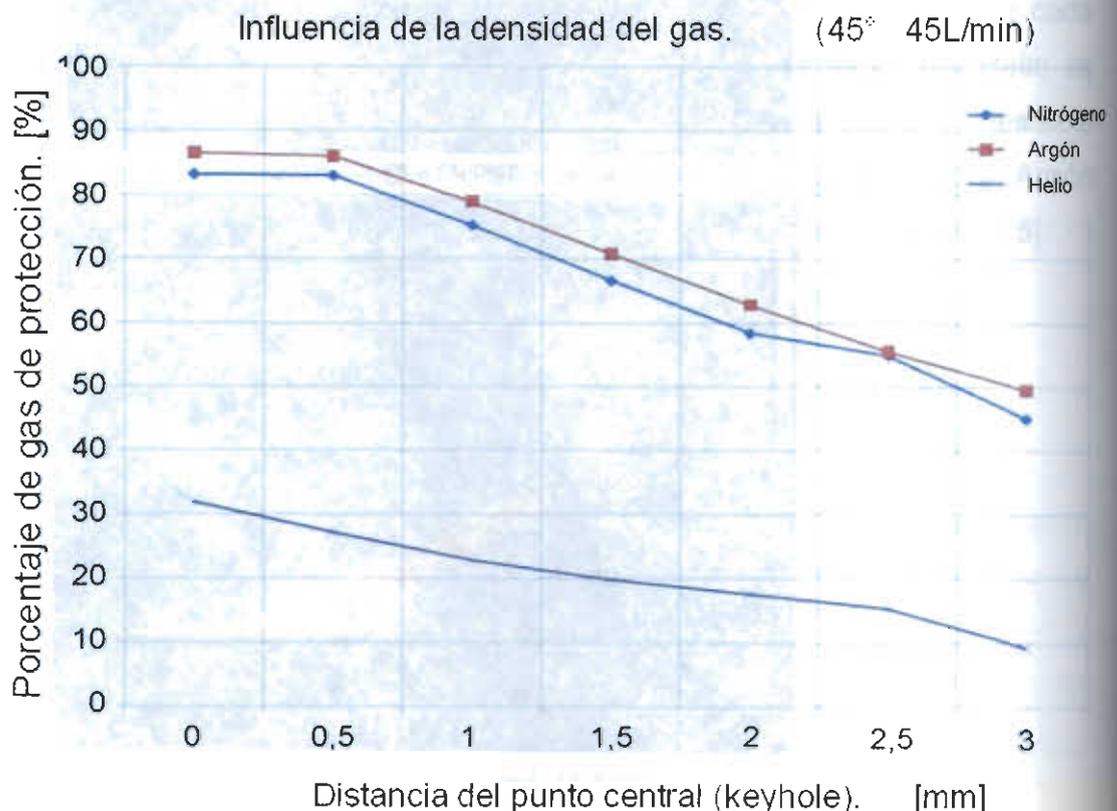


Figura 2.28. Influencia de la densidad del gas de protección [75]

Como se puede apreciar en la gráfica anterior, (Figura 2.28), la densidad del gas tiene un papel importante en la eficiencia de la protección del charco de soldadura, con gases más densos como el Argón y el Nitrógeno se logra mayor área de protección de la zona tratada, y el porcentaje de gas protector a

distintas distancias con respecto al punto central (keyhole) es mayor. Es importante mencionar que el ángulo de boquilla fue de 45 grados y el caudal del gas fue de 45L/min.

2.6.3.4. Perfil del espacio del láser

El perfil del espacio tiene un efecto en el diámetro del rayo láser enfocado en el material **en láseres continuos y pulsados**. La coherencia del rayo a su vez es la variable más importante en el grado de enfoque del láser. El perfil del espacio se refiere a la distribución de la potencia del láser transversal a través del rayo láser. Los procesos de fusión con láser (soldadura, refundido superficial, brazing láser, etc.) requieren mucha exactitud en la cantidad de potencia que se requiere en la superficie del material, una densidad de potencia incorrecta da como resultado una falla total del proceso [14].

En el tratamiento de materiales con láser continuo se sabe que existen dos modos de fusión de los materiales, para los cuales es preferible utilizar diferentes geometrías en el perfil del espacio, a continuación se manifiesta cuales son las geometrías deseadas del perfil del espacio para cada modo de fusión.

Fusión por conducción

El perfil del espacio deseado es aquel que tiene uniformidad en la potencia. El grado de uniformidad del perfil del espacio se ha debatido a través de los años en congresos y en reuniones de comités. La experiencia ha indicado que un perfil del espacio 95% uniforme es bueno para el modo de fusión por conducción [14].

Fusión de penetración completa o "keyhole"

Los perfiles del espacio deseados son Gaussianos (Figura 2.29) o "top hat" (en forma de sombrero plano).

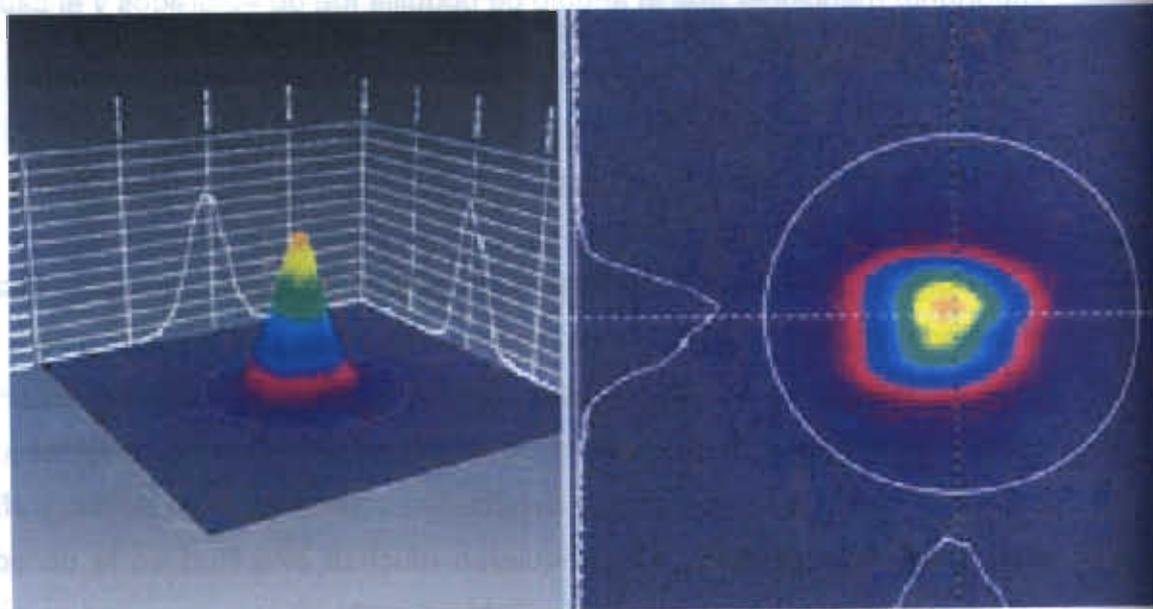


Figura 2.29. Perfil del espacio Gaussiano [76]

En la figura anterior se pueden observar un perfil del espacio donde la distribución de la potencia es en forma gaussiana.

Se debe tomar en cuenta que la simetría axial y radial de el perfil en el espacio del rayo láser sea la adecuada, esto para mantener la estabilidad del punto central o cavidad del keyhole. Los analizadores electrónicos son un medio confiable para medir las simetrías axiales y radiales de los perfiles del espacio, si en la simetría existe una correlación de 0.9 se dice que el perfil del espacio es de buena calidad [14].

Un medidor eléctrico del perfil del espacio (beam profiler) mide la distribución de la energía o la potencia a través del rayo láser con una exactitud de 1% a 5%, este medidor por lo general tiene un interfase a un monitor en el cual se puede observar la simetría del rayo, el punto central y el de potencia pico del láser.

2.6.4. Defectos característicos

El objetivo de cualquier sistema de supervisión y control de proceso es mejorar la calidad y detectar los defectos producidos, evitándolos en medida lo

posible [14]. Los defectos que se presentan en el tratamiento de materiales por láser pueden tener 4 orígenes:

1. Calidad de rayo láser (perfil del espacio y comportamiento en el tiempo), equivalen al 80% de los defectos [14]
2. Relacionados con los herramientales y la geometría de la zona tratada equivalen al 15% de los defectos.
3. Con los gases protectores, equivalen al 5% de los defectos.
4. Con los materiales a tratar, equivalen al 5% de los defectos.

La técnica de análisis más recomendable para cuantificar la calidad de una pieza tratada por láser, es realizar un corte transversal cercano a la zona tratada, posteriormente del corte se debe pulir la zona de interés, para finalmente utilizar un agente de ataque para revelar las diferentes zonas que generalmente se analizaran que son: zona tratada, zona afectada térmicamente y material base.

Dentro de los defectos que se presentan en el tratamiento por láser continuo CO_2 se encuentran los siguientes:

1. En ocasiones se pueden generar zonas afectadas térmicamente (ZAT) muy anchas (Figura 2.30), esto se puede corregir aumentando la velocidad de barrido para disminuir la cantidad de calor de entrada en el material.

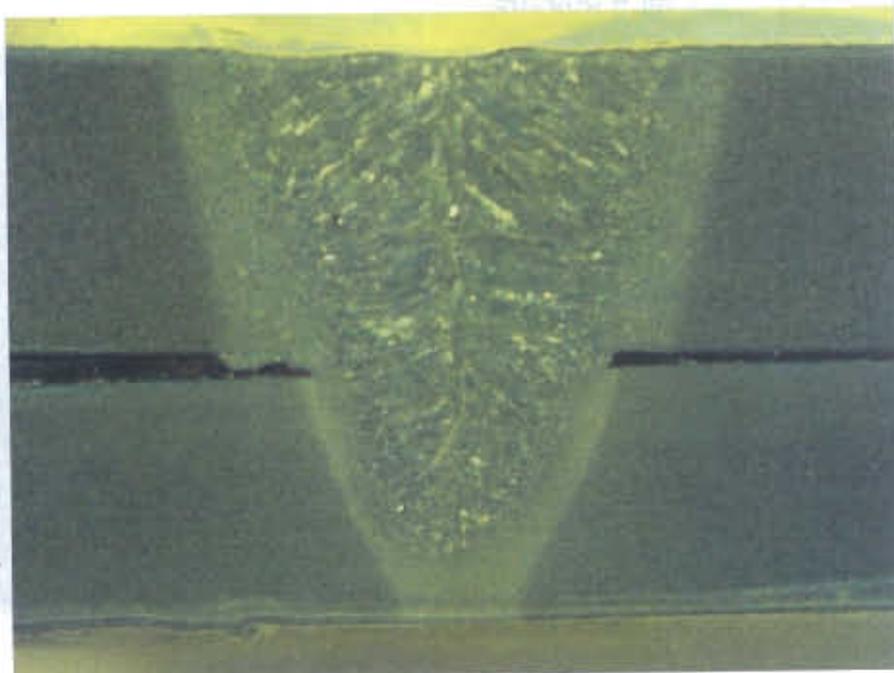


Figura 32. Zona afectada térmicamente (ZAT) en una soldadura

Para que no se considere como un defecto la zona afectada por el calor deber ser más estrecha que el 5% de la penetración total del tratamiento por láser [14]. Además en la figura anterior (Figura 2.30) se ve un defecto relacionado con las herramientas de integración y clampeo que es el de excesivo GAP entre las piezas a unir. Este también puede presentarse en los tratamientos con láser pulsado.

2. En ocasiones es común encontrar porosidad en el material tratado por láser continuo CO_2 , en tratamientos con modo de fusión de penetración completa o 'keyhole', la porosidad es causada por la rápida solidificación y los bruscos cambio de gas-líquido-sólido que se presentan en este modo fusión, lo que provoca que los gases de compuestos que se generaron no tengan tiempo de salir y se queden atrapados, en la mayoría de los casos la solución es disminuir la velocidad de barrido para aumentar los tiempos antes mencionados (Figura 2.31). En otros casos la porosidad se debe a un excesivo calor de entrada lo que ocasiona que algunos compuestos de material se volatilicen.

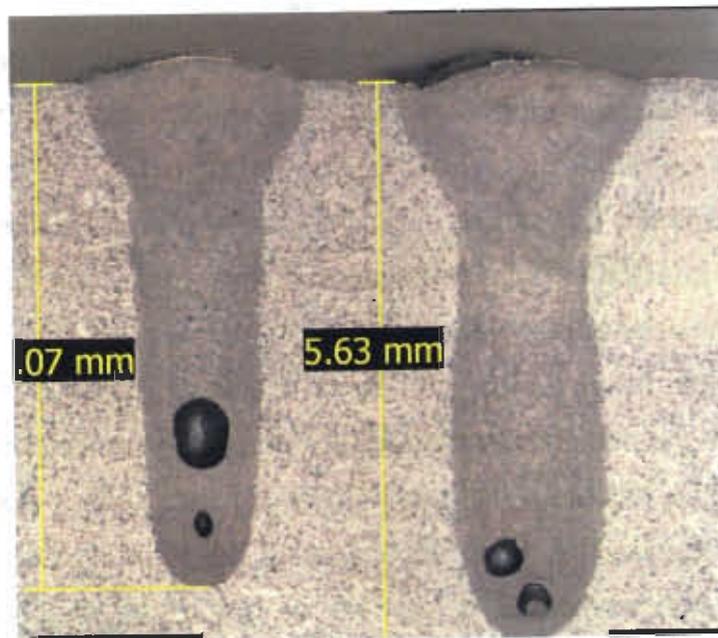


Figura 2.31. Porosidad en modo de fusión de penetración completa

3. Refuerzo negativo Este defecto es causado por una excesiva cantidad de densidad de potencia en el área sujeta a tratamiento, lo que provoca que la superficie del material se evapore. Este defecto se puede solucionar disminuyendo la potencia, aumentando el diámetro del rayo láser enfocado, e inclusive (pero no recomendable) modificando la distancia focal (Figura 2.32).

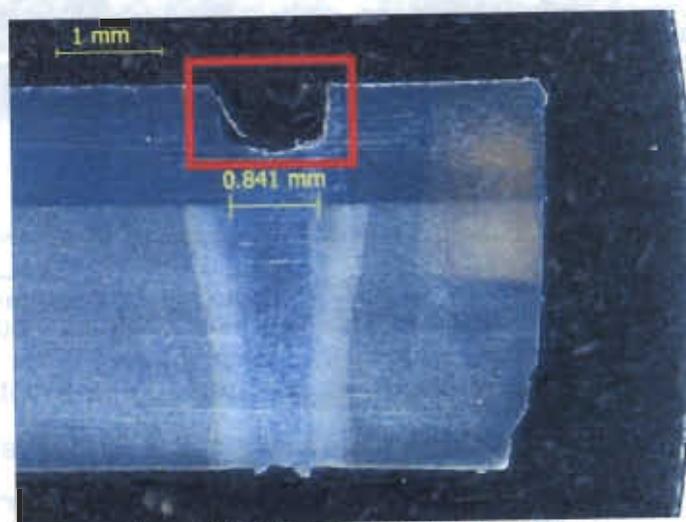


Figura 2.32. Defecto de refuerzo negativo

2.6.5. Modo de fusión de penetración completa o "Keyhole"

En el modo de fusión de "keyhole" la densidad de potencia enfocada en el material, es suficiente para iniciar la vaporización. Una estrecha y profunda cavidad de vapor o "keyhole" es formada gracias a la múltiple reflexión interna del rayo láser. El keyhole está rodeado de material en estado líquido [42]. Una de las principales características de este modo es que se pueden obtener relaciones penetración:ancho de 10:1 [14].

En los tratamientos por láser mediante láser continuo, además de la potencia y velocidad de barrido, un factor muy importante para la obtención de una buena calidad y de una penetración profunda y por consecuencia mayor área, depende del grado de absorción del láser que se logre. En el modo de penetración completa o keyhole el grado de absorción depende de una adecuada forma del capilar donde se dará el proceso de multi-reflexión del rayo láser. Dentro del capilar el material vaporizado (vapor tipo pluma) es emitido perpendicularmente a las paredes irradiadas por el rayo láser, (principalmente en la pared del capilar que está enfrente de la dirección de barrido) parte del vapor se condensa en la pared trasera del capilar, otra parte del vapor sale por alguna apertura del capilar en la parte superior o en el caso número 2 donde la penetraciones es igual al calibre del material, el vapor suele salir por un orificio creado en la parte inferior, en ambos casos se dice que se forma el llamado punto central (keyhole) [77]. En la siguiente figura (Figura 2.33) se observa el principio del keyhole.

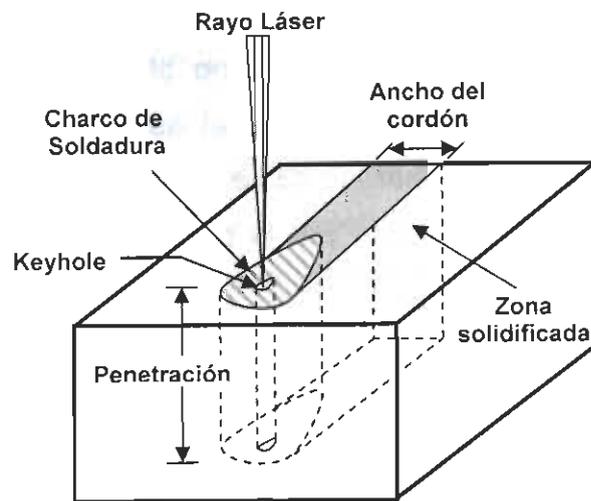


Figura 2.33. Principio del Keyhole

La Figura 2.34 muestra tres configuraciones de potencia (1.5 Kw/cm^2 , 3 Kw/cm^2 y 5 Kw/cm^2) para a una velocidad de barrido de 1.8 m/min en una barra de acero de 2 mm de ancho.

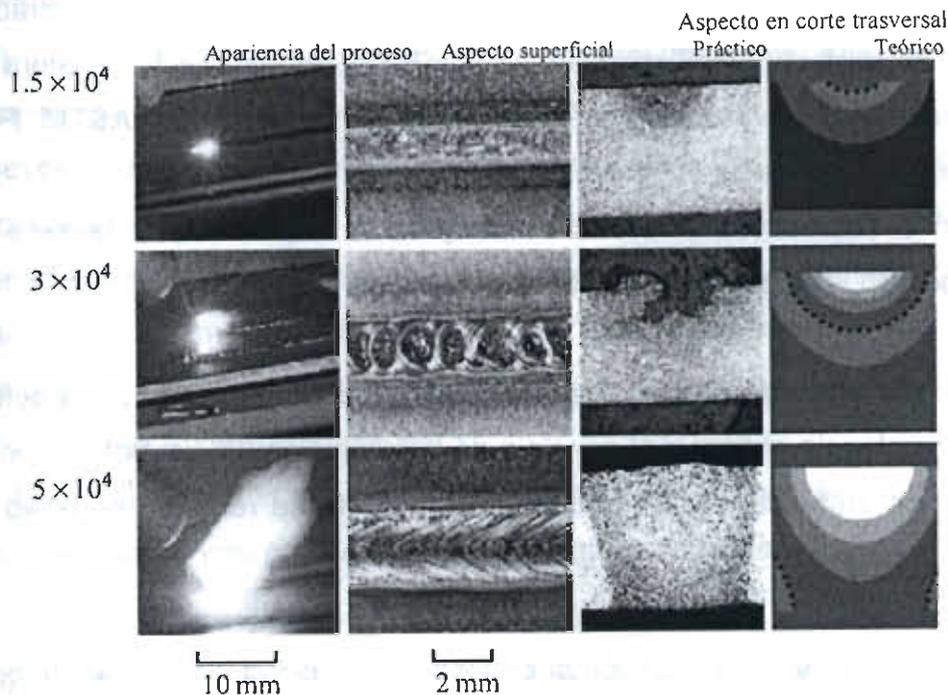


Figura 2.34. Soldaduras láser con 3 potencias distintas [77]

En la figura anterior se observa que en la primer experimento se logró muy poca área fundida por la incidencia del rayo láser ya que la densidad de potencia es característica de el modo de fusión por conducción, en la segunda se formo un cráter a consecuencia de que no se alcanzó en su totalidad la

formación del keyhole (inestabilidad en la cavidad del vapor o keyhole), lo que provocó la insuficiencia de vapor tipo pluma, por lo tanto se obtuvo como resultado una pérdida de absorción del láser y pérdida de material en forma de vapor, por último en el barrido #3 se logró muy buena calidad y una gran zona fundida, esto fue favorecido por la presencia y estabilidad de la cavidad del Keyhole.

Para lograr la estabilidad en la cavidad del keyhole, la presión de retroceso, la cual es generada por el flujo de vapor resultante de la evaporación de la superficie, y la fuerza termo-capilar que se genera, gracias a la existencia de un enorme gradiente de temperatura entre el líquido / vapor (L / V), deben proveer la fuerza motriz para la eyección del líquido de la cavidad del keyhole.

El rango de densidad de potencia para lograr el modo de fusión de penetración completa "keyhole" está entre 10^3 y 10^5 Watts/mm² (a más de 10^5 es difícil mantenerlo estable [42]) dependiendo de el punto de evaporación de la clase del material (ver Tabla 2.4) [14,42,78,79], además en la literatura se habla de que para los materiales **clase II como la aleación ASTM F-75**, es aproximadamente de 10^4 [14-42].

En el método de penetración completa o keyhole debe tenerse especial cuidado en las siguientes cuestiones [14]:

1. Se debe de generar una rampa de incremento gradual de la densidad de potencia al final y al principio de la formación del keyhole, si no se hace es probable que se encuentre el defecto de refuerzo negativo en esas áreas.
2. Debe haber una relación adecuada de velocidad y densidad de potencia.
3. Debe haber simetría en el perfil del espacio.
4. Adecuado suministro de gas de protección.

2.6.6. Modo de fusión por conducción

Cuando se usa este modo de fusión en el tratamiento de materiales con láser continuo usualmente la relación penetración:ancho es de 1:1.5. En los materiales **clase II** (como la aleación ASTM F-75) el rango preferencial de relación penetración:ancho es 0.6:1 a 1.5:1. Para los metales la mayor penetración que se puede obtener es 0.633 cm [14].

En el modo de conducción la densidad de potencia es de un orden menor a 10^3 watts/mm², esta potencia es utilizada para fundir materiales sin la presencia significativa de evaporación. Existen 2 formas de procesamiento con el modo de conducción que son el calentamiento directo y transmisión de energía. Durante la forma de calentamiento directo, el flujo de calor es gobernado por el fenómeno clásico de conducción térmica. El modo de transmisión de energía es utilizado en la unión de polímeros, en el cual se transmite radiación infrarroja de láseres de Nd:YAG y láseres de diodo al material, y esta es absorbida por nuevos métodos de interfaces de absorción [42]. Los parámetros de procesamiento del láser al igual que en el tratamiento de materiales por penetración completa, están dados por las propiedades del material a tratar (ver Tabla 2.4). La mayoría de los procesos láser de ingeniería de superficie en materiales se desarrollan con el modo de fusión por conducción (cladding, endurecimiento de superficie, etc.)

El modo de fusión por conducción es utilizado cuando se requiere precisión en la aplicación con poca entrada de energía en el material.

2.6.7. Modelación y simulación del proceso láser continuo

En comparación con los estudios experimentales, un estudio de modelación puede dar información detallada sobre las características de la geometría en la zona tratada por el láser y su relación con los parámetros del proceso de láser (velocidad de soldadura, densidad de potencia, espesor de la pieza de trabajo,

etc.). La simulación se puede utilizar para reducir los costos de la elaboración de una experimentación en campo. Una simulación de un proceso de tratamiento láser permite la estimación de la geometría de la zona tratada, la temperatura transitoria, las tensiones residuales y la distorsión. Sin embargo, esta simulación no es una tarea fácil, ya que implica la interacción de los fenómenos térmicos, mecánicos y metalúrgicos. Por otro lado es importante comprender el comportamiento térmico de la soldadura ya que este es trascendental para el análisis de la estructura de la soldadura, las propiedades mecánicas, la microestructura y el control de calidad de la soldadura [80-81].

Existen pocos estudios sobre el comportamiento que tiene la aleación ASTM F-75 sujeta a procesos de unión y tratamientos superficiales, la mayoría de estos, se han realizado con procesos de soldadura convencionales y están referidos a la caracterización, así el realizar una simulación de tratamiento con láser continuo CO₂, tiene como propósito analizar las características importantes para el diseño, simulación y modelación en tratamientos con láser en las aleaciones base Cobalto ASTM F-75.

2.8. Proceso láser pulsado Nd:YAG

2.7.1. Características del láser pulsado Nd:YAG

En el procesamiento de materiales con láser pulsado, la penetración está en función solamente de la energía por pulso. Éste es el parámetro clave que controla la penetración durante el tratamiento del material.

Si la densidad de potencia "I" se mantiene constante, la penetración no está en función de la duración del pulso, de la frecuencia del pulso y de la velocidad de barrido, esto es más fácil de comprender con las siguientes ecuaciones.

La densidad de potencia está dada por:

$$I = \frac{E}{t \cdot A}$$

Ec. 8

donde I es la densidad de potencia (watts/mm^2), E es la energía por pulso, t es la duración del pulso y A es el área transversal del rayo enfocado en la pieza o área de focalización y está dada por la Ec. 7. La energía por pulso E ($\text{watts}\cdot\text{seg}$ o Joules) está dada por la siguiente ecuación:

$$E = P_{(peak)} * t \quad \text{Ec. 9}$$

donde $P_{(peak)}$ es la potencia pico del láser y t es la duración de pulso. Por lo que si se sustituye la ecuación 9 en la 8 [14], se observa que la densidad de potencia solo depende de la potencia pico por pulso que entrega el equipo láser.

En el láser pulsado el modo de fusión se lleva a cabo por conducción (sección 2.6.6), el modo de penetración completa es imposible ya que no hay suficiente tiempo para la formación del keyhole y además el ciclo de trabajo por pulso no permite que se sostenga la cavidad del keyhole [14]. En el modo de fusión por conducción con láser pulsado la relación penetración:ancho es usualmente en rango de 0.6:1 a 1:1.

El perfil del espacio más adecuado para el tratamiento de materiales por láser pulsado es el de "top hat" (en forma de sombrero plano), en el cual la potencia está distribuida de manera uniforme. Cuando se emplea la geometría del perfil del espacio de "top hat" la zona fundida en un corte transversal tiene la forma de "U" (Figura 2.35), en cambio cuando se usa la geometría Gaussiana la forma es de "V" en el corte en la sección transversal.

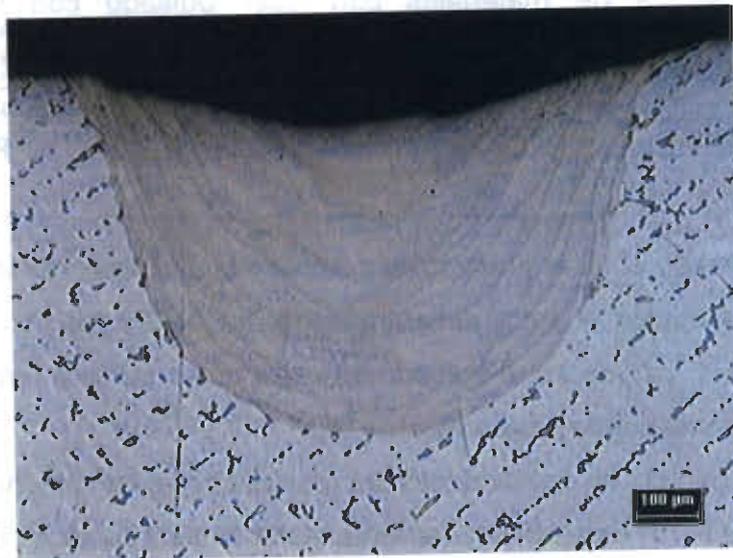


Figura 2.35. Sección en corte transversal en zona tratada con perfil del espacio "top hat" (a 50x)

Las limitaciones de este proceso se alcanzan cuando la energía del pulso provoca que el calor no pueda ser conducido totalmente al material debido a que existe un rango finito de conductividad térmica del material. En este punto la temperatura del material llega a niveles de vaporización y es común que comiencen a presentarse salpicaduras en el en el material sujeto a tratamiento. La siguiente figura (Figura 2.36) ilustra este fenómeno.

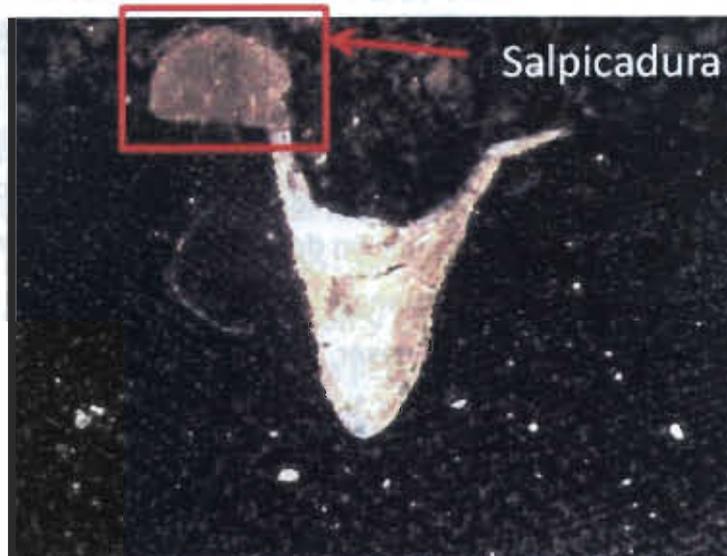


Figura 2.36. Espectrometría óptica de un tratamiento superficial con láser que presenta salpicaduras.

Es por eso que la penetración y el grado de absorción de energía en tratamientos de materiales con láser pulsado con modo de fusión por conducción están limitados como se ilustra en la siguiente tabla (Tabla 2.5):

Tabla 2.5. Máxima penetración y energía de pulso [14]

Clase	Máxima penetración (mm)	Energía por pulso (joule)
1	15.24	70
2	22.86	50

Cuando el láser pulsado se compara con el láser continuo, en el tratamiento de materiales el calor de entrada es mucho mayor por unidad de área o de longitud, ya que en el pulsado en cada pulso se está fundiendo y solidificando el material sujeto a tratamiento [14].

El tiempo de enfriamiento del material para los materiales **clase II** (aleación ASTM F-75) es aproximadamente el doble de la duración del pulso.

2.7.2. Principios de funcionamiento

El medio activo de los láseres Nd:YAG es un material sólido de Itrio, Aluminio y granate (YAG) dopado con Neodimio (Nd^{3+}). El material sólido es un cristal con una estructura de granate, la fórmula química es $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$. Los iones de Neodimio toman el espacio de los iones del itrio en la red del granate, ya que estos tienen el mismo tamaño. Los iones de Neodimio tienen una concentración de alrededor de 1% en el granate, el cual consta de 10^{20} iones por cm^3 . La concentración óptima de Neodimio para el láser continuo es de 0.8% y para láser pulsado es de 1.2% [42]. La principal ventaja del YAG comparado con otros materiales utilizados en los cristales es la buena estabilidad térmica que presenta.

El láser Nd:YAG puede ser pulsado continuo, en este proceso los electrones del elemento dopante son llevados a una energía superior al estar expuestos a la lámpara de alta intensidad (ver Figura 2.37), el láser surge cuando los electrones excitados regresan a su estado normal de energía.

En la Figura 2.38 se puede observar como la energía que los electrones absorben de la lámpara eleva sus niveles de energía, y a su vez esta energía se transforma en fotones cuando los electrones regresan a sus orbitas normales. La lámpara de alta intensidad es el medio que provee energía para el cristal que contiene el elemento dopante (Neodimio) y así se generen los fotones que darán origen al láser. Por lo general las lámparas de Kriptón son las que se utilizan para el equipo ya que existe menos desperdicio de energía (mayor eficiencia) que utilizando una de Xenón ya que en esta hay muchas pérdidas por la producción de luz blanca [43,82].

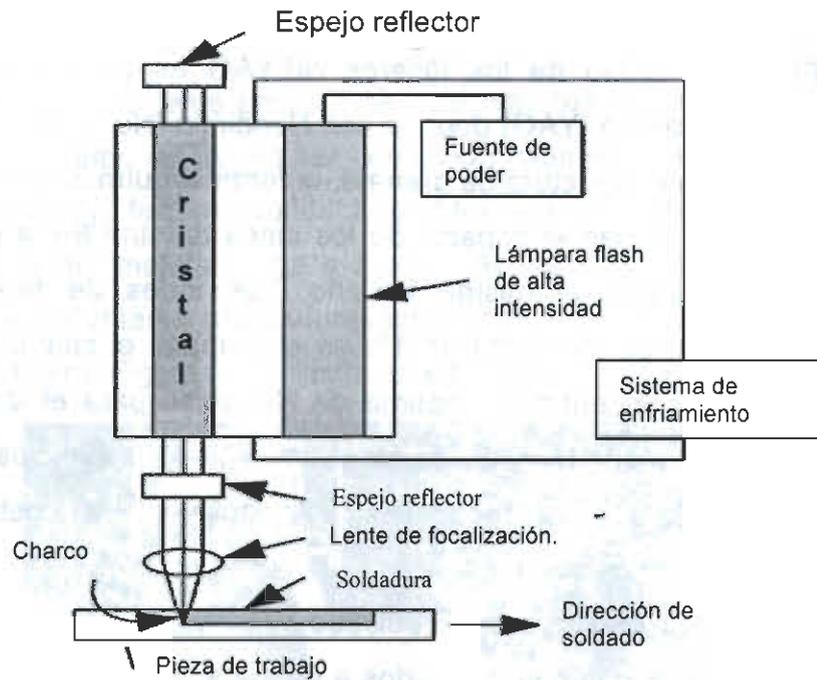


Figura 2.37.- Esquema de funcionamiento soldadura por rayo láser de estado sólido Nd:YAG

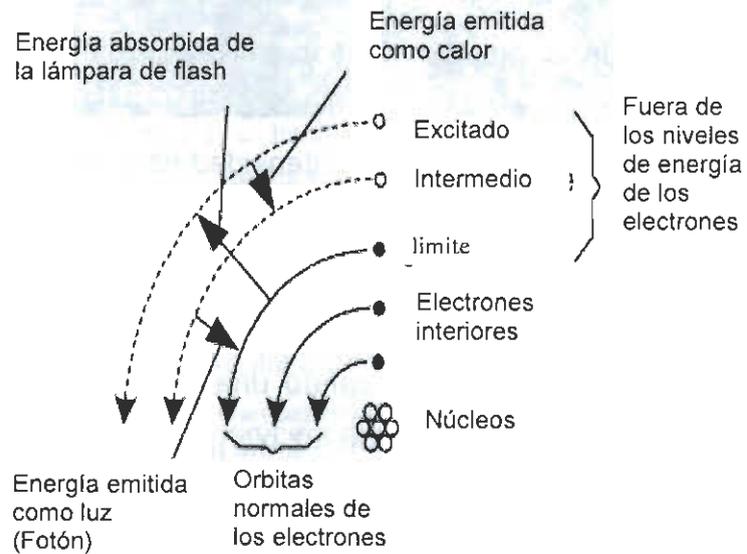


Figura 2.38.- Esquema del movimiento de los electrones al ser excitados

2.7.3. Parámetros del proceso

2.7.3.1. Densidad de potencia y energía por pulso

Como se mencionó anteriormente, en el procesamiento de materiales con láser pulsado, la penetración está en función solamente de la energía por pulso, la cual está dada por la ecuación 9. En la ecuación 8 se observa que existe una gran relación entre la densidad de potencia y la energía por pulso, y a su vez estas son directamente proporcionales. La principal diferencia entre la densidad de potencia y la energía por pulso es que la densidad de potencia es la cantidad de potencia por unidad de área y no está en función del tiempo, en cambio la energía por pulso es la potencia suministrada al material en un tiempo determinado, es decir la duración de tiempo del pulso.

A partir de la Tabla 2.4, se puede identificar de acuerdo a la clase del material la densidad de potencia aproximada para el tratamiento por láser para casi cualquier tipo de material, sin embargo en el procesamiento de materiales con láser pulsado, es de gran importancia tomar en cuenta la **energía por pulso**, esto se debe a que la energía por pulso es una variable que está en función del tiempo (duración de pulso), y el tiempo de exposición del material al láser es fundamental en el tratamiento de materiales por láser pulsado ya que este se lleva a cabo en el modo de fusión por conducción, y para la conducción de calor a través del material se requiere cierto tiempo de exposición al láser.

En la Tabla 2.5 se observan las limitaciones en la energía por pulso, y como se explicó antes, que a excesivas cantidades de energía por pulso se supera el grado de conducción de calor del material y el resultado es la evaporación de la superficie y las salpicaduras.

2.7.3.2. Duración de pulso

En el procesamiento de materiales con láser pulsado es muy importante tomar en cuenta la energía por pulso, la cual es directamente proporcional a

duración de pulso. Para la conducción del calor en el tratamiento de materiales por láser, se requiere cierto tiempo de exposición al láser, por lo que la duración de pulso es de gran importancia en este proceso, y aún más cuando el modo de fusión es por conducción ya que el calor que transmite el láser hacia el material solo se transfiere a través de este de forma conductiva.

En la figura siguiente (Figura 2.39), se aprecia que al aumentar la duración del pulso se incrementa la penetración, pero en mayor proporción el área de la zona fundida. Por lo que se ve claramente que a mayor duración de pulso hay una mayor zona tratada por el láser, ya que el tiempo para la conducción del calor transmitido por el láser es mayor.

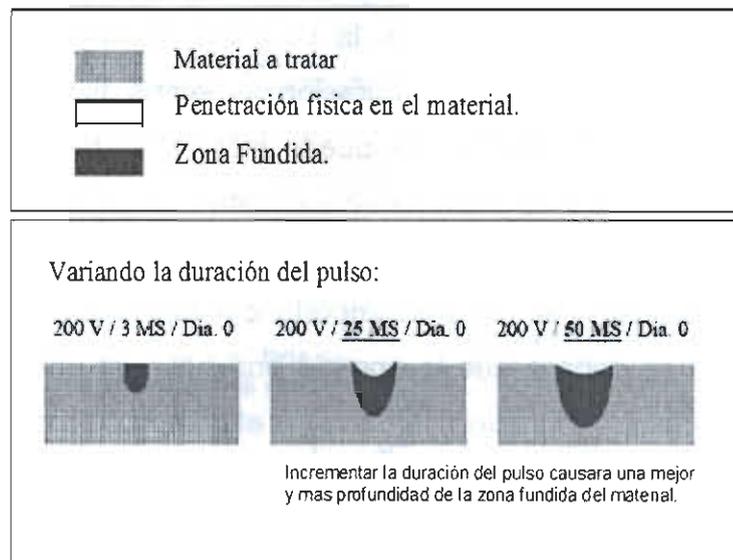


Figura 2.39. Efecto de la duración de pulso [84]

2.7.3.3. Frecuencia y velocidad de barrido

La frecuencia y la velocidad en el tratamiento de láser pulsado de materiales son determinantes en el traslape de los pulsos y por lo tanto en los ciclos térmicos (ver figuras 2.41 y 2.42) a los que estará expuesto el material al fundir y solidificar en repetidas ocasiones.

Eventualmente la penetración no presenta cambio si la velocidad y la frecuencia son variadas dentro de límites razonables. Para obtener una penetración uniforme en el tratamiento por láser pulsado el traslape entre los pulsos debe ser igual o mayor al 80%. En la siguiente figura se observa un esquema de traslape de pulsos de 80% (Figura 2.40).

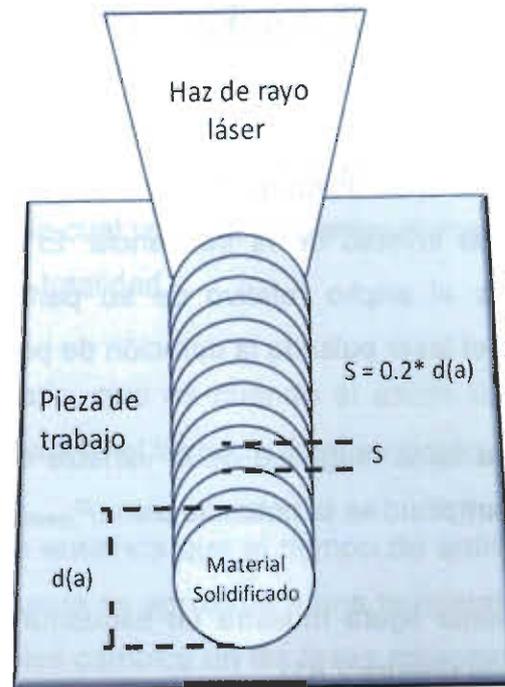


Figura 2.40. Requerimiento mínimo de traslape para una penetración uniforme

Como se observó en la figura anterior, la distancia recorrida entre pulsos S debe ser al menos el 20% del diámetro del spot para lograr una penetración uniforme en el material tratado [14].

Para calcular la frecuencia máxima posible ($F_{(max)}$) se utiliza la siguiente ecuación:

$$F_{(max)} = P_{(ave)} / E \quad \text{Ec. 10}$$

donde $P_{(ave)}$ es la potencia promedio y E es la energía por pulso. Para el cálculo de la velocidad correcta ($V_{(max)}$) para esta frecuencia se utiliza la siguiente ecuación.

$$V_{(max)} = F_{(max)} * S \quad \text{Ec. 11}$$

donde S como se había mencionado antes, es la distancia recorrida entre pulsos [14].

El ciclo de trabajo en los láseres pulsados es dependiente de:

1. La **frecuencia**, que es una medida que se utiliza generalmente para indicar el número de repeticiones de cualquier fenómeno o suceso periódico por unidad de tiempo, para el láser pulsado la unidad de frecuencia que se utiliza es el hertz (Hz), 1 Hz significa que un acontecimiento se repite una vez por segundo.
2. El **período** es la duración de un ciclo en un evento repetitivo, por lo que el período es el inverso de la frecuencia. El ciclo de trabajo de una señal periódica es el ancho relativo de su parte positiva en relación con el período, en el láser pulsado la duración de pulso es el ciclo de trabajo.
3. La **amplitud** es la magnitud de la variable que esta oscilando, en el láser pulsado la amplitud es la potencia pico ($P_{(peak)}$).

La siguiente figura muestra un esquema de un ciclo de trabajo de un láser pulsado (Figura 2.41).

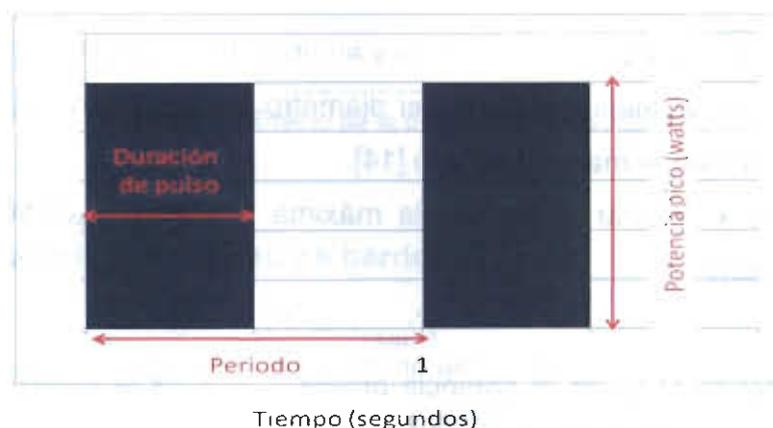


Figura 2.41. Ciclo de trabajo de un láser pulsado

Por lo que se ilustra en la figura anterior, la frecuencia es de 1 Hz ya que solamente hay un pulso en un segundo. A su vez se observa que la duración de pulso (ciclo de trabajo) comprende el 50% período, por lo que se intuye que el

láser pulsado esta en encendido el 50% del tiempo de procesamiento y el 50% está en apagado.

Anteriormente se mencionó que el tiempo de enfriamiento para los materiales clase II (**aleación ASTM F-75**) era dos veces la duración de pulso (ciclo de trabajo), por lo que en el procesamiento de materiales con láser pulsado para esta clase de materiales es importante verificar esquemáticamente que está sucediendo con el tiempo de enfriamiento en dos diferentes tipos de circunstancias [14]:

1. Cuando en el tiempo de enfriamiento no existe intersección de otro pulso de láser lo cual volvería a calentar el material antes de que este se enfríe en su totalidad.
2. El caso contrario, que es cuando si existe intersección con otro u otros pulsos durante el tiempo de enfriamiento.

Es importante que se entienda que el tiempo de enfriamiento, es el tiempo en que la zona que se funde se aproxima a una temperatura en la cual existen muy pocos y despreciables cambios en las fases microestructurales, por lo que este tiempo no se debe confundir con el tiempo de enfriamiento hasta la temperatura ambiente, que es mucho mayor.

Las siguientes figuras muestran los esquemas de cada una de las circunstancias (Figura 2.42 y Figura 2.43).

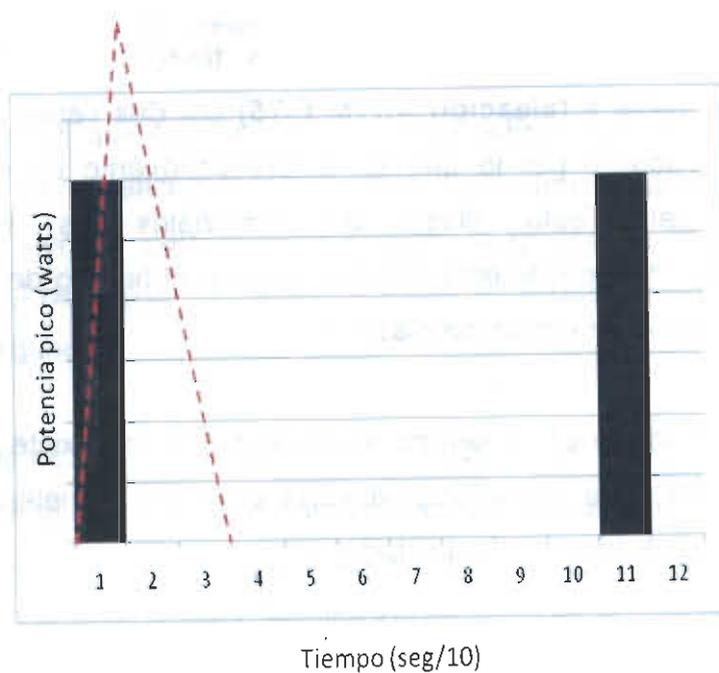


Figura 2.42. Circunstancia de enfriamiento del material 1

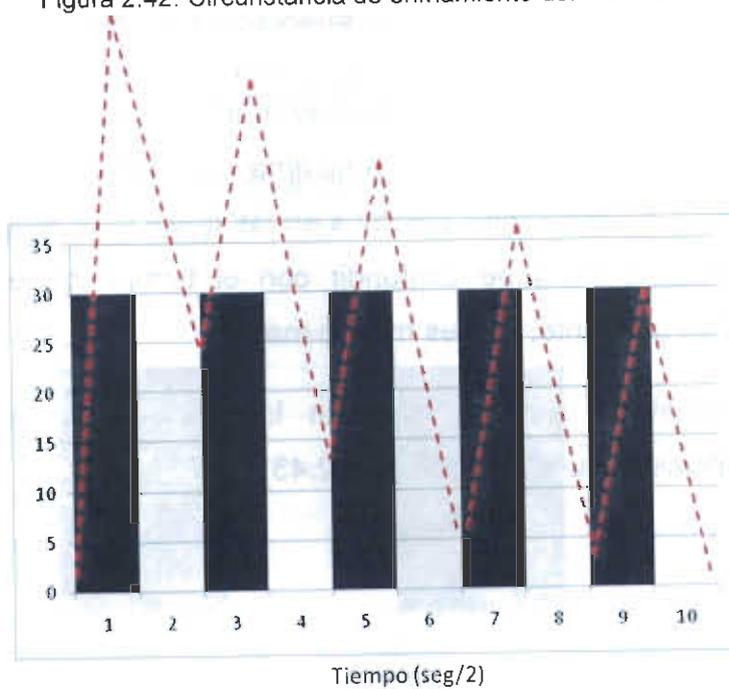


Figura 2.43. Circunstancia de enfriamiento del material 2

En la Figura 2.42 el enfriamiento del material que estuvo sujeto al primer pulso del láser se enfría en su totalidad antes de que comience otro pulso del ciclo posterior. En este proceso de láser pulsado la frecuencia es de un hert

(un período por segundo) y el ciclo de trabajo o duración de pulso dura 100 milisegundos.

En la Figura 2.43 el enfriamiento del material que estuvo expuesto al primer pulso tarda en enfriarse en su totalidad cuatro períodos después del primer período, ya que existe intersección del pulso consecutivo de láser en el dominio del tiempo de enfriamiento, lo cual vuelve a calentar el material antes de que este se enfríe en su totalidad. En este caso la frecuencia es de 1 hert (1 período en un segundo), la duración de pulso o ciclo de trabajo es de 500 milisegundos (50% del período) por lo que el tiempo de enfriamiento; si no hubiera intersección de pulsos, sería de 1 segundo, pero por la intersección de los pulsos éste es de 4.5 segundos.

2.7.3.4. Ancho del spot y distancia focal

Las variables de ancho del spot y distancia focal tienen un efecto directo en la densidad de potencia que se va a entregar al material que estará sujeto al tratamiento por láser, ya sea **láser pulsado o continuo**. Como se observa en las ecuaciones 6 y 8 la densidad de potencia es inversamente proporcional al área de focalización, y el área está en función del ancho del spot (que es el diámetro del spot), por lo que se puede inferir que a mayor ancho del spot, mayor área de focalización y menor densidad de potencia (Figura 2.44).

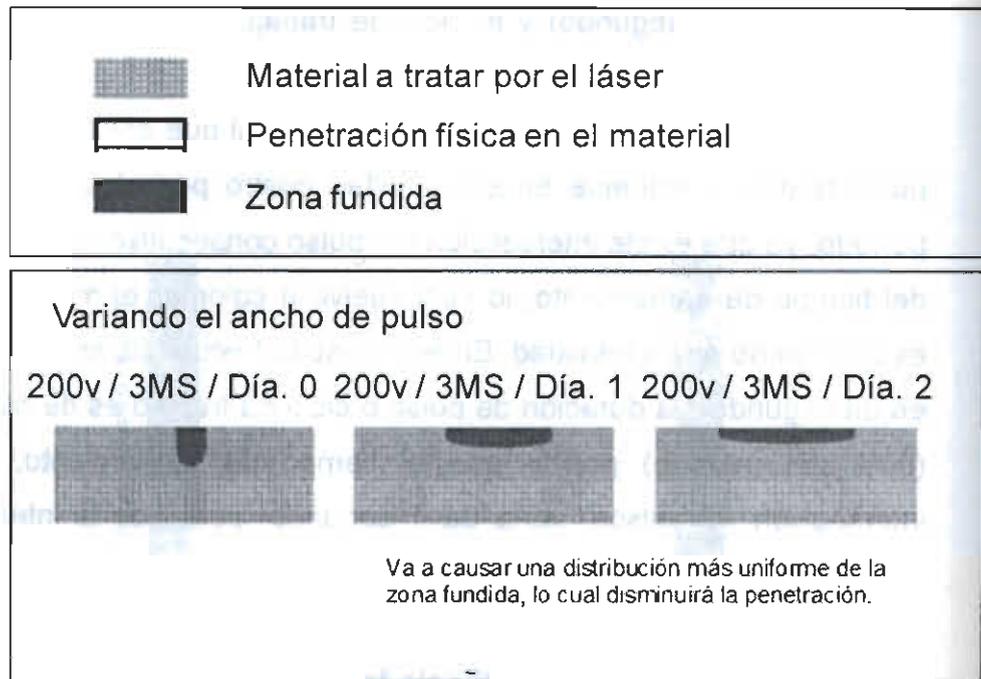


Figura 2.44. Efecto del ancho del spot [84]

La distancia focal es la distancia entre el lente que irradia el láser (colimador) y la pieza de trabajo. Existe una distancia entre el lente y la pieza de trabajo, a potencia constante, donde se alcanza el punto focal más pequeño y la potencia por unidad de área (densidad de potencia) es la mayor que se puede lograr, a esta distancia se dice que el láser está totalmente enfocado ($Z = 0$ donde z es la distancia de desenfoque). A distancias menores a la distancia de enfoque ($Z = -x$), la densidad de potencia es menor debido a que el área del punto focal es mayor. El mismo comportamiento sucede a distancias mayores a la distancia de focalización ($Z = +x$), la densidad de potencia es menor. En el siguiente esquema (Figura 2.45) se muestra este comportamiento detalladamente.

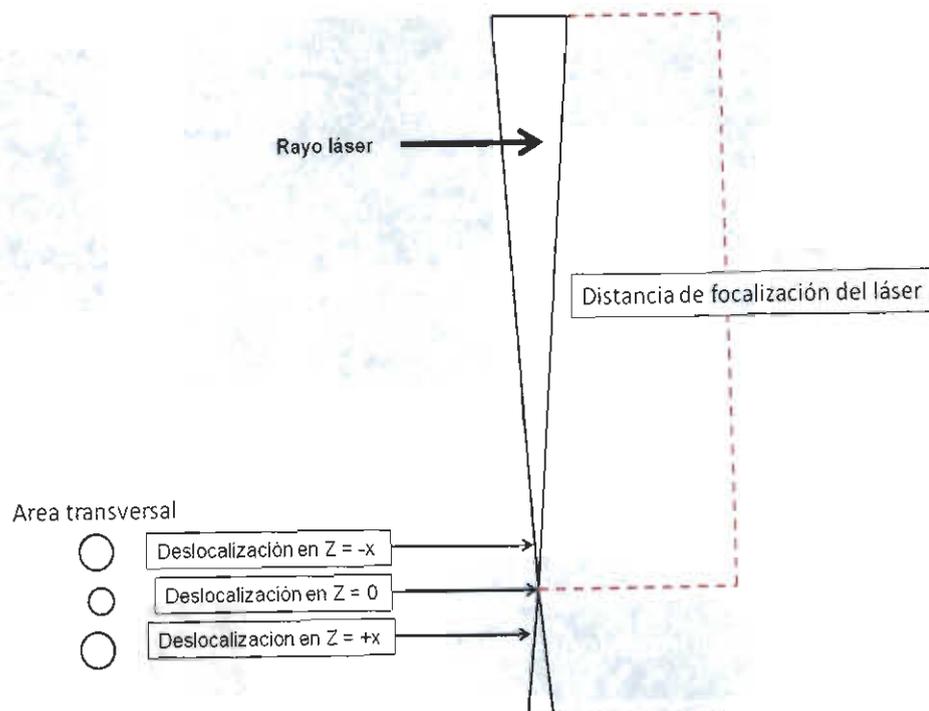


Figura 2.45. Distancia focal en el procesamiento de materiales con láser

En el esquema anterior se observa lo que se explicó anteriormente, además se ve notoriamente que el área en el punto de enfoque es mayor para distancias menores y mayores ($Z = +/- x$) a la distancia de focalización ($Z = 0$).

La densidad de potencia es inversamente proporcional al área de enfoque, y el área de enfoque puede aumentar si la distancia entre la pieza de trabajo y el colimador es mayor o menor a la distancia de focalización ($Z = 0$), por lo que con un cambio en la distancia focal y por ende en el área de focalización y en la densidad de potencia del láser en la pieza sujeta al tratamiento provocará cambios significativos en la geometría, penetración, ancho y relación penetración:ancho. En la Figura 2.46 se observa los efectos antes mencionados con la variación de la distancia focal en un tratamiento superficial de refundido con láser continuo Nd:YAG. El equipo láser de esta aplicación fue un cabezal conectado a una fibra proveniente del láser Nd:YAG, montado en un robot (soldadura láser remoto).

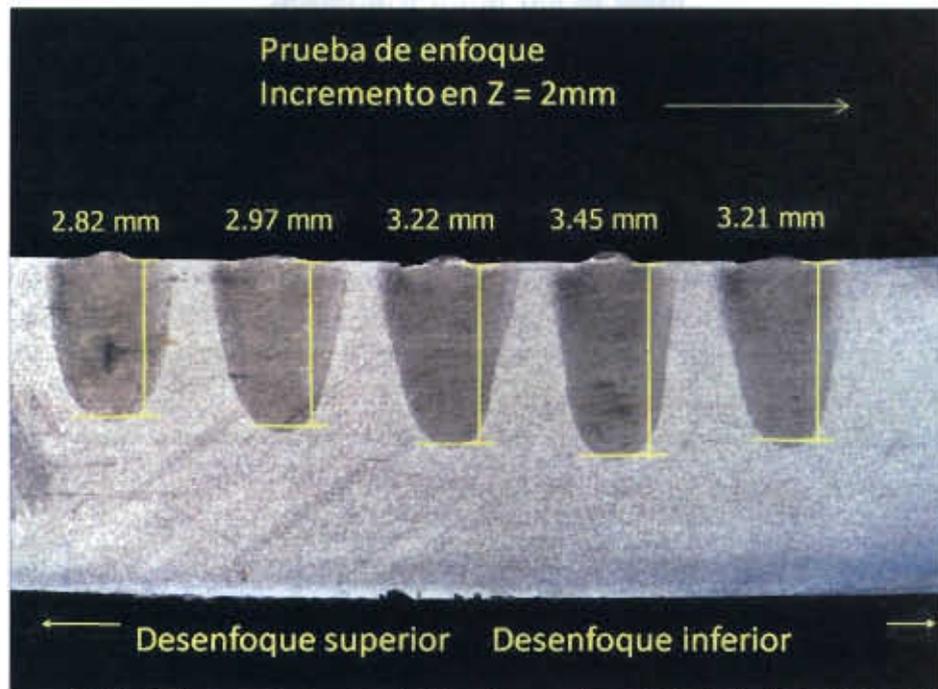


Figura 2.46. Efecto causado en el material por 2mm en la variación de la distancia focal [71]

En la figura anterior visiblemente se observan los efectos de cambio en la geometría, penetración, ancho y relación penetración:ancho, en cada uno de los tratamientos superficiales, estos cambios fueron ocasionados por el cambio de 2mm en la distancia entre la pieza de trabajo y el colimador, se podría deducir que la distancia de focalización del láser es la correspondiente a el tratamiento donde se alcanzaron 3.45 mm de penetración física en la pieza, ya que en ella se logró mayor penetración.

2.7.4. Defectos característicos

Dentro de los tratamientos con rayo láser pulsado se pueden encontrar diferentes tipos de defectos, algunos de ellos son iguales a los de tratamiento de materiales con láser continuo, pero sus orígenes son otros, en otras ocasiones el defecto es el mismo al igual que el origen.

Agrietamiento

Este defecto es causado principalmente por una excesiva velocidad de enfriamiento, este defecto puede presentarse en piezas tratadas por láser continuo y pulsado, pero el origen de este defecto en láser continuo es una excesiva velocidad de barrido y en el láser continuo es por una muy corta duración de pulso. La siguiente figura ilustra este defecto en una pieza tratada por láser pulsado.

El agrietamiento se puede presentar en el centro por contracción en la solidificación y propagarse en el tratamiento (Figura 2.47. A), o como grietas en caliente (Figura 2.47. B).

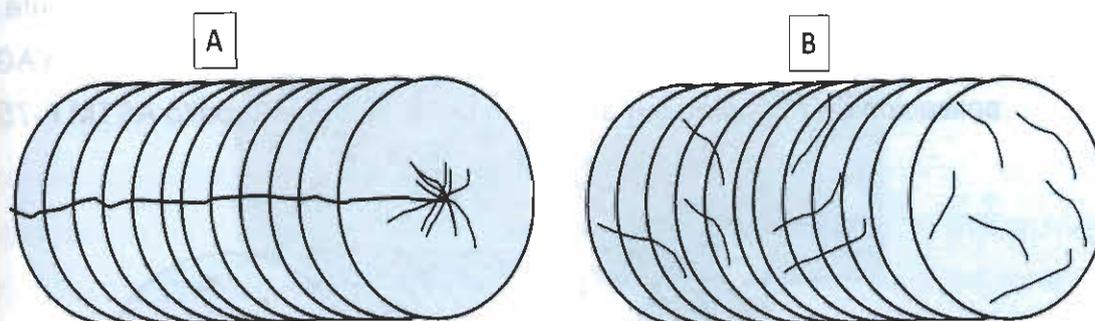


Figura 2.47. Agrietamiento en área longitudinal en piezas tratadas por láser pulsado A) Agrietamiento por contracción B) Agrietamiento en caliente

Otra de las causas del agrietamiento en piezas sujetas a tratamiento por láser pulsado es la tensión superficial [14], la cual es provocada por una relación penetración:ancho muy pobre (Figura 2.48).

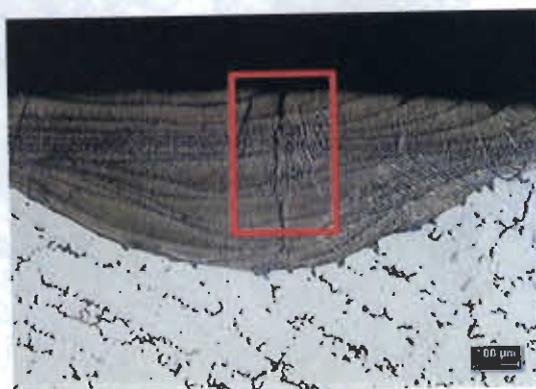


Figura 2.48. Agrietamiento por tensión superficial

Para corregir este defecto se debe aumentar la densidad de potencia, ya sea disminuyendo el área de focalización o aumentando la energía por pulso.

Porosidad

Al igual que en el procesamiento por láser continuo la porosidad es causada por la rápida solidificación y los bruscos cambios de líquido-sólido, lo que provoca que los gases de compuestos que se generaron no tengan tiempo de salir y se queden atrapados, en la mayoría de los casos la solución es aumentar la energía por pulso o la duración de pulso para aumentar los tiempos antes mencionados. La Figura 2.49 muestra porosidad en tratamientos por láser pulsado longitudinalmente (Figura 2.49.A) y transversalmente (Figura 2.49.B). En la Figura 2.49.B el láser utilizado fue un láser Nd:YAG en un aplicación de refundido superficial en aleación base Cobalto ASTM F-75.

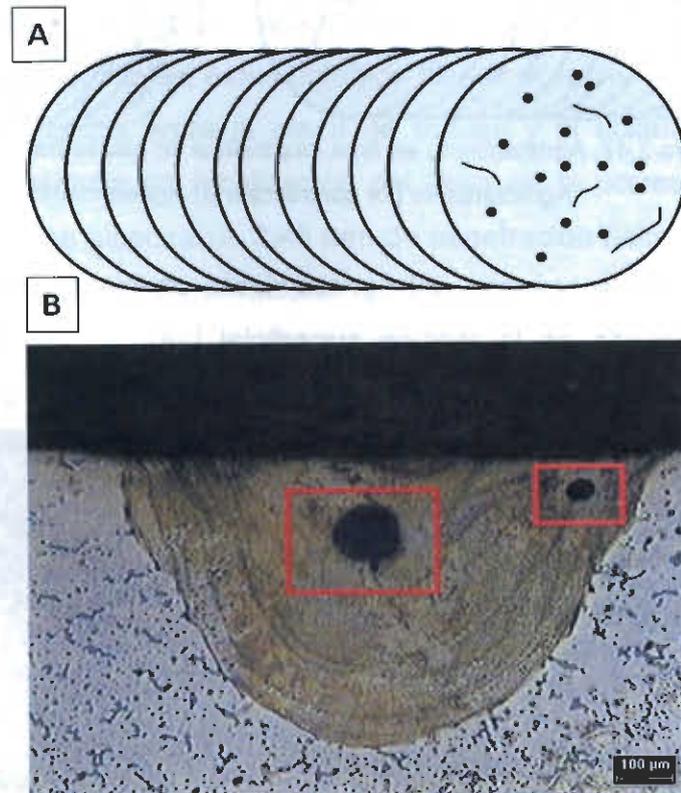


Figura 2.49. A) Porosidad en zona longitudinal B) Porosidad en zona transversal

con un equipo láser pulsado Nd:YAG en un aleación base Cobalto ASTM F-75 (Figura 2.51).



Figura 2.51. Socavamiento en un tratamiento por láser pulsado

2.9. Bioactividad en los materiales

2.9.1. Biomateriales y biocompatibilidad

La Sociedad Europea de Biomateriales en 1986 propuso un concepto para biomaterial [85], el cual define a un biomaterial como aquel material no vivo utilizado en un aparato médico y concebido para interactuar con sistemas biológicos, el cual no abarca los materiales producto de la ingeniería de tejidos, en estos, las células son cultivadas en andamios (*scaffolds*) para que, con la señalización celular adecuada, construyan un tejido igual al que se desea reemplazar. Más allá de las definiciones, la manera más efectiva de entender lo que es un biomaterial es a través del análisis de los requerimientos que debe cumplir para ser aplicado satisfactoriamente. Estos requerimientos están determinados por la naturaleza del tejido que se quiere reemplazar y su entorno funcional. En el caso particular de biomateriales para el reemplazo de hueso, se

debe tener en cuenta que el material a reemplazar es un tejido denominado "duro", evidente por comparación con otros tejidos, con una rigidez relativamente baja (12 a 20 GPa [86]) y una resistencia mecánica longitudinal de unos 130 MPa [7], de la cual es responsable fundamental la hidroxihapatita (comúnmente abreviada como OHAp, HA ó $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) que es su fase mineral.

La **biocompatibilidad** es la condición fundamental que debe cumplir el material, que no debe ser considerada una propiedad intrínseca, sino el resultado de la interacción de propiedades intrínsecas con el tejido receptor y su entorno biológico. Es indispensable entonces que esta interacción sea positiva o por lo menos, que no sea nociva para el tejido circundante y, por tanto, para el resto del organismo, permitiendo de esta manera que el material sea biocompatible.

Chester [85], estableció que **biocompatibilidad** es la capacidad de un material de ser utilizado con una respuesta apropiada del tejido receptor en una aplicación específica. La evaluación de la "reacción a cuerpo extraño" del tejido receptor después de un mes de implantación es considerada como una manera práctica de estimar la biocompatibilidad de un material, especialmente útil a nivel clínico [88].

Generalmente se acepta la existencia de cuatro clases de respuesta tisular y cuatro formas de adhesión del biomaterial al tejido [89]. Las Tablas 2.6 y 2.7, resumen de manera precisa tanto las clases de respuesta y las formas de adhesión asociada.

Tabla 2.6. Tipos de respuesta del tejido al implante [89]

Material tóxico: tejido circundante muere.
Material no-tóxico y biológicamente inactivo (casi inerte): se forma un tejido fibroso de espesor variable.
Material no-tóxico y biológicamente activo (bioactivo): se forma un enlace interfacial.
Material no-tóxico y se disuelve: el tejido circundante lo reemplaza.

La aleación base Cobalto ASTM F-75 que es utilizada en este trabajo está en el segundo grupo de material no-tóxico y biológicamente inactivo.

Tabla 2.7. Tipos de adhesión de materiales y biomaterial-tejido y su clasificación [89]

Tipo de adhesión	Ejemplo
1. Los materiales densos, no-porosos, casi inertes, se adhieren por crecimiento del hueso en las irregularidades superficiales por cementación del implante en el tejido o por ajuste a presión dentro del defecto ("fijación morfológica").	Al ₂ O ₃ (mono y policristalina)
2. En los implantes inertes y porosos el hueso crece al interior y la adhesión es de tipo mecánica ("fijación biológica").	Al ₂ O ₃ (policristalina), aleaciones (CoCr, Titanio y acero inoxidable) y metales porosos recubiertos con hidroxiapatita
3. Los materiales cerámicos, vidrios y vitrocerámicas densos, no-porosos y reactivos superficialmente se adhieren directamente por enlace químico con el hueso ("fijación bioactiva").	Vidrios y vitrocerámicas bioactivas e hidroxiapatita
4. Los materiales cerámicos degradables, densos, no porosos (o porosos), están diseñados para ser reemplazados lentamente por el hueso.	Sulfato de calcio, fosfato tricálcico, sales calcio- fosfato.

Además está en el segundo grupo de la clasificación de los tipos de adhesión de materiales y biomaterial-tejido, que es la de fijación biológica.

2.9.2. Biomateriales bioinertes

Ningún material de los utilizados hasta ahora para implantes puede considerarse como inerte ya que todos inducen una respuesta en el tejido vivo (Tablas 2.6 y 2.7). Desde el punto de vista de la respuesta en la intercara implante-tejido, los biomateriales bioinertes se caracterizan por no reaccionar de manera apreciable con el tejido (considerados química y biológicamente inactivos), permitiendo la formación de una capa de tejido fibroso de espesor variable [89]. Como consecuencia, la adhesión del implante es exclusivamente mecánica produciéndose la denominada "fijación biológica".

está Desde el punto de vista del patrón de osteogénesis, los biomateriales bioinertes permiten una "osteogénesis por contacto" en la cual el hueso crece de manera ordenada en contacto directo con el implante generalmente con un espesor mínimo de capa de tejido fibroso [90]. En los implantes con materiales bioinertes, el resultado de los procesos celulares originados por la naturaleza de las proteínas adsorbidas es lo que se conoce generalmente como "reacción a cuerpo extraño", que es una forma especial de inflamación no específica.

A pesar de que las estadísticas de fallo en los implantes no se relacionan siempre a la presencia de la cápsula de tejido fibroso o la liberación de iones y partículas al medio, el hecho de que la mayoría de estos fallos se originan en la intercara tejido-implante [91,92] permite pensar que, especialmente la fibrosis, puede tener un papel importante en dichos fallos. Este papel será más importante, en la medida en que el espesor de la capa de tejido fibroso sea mayor, ya que la posibilidad de micromovimientos aumenta y, por lo tanto, se ve comprometida la estabilidad mecánica del implante e incluso la osteointegración original del implante.

Finalmente, aún en materiales altamente inertes, la fibrosis (es decir la cápsula de tejido fibroso) rodea el implante con el tejido resultante de la reacción a cuerpo extraño, aislándolo del tejido local. Las características de la fibrosis dependen de una serie de factores que no están totalmente clarificados; como la naturaleza fisicoquímica de la superficie, las condiciones de carga, las condiciones del tejido receptor, la extensión de la lesión creada durante el implante y la cantidad de matriz provisional generada, etc. [93].

2.9.3. Modificación de la naturaleza química superficial: bioinerte bioactiva

En ocasiones es importante el pensar en la modificación o proceso de adaptación de una superficie bioinerte a bioactiva, a continuación se mencionarán algunas de las características de ambas superficies.

El carácter bioinerte de materiales ha sido descrito anteriormente definiéndose como la capacidad que tienen algunos biomateriales de no inducir una reacción apreciablemente adversa en el tejido huésped, quedando finalmente encapsulados en una capa muy delgada de tejido fibroso (fibrosis). Como consecuencia, no forman un enlace directo con el tejido, lográndose por lo tanto una unión exclusivamente mecánica denominada "fijación biológica" [89].

Los biomateriales bioactivos tienen un comportamiento intermedio entre los reabsorbibles y los bioinertes (ver tabla 2.7), y se caracterizan por estimular reacciones favorables en el tejido receptor tal que, finalmente, logran un enlace químico directo con él, produciéndose una fijación denominada "fijación bioactiva" [89]. Formalmente, un material bioactivo se define como aquel que no es tóxico y que es biológicamente activo, a diferencia de los biomateriales bioinertes que se consideran no tóxicos y biológicamente no activos [85]. Una definición más completa de material bioactivo fue propuesta por Hench y Wilson [94]: un material bioactivo es aquel que genera una respuesta biológica específica en la intercara del material con el tejido resultando en un enlace entre ambos. Es por estas características y otras más, que la modificación química superficial de bioinerte a bioactiva presenta ventajas para el implante.

2.10 Desgaste y sus mecanismos

En general, el desgaste puede ser definido como un daño a una superficie sólida causado por la eliminación o el desplazamiento de material por la acción mecánica de un contacto sólido, líquido o gas [95]. El deterioro gradual es a menudo implícito, y los efectos son en mayor parte en la superficie, pero estas restricciones no deben aplicarse de manera estricta en el análisis de los problemas de desgaste o fallos. Tampoco debe ser supuesto de que el

desgaste es totalmente mecánico, porque la corrosión química puede combinarse con otros factores de desgaste [95].

En general uno de los requisitos más importantes para reducir el desgaste, es que cuanto mayor es la dureza de la capa superficial, menor será el desgaste que presente. Si el desgaste se concentra en un área pequeña, una alta dureza superficial se requiere en esa área. Si el desgaste se extiende sobre un área más amplia puede ser adoptada una simple y menos costosa solución [95].

Es difícil correlacionar la fricción con el desgaste, sin embargo una razonable expectativa es que a altos valores de fricción existen altos desgastes, sin embargo, en muchas combinaciones de materiales esto no sucede [7]. En los siguientes puntos se describirán los mecanismos de desgaste y conceptos más importantes desde la perspectiva del presente trabajo.

2.10.1. Conceptos generales

Fricción

La fricción es la resistencia al movimiento cuando dos cuerpos en contacto son forzados a moverse uno con respecto al otro. Está estrechamente asociada con los mecanismos de desgaste y con cualquier lubricante y/o películas superficiales que puedan estar presentes, así como la topografía de la superficie. El calor generado como resultado de la disipación de la interacción de fricción puede afectar al rendimiento de los lubricantes, pueden cambiar las propiedades de los materiales en contacto y/o sus películas de superficie, y en algunos casos, puede cambiar las propiedades del producto que se está procesando. Cualquiera de estos resultados de calentamiento por fricción puede causar graves problemas de seguridad debido al peligro de la falla mecánica de los componentes debido al debilitamiento estructural, el desgaste severo, o de incendio y explosión [95].

Coeficiente de fricción

La fuerza de fricción es la fuerza tangencial que se debe superar para que en el contacto de dos cuerpos sólidos, uno de ellos se deslice sobre la superficie del otro. La fuerza de fricción actúa en el plano de las superficies y suele ser proporcional a la fuerza normal a la superficie N .

Debido a que hay muchos mecanismos involucrados en la generación de la fuerza de fricción, es evidente que la fricción no es una propiedad únicamente de los materiales, sino que depende en cierta medida de las condiciones de medición, la rugosidad de la superficie, sobre la presencia o ausencia de óxidos o películas adsorbidas y otros factores [95].

La fuerza de fricción está dada por la siguiente ecuación.

$$F = \mu N \quad \text{Ec. 12}$$

La constante de proporcionalidad es generalmente designada y/o se denomina el coeficiente de fricción, que es la relación entre la fuerza de fricción F y la carga N , y esta dado por la siguiente ecuación.

$$\mu = F/N \quad \text{Ec. 13}$$

El coeficiente de fricción está en función de varios factores, cuya contribución relativa varía entre una aplicación y otra, los factores son los siguientes:

1. Composición química de los materiales
2. Acabado de la superficie de cada uno de sólidos
3. Naturaleza del entorno
4. Fuerza de retención de los sólidos en contacto (de carga N)
5. Velocidad de movimiento relativo
6. La naturaleza del movimiento relativo (por ejemplo, unidireccional, de ida y vuelta, constante, variable, y así sucesivamente)
7. Naturaleza del contacto
8. La temperatura de la región interfacial
9. Características de la máquina y los accesorios en la que se colocará el material

Procesamiento con rayo láser para mejorar la resistencia al desgaste

En este proceso, se usan láseres para modificar la estructura metalúrgica de la superficie y adaptar las propiedades de la superficie sin afectar negativamente a las propiedades de los materiales. La modificación de la superficie puede tomar las siguientes tres formas (las cuales fueron descritas anteriormente en este trabajo en la sección 2.6.6.1).

1. La primera es el endurecimiento por transformación, en la que una superficie se calienta de manera que tenga lugar la difusión térmica y las transformaciones de estado sólido.
2. La segunda es la refusión de la superficie, que se traduce en un perfeccionamiento de la estructura debido a la extinción rápida de la masa fundida, que es la que se estudia en este trabajo).
3. La tercera es el aleado láser, en el que elementos de aleación se añaden durante el ciclo de fusión, para cambiar la composición de la superficie.

Nota: Las estructuras de la zona producida en la superficie con láser de refusión, cladding y aleado láser, pueden exhibir un comportamiento electroquímico mejorado y mejores propiedades tribológicas.

2.10.2. Desgaste abrasivo

Es una pérdida de material por el paso de partículas duras sobre una superficie de menor dureza, este ocurre cada vez que una superficie sólida es presionada contra partículas de un material de igual o mayor dureza. De manera general podemos decir que existen dos modos de desgaste abrasivo: de dos cuerpos y tres cuerpos.

En esta forma de desgaste, en los metales es más frecuentemente causada por materiales no metálicos, pero también las partículas metálicas puede causar abrasión. La Figura 2.52 muestra los daños causados en la superficie de un sustrato de cobre suave, erosionado por una partícula dura de cerámico.

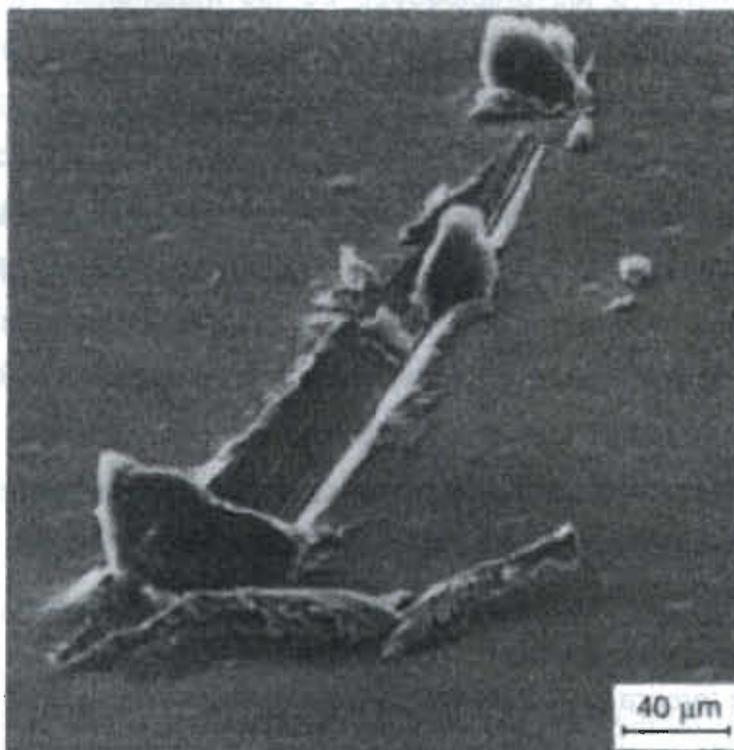


Figura 2.52. Micrografía obtenida con MEB de la superficie dañada por desgaste abrasivo [95]

2.10.3. Desgaste adhesivo

La adhesión entre las superficies de dos materiales es promovida por las fuerzas de atracción de los átomos que se encuentran en contacto. Para el caso de contacto metal sobre metal en condiciones donde no hay una película (óxido, lubricante, etc.) en la interfase, se reúnen las condiciones necesarias para promover la adhesión entre asperezas, esto propicia un sistema caracterizado por una alta velocidad de desgaste y por un coeficiente de fricción altamente inestable. Los contactos deslizantes pueden ser destruidos rápidamente y en casos extremos, el movimiento deslizante puede ser

interrumpido por altos coeficientes de fricción que se generan por el rápido daño superficial [7].

El mecanismo de adhesión se puede explicar de la siguiente manera; la aspereza más suave o aguda es deformada plásticamente en una serie de bandas de cizallamiento, cuando cada banda alcanza cierto límite, se inicia una grieta o progresa una ya existente hasta formar una nueva banda, o hasta que la grieta se extiende por toda la aspereza y eventualmente se desprende una partícula. Esto indica que el desgaste adhesivo se promueve debido a que las fuerzas de adhesión son mayores a las promovidas por la deformación correspondiente al deslizamiento relativo entre las superficies [7].

2.10.4. Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga se genera con el deslizamiento cíclico entre dos cuerpos con lo cual se deforman elásticamente las asperezas que sostienen el contacto.

En la Figura 2.53 se puede observar el proceso de iniciación, crecimiento y propagación de grieta en una subsuperficie de contacto, la cual finalmente resulta en la formación de una partícula de desgaste.

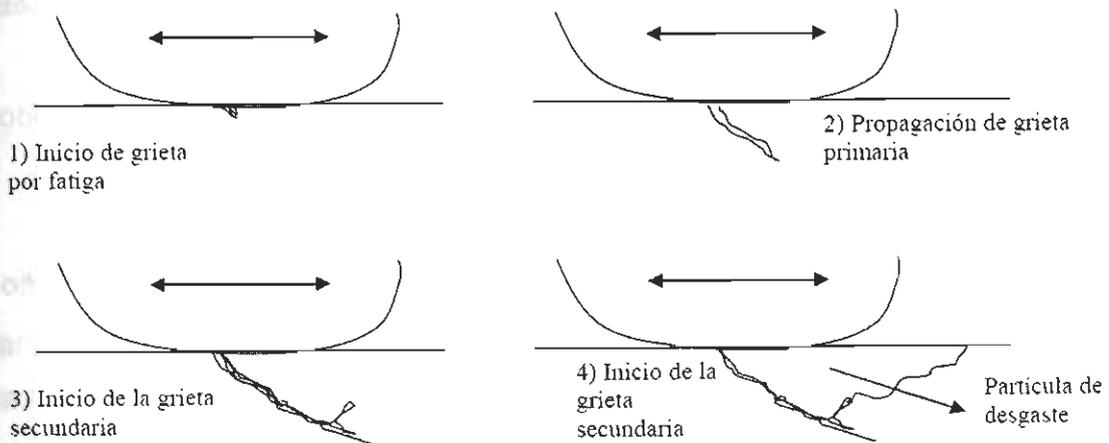


Figura 2.53. Proceso de iniciación, crecimiento y propagación de una grieta superficial [96]

2.11. Métodos estadísticos y de optimización

2.11.1 Diseño de experimentos y regresión lineal

Para determinar los factores involucrados en el comportamiento de una variable de respuesta, cuando es posible controlar los niveles de esos factores, el diseño de experimentos (DOE) y los modelos de regresión, en la práctica han mostrado ser excelentes herramientas para modelar, caracterizar y optimizar los procesos a través de la identificación y minimización de sus causas de variación [97]

Un diseño experimental es una prueba o serie de pruebas en las cuales se inducen cambios deliberados en las variables de entrada de un proceso o sistema, de manera que sea posible observar e identificar las causas de los cambios en las respuestas de salida. Variar en forma planeada y deliberada las variables de entrada al sistema para observar el comportamiento de la o las variables de salida bajo diferentes condiciones, es el objetivo del diseño experimental. Entre los objetivos del experimento puede incluirse [97]:

- Determinar cuáles variables tienen mayor influencia en la respuesta, y .
- Determinar el mejor valor de las x , que influyen en y , de modo que y , tenga casi siempre un valor cercano al valor nominal deseado.
- Determinar el mejor valor de las x que influyen en y , de modo que la variabilidad de y , sea pequeña.
- Determinar el mejor valor de las x que influyen en y , de modo que se minimicen los efectos de las variables incontrolables.

Por otra parte durante el proceso de optimización, los diseños experimentales hacen uso del método de ascenso acelerado para en forma iterativa, acceder a las cercanías del óptimo al identificar (a través del análisis de varianza) los niveles de los factores y las interrelaciones que determinan el comportamiento de la variable de respuesta analizada, en cada iteración. Los diseños más utilizados para este fin, debido a su bajo costo y efectividad son entre otros, diseños factoriales de la serie 2^k , los diseños factoriales fraccionados de resolución III y los diseños Taguchi.

El comportamiento de la variable aleatoria Y , analizada a través de un diseño experimental, generalmente, se representa a través de un modelo o polinomio empírico, ya sea lineal, o cuadrático y rara vez cúbico, dependiendo del comportamiento de los datos, para estimar la respuesta y del proceso en un punto de interés (x_s). La representación matricial por ejemplo de un polinomio cuadrático completo es:

$$\hat{Y} = \hat{\beta}_0 + X' \hat{\beta} + X' B X \quad \text{Ec.14}$$

donde $\hat{\beta}_0$ es la ordenada al origen, $X = (X_1, X_2, \dots, X_p)$ es una matriz no estocástica ($n \times p$) de rango p , $\hat{\beta} = (\hat{\beta}_1, \hat{\beta}_2, \dots, \hat{\beta}_k)$ es el vector de coeficientes de regresión de primer orden y B , es una matriz simétrica ($k \times k$) de coeficientes cuadráticos y de interacción obtenida de la Ec.14 dada por Ec.15.

$$B = \begin{pmatrix} \beta_{11} & \frac{1}{2} \beta_{12} & \dots & \frac{1}{2} \beta_{1k} \\ & \beta_{22} & \dots & \frac{1}{2} \beta_{2k} \\ & & \ddots & \vdots \\ Sim & & & \beta_{kk} \end{pmatrix} \quad \text{Ec.15}$$

La estimación de los $\hat{\beta}_j$ del polinomio, si los factores de inflación de la varianza (VIF) son menores de 10, se realiza mediante Mínimos Cuadrados dado por:

$$\hat{\beta}_i = (X^T X)^{-1} X^T Y \quad \text{Ec.16}$$

Pero si los VIF son mayores de 10 la estimación de los β , se realiza a través del modelo de Regresión Ridge (RR) dado por la siguiente ecuación:

$$\beta_i = (X^T X + I_k)^{-1} X^T Y \quad \text{Ec.17}$$

El método de RR, es un método para detectar la multicolinealidad dentro de un modelo de regresión $Y = X' \beta + \varepsilon$. El método propuesto es usado para trabajar con modelos que presentan sesgo. La idea del método es simple y consiste en que dado que la matriz $X'X$ es altamente condicionada o cercana a singular, es posible agregar constantes positivas a los elementos de la diagonal, para asegurar que la matriz resultante, no sea altamente condicionada. El vector de coeficientes de RR, está dado por la Ec.17.

Dado que el objetivo, es el lograr determinar un modelo polinomial cuya varianza de predicción, sea mínima, utilizamos la función del cuadrado medio de la predicción (CMP) de Mínimos Cuadrados, para determinar el valor de la constante K y esta dado por la siguiente ecuación [98].

$$K = \frac{P \sigma^2}{\hat{\beta}(X' X) \hat{\beta}} \quad \text{Ec.18}$$

2.11.2. Superficie de respuesta

Metodología de Superficies de Respuesta (RSM): es un conjunto de técnicas matemáticas y estadísticas utilizadas para modelar y analizar problemas en los que una variable de interés es influenciada por otras. El objetivo es optimizar la variable de interés.

Factores:

Condiciones del proceso que influyen la variable de respuesta (cualitativos o cuantitativos).

Respuesta:

Cantidad medible cuyo factor se ve afectado al cambiar los niveles de los factores.

Función de respuesta:

Al decir que un valor de respuesta Y depende de los niveles x_1, x_2, \dots, x_k de k factores $\xi_1, \xi_2, \dots, \xi_k$ se dice que existe una función matemática de x_1, x_2, \dots, x_k cuyo valor para una combinación dada de los niveles de los factores corresponde a Y , esto es:

$$Y = f(x_1, x_2, \dots, x_k) + \varepsilon_{ij} \quad \text{Ec. 19}$$

Función de respuesta predicha:

Se puede representar con una ecuación polinomial, el éxito de una superficie de respuesta depende de que la respuesta se pueda ajustar a un polinomio de primer o segundo grado. La respuesta esperada en variables codificadas ($\mu=0, \sigma^2=\text{cte}$) está dada por:

$$E(Y) = f(x_1, x_2, \dots, x_k) = \eta \quad \text{Ec.20}$$

El polinomio de segundo grado debe ser completo.

Superficie de respuesta:

La relación $Y = f(x_1, x_2, \dots, x_k)$ entre Y y los niveles de los k factores $\xi_1, \xi_2, \dots, \xi_k$ representa una superficie. Con k factores la superficie esta en $k+1$ dimensiones. La superficie está representada por:

$$\eta = f(x_1, x_2, \dots, x_k) \quad \text{Ec.21}$$

Gráfica de contornos:

- Facilita la visualización de la forma de una superficie en tres dimensiones, las curvas de los valores iguales de respuesta se grafican en un plano donde los ejes coordenados representan los niveles de los factores.
- Cada curva representa un valor específico (de Y) de la altura de la superficie.
- Permite enfocar atención en los niveles de los factores a los cuales ocurre un cambio en la altura de la superficie.

Región experimental:

Especifica la región de valores para los niveles de los factores. Esto se puede hacer empleando los niveles actuales de operación para cada factor. Si se desea explorar el vecindario se incrementa y decrementa el valor del nivel en una cantidad determinada.

Características de las RSM:

- Si existe incertidumbre en las variables de entrada no es posible utilizar RSM.
- Si hay incertidumbre en el comportamiento de la variable de respuesta no es posible realizar un modelo matemático por lo tanto se utiliza RSM.
- Se utiliza un diseño factorial fraccionado de resolución III.
- Determina la subregión de las variables dependientes es decir donde presentan un óptimo, a través de un polinomio de grado 1 ajustado por mínimos cuadrados y el método de ascenso pronunciado.
- Si el polinomio de ajuste es cuadrático se utiliza completo debido a que:
 - (a) las interacciones son las que determinan los puntos estacionarios y
 - (b) la jerarquización del modelo.
- Se utiliza un diseño de resolución III para avanzar y un diseño central compuesto para determinar el polinomio.

Diseño Central Compuesto (DCC)

Características del DCC:

- Se utiliza para ajustar un modelo de segundo orden. Es muy eficiente.
- Consta de un factorial 2^k (o de un factorial fraccionado de resolución V) con n_F corridas, 2^k corridas axiales o estrella y n_C corridas centrales.
- El despliegue práctico de un DCC surge con frecuencia a través de la experimentación secuencial.
- Hay 2 parámetros en el diseño que deben especificarse: la distancia α de las corridas axiales al dentro del diseño y el número de puntos centrales n_C .

- Elección de estos 2 parámetros:

Rotabilidad: Es importante que el modelo de segundo orden proporcione buenas predicciones en toda la región de interés. Es decir, que el modelo tenga una varianza razonablemente consistente y estable de la respuesta predicha en los puntos de interés x .
- La varianza de la respuesta predicha en algún punto x es: $V[y(x)] = \sigma^2 x' (X'X)^{-1} x$
- La rotabilidad es una base razonable para la selección de un diseño de superficie de respuesta puesta que la finalidad de MSR es la optimización y la localización del óptimo se desconoce.
- Un DCC se hace rotable mediante la elección de α . El valor de α depende del número de puntos en la porción factorial del diseño; de hecho, $\alpha = (n_F)^{1/4}$ produce un DCC, donde n_F es el número de puntos usados en la porción factorial del diseño.
- La rotabilidad es una propiedad esférica; es decir, tiene mayor sentido como criterio de diseño cuando la región de interés es una esfera. No es importante tener rotabilidad exacta para tener un buen diseño.

Características del DCC Esférico:

- Para una región esférica de interés, la mejor elección de α desde el punto de vista de la varianza de predicción para el DCC es hacer $\alpha = \sqrt{k}$.
- Este diseño, llamado DCC esférico, coloca todos los puntos factoriales y axiales del diseño sobre la superficie de una esfera de radio \sqrt{k} .

Corridas centrales en el DCC:

- La elección de α en el DCC está dictada principalmente por la región de interés. Cuando esta región es una esfera, el diseño debe incluir corridas centrales para proporcionar una varianza razonablemente estable de la respuesta predicha. En general, se recomiendan de 3 a 5 corridas centrales.

2.11.3. Análisis canónico

El análisis canónico es un método que se sigue para reescribir una ecuación de segundo grado ajustada, de tal forma que ésta se entienda más fácilmente. Lo anterior se logra haciendo una rotación de ejes para eliminar todos los términos cruzados. A ésta simplificación la llamaremos forma canónica A.

Si se desea, esta simplificación se acompañará por un cambio de origen de coordenadas para eliminar también los términos de primer orden. A esta transformación le llamaremos forma canónica B.

Forma canónica A

Se considera que se ajustó la ecuación de segundo grado,

$$\hat{y} = b_0 + \sum_{j=1}^k b_j x_j + \sum_{i \geq j} \sum b_{ij} x_i x_j \quad \text{Ec.22}$$

la ecuación ajustada 23 expresada en forma matricial es:

$$\hat{y} = b_0 + x'b + x'Bx \quad \text{Ec.23}$$

$$x = \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ \dots \\ x_k \end{bmatrix} \quad b = \begin{bmatrix} b_1 \\ b_2 \\ \dots \\ b_k \end{bmatrix} \quad B = \begin{bmatrix} b_{11} & \frac{1}{2} b_{12} & \dots & \frac{1}{2} b_{1k} \\ \frac{1}{2} b_{21} & b_{22} & \dots & \frac{1}{2} b_{2k} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ \frac{1}{2} b_{k1} & \frac{1}{2} b_{k2} & \dots & b_{kk} \end{bmatrix}$$

Usando el hecho de que $M'M = I$, la ecuación 22 ajustada puede escribirse también como:

$$\hat{y} = b_0 + (x'M)(M'b) + (x'M)M'BM(M'x) \quad \text{Ec.24}$$

Si ahora escribimos $\theta = M'b$ $X = M'x$ $\Lambda = M'BM$

La ecuación anterior 24 se escribe como la 25:

$$\hat{y} = b_0 + X'\theta + X'\Lambda X \quad \text{Ec.25}$$

Esto se puede escribir como la Ec.26

$$\hat{y} = b_0 + \theta_1 X_1 + \dots + \theta_k X_k + \lambda_1 X_1^2 + \dots + \lambda_k X_k^2 \quad \text{Ec.26}$$

La matriz Λ es una matriz diagonal, con la entrada i -ésima en la diagonal λ_i , la expresión 26 es la llamada forma canónica A en la cual se eliminaron los términos cruzados por medio de la rotación de los ejes.

Derivando la expresión 26 respecto a X_1, \dots, X_k se encuentra que las coordenadas del punto estacionario (X_{1S}, \dots, X_{kS}) en relación a los ejes rotados se escribe como en la Ec. 27 tal que:

$$X_{iS} = \frac{-\theta_i}{2\lambda_i} \quad \text{Ec.27}$$

Los tamaños y signos de las λ_i determinan el tipo de superficie de segundo orden ajustada. Los θ_i miden la inclinación de la superficie en el origen "original" $x = 0$, en la dirección de los ejes coordenados (rotados). Los valores de los X_{iS} indican que tan alejado de los ejes canónicos está el punto estacionario S.

Sean $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_i, \dots, \lambda_k$ los valores característicos de la matriz simétrica B, y $m_1, m_2, \dots, m_i, \dots, m_k$ los correspondientes vectores característicos, esto es, por definición,

$$Bm_i = m_i \lambda_i, \quad i = 1, 2, \dots, k \quad \text{Ec.28}$$

La matriz M ($k \times k$) es una matriz ortonormal, en la cual sus columnas son los k vectores característicos estandarizados, es decir, $m_i^T m_i = 1$

Los coeficientes $\lambda_i (i = 1, 2, \dots, k)$ de la ecuación canónica son los valores propios o característicos de la matriz B y sus signos determinan el tipo de punto estacionario que se ha encontrado de acuerdo a la siguiente regla:

1. Si λ_i es positivo para toda i , es un Mínimo
2. Si λ_i es negativo para toda i , es un Máximo
3. Si hay ambos signos, es un Punto de Silla

Forma canónica B

Si se deriva respecto a x e iguala a cero la ecuación 24 y se deriva respecto a X la ecuación 26, se encuentra que las coordenadas del punto estacionario S son solución de las ecuaciones:

$$-2Bx_s = b \quad \text{Ec.29}$$

$$-2\Lambda X_s = \theta \quad \text{Ec.30}$$

y la respuesta ajustada en este punto está dada por la ecuación 31 y 32:

$$y_s = b_0 + \frac{1}{2} x'_s b \quad \text{Ec.31}$$

$$y_s = b_0 + \frac{1}{2} X'_s \theta \quad \text{Ec.32}$$

Definiendo los nuevos vectores \bar{x} y \bar{X} , donde cada entrada se define como $\bar{x}_i = x_i - x_{iS}$ y $\bar{X}_i = X_i - X_{iS}$, las coordenadas \bar{x}_i 's y \bar{X}_i 's se refieren a las coordenadas medidas desde el punto estacionario S . Si además se rotan los ejes, al final se ha cambiado el origen al punto estacionario S , y se obtiene la forma de la ecuación 33:

$$y = y_s + \lambda_1 \bar{X}_1^2 + \dots + \lambda_k \bar{X}_k^2 \quad \text{Ec.33}$$

Metodología experimental

4.

3.1. Obtención de la aleación ASTM F-75

Para la obtención de las muestras de la aleación se estableció la siguiente metodología (Figura 3.1)

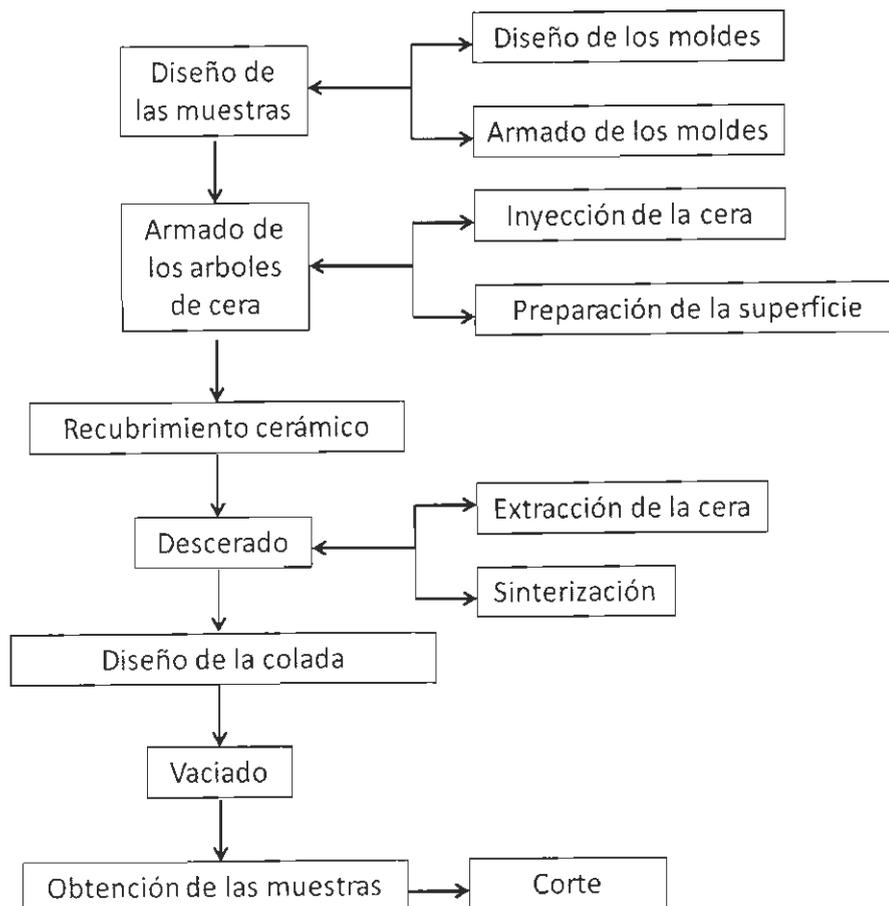


Figura 3.1. Metodología para obtener las muestras

A continuación se explicará detalladamente los pasos más importantes de esta metodología.

3.1.1. Armado de los árboles de cera

Se fabricaron piezas de cera con la geometría y dimensiones con las que se deseaban los arboles. Fabricadas las piezas de cera, se continuo con el ensamble de los árboles, en este proceso se colocan las piezas en la posición que se desea, para posteriormente fijarlas. Posteriormente, las uniones son fundidas con un cautín eléctrico y al enfriarse la zona fundida de las piezas quedan unidas, lo primero que se armó fue la copa, uniendo el poste a un vaso de poliestireno (unicel) y aplicando una capa de cera semi-fundida alrededor del vaso para dar mayor soporte al poste. Ya que la copa estaba lista se unió esto a la base, posteriormente se colocaron las placas una a una sobre la base, posteriormente se colocó entre la placa y la base una pequeña área conocida como ataque. También se colocaron unos vientos sobre las placas para facilitar el llenado al momento de la fusión en los moldes de investimento, y por último se colocaron unas uniones en las placas con la base de la copa para darle reforzamiento a los moldes, debido a que la realización de estos es muy delicada.

En el ensamblado del árbol, el siguiente paso es eliminar el desmoldeante impregnado en la superficie de las piezas de cera durante su vaciado, esto se logra sumergiendo el árbol en ácido perclórico por un segundo para posteriormente sumergirlo en agua. Después de realizado esto los árboles quedan listos para la siguiente etapa que es la aplicación del cerámico.

3.1.2. Aplicación del cerámico

En cada etapa de este proceso se aplica un cerámico líquido sobre el árbol de cera y seguido a esto se le pasa por cerámico en polvo o arena que se adhiere al cerámico líquido para de esta manera al ir secando se va formando el molde de investimento. Este procedimiento se realiza hasta obtener 6 capas.

Primero que nada se sumerge el árbol de cera en un lodo o cerámico líquido que consta de lo siguiente:

- Arena silica electro fundida (325) en una porción de 75%.
- Arena de Zirconio (200) en una porción de 25 %.
- Princote (Solución).

Inmediatamente después de sumergir el árbol en el cerámico líquido se cubre el molde con arena silica la cual se adhiere al árbol debido a la consistencia del cerámico líquido y se deja secar, este procedimiento se realiza hasta lograr un total de 6 capas. El tiempo que tarda cada capa en secar va aumentando conforme se van aplicando mas capas, las primeras dos tienen un tiempo de secado de aproximadamente 2 horas, en estas dos capas se utiliza arena silica de una finura conocida entre 50+100, la tercer capa con un tiempo de secado de aproximadamente 3 horas, la cuarta, quinta y sexta capa demoran aproximadamente 4 horas debido a que ya es mas material que debe secar apropiadamente, a partir de la tercera capa se utiliza arena silica con una finura de -30+50.

3.1.3. Descerado

En esta etapa se elimina la cera del molde, dejando el hueco con la forma de la pieza que se busca vaciar. Esto se logra calentado los moldes con vapor de agua para que la cera se funda y salga de la estructura del cerámico. En este trabajo, se realizó en un autoclave el cual está conectado a una caldera que tiene medidores de presión, los moldes se colocan boca abajo para permitir

que la cera pueda salir, antes de introducir las piezas en el autoclave es necesario precalentarlo, esto se logra teniendo primero de 6 a 7 kg en el manómetro de la caldera. Después se hacen pasar 4 kilogramos en 10 segundos hacia el autoclave, se cierra el paso del vapor de la caldera al autoclave y se mantiene el vapor de 10 a 15 minutos, una vez precalentado el autoclave se libera el vapor, se abre la puerta y se introducen los moldes, se cierra la puerta, y una vez que los moldes están dentro se hacen pasar otros 4 kilogramos en 10 segundos, se mantienen dentro del autoclave por un tiempo de 15 minutos logrando con esto que la cera salga de los moldes y teniendo así los huecos deseados.

Una vez descerados los moldes si existiera alguna fractura, estos se reparan con mortero refractario. Finalmente los moldes se sinterizan en un horno de gas a 850°C mínimo por 2 a 3 horas, esto con la finalidad de que el cerámico adquiera resistencia.

3.1.4. Vaciado

El vaciado se realizó mediante los estándares de la norma ASTM F-75 [1]. El vaciado, se realizó en un el horno de vacío ubicado en el área de manufactura en las instalaciones de la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA). El vacío en el horno se protegió con una colcha térmica y utilizando Argón como gas de protección. Las siguientes fotografías muestran algunas de las etapas durante el vaciado del material (Figuras 3.2, 3.3, 3.4 y 3.5).



Figura 3.2. Precalentamiento de los moldes cerámicos



Figura 3.3. Proceso de fundición de los elementos de aleación en el horno



Figura 3.4. Proceso de vaciado del material fundido en los moldes



Figura 3.5. Solidificación del material fundido dentro de los moldes

3.1.5. Obtención de las muestras

Después del vaciado se procedió a remover el cerámico, para posteriormente pasar al desmonte de las piezas y al corte para eliminar la capa de residuos de vaciado y solidificación.

Para el corte de las piezas obtenidas de los árboles, se utilizó el corte por chorro de agua. Se eligió esta técnica con el objetivo de desperdiciar la menor cantidad posible de material. El corte por chorro de agua es una de las variedades de la hidrodemolición, que consiste en el corte de materiales con agua a extrema presión, combinando dicha presión con la incorporación de algún material abrasivo, tales como el carborundo (Carburo de silicio), el corindón o la sílice. Esta técnica consiste en la proyección sobre el soporte a cortar de un chorro de agua a una presión de entre 2.500 y 3.000 bares, con un flujo de agua de entre 20 y 40 l.p.m.

La siguiente Figura 3.6 muestra la placa después de ser cortada por chorro de agua, junto al árbol en el cual se vació la aleación.



Figura 3.6. Placa obtenida por corte por chorro de agua y árbol de vaciado

Para la experimentación de tratamientos superficiales de refundido con rayo láser Nd:YAG se emplearon las placas sin un maquinado extra. Las dimensiones de las placas fueron de 10.5 cm x 5.5 cm x 0.7 cm (Figura 3.7).



Figura 3.7. Placas para experimentación

Para la experimentación con el equipo de láser CO_2 el material se maquina en anillos de 3.8 cm de diámetro y 0.7cm de espesor. El método de maquinado fue por chorro de agua. En las siguientes figuras (Figura 3.8 y 3.9) se observan las muestras en dos perspectivas después del maquinado.



Figura 3.8. Fotografía de los anillos después del maquinado

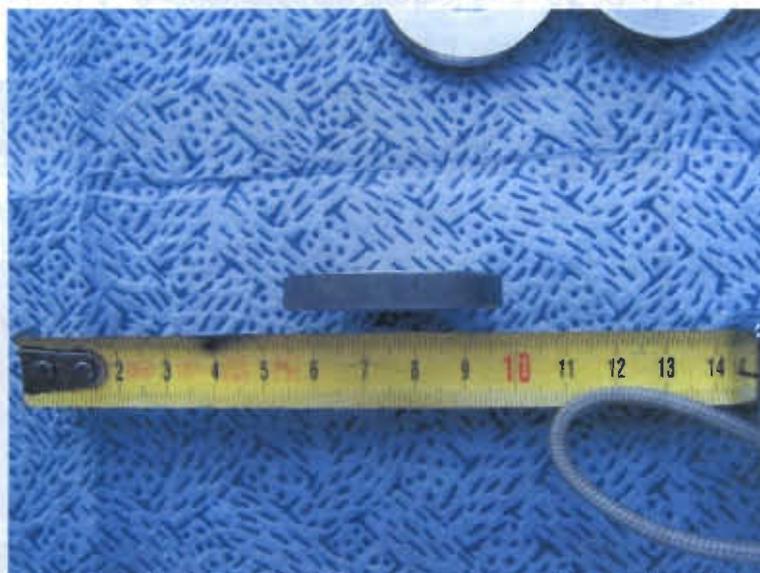


Figura 3.9. Perspectiva 2 de la muestras en forma de anillo

Para la parte experimental de la aplicación de diferentes tipos de uniones con rayo láser Nd:YAG (sección 4.1.9) el material fue maquinado en laminillas circulares de 1.5 cm de diámetro y 0.1 cm de espesor (Figura 3.10). El objetivo

de maquinado de un espesor tan pequeño fue debido a que la densidad de potencia de este equipo de láser no pude lograr mucha penetración en la unión.



Figura 3.10. Laminilla circular

3.2. Metodología experimental utilizada

Para realizar la experimentación y el desarrollo este trabajo se utilizó la siguiente metodología (Figura 3.11).

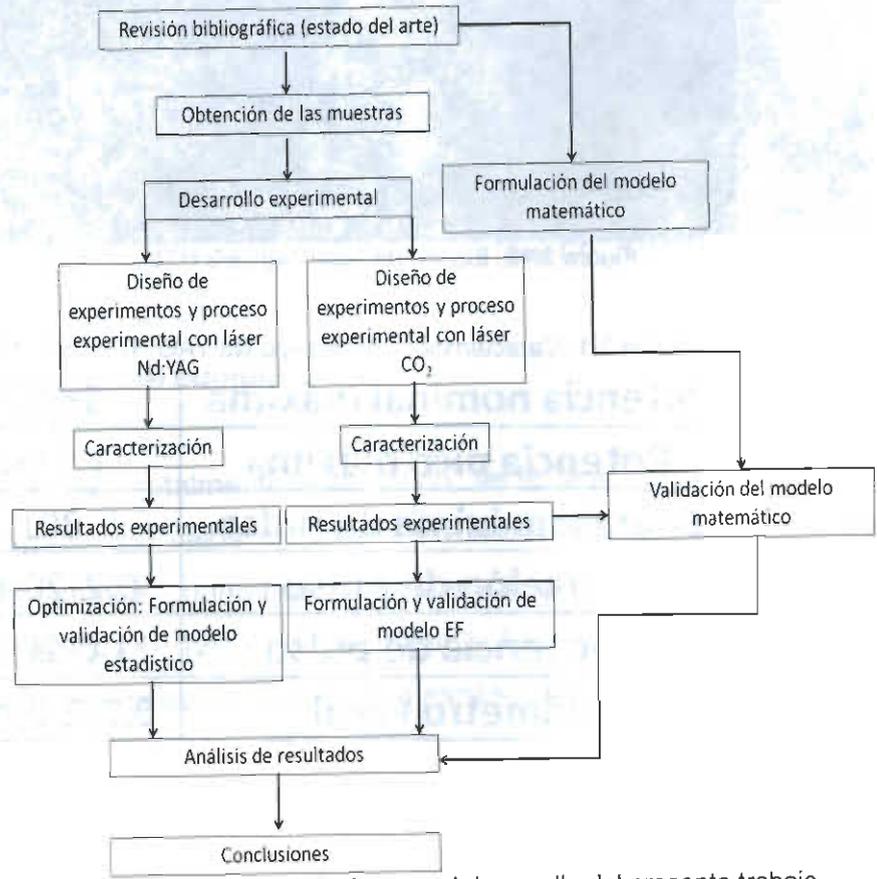


Figura 3.11. Metodología para el desarrollo del presente trabajo

3.3. Equipos de rayo láser Nd:YAG y CO₂

3.3.1. Equipo de láser Nd:YAG

Para el desarrollo de la experimentación se utilizó un equipo de láser Nd:YAG HTS LS P-160 el cual se muestra en la siguiente figura (Figura 3.12) junto con la tabla de características del mismo (Tabla 3.1).



Figura 3.12. Equipo de láser Nd:YAG HTS LS P-160

Tabla 3.1. Características del equipo Nd:YAG HTS LS P-160

Potencia nominal máxima	160w
Potencia pico máxima	7.5Kw
Energía máxima de pulso	80J
Duración de pulso	0,2-20ms
Frecuencia de pulso	1,0-20Hz
Diámetro Focal	0,2-2,0mm

3.3.2. Equipo de láser CO₂

A continuación se puede ver una fotografía (Figura 3.13) del equipo de láser CO₂ RTM, en el cual se efectuó la experimentación. Este equipo consta con un interfase con una computadora la cual tiene un software donde se programan los parámetros y el desplazamiento de una celda mediante control numérico.



Figura 3.13. Sistema de láser CO₂ RTM

Características del equipo

Es un equipo totalmente automático, tiene 6kw de capacidad de potencia, está equipado con celda cartesiana en la cual el desplazamiento se controla mediante control numérico, la cual tiene el siguiente dominio de desplazamiento: X= 1200mm, Y=700mm y Z=340mm, este equipo es adecuado para tratar materiales con láser de un espesor hasta mayor a 10mm.

3.4. Métodos estadísticos de diseño y análisis experimental

3.4.1. Diseño de experimentos Nd:YAG

El objetivo principal de este DOE, fue explorar el efecto que tienen los factores en los tratamientos superficiales de refundido con láser Nd:YAG. Los factores para el tratamiento superficial de refundido mediante láser Nd:YAG del diseño de experimentos fueron elegidos mediante una revisión bibliográfica y mediante un análisis de los resultados experimentales exploratorios. Los factores seleccionados fueron los siguientes:

- Potencia pico
- Velocidad de barrido
- Duración de pulso

Las variables de respuesta fueron las mostradas a continuación (Tabla 3.2):

Penetración de la zona tratada
Ancho de la zona tratada
Relación penetración:ancho
Calidad del tratamiento (cuantificación de defectos)

Para el diseño experimental, para el tratamiento superficial de refundido mediante láser Nd-YAG se utilizó el software MINITAB, se realizó un diseño factorial con multiniveles el cual fue un factorial triple con la siguiente configuración (Tabla 3.3):

Factores	3	Replicas	2
Corridas base	36	Total de corridas	72
Bloques base	1	Total de blocks	1

La siguiente tabla muestra los niveles de cada uno de los factores seleccionados en este diseño de experimentos (Tabla 3.4)

Tabla 3.4. Niveles de los factores DOE Nd:YAG

# de nivel	Potencia pico (watts)	Velocidad de barrido (mm.seg)	Duración de pulso (ms)
1	4875	0.1	5
2	5250	0.3	6
3	5625	0.5	7
4	6000		

Los parámetros que se mantuvieron constantes durante el desarrollo de este DOE fueron los siguientes (Tabla 3.5).

Tabla 3.5. Parámetros constantes

Factor	Valor constante
Desfocalización (mm)	Z=0 (totalmente enfocado)
Ancho del spot (mm)	0.8
Frecuencia (Hertz)	8
Gas de protección	Argón
Caudal del gas (lts.min)	1.5

Los factores variables y parámetros constantes de potencia, frecuencia y duración de pulso fueron variados y controlados mediante un display electrónico acoplado en el equipo (Figura 3.14)



Figura 3.14. Display electrónico de control

El factor variable velocidad de barrido y los parámetros constantes, distancia focal y ancho del spot fueron variados y controlados mediante un componente de desplazamiento mecánico de control que se muestra en la siguiente figura (Figura 3.15).



Figura 3.15. Componente de control, equipo láser Nd:YAG

Los resultados en las variables de respuesta (Tabla 3.2) se tomaron como criterio de evaluación para la selección de cinco tratamientos superficiales de refundido con características diferentes, los cuales fueron caracterizados con las siguientes técnicas de caracterización:

- Ensayos de dureza
- Evaluación de rugosidad
- Pruebas de desgaste Pin-On-Disk
- Cuantificación de fases en la microestructura
- Estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario (ETEDS)
- Evaluación de bioactividad *in Vitro*

3.4.2. Optimización de proceso Nd:YAG

3.4.2.1. Diseño de la superficie de respuesta

Para la optimización se partió de un análisis en los resultados obtenidos en el DOE exploratorio, se identificaron los factores y el dominio de cada uno de estos, para así tener bases para el diseño de la superficie de respuesta.

Los factores que se seleccionaron fueron los siguientes

- Velocidad de barrido
- Frecuencia
- Ancho del spot

La velocidad de barrido y la frecuencia se eligieron como factores para la optimización del gasto energía por unidad de área de tratamiento superficial. El factor ancho del spot se seleccionó para identificar la configuración de parámetros óptima para realizar un tratamiento de superficie con el equipo de láser Nd:YAG, con el máximo de ancho de zona tratada, el máximo de penetración y además que estuviera libre de defectos.

La superficie de respuesta fue realizada con 3 factores, mediante un diseño central compuesto (DCC), con un solo bloque y 6 puntos axiales.

La tabla siguiente muestra los niveles de cada uno de los factores (Tabla 3.6).

Tabla 3.6. Niveles de los factores de la superficie de respuesta

# de nivel	Ancho del spot (mm)	Velocidad de barrido (mm.seg)	Frecuencia (ms)
1 bajo	1.0208	0.7	3
2 alto	1.2682	1.5	4

Los parámetros que se mantuvieron constantes son los siguientes (Tabla 3.7):

Tabla 3.7. Parámetros constantes

Factor	Valor constante
Desfocalización (mm)	Z = 0 (totalmente enfocado)
Potencia pico (watts)	7500 (maxima del equipo)
Duración de pulso (ms)	4
Gas de protección	Argón
Caudal del gas (lts.min)	1.5

Es importante observar en la tabla anterior, que se utilizó el máximo de potencia que puede entregar el equipo (ver Tabla 3.1), esto con la finalidad de conseguir la densidad de potencia (Ec. 8) máxima y lograr los máximos de penetración y ancho de tratamiento superficial de refundido. Otro detalle importante que hay que observar es que se utilizaron 4 ms de duración de pulso, esto con el objetivo de trabajar en un rango específico de energía por pulso (Ec. 9) que se determinó derivado del DOE exploratorio.

La siguiente figura ilustra la metodología empleada en la optimización del proceso:

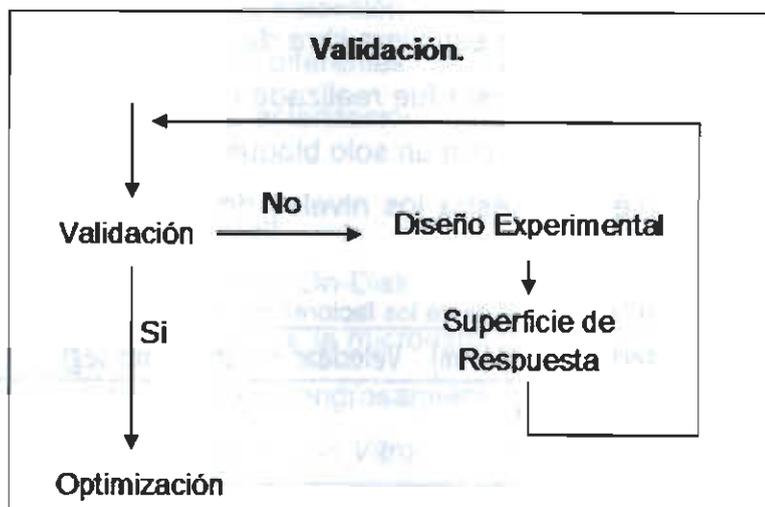


Figura 3.16. Metodología de optimización utilizada

3.4.2.2. Canónico

El canónico se utilizó con la finalidad de reescribir la ecuación de segundo grado del modelo de predicción obtenido de la superficie de respuesta, de tal forma que ésta se entienda más fácilmente. Lo anterior se logra haciendo una rotación de ejes para eliminar todos los términos cruzados.

Lo anterior se logró aplicando un programa en MATLAB (anexo 1) el cual realiza todos los pasos de análisis canónico partiendo de la ecuación de segundo orden obtenida de la superficie de respuesta.

3.4.3. Diseño de experimentos CO₂

El objetivo principal de este DOE fue analizar el efecto que tienen los factores en los tratamientos superficiales de refundido con láser CO₂. Los factores para el tratamiento superficial de refundido mediante láser CO₂ del diseño de experimentos fueron elegidos mediante una revisión bibliográfica. Estos factores fueron la potencia y el flujo del gas de protección, las variables de respuesta fueron las mismas que en láser Nd:YAG (ver tabla 3.2).

El diseño experimental para el tratamiento superficial de refundido mediante láser CO₂ fue realizado con el software MINITAB, se realizó un diseño factorial con multiniveles el cual fue un factorial doble con la siguiente configuración (Tabla 3.8):

Tabla 3.8. Configuración DOE con láser CO₂

Factores	2	Replicas	1
Corridas base	8	Total de corridas	8
Eloques base	1	Total de blocks	1

Los factores tuvieron los siguientes niveles (Tabla 3.9).

Tabla 3.9. Niveles de los factores en el DOE con láser CO₂

# de nivel	Potencia nominal (watts)	Caudal del gas (Lts.min)
1	1000	6
2	1500	8
3	2000	
4	2500	

El factor de potencia nominal se eligió esperando observar el comportamiento de los tratamientos superficiales de refundido, en 2 distintos modos de fusión del material (conductor y de penetración completa). Más adelante se entrará más en detalle.

3.3 Preparación de las muestras

Antes de la experimentación de procesamiento de materiales con rayo láser Nd:YAG y CO₂ las muestras fueron pulidas con un papel de lija de grano de carburo de silicio de 1200 para obtener una superficie de rugosidad constante para todas las muestras, después fueron limpiadas con acetona.

Para la preparación de las muestras para análisis y caracterización, se siguieron los pasos de preparación de muestras metalográficas de acuerdo a la norma ASTM E 3 [99].

Corte de las muestras

El corte de las muestras se realizó con una cortadora Discotom-6 de la marca STRUERS (Figura 3.17), y se utilizaron discos de carburo de silicio.



Figura 3.17. Cortadora Discom-6

Se realizaron cortes transversales y longitudinales para el análisis y caracterización de las muestras.

Montaje de las muestras

Las muestras se montaron en baquelita empleando una montadora automática Prontopress-10 de la marca STRUERS (Figura 3.18), esta montadora realiza todos los pasos automáticamente, precalentamiento, eleva la presión en la cámara, posteriormente realiza un calentamiento y finalmente un enfriamiento del equipo con agua, todos los parámetros se programan en el equipo. El proceso se lleva a cabo en 8 minutos o 7 minutos.



Figura 3.18. Montadora Prontopress-10

Desbaste y pulido

El desbaste de las piezas se realizó en equipos desbastadores semiautomáticos de la marca KNUTH (Figura 3.19), con lijas desde la 120 hasta la 600, pasando por las 120, 240, 360 y 600, a continuación se realizó el pulido de las piezas en paño agregando polvo de alúmina de 1 micra y posteriormente con 0.3 y 0.05 micras (Figura 3.20).



Figura 3.19. Equipos desbastadores KNUTH



Figura 3.20. Equipos de pulido

3.5.4. Ataque electrolítico

Para la determinación del reactivo y el proceso de ataque químico de las muestras se empleó la norma ASTM E 407 [100]. Las muestras preparadas acabado tipo espejo fueron atacadas electrolíticamente. El ataque se llevó a

cabo aplicando un voltaje de 4 V durante 10 s, como electrolito se utilizó una solución de 5 ml. de ácido clorhídrico y 10gr de cloruro férrico diluidos en 100 ml de agua destilada.

3.4 Métodos de caracterización

3.6.1. Estereoscopia óptica

El estereoscopio se utilizó en la caracterización de las probetas ya que con la estereoscopia óptica se puede recoger información visual tridimensional o crear la ilusión de profundidad en una imagen y por lo tanto facilitar la revisión de algunas de las muestras analizadas.

Los estereoscopios que se utilizaron fueron un OLYMPUS, SZX10 acoplado a una cámara INFINITY 2 el cual tiene una magnificación de 8 hasta 63 magnificaciones (Figura 3.21), y un estereoscopio portátil Dino-Lite Pro el cual cuenta con una magnificación desde 15 hasta 230 magnificaciones (Figura 3.22).



Figura 3.21. Estereoscopio OLYMPUS, SZX10



Figura 3.22. Estereoscopio Dino-Lite Pro

Los estereoscopios fueron muy útiles para dimensionar geometrías macroestructurales durante el análisis de las muestras.

3.6.2. Microscopía óptica

La caracterización por microscopía óptica (MO) se realizó utilizando un microscopio óptico modelo Olympus BX60M (Figura 3.23), acoplado a un software analizador de imágenes Image Pro Plus, a través de una cámara de video digital.



Figura 3.23. Microscopio óptico Olympus BX60M

Con el microscopio óptico BX60M se pueden obtener fotografías con magnificación desde 100x hasta 1000x, este microscopio es muy útil para la detección de defectos en la zona transversal en los materiales tratados por láser.

3.6.2.1. Cuantificación de fases

La cuantificación de fases se realizó en imágenes dentro de un rango de magnificación desde 4000 hasta 10000 las cuales fueron obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (Figura 3.24) y analizadas con un subprograma del software de análisis de imágenes Image Pro Plus. Los análisis fueron en imágenes de la zona fundida en los tratamientos de superficie de refundido con los láseres Nd:YAG y CO₂, con el objetivo de cuantificar las fases presentes originadas por la solidificación rápida.

El subprograma del software cuenta con una herramienta que diferencia las tonalidades de la fotografía que se desea analizar. En el caso de que la fotografía contenga 2 fases (como se dio el caso en este trabajo), la herramienta resalta con un color específico la fase que presenta mayor porcentaje en la imagen (Figura 3.25). El proceso de cuantificación de fases es sencillo, solamente se debe calibrar manualmente la herramienta de cuantificación y el subprograma calcula el área de cada una de las fases (Figura 3.26).

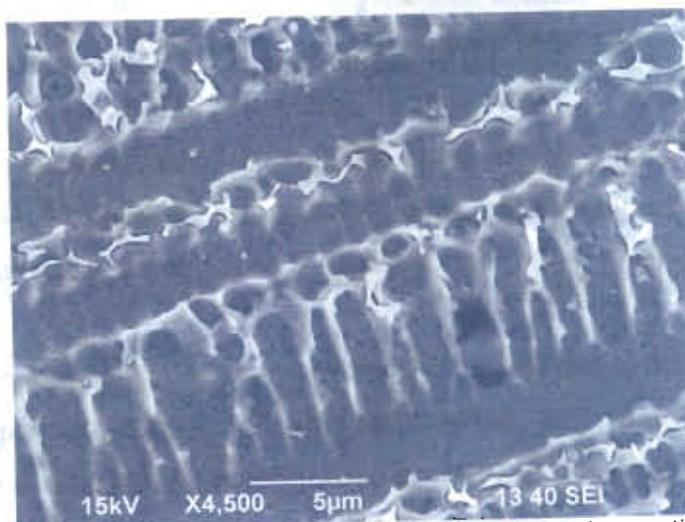


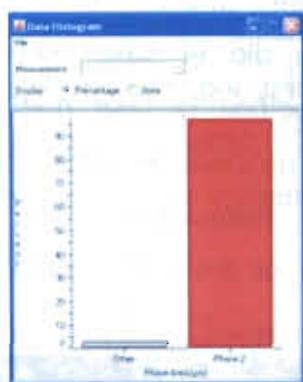
Figura 3.24. Imagen de MEB que se analizó con el subprograma de cuantificación de fases.



Figura 3.25. Imagen después de la calibración de la herramienta de cuantificación de fases

A

B



Phase Area	Area (µm²)	Percentage
Other	497256.13	3.0043236
Phase 2	18050790	96.9956764

Figura 3.26. Salida del subprograma A) Grafico de %de fases presentes B) Tabla de cuantificación de fases

En el análisis de la imagen anterior los resultados de cuantificación de fases fueron de 96.996 de fase primaria (en este caso Co- α) y 3.004 de fase secundaria.

3.6.3. Microscopia electrónica de barrido

El microscopio electrónico de barrido utilizado fue el JEOL, JSM-6490LV (Figura 3.27), y como parámetro de electrones secundarios retrodispersados se utilizaron 15Kv. Para el Análisis de Energía Dispersa de Rayos X (EDX) el microscopio contaba con el software INCA.



Figura 3.27. Microscopio electrónico de barrido

Las imágenes para la cuantificación de fases fueron tomadas en la parte superior, centro e inferior de las muestras de tratamientos superficiales de refundido con láseres Nd:YAG y CO₂, en un rango de 4000 a 1000 magnificaciones. Se utilizó una gran magnificación debido a que la microsegregación de la fase secundaria ocurría en los brazos dendríticos secundarios y por la rápida solidificación característica del procesamiento de materiales por láser, estos eran muy pequeños, por lo que a mayores magnificaciones los resultados tienen más exactitud.

3.6.3.1. Espaciamiento dendrítico secundario

Las mediciones del EDS se realizaron en un software analizador (Figura 3.25) de imágenes del estereoscopio OLYMPUS, SZX10 (Figura 3.21). Las mediciones se efectuaron en micrografías de MEB en un rango de 4000 a 7000 aumentos ópticos dependiendo de la zona y de la muestra, se consideraron 10

mediciones de espaciamiento de brazos secundarios para obtener una media de EDS. Las mediciones de EDS se realizaron en diferentes niveles de profundidad: a 50 micras, $Z_0 / 2$ y a $Z_0 - 50\mu\text{m}$, donde Z_0 es la máxima profundidad de la penetración.

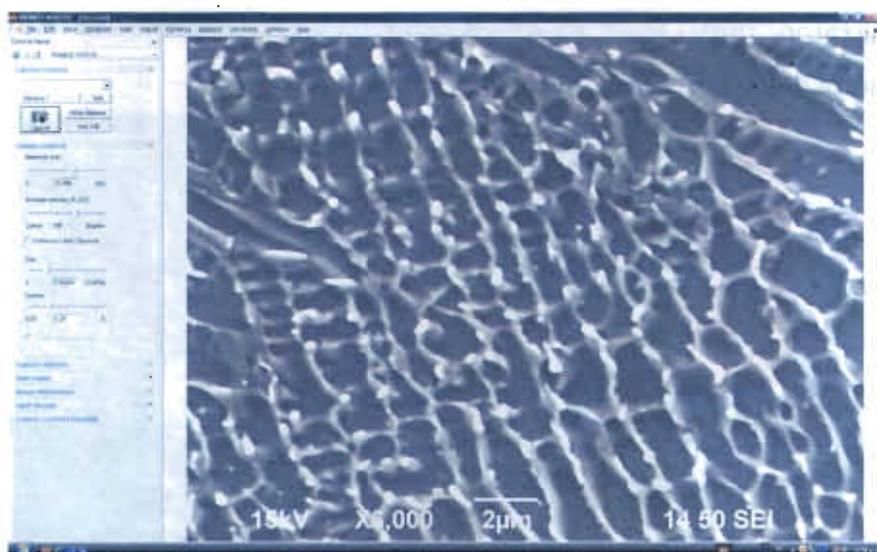


Figura 3.28. Software analizador de imágenes del estereoscopio OLYMPUS, SZX10

En la Figura 3.29 se muestra un esquema de medición del EDS.

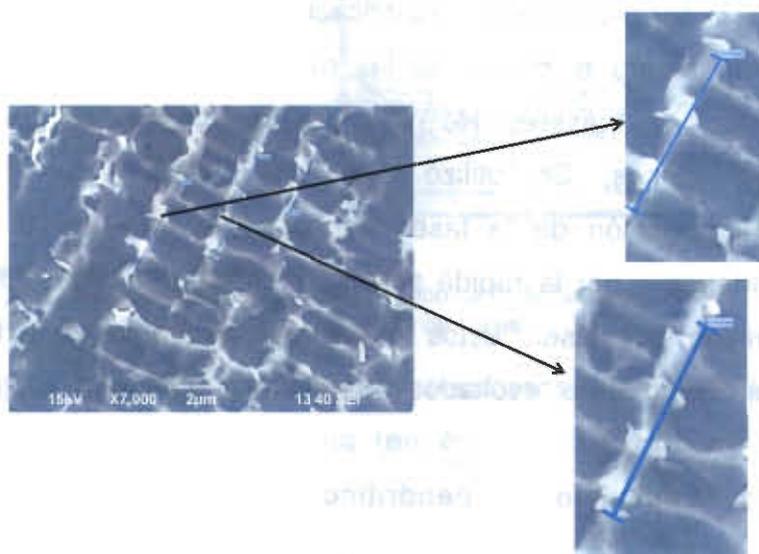


Figura 3.29. Esquema de proceso de medición de EDS

3.6.3.2. Estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario

La medición del EDS se efectuó en las muestras con tratamiento de refundido con los láseres Nd:YAG y CO₂ con el objetivo de estimar el tiempo de engrosamiento dendrítico secundario (TEDS) mediante la siguiente ecuación [101].

$$T = n \sqrt{\frac{\lambda_2}{K}} \quad \text{Ec.35}$$

donde T es el TEDS, λ_2 es el espaciamiento dendrítico secundario, n es aproximadamente 1/3 para los brazos dendríticos secundarios y K es una constante del material [101], en este caso la aleación ASTM F-75. De un estudio de solidificación dirigida [102] se determinó que la constante para la aleación ASTM F-75 K es 32.61 $\mu\text{m/s}^{-1}$ y la n es 0.28. Por lo que se utilizaron esos valores para la estimación del TEDS.

3.6.5. Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza se realizaron en un microdurometro marca Future-Tech modelo FM7, las mediciones de dureza se hicieron en Vickers y en Rowell C. El microdurometro tiene un indentador de punta de diamante. En la Figura 3.30 se ilustra el microdurometro utilizado para medir las durezas de las muestras.

Los perfiles de dureza en las muestras se realizaron conforme a la norma ASTM E18 [103].



Figura 3.30. Microdurometro marca Future-Tech modelo FM7

3.6.6. Evaluación de rugosidad

La prueba de evaluación de rugosidad en las probetas con tratamiento de superficie de refundido con láser Nd:YAG fue realizada con un rugosímetro Surfcom 1500SD2 de Linear technology marca ACCRETECH (Figura 3.31).



Figura 3.28. Rugosímetro Surfcom 1500SD2

Uno de los parámetros importantes en el desgaste tribológico es la rugosidad, es por eso que antes de que las probetas fueran sometidas a la prueba de desgaste Pin-On-Disc, se evaluó la rugosidad superficial en cada una de ellas. Las probetas antes de ser sujetas a la evaluación de rugosidad pasaron por los siguientes pasos de procesamiento:

1. Fueron tratadas superficialmente con láser Nd:YAG con diferentes características de procesamiento. Más adelante se detallara las características de cada una de ellas.
2. Se desbastaron y pulieron a acabado espejo. Esto con la finalidad de buscar homogenizar la superficie y obtener la misma rugosidad en todas las probetas.

Los parámetros en la prueba de rugosidad fueron los que muestra la siguiente tabla (Tabla 3.10)

Tabla 3.10. Parámetros de la prueba de rugosidad

Parámetro	Valor
Distancia (mm)	1
Longitud de onda de corte (mm)	0.8
Velocidad (mm.seg)	0.25

3.6.7. Pruebas de desgaste Pin-On-Disc

Las pruebas de desgaste se realizaron con un equipo de Pin-On-Disc Danfuss marca Cycleto de Danfuss electronic-drives (Figura 3.29).



Figura 3.29. Equipo Pin-On-Disk Danfuss

En este equipo el rango de velocidad va desde 0 a 100 RPM, además se puede controlar los parámetros de la carga o fuerza normal, el tiempo de la prueba y la distancia del pin al origen (radio de la huella). Los parámetros seleccionados para las pruebas de desgaste fueron los siguientes (Tabla 3.11).

Tabla 3.11. Parámetros usados en las pruebas de desgaste Pin-On-Disk

Parametro	Valor
Tiempo de la prueba (min)	40
Distancia al origen (mm)	0.5
Velocidad (min^{-1})	80
La carga o fuerza normal (N)	61

Para usos prácticos es conveniente calcular la distancia recorrida en la prueba y la velocidad en unidades métricas con respecto al tiempo.

La distancia recorrida está dada por la siguiente ecuación

$$D = T * P * V_{RPM} \quad \text{Ec.36}$$

donde D es la distancia recorrida en la prueba (cm), T es el tiempo de duración de la prueba, V_{RPM} es la velocidad en revoluciones por minuto y P (cm) es el perímetro de la huella y esta dado por

$$P = 2\pi d_0 \quad \text{Ec.37}$$

donde d_0 es la distancia del pin al origen o radio de la huella.

La velocidad V (cm/min) (en unidades métricas con respecto al tiempo) está dada por la siguiente ecuación

$$V = V_{RPM} * P \quad \text{Ec.38}$$

Para las pruebas de desgaste se prepararon muestras de forma circular de 3.9167 cm de diámetro y 0.7 cm de espesor (el sistema de sujeción mecánico requería estas dimensiones), estas muestras antes de ser sometidas a la prueba de desgaste Pin-On-Disk pasaron por los siguientes pasos de preparación y análisis:

1. Con excepción de la referencia todas las muestras fueron tratadas superficialmente mediante refundido láser Nd:YAG, cada muestra con diferentes condiciones de procesamiento.
2. Se desbastaron y pulieron a acabado espejo, buscando rugosidad constante en todas las muestras.
3. Se evaluó la rugosidad superficial en cada una de ellas.

En el equipo utilizado para las pruebas, el brazo que sostiene al pin estaba apoyado lateralmente en un sensor piezoeléctrico constituido por cristales, los cuales al recibir presión por la fuerza tangencial o fuerza de fricción, cambian de forma geométrica y por el fenómeno de piezoelectricidad adquieren una polarización eléctrica en su masa, apareciendo una diferencia de potencial y cargas eléctricas en su superficie. El sensor envía los cambios de diferencia de potencial a una Interfase LABVIEW, ésta interfase está conectada a una computadora que cuenta con un software de LABVIEW, que por medio de subrutinas se encarga de transformar de manera proporcional la señal de diferencia de potencial proveniente de la interfase, en una señal de fuerza de fricción. El programa también tiene una subrutina para calcular el coeficiente de fricción (Ec.13) y además tiene subrutinas para graficar en tiempo real, las variaciones en el coeficiente de fricción y la fuerza de fricción. Por lo que esta interfase es muy útil para un monitoreo completo del proceso de prueba de desgaste.

La siguiente figura (Figura 3.30) ilustra la pantalla del software de LABVIEW de national instruments.

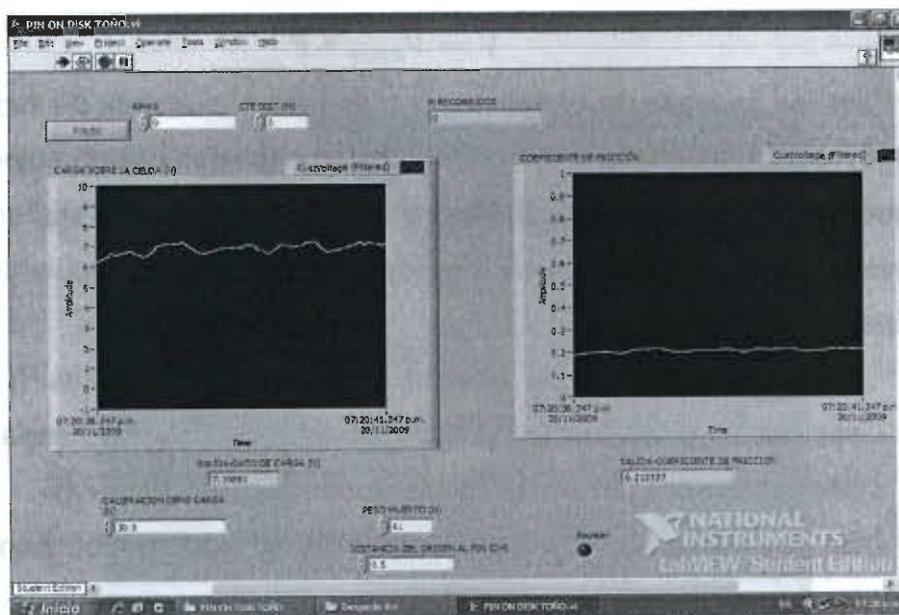


Figura 3.30. Pantalla del software de LABVIEW de national instruments

En la figura anterior del lado izquierdo esta la gráfica en tiempo real de la fuerza de fricción y del lado derecho la del coeficiente de fricción.

Para el desarrollo de este proyecto de investigación, se utilizaron estas herramientas, pero además se estuvo midiendo manualmente la fuerza de fricción para compararla con los resultados del software.

3.6.8. Evaluación de bioactividad

El estudio de bioactividad fue realizado *In Vitro*, haciendo uso de una solución fisiológica simulada (SBF). Para el estudio de bioactividad se emplearon 5 muestras tratadas superficialmente con refundido láser Nd:YAG y una referencia sin tratamiento.

Preparación de solución fisiológica de composición iónica similar a la del plasma humano (SBF)

Se añadieron 3.999 g de NaCl (Aldrich Chemical Co., USA) a 350 ml de agua desionizada a 37°C con agitación constante hasta que se disolvió y después se adicionaron 0.175 g de NaHCO₃ (Productos Químicos Monterrey

S.A. de C.V.) hasta su disolución. Posteriormente se agregaron 0.112 g de KCl (Marca Fluka Chemica, USA) seguido de disolver 0.114 g de $K_2HPO_4 \cdot 3H_2O$ (Aldrich Chemical Co., USA). Disueltas las sales se agregaron 17.5 ml de HCl 1 N (Aldrich Chemical Co., USA) valorado (pH= 2.31). A continuación se adicionaron 0.184 g de $CaCl_2 \cdot H_2O$ (Aldrich Chemical Co., USA) hasta que se disolvió; luego se agregaron 0.0355 g de Na_2SO_4 (Aldrich Chemical Co., USA) hasta disolverse. Posteriormente se añade el TRIS (tris-hidroximetilaminometano, Aldrich Chemical Co., USA) hasta disolverse (pH= 8.20). La solución se afora hasta 500 ml con agua desionizada y se ajusta el pH a 7.4.

Procedimiento de adsorción-crecimiento de apatita en las aleaciones

Se colocaron las piezas de dimensiones de superficie de 1.3 cm^2 y de 0.7 cm de espesor, en un volumen de 50 ml de SBF cada una, de tal manera que la cara a analizar (superficie con acabado tipo espejo) estuviese hacia arriba (Figura 3.31) y cubierta totalmente por la solución. Se empleó una incubadora Incubating Mini Shaker marca VWR (Figura 3.32) con la que se llevó a agitación (100 rpm) y temperatura de $37 \text{ }^\circ\text{C}$ constante. Las muestras se mantuvieron en solución fisiológica por 15 días.

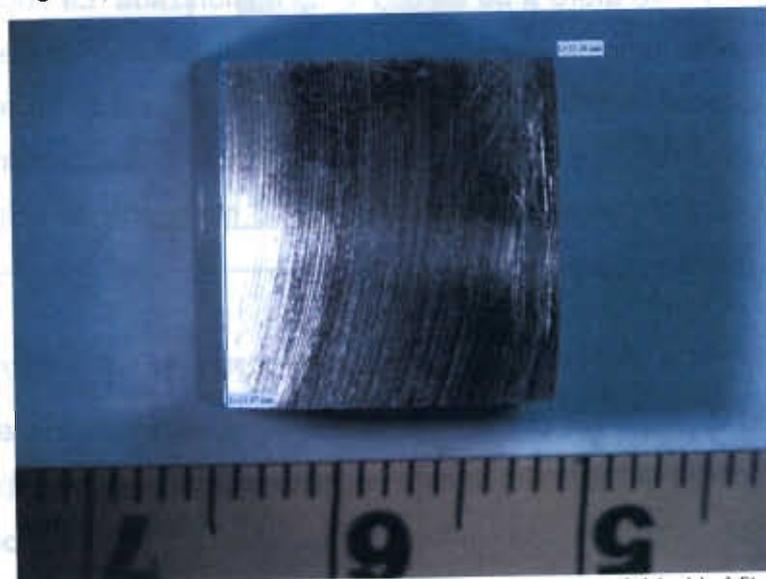


Figura 3.31. Muestras sujetas a evaluación de bioactividad in Vitro



Figura 3.32. Incubadora Incubating Mini Shaker

Procedimiento de la determinación de Calcio con EDTA 0.01 M

De los experimentos de bioactividad, se recolectaron las soluciones SBF y de cada una de estas se tomó una alícuota de 5 ml o 10 ml de la muestra problema y se aforó a 50 ml con agua desionizada. La solución se deposita en un vaso de precipitados. Se agregó 1 ml de solución buffer (pH=10) y 3 gotas de indicador Negro de eriocromo. Después se colocó un agitador magnético y se llevó a cabo la agitación magnética. La solución inicialmente rosa se tornó azul una vez que se adicionó la cantidad necesaria de solución de EDTA 0.01 M, la cual se agregó desde una bureta.

Preparación de probetas para la técnica de caracterización de FT-IR, MEB y MO

Una vez llevado el proceso de bioactividad, se realizó la caracterización mediante espectroscopia de FT-IR por ATR, MEB y MO, la cual consistió en tomar las muestras sin ninguna preparación adicional.

3.7 Modelo matemático para estimar ancho y penetración

3.7.1 Aproximación analítica

El modelo partió de la suposición que el tratamiento superficial de refundido tendría la forma geométrica de un tratamiento superficial láser continuo de modo de fusión de penetración completa o keyhole (Figura 3.33).

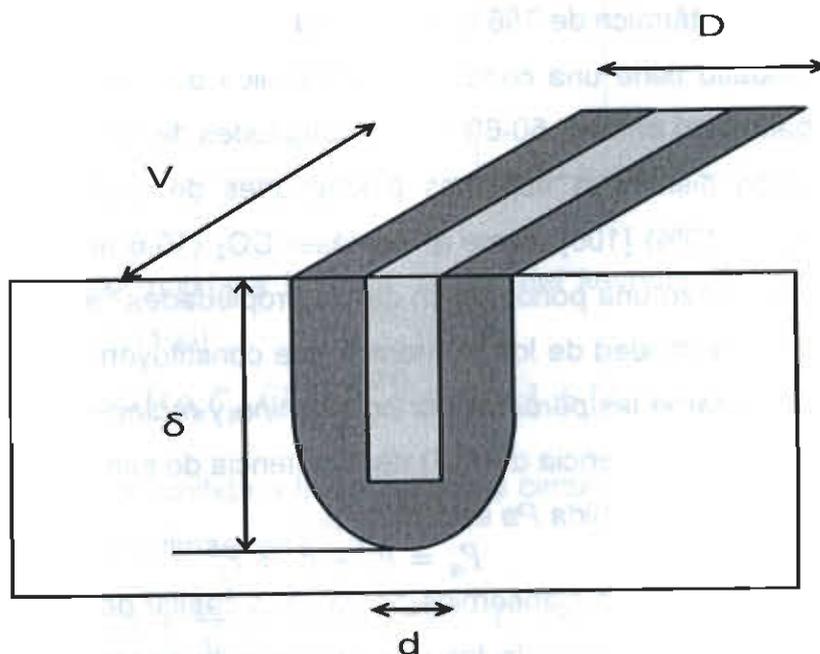


Figura 3.33. Forma geométrica simple de un tratamiento superficial

En la figura anterior V es la velocidad de barrido del láser, D es el ancho de la zona tratada (zona fundida), d es el ancho del plasma láser (se considero como el ancho del spot) y δ es la penetración física del plasma del láser.

El balance de energía en el material base expuesto al rayo láser incidente P esta dado por:

$$P = P_a + (P_{\text{perdida por conveccion}} + P_{\text{perdida por radiacion}}) \quad \text{Ec. 39}$$

donde P_a es la potencia absorbida, $P_{\text{perdida por convección}}$ y $P_{\text{perdida por radiación}}$ son las pérdidas por convección y radiación en el procesamiento de refundido láser, se ha encontrado en la literatura [14-104-105) estudios y simulaciones sobre la relación de energía absorbida y la cantidad de energía perdida en el procesamiento de materiales por láser continuo en modo de fusión de penetración completa o keyhole. Kamel Abderrazak y colaboradores [104] emplearon el software 3D comercial FLUENT para estimar las pérdidas de potencia en la soldabilidad de magnesio, el software estimó aproximadamente un 20% de pérdidas de potencia por conducción y radiación. Dhahri M y colaboradores [105] obtuvieron montos de pérdida de energía cercanos al 20%, la estimación se realizó con el análisis en los resultados experimentales en la unión láser de una aleación base magnesio. El Magnesio tiene un conductividad térmica de 156 W/m.K y una reflectividad del 74%.

El Cobalto tiene una conductividad térmica de 100W/m.K. La reflectividad del Cobalto está entre el 50-60% para longitudes de onda mayores a 2.2 μm , la reflectividad disminuye aun mas a longitudes de onda menores (a 0.2 μm disminuye a 10%) [106], como la del láser CO_2 (10.6 μm). Por lo que en este trabajo se realizó una ponderación de las propiedades físicas, de conductividad térmica y reflectividad de los elementos que constituyen a la aleación ASTM F-75 y se estimaron las perdidas por conducción y radiación en un 10% (fracción de de pérdida de potencia $\alpha = 0.1$) de la potencia de suministro.

La potencia absorbida P_a está dada por:

$$P_a = P_g + P_l + P_s \quad \text{Ec.40}$$

donde P_g es la potencia absorbida por la zona capilar del plasma keyhole, P_l es la potencia absorbida por la fase del tratamiento superficial en estado líquido que rodea a la cavidad de keyhole y P_s es la potencia absorbida por el sólido que rodea a la fase liquida.

La siguiente tabla (Tabla 3.12) muestra la nomenclatura de la simbología utilizada en la modelación matemática.

Tabla 3.12 Nomenclatura de los símbolos utilizados

Índices		Símbolos griegos	
s	Sólido	a_s	Coefficiente de difusión (m ² /seg)
l	Líquido	C_{ps}	Calor específico del sólido a presión constante (J/Kg.K)
g	Gas	C_{pl}	Calor específico del líquido a presión constante (J/Kg.K)
v	Vapor	C_{pg}	Calor específico del gas a presión constante (J/Kg.K)
λ_s	Conductividad térmica en el sólido (W/mK)	H_f	Calor latente de fusión (J/Kg)
λ_l	Conductividad térmica en el líquido (W/mK)	H_v	Calor latente de ebullición (J/Kg)
ρ_s	Densidad en el sólido (Kg/m ³)	T_0	Temperatura inicial (K)
ρ_l	Densidad en el líquido (Kg/m ³)	T_f	Temperatura de fusión (K)
ρ_g	Densidad en el gas (Kg/m ³)	T_v	Temperatura de ebullición (K)

La potencia transmitida a la zona capilar del keyhole P_g está dada por la siguiente ecuación [105]:

$$P_g = V d \delta [(\rho_s C_{ps} (T_f - T_0) + H_f \rho_s) + [\rho_l C_{pl} (T_v - T_f)]] \quad \text{Ec.41}$$

La potencia transmitida a la zona líquida circundante de la zona capilar del keyhole se puede estimar con [105]:

$$P_l = V \left[(D - d) \delta + \frac{\pi D^2}{8} \right] * [\rho_s C_{ps} (T_f - T_0) + H_f \rho_s + \rho_l C_{pl} \frac{T_v - T_f}{2}] \quad \text{Ec.42}$$

La potencia evacuada en el material base por conducción se evaluó suponiendo que la temperatura del ancho de la zona fundida D , era igual a la temperatura de fusión del material ASTM F-75 (1753.15° K). La potencia se puede calcular de la siguiente manera:

$$P_s = \frac{2\pi\lambda_s T_v \delta}{\text{Ln}\left(\frac{8a_s}{1.78Vd}\right)} \quad \text{Ec.43}$$

Por lo tanto la ecuación del modelo matemático partiendo de la ecuación 40, para estimar la potencia a partir de la velocidad, ancho del spot láser y algunas propiedades físicas de la aleación ASTM F-75 es la siguiente:

$$P = \frac{1}{1-\alpha} \left[[Vd\delta[(\rho_s C_{ps}(T_f - T_0) + H_f \rho_s)] + [\rho_l C_{pl}(T_v - T_f)]] + \left[V \left[(D - d)\delta + \frac{\pi D^2}{8} \right] * \left[\rho_s C_{ps}(T_f - T_0) + H_f \rho_s + \rho_l C_{pl} \frac{T_v - T_f}{2} \right] \right] + \left[\frac{2\pi\lambda_s T_v \delta}{\text{Ln}\left(\frac{8a_s}{1.78Vd}\right)} \right] \right] \quad \text{Ec.44}$$

De acuerdo a Davis M. y colaboradores [107], el ancho de la zona tratada superficialmente D puede ser calculado por la siguiente ecuación.

$$D = \frac{8a_s}{V} * \exp \left[\frac{\left\{ \lambda_s(T_f - T_0) \text{Ln}\left(\frac{dV}{8a_s}\right) - 0.5772\lambda_l(T_v - T_f) \right\}}{\left\{ \lambda_s(T_f - T_0) + \lambda_l(T_v - T_f) \right\}} \right] \quad \text{Ec.45}$$

La aplicación de estas ecuaciones es muy útil ya que se puede diseñar un tratamiento superficial con ciertas dimensiones de penetración (δ) y ancho (D) y estimar la potencia, velocidad de barrido y ancho del spot necesarios para lograr esas dimensiones.

3.8. Simulación por el método de elementos finitos

Para la comprensión de los fenómenos de transferencia de temperatura en un tratamiento superficial mediante láser continuo CO₂ se realizó una simulación en dos dimensiones utilizando el método de análisis por elementos finitos, enfocándose en el experimento número 4, en el cual se espera que la densidad de potencia utilizada corresponda ($12.732 \times 10^3 \text{ Watts/mm}^2$) al modo de fusión de penetración completa o "keyhole" [14-42-45-78-109]. Se simuló el perfil de temperaturas en estado estacionario en la parte transversal de la zona tratada con el láser, para esto se utilizó la ecuación diferencial de calor que es la siguiente:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial T_1^2}{\partial x^2} + \frac{\partial T_2^2}{\partial y^2} \right) + \Delta H \quad \text{en } \Omega \quad \text{Eq. 46}$$

donde: $\alpha = \frac{K}{\rho C} = \text{Difusividad termica}$

K = Conductividad térmica

C = Calor específico

P = Densidad

Ω = El dominio del metal fundido, sólido y vapor

T₁ = Temperatura en la frontera entre la zona fundida y el sólido

T₂ = Temperatura en la frontera del "keyhole"

Es muy poca la información en la literatura con respecto a las propiedades térmicas y físicas (K, C y P) de la aleación base Cobalto ASTM F-75, por lo que estas fueron aproximadas tomando en cuenta los elementos presentes en la composición química. En la siguiente figura (Figura 3.34) muestra un esquema representativo de la ubicación de las 2 fronteras que se tomaron en cuenta en el dominio de la simulación.

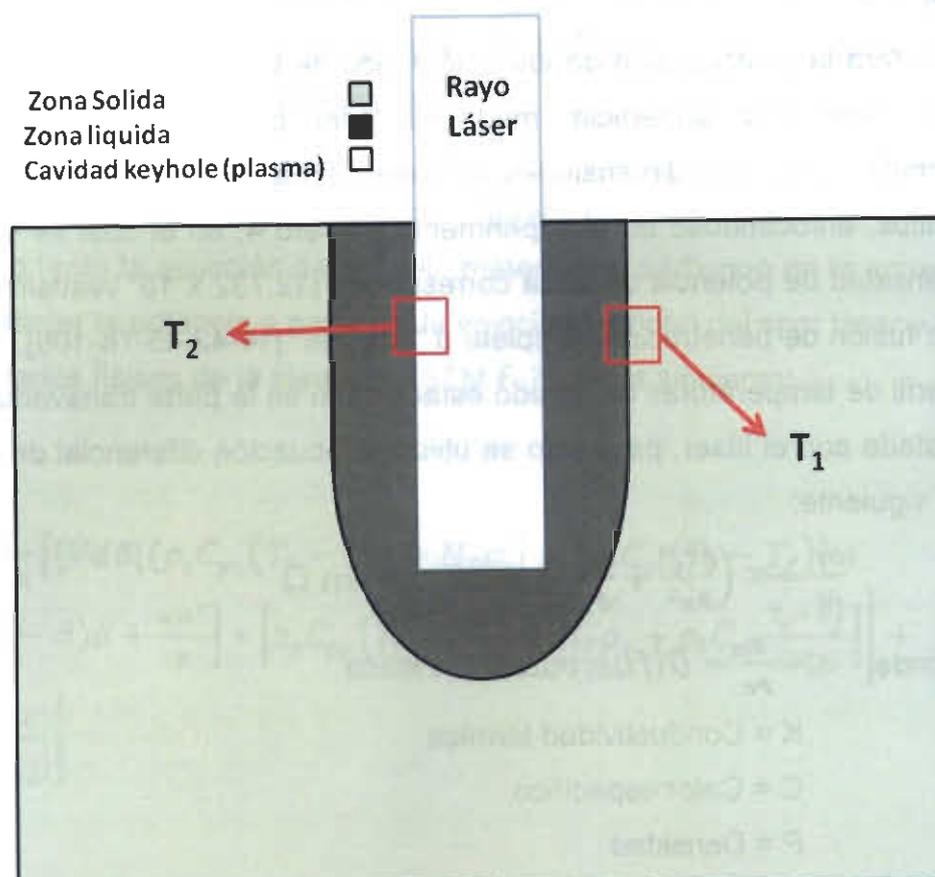


Figura 3.34. Ubicación de las fronteras dentro del dominio de la simulación

Las condiciones iniciales en la simulación fueron en $T(0, \Omega) = 25 \text{ }^\circ\text{C}$, que es aproximadamente la temperatura ambiente y de la pieza, $T(0, T_1) = 1480 \text{ }^\circ\text{C}$, que es la temperatura aproximada de fusión de esta aleación [7-111], y $T(0, T_2) = 12726 \text{ }^\circ\text{C}$ que es la temperatura del plasma [104-110].

3.8.1. Hipótesis y consideraciones durante la simulación

El modelo propuesto en el presente estudio presentó resultados de un balance de calor en la parte transversal en las inmediaciones de la zona tratada superficialmente con láser continuo CO_2 , esta área se divide en 3 zonas que son la capilaridad (zona de plasma), la líquida (zona de fusión) y la sólida (ver Figura 3.35).

En los procesos de soldadura y tratamiento con una fuente láser existen 3 diferentes fenómenos de transferencia de calor presentes que son,

conducción, convección y radiación (Figura 3.35). En este modelo de simulación las pérdidas de calor de entrada que se deben a los fenómenos de convección y radiación, fueron consideradas para una mejor caracterización del proceso.

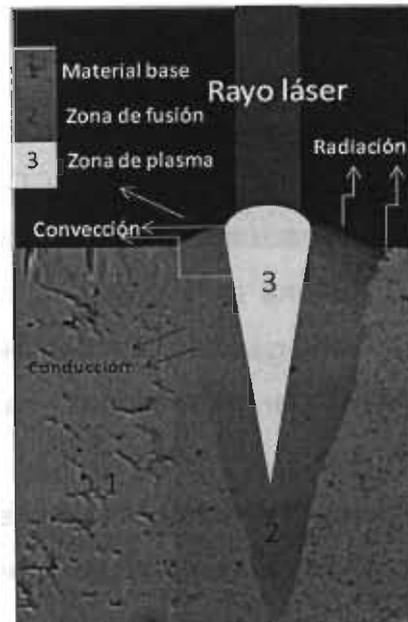


Figura 3.35. Fenómenos de transferencia de calor

Para las densidades de potencia de más de 10^4 Watts/mm² que son las que ocasionan el modo de fusión de penetración completa o "keyhole", el calor generado en el material no puede ser evacuado por conducción solamente, por lo que parte de la energía crea un balance hidrostático entre la presión dentro de la cavidad del keyhole y la presión que ejerce el líquido en la zona de fusión. En esta simulación la zona capilar del keyhole (también llamada zona de plasma) que estuvo presente en el proceso de tratamiento superficial fue considerada con forma cilíndrica, como se ha considerado en diversos trabajos de simulación de este tipo de procesos encontrados en la literatura [104-110]. La geometría de la zona de fusión (zona líquida) fue considerada como la mitad de un elipsoide ya que para la validación de esta simulación se utilizó un rayo láser continuo CO₂ en el cual la geometría del perfil del espacio de la potencia era gaussiana, por lo que se considero que la geometría del medio elipsoide tendría una buena aproximación a la realidad. La temperatura del líquido en la zona de fusión, se considero como la media aritmética de la temperatura de

fusión y la temperatura de la zona de plasma. La temperatura de la zona sólida se considero como la temperatura del metal base durante el tratamiento superficial.

3.8.2. Método de simulación

Para simular y a la vez encontrar las pérdidas de calor en un tratamiento superficial de refundido con láser continuo CO_2 con una potencia propia del modo de fusión de penetración completa o "keyhole" se utilizó el software FEMLAB, el cual proporciona un entorno interactivo y eficaz para modelar problemas científicos y de ingeniería con base en ecuaciones diferenciales. El software está compuesto por herramientas para las etapas de preproceso, análisis y posproceso.

La metodología de la etapa de preproceso es la siguiente:

1. Generar la geometría del componente (puede ser en 2D o en 3D) (Figura 3.36)
2. Mallado
3. Indicar las condiciones de frontera

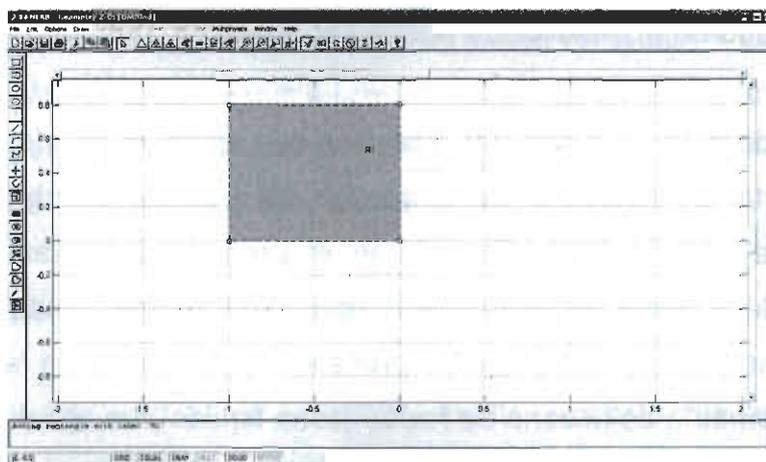
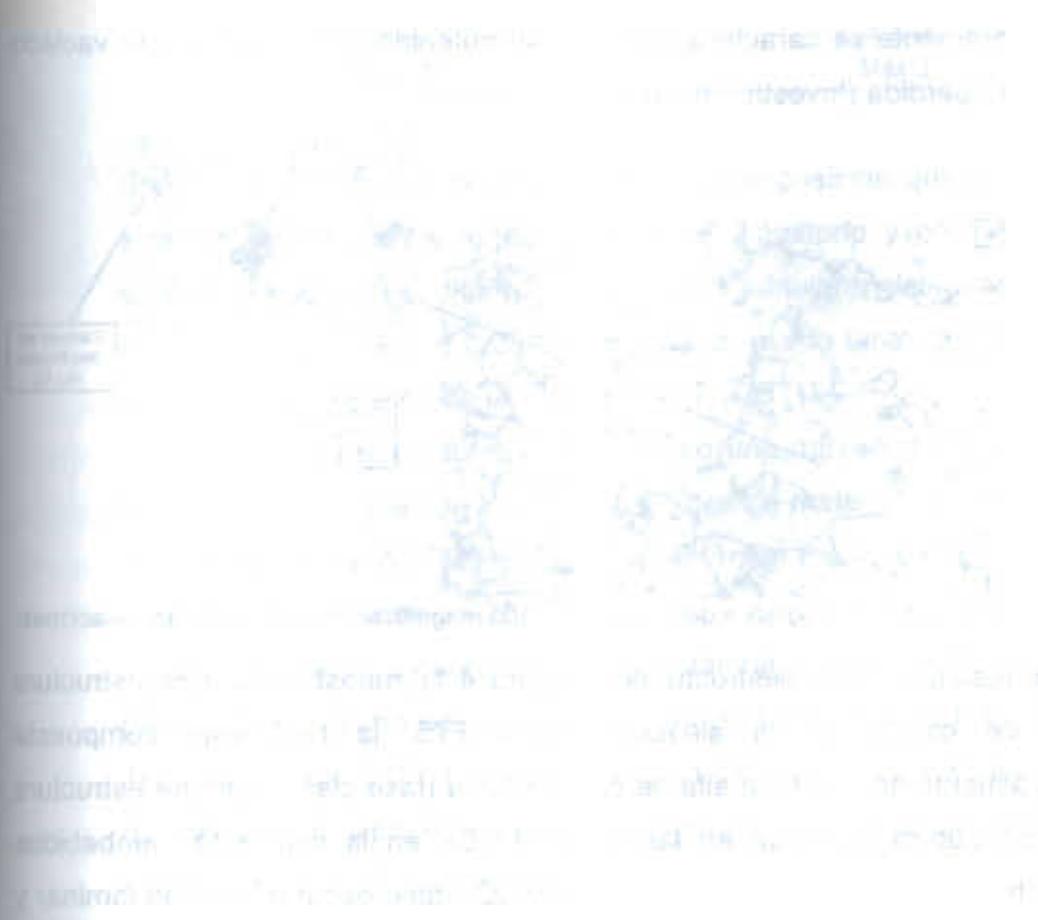


Figura 3.36. Pantalla de interfase usuario-software (Generar geometría)

El software en las etapas de análisis y posproceso le permite al usuario obtener la solución numérica de las ecuaciones por el método de discretización del análisis del volumen de elementos finitos.

FEMLAB consta de una estructura matemática subyacente la cual opera en un sistema de solución de ecuaciones diferenciales parciales, por lo que es posible el análisis de modelos en estado estacionario o que dependan del tiempo. Cuando FEMLAB resuelve modelos aplica el método de elemento finito (MEF), este método parte en conjunto con herramientas del software que realizan un control del error y del mallado en el modelo.

ida
nto
del
are
elar
El
so,
ura
rio
ón



Resultados y discusión

4.

4.1 Láser pulsado Nd:YAG

4.1.1. Introducción

Primeramente se caracterizo el material obtenido por el método de vaciado de la cera perdida (Investment casting).

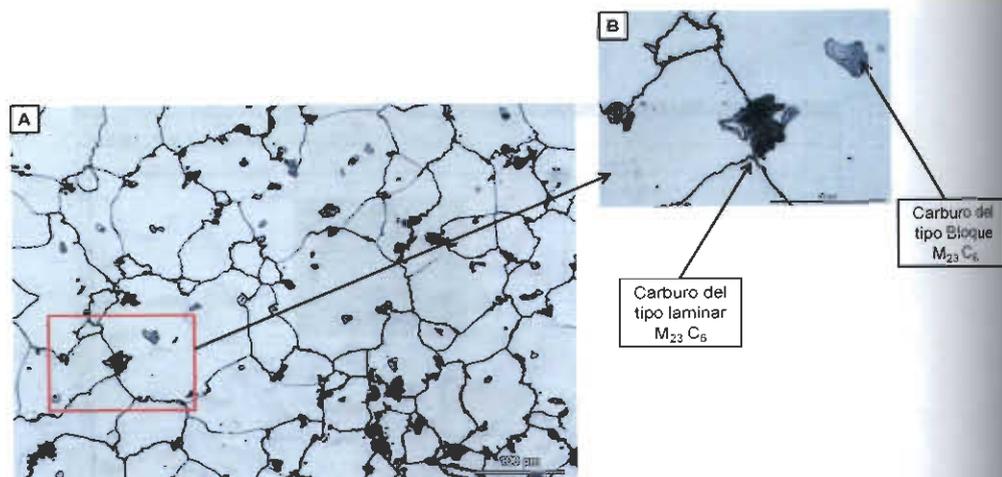


Figura 4.1. Micrografía del material: A) 100 magnificaciones B) 500 magnificaciones

Los resultados microestructurales (Figura 4.1), muestran la microestructura típica de colada de la aleación ASTM F75, la cual está compuesta principalmente de una fase alfa de cobalto Co- α (fase clara) con una estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC), en la cual están embebidos diferentes 2 tipos de carburos primarios M₂₃C₆ (fase oscura), los tipo laminar y bloque.

La siguiente tabla (Tabla 4.1) muestra la composición química, el análisis químico se llevo a cabo por detección infrarroja y por medio de espectroscopia de rayos X.

Tabla 4.1. Composición química de la colada

Elemento	Material empleado (Balance%)	Requerimiento ASTM- F75 (Balance%)
Cobalto, Co	balance	balance
Cromo, Cr	30.48	27 - 30
Molibdeno, Mo	4.82	5.0- 7.0
Carbón, C	0.25	Max 0.35
Hierro, Fe	0.38	Max 0.75
Nickel, Ni	0.43	Max 0.5
Manganeso, Mn	0.21	Max 1
Silicio, Si	0.61	Max 1
Nitrógeno, N	0.13	Max 0.25
Tungsteno, W	0.22	Max 0.2
Fosforo, P	0.014	Max 0.02
Azufre, S	0.005	Max 0.01
Aluminio, Al	0.08	Max 0.1
Titanio, Ti	0.06	Max 0.1

En la tabla anterior se observa que la composición química de la aleación esta por arriba de los requerimientos de tungsteno y por debajo de los de molibdeno, pero estas diferencias entran en las tolerancias de la norma que son de 0.04 de tungsteno y 0.30 de molibdeno, por lo tanto la aleación si cumple con los requerimientos de la norma ASTM F-75 [1].

Se evaluó la microdureza y se obtuvo una microdureza promedio de 32.9 HRC, la cual cumple con los requerimientos de materiales en estado de colada según el estándar ASTM F-75 [1], este estándar maneja en su requerimiento de dureza un rango entre 25-35HRC.

Seguido de la caracterización del material, se procedió a caracterizar el parámetro de ancho del spot del láser pulsado del equipo Nd:YAG HTS LS P-160 (ver Figura 3.12). La caracterización del ancho del spot fue necesaria, ya que en este equipo solo se contaba con una escala en la perilla manual de control, de 0 a 13 girando hacia arriba y de 0 a 13 girando hacia abajo. La medición de cada número de la escala de ancho del spot era importantísima

para poder comenzar con la experimentación exploratoria, ya que esta medida es el diámetro para el cálculo del área de focalización la cual es inversamente proporcional a la densidad de potencia (ver Eq. 8).

Para la caracterización se realizaron huellas variando el ancho del spot con la perilla giratoria para cada uno de los números de la escala, estas huellas se hicieron con la mínima cantidad de potencia y duración por pulso posible para evitar el ensanchamiento de la huella por el fenómeno de conducción térmica de la zona que se funde y el sólido, y así obtener una medida más precisa. La siguiente figura muestra la placa con cada una de las mediciones.

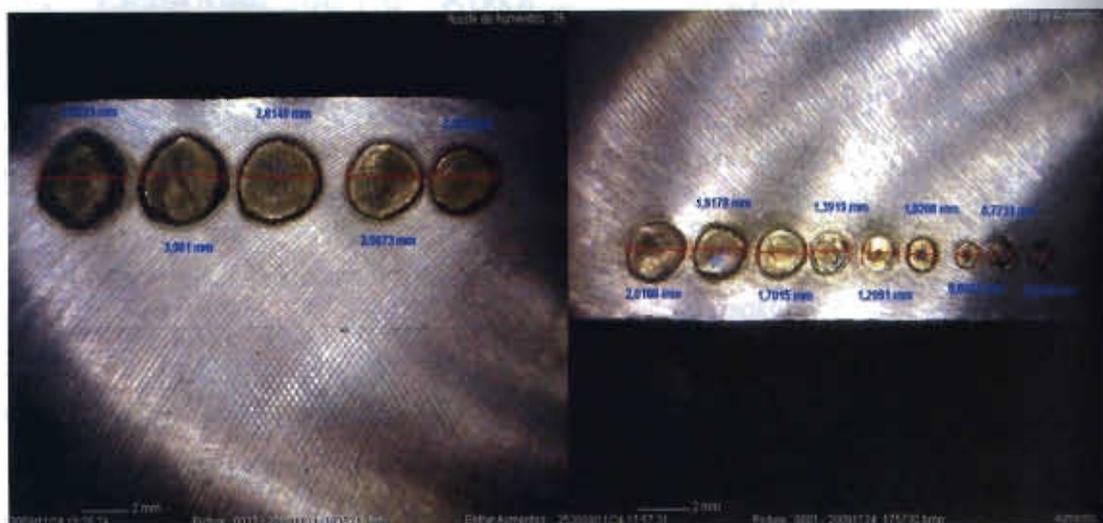


Figura 4.2. Medidas en la caracterización del ancho del spot

En la fotografía anterior (Figura 4.2), la huella del número de escala más pequeño, ósea el 0, es la primera huella de derecha a izquierda de la figura, conforme se avanza en las huellas hacia la izquierda, la perilla se fue girando hacia abajo, por lo que el número de escala fue aumentando de uno en uno hasta llegar a 13, que es el número de escala mayor. Es importante mencionar que el giro de la perilla manual hacia abajo produjo los mismos resultados.

La Tabla 4.2 muestra la dimensión de cada número de escala.

Tabla 4.2. Ancho del spot para cada uno de los números de escala de la perilla giratoria manual

# en la escala	Ancho del spot (mm)
0	0.5548
1	0.7733
2	0.8042
3	1.021
4	1.299
5	1.391
6	1.701
7	1.9178
8	2.018
9	2.258
10	2.567
11	2.815
12	3
13	3.031

Una vez caracterizado el parámetro de ancho del spot se inicio con el estudio del efecto de los parámetros en los tratamientos de superficie de refundido láser pulsado Nd:YAG. Este estudio se desarrollo mediante un diseño de experimentos exploratorio factorial con multiniveles de 36 corridas base con 2 replicas.

El objetivo principal del DOE exploratorio, además de relacionar los factores (parámetros) con las características micro y macroestructurales, sirvió para seleccionar 5 especímenes con diferentes condiciones de procesamiento (configuraciones de parámetros), los cuales tenían las características necesarias para proveer un medio útil para un análisis completo, y así poder evaluar la factibilidad del procesamiento de refundido láser pulsado Nd:YAG en un aleación ASTM F-75 y su optimización.

Los criterios para seleccionar los 5 especímenes fue un análisis micro y macroestructural de cada una de las 36 muestras y su réplica.

4.1.2. Estudio micro y macroestructural

Con el objetivo de una cuantificación de defectos y de evaluar las características geométricas de penetración, ancho y relación penetración:ancho

de cada una de las muestras sujetas a tratamiento superficial de refundido con láser pulsado, del DOE exploratorio, se realizó un estudio macroestructural.

Para facilitar el análisis del DOE exploratorio, este se dividió en 4 partes de 9 muestras cada una, el criterio que se aplicó para hacer la división fueron los 4 niveles del factor de potencia pico que son:

1. 4875 watts, por lo que la densidad de potencia es: 9567 watts/mm².
2. 5250 watts, por lo que la densidad de potencia es: 10336 watts/mm².
3. 5650 watts, por lo que la densidad de potencia es: 11074 watts/mm².
4. 6000 watts, por lo que la densidad de potencia es: 11812 watts/mm².

Nota: Para calcular la densidad de potencia ver Ec. 8 y tabla 3.5.

Muestras 1-9

Los resultados de dimensiones geométricas y de evaluación de defectos de primera parte del DOE con el nivel de potencia 1 se muestran en la Tabla 4.3.

Tabla 4.3. Dimensiones geométricas y evaluación de defectos en la primera parte del DOE

# de M	P _{pico} (W)	V (mm.seg)	DxP (ms)	ExP (J)	A (mm)	P (mm)	Rde P.A	Po HxC	M-A
1	4875	0.1	5	24.375	0.957	0.524	0.5475	si	si
2	4875	0.1	6	29.25	0.987	0.543	0.5501	no	no
3	4875	0.1	7	34.125	0.987	0.57	0.5775	no	no
4	4875	0.3	5	24.375	0.961	0.489	0.5088	si	si
5	4875	0.3	6	29.25	0.939	0.489	0.5208	no	no
6	4875	0.3	7	34.125	0.943	0.493	0.5228	no	no
7	4875	0.5	5	24.375	1.014	0.533	0.5256	si	si
8	4875	0.5	6	29.25	0.954	0.559	0.5860	no	no
9	4875	0.5	7	34.125	1.011	0.544	0.5381	no	no

En la tabla anterior la V es la velocidad de barrido, la DxP es la duración por pulso, la ExP es la energía por pulso, la P es la penetración, la A es el ancho, la

R de P:A es la relación penetración:ancho, la P o HxC es la porosidad o huecos por contracción y la M-A es el micro-agrietamiento. En esta tabla se observa con claridad que las muestras que fueron más susceptibles a presentar defectos en el tratamiento de superficie fueron en las que la duración de pulso fue de 5 ms y la energía por pulso fue de 24.375 J, que es la duración y energía por pulso más pequeña, además se puede observar que la relación ancho penetración de todas las muestras es muy pobre y esta fuera del rango recomendado (de 0.6 a 1) para tratamiento de materiales con láser pulsado [14], en esta tabla además se ve una ligera tendencia de aumento en el ancho y la penetración a medida que se aumenta la duración por pulso, que como se ha mencionado antes es directamente proporcional a la energía por pulso (ver ecuación Ec.9).

A continuación se muestra una figura con micrografías de microscopios óptico y electrónico de barrido de las muestras 1,4 y 7 que fueron las que presentaron defectos en el tratamiento superficial.

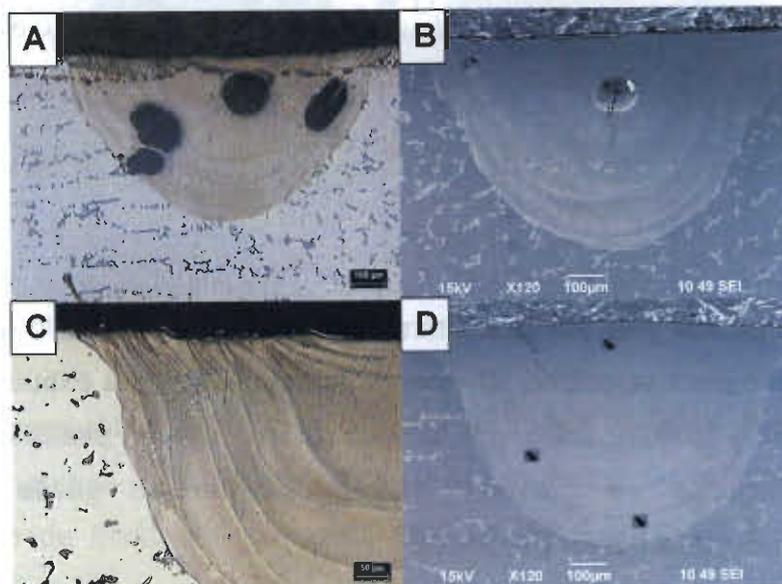


Figura 4.3. Micrografías de los tratamientos superficiales con defectos A) Muestra 1 a 100x, B) muestra 4 a 100x, C) Muestra 7 a 200x y D) Muestra 7 a 100x.

La micrografía de la Figura 4.3A de la muestra 1, muestra una gran cantidad de porosidad, la cual es causada por una solidificación extremadamente rápida, lo que provoca que los gases generados durante el procesamiento láser no

tengan tiempo de salir de la zona fundida durante la solidificación, esto se debe principalmente a que la duración por pulso es muy corta. La disminución en la cantidad gradual de porosidad en las Figuras 4.3B y 4.3C de las muestras 4 y 7 se podría deber principalmente al aumento de la velocidad barrido lo cual aumenta la distancia en el traslape de los pulsos y por consecuencia disminuye la cantidad de veces de exposición a ciclos de fusión y solidificación en la superficie de la muestra. De la ecuación 11 se calculo la distancia S recorrida entre pulsos para cada una de las velocidades de barrido, la Tabla 4.3 muestra los resultados.

Tabla 4.4. Relación de la velocidad de barrido, distancia recorrida entre pulsos y ciclos térmicos

Velocidad (mm.seg)	S	ciclos térmicos
0.1	0.0125	64
0.3	0.0375	21.33
0.5	0.0625	12.8

Los ciclos térmicos en el material tratado superficialmente por exposición a los pulsos del láser fueron calculados por la siguiente ecuación empírica.

$$CT = \frac{d(a)}{s} \quad \text{Ec.47}$$

donde CT son los ciclos térmicos en el material tratado y $d(a)$ es el diámetro del spot.

En la Tabla 4.4 se observan diferencias considerables la distancia recorrida entre pulsos y en los ciclos térmicos de exposición por lo que se puede inferir que a menor velocidad de barrido el material estará expuesto a mas ciclos de fusión y solidificación por lo que existe mayor posibilidad de que en la solidificación se presente mayor cantidad de gases atrapados y por consecuencia mayor porosidad.

Todas las muestras presentaron micro-agrietamiento por contracción, ocasionado por el ciclo de enfriamiento tan brusco presente con una duración por pulso tan corta, pero en las micrografías de la Figura 4.3 B y 4.3 C pertenecientes a la muestra 7 se ve con mayor claridad y proporción que en las otras micrografías de las muestras 1 y 4, una de las causas de este comportamiento podría estar relacionada con el cantidad de calor conducido de

la zona que se está tratando hacia el material sólido que la rodea, a medida que la conducción de calor es mayor los gradientes térmicos entre la zona fundida expuesta al láser y el material sólido (material base) disminuyen, por lo que la zona expuesta al láser ya solidificada se enfriara con menor brusquedad y será menos susceptibles a presentar micro-grietas. El aumento en los ciclos térmicos aumenta el calor conducido hacia el metal base es por eso que: las muestras 1 y 4 presentan menor proporción de agrietamiento que la 7.

La figura siguiente (Figura 4.4) muestra las micrografías de las muestras 3, 5 y 8.

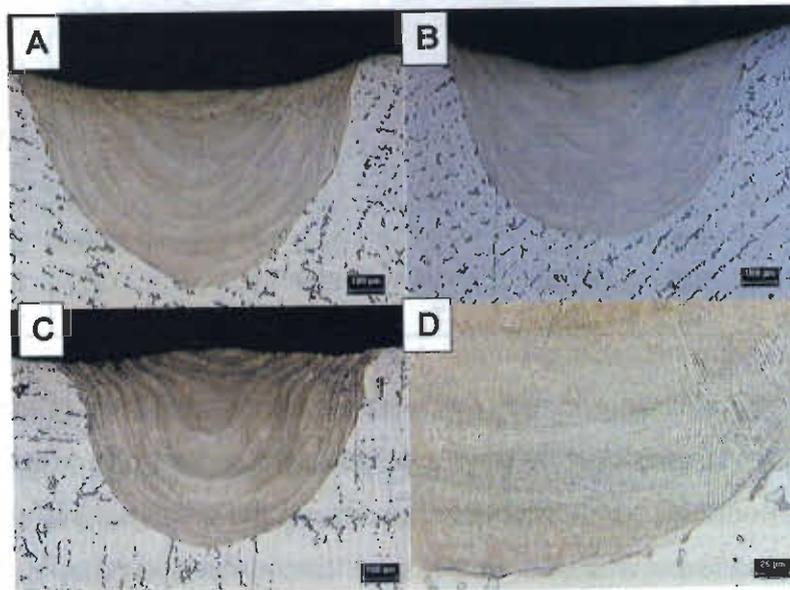


Figura 4.4. Micrografías de las muestras: A) Muestra 3 a 100x, B) Muestra 5 a 100x, C) Muestra 8 a 100x y D) Muestra 8 a 200x

En las micrografías de la figura anterior se puede observar que a diferencia de las micrografías de la Figura 4.3, en estas muestras no existen defectos de porosidad o de micro-agrietamiento, esto se debe principalmente a que en estas muestras la duración por pulso fue más prolongada y hubo mayor energía por pulso, lo que ocasiono que la zona tratada recibiera mayor cantidad de calor debido a mayor tiempo de exposición al láser, que causo una disminución en los gradientes térmicos de la zona tratada y metal base y a su vez esto resulto en una disminución de la rapidez y brusquedad en la solidificación. Inclusive en la Figura 4.4 D que muestra una micrografía de la muestra 8 a

mayores magnificaciones se puede ver que no hay evidencia de un indicio de micro-defectos.

Muestras 10-18

La siguiente tabla muestra los resultados obtenidos de las muestreos con el segundo nivel de densidad de potencia que son de la diez a la dieciocho.

Tabla 4.5. Resultados en muestras de la 10 a la 18

# de M	P _{pico} (W)	V (mm.seg)	DxP (ms)	ExP (J)	A (mm)	P (mm)	Rde P:A	P o HxC	M-A
10	5250	0.1	5	26.25	1.011	0.544	0.5558	no	si
11	5250	0.1	6	31.5	1.058	0.588	0.6114	no	no
12	5250	0.1	7	36.75	1.091	0.667	0.6661	no	no
13	5250	0.3	5	26.25	1.084	0.722	0.6837	si	no
14	5250	0.3	6	31.5	1.078	0.737	0.6974	no	no
15	5250	0.3	7	36.75	1.031	0.719	0.6932	no	no
16	5250	0.5	5	26.25	1.095	0.759	0.5200	si	si
17	5250	0.5	6	31.5	1.075	0.559	0.6162	no	no
18	5250	0.5	7	36.75	1.024	0.631	0.0623	no	no

En la tabla anterior se observa que el incremento en la potencia pico y por lo tanto en la densidad de potencia, que es directamente proporcional (ver Ec. 8), a aumentado considerablemente las variables dimensionales, con un mayor grado en la penetración, lo que ha incrementado la relación penetración:ancho, a tal grado que algunas de las muestras ya están dentro del rango recomendado (0.6 – 1 [14]) para los materiales clase II (ver tabla 2.4) como lo es la aleación ASTM F-75.

El aumento en la potencia pico a su vez a causado un incremento en la energía por pulso (ver Ec. 9) a comparación de las muestras anteriores (Tabla 4.3), esto ha dado como resultado que aumente la conducción de energía y calor entre la zona que estuvo expuesta al láser y el material que la rodea lo que ha bajado el grado de rapidez en la solidificación (material base), es por lo que en estas muestras a disminuido notablemente la presencia de gases atrapados los cuales generan la porosidad.

La siguiente micrografía ilustra algunos de los defectos que se encontraron en las muestras 10, 13 y 16.

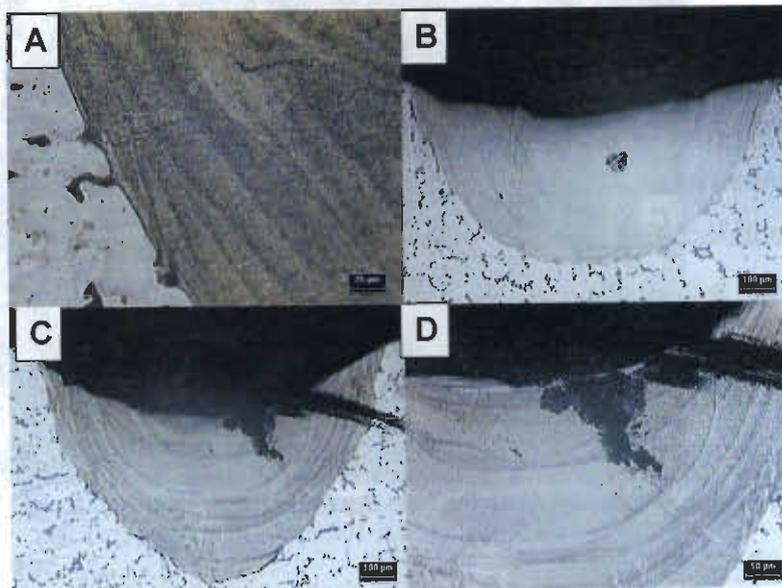


Figura 4.5. Micrografías con defectos: A) Muestra 10 a 200x, B) Muestra 13 a 100x, C) Muestra 16 a 100x y D) Muestra 16 a 200x

En la figura anterior se observa que el micro-agrietamiento y para el caso de las muestras 13 y 16 de las Figuras 4.5 A y 4.5 B los huecos, al igual que en el análisis de las muestras con defectos 1, 4, y 7 son dependientes del calor suministrado al material y los gradientes térmicos entre la zona tratada ya en estado sólido y el material que la rodea, por lo que a medida que se da un incremento en la velocidad de barrido del láser se disminuirán los ciclos térmicos por distancia recorrida, lo que provocara gradientes térmicos superiores entre las zonas antes mencionadas y una velocidad de enfriamiento mas brusca. Es por eso que la muestra 16 es la que presenta mayor cantidad de defectos que la 13 y la 10.

La siguiente figura (Figura 4.6) ilustra las micrografías de algunas de las muestras en las que no se presentaron defectos.

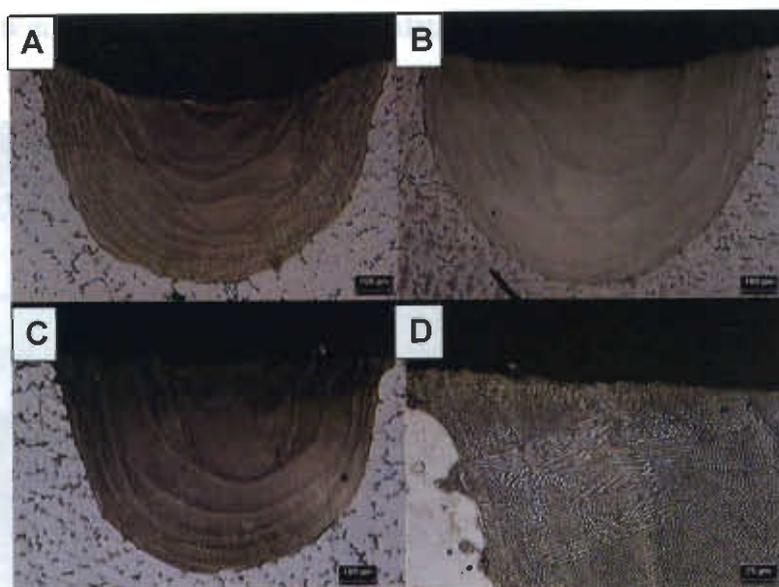


Figura 4.6. Micrografías de las muestras: A) Muestra 11 a 100x, B) Muestra 15 a 100x, C) Muestra 18 a 100x y D) Muestra 18 a 200x

En la figura anterior se observa que en muestras con mayor duración y energía por pulso no presentaron ningún tipo de defecto, además se observa mayor mejor calidad geométrica debido a una mejor relación penetración:ancho que en las micrografías de la Figura 4.4.

Muestras 19-27

La siguiente tabla presenta los resultados dimensionales y de cuantificación de defectos del tercer nivel de densidad de potencia (Tabla 4.6).

Tabla 4.6. Resultados en muestras de la 19 a la 27

# de M	P_{pico} (W)	V (mm.seg)	DxP (ms)	ExP (J)	A (mm)	P (mm)	Rde P:A	Po HxC	M-A	R.N. (mm)
19	5625	0.1	5	28.125	1.163	0.871	0.748925	si	no	0.176
20	5625	0.1	6	33.75	1.173	0.893	0.761296	si	si	0.406
21	5625	0.1	7	39.375	1.204	1.455	1.208472	si	no	0.589
22	5625	0.3	5	28.125	1.222	1.229	1.005728	si	so	0
23	5625	0.3	6	33.75	1.302	1.295	0.994624	no	no	0.012
24	5625	0.3	7	39.375	1.39	1.908	1.372662	si	si	0.216
25	5625	0.5	5	28.125	1.165	0.851	0.730472	si	no	0
26	5625	0.5	6	33.75	1.283	1.12	0.872954	no	no	0
27	5625	0.5	7	39.375	1.338	1.29	0.964126	no	no	0.206

El grado de complejidad en el análisis del tercer nivel de densidad de potencia ha aumentado significativamente, ya que durante el tratamiento de refusión láser de la mayoría de estas muestras se presenta una interacción de material en los estados sólido, líquido y gaseoso.

El "R.N" de la tabla anterior es la profundidad de refuerzo negativo, que como se había explicado en capítulos anteriores, este se presenta cuando la energía por pulso es tal que el calor supera los límites de conducción térmica del material y por consecuencia este empieza a evaporarse. En la tabla se observa una tendencia proporcional entre ExP , y la R.N, y además se observa una tendencia inversamente proporcional entre la velocidad de barrido del láser "V" y la R.N., esto se debe a que con el aumento de la velocidad de barrido se disminuyen la cantidad de ciclos de energía por distancia recorrida en el refundido láser.

La variable de relación P:A se ha seguido comportando como en los análisis de niveles de densidad de potencia de muestras anteriores, mas sin embargo en este nivel de potencia se han llegado obtener valores que inclusive superan el rango recomendado de 0.6 a 1, por lo que queda claro que las variables dimensionales penetración, ancho y relación penetración:ancho son directamente proporcionales a la densidad de potencia, pero el grado en el que aumenta la penetración es mucho mayor que el de ancho.

En la Tabla 4.6 la mayoría de las muestras presentaron defectos. En las muestras que se presento el defecto de excesivo refuerzo negativo se encontró mayor diversidad de defectos (poros, huecos y grietas) y con una mayor concentración. La siguiente figura muestra algunas de las muestras con mayor profundidad de refuerzo negativo y mayor cantidad de defectos.

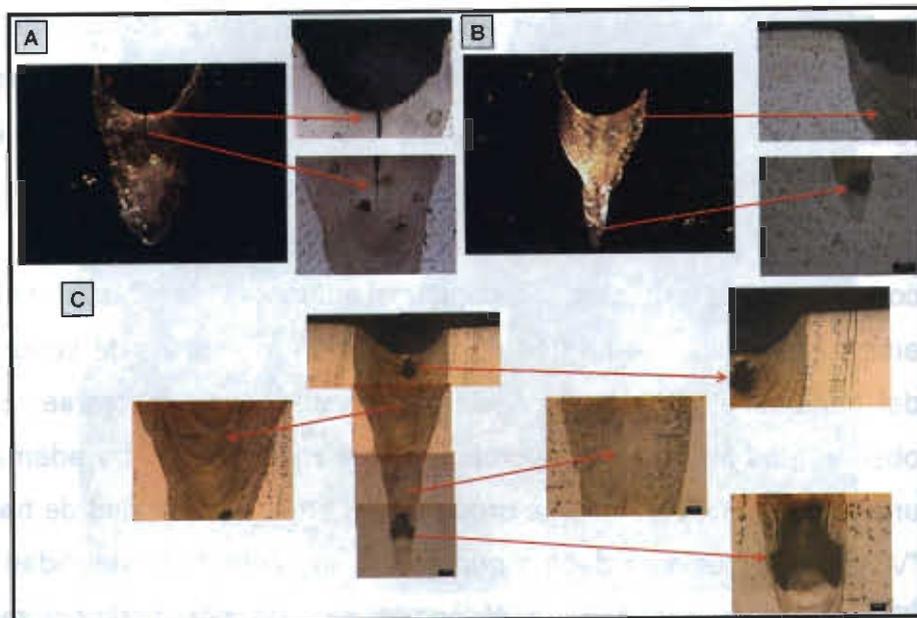


Figura 4.7. Micrografías de muestras con defectos: A) Muestra 20, B) Muestra 21 y C) Muestra

24

Una de las causas principales que propicio la gran cantidad de defectos encontrados en las muestras de las Figuras 4.7 A, 4.7 B Y 4.7 C fue la evaporación de material en la superficie de cada una de las muestras, que causo que durante el tiempo o duración por pulso (DxP) parte de la energía por pulso (ExP) se perdiera en la evaporación de la superficie debido a que se supero el límite de conducción térmica, por lo que la energía por pulso no pudo ser conducida en su totalidad al material, este factor crea grandes dificultades para el cálculo de transmisión de energía y duración de exposición de la zonas inferiores al refuerzo negativo solidificadas, por lo que se dificulta demasiado inferir con exactitud la causa de algunos de los defectos que presentan estas muestras.

Por otro lado durante la evaporación del material de la superficie se da el fenómeno de disociación en la absorción de la energía de láser en el cual el grado de absorción del láser es disimilar entre la materia en estado liquido y en estado sólido, se ha encontrado en la bibliografía [14, 42, 45] que el grado de absorción en el vapor es mucho mayor que en el del liquido, por lo que esto aumenta más la incertidumbre de la cantidad de energía absorbida por la zona refundida que está abajo del refuerzo negativo. Esta sería una de las razones

por las que el grado de penetración por debajo del refuerzo negativo es menor cuando el refuerzo negativo es muy grande ya que mucha de la energía del láser es absorbida por el material evaporizado.

La Figura 4.7 C tiene menor refuerzo negativo a comparación de las otras muestras, por lo que la interacción del rayo láser con el material evaporizado disminuye, esto da por resultado que casi toda la energía llegue al material y se obtengan tan altas variables dimensionales de penetración y relación P:A a lo largo de toda la muestra, pero como se ve en la micrografía la zona refundida está llena de defectos, causados en gran mayoría por los gradientes térmicos tan grandes, los cuales van implícitos en los variables de dimensión de la zona tratada, ya que si durante el momento de solidificación la zona tratada es muy estrecha, y además esta a un elevada temperatura, como en este caso, los gradientes térmicos van a ser muy grandes entre la zona en estado líquido y la zona en estado sólido del material base, por lo que la solidificación va a ser muy rápida y brusca, esto dará por resultado una gran cantidad de contracciones que provocaran agrietamiento y huecos en la zona solidificada. Las muestras de las Figuras 4.7 A y 4.7 B son menos susceptibles a defectos por contracción ya que la geométrica de la zona que se refundió y posteriormente se solidifico, no tiene una relación penetración:ancho tan grande a lo largo de toda la zona refundida, por lo que esta zona no es tan estrecha, lo que provocara que el gradiente térmico no sea tan grande como en la muestra 4.7 C.

En la Figura 4.7 A se observa una grieta horizontal que generalmente es provocada por tensión superficial, este defecto se encuentra en la interface del refuerzo negativo y la superficie refundida, el agrietamiento horizontal en esta zona proporciona una evidencia de que la mayoría del tiempo de la duración por pulso, la energía del rayo láser fue utilizada en evaporar la superficie del material y otra parte fue absorbida por el vapor, por lo que la energía que fue absorbida por el zona refundida fue en un lapso de tiempo muy reducido y al existir estructuras cristalinas diferentes en la superficie y en el seno de la pieza, el tiempo de exposición al laser en esta zona no fue suficiente para que hubiera

una homogenización de las estructuras del material en la superficie, y esta pudiera contener las contracciones en el seno de la zona refundida.

En el análisis de las muestras en este nivel de densidad de potencia también se encontraron muestras que presentaron muy pocos defectos e inclusive algunas que no defectos, la siguiente figura muestra algunas de ellas.

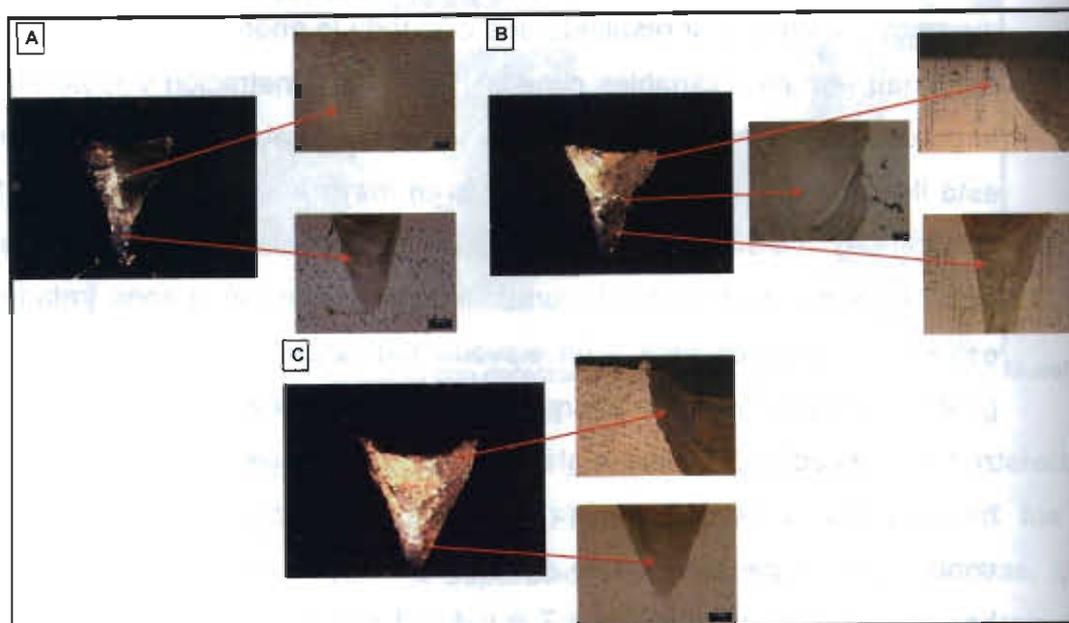


Figura 4.8. Micrografías de las muestras A) Muestra 22, B) Muestra 23 C) Muestra 27

La principal razón de que el refuerzo negativo desapareciera casi en su totalidad en estas muestras, fue que la energía del láser por distancia recorrida en el material disminuyó, debido al incremento en la velocidad de barrido del láser.

En la figura anterior ninguna de las muestras tiene defectos a excepción de la muestra de la Figura 4.8 C que fue la única que mostró un defecto significativo de refuerzo negativo (0.206 mm). En las muestras de las figuras anteriores no se encontraron defectos debido a que no hubo absorción de energía del vapor ni del material evaporado en la superficie a diferencia de las muestras de la Figura 4.7, lo que dio como resultado que la energía de láser fuera absorbida casi en la totalidad del tiempo por la zona fundida, lo que causó que el gradiente entre esta zona y el material base disminuyera.

La absorción de energía del material al evaporarse y el vapor generado, en el refuerzo negativo de la Figura 4.8 C, no absorbieron la suficiente energía del láser como para generar los defectos de las muestras de la figura 4.7.

Las muestras de las Figuras 4.8 A y 4.8 B, tienen una relación penetración:ancho de alrededor de 1, lo cual indica que en el tratamiento superficial con láser pulsado Nd:YAG a la aleación ASTM F-75 es posible lograr tratamientos superficiales sin defectos con el máximo de relación P:A dentro del rango recomendado (0.6 a 1).

Muestras 28-36

La siguiente tabla presenta los resultados dimensionales y de cuantificación de defectos del cuarto nivel de densidad de potencia (Tabla 4.7)

Tabla 4.7. Resultados en muestras de la 28 a la 36

# de M	P _{plco} (W)	V(mm.seg)	DxP(ms)	ExP(J)	A(mm)	P(mm)	Rde P:A	Po HxC	M-A	R.N. (mm)
28	6000	0.1	5	30	1.245	1.33	1.0683	si	si	0.625
29	6000	0.1	6	36	1.337	1.532	1.1458	si	si	0.636
30	6000	0.1	7	42	1.408	1.589	1.1286	si	si	0.717
31	6000	0.3	5	30	1.234	1.051	0.8517	si	si	0.212
32	6000	0.3	6	36	1.391	1.317	0.9468	si	si	0.306
33	6000	0.3	7	42	1.397	1.39	0.9950	si	si	0.618
34	6000	0.5	5	30	1.17	0.877	0.7496	si	si	0.172
35	6000	0.5	6	36	1.359	1.132	0.8330	si	si	0.335
36	6000	0.5	7	42	1.363	1.202	0.8819	si	si	0.377

Es muy complicado analizar las muestras de la tabla anterior, que son correspondientes al cuarto nivel de densidad de potencia, ya que la gran cantidad de absorción de la energía del rayo láser, del material al evaporarse y del vapor surgido de este es demasiada, lo cual ha resultado que todas las muestras presenten los tres tipos de defectos que se han estado cuantificando durante el estudio del diseño de experimentos. Lo que sí se puede observar en la tabla anterior, es que las variables dimensionales de penetración, ancho y relación P:A se ha seguido comportando de la misma manera, estas se han incrementado aun mas y han tenido una tendencia de disminuir según se aumenta la velocidad de barrido y por consecuencia se disminuyan los ciclos

térmicos por distancia recorrida. Cabe mencionar que algunas de las muestras en el análisis de las muestras del tercer nivel de densidad de potencia tienen mayores variables dimensionales que las de este nivel, esto se podría deber a que en este nivel muchas de las muestras han comenzado a presentar salpicaduras ocasionadas por la excesiva densidad de potencia. Estas salpicaduras disminuirán considerablemente las variables dimensionales debido a la expulsión de material en estado líquido.

Lo más importante que se ha concluido con el análisis macro y microestructural de estas muestras es que el cuarto nivel de densidad de potencia no es apto para realizar el tratamiento de superficie de refundido con láser pulsado para la aleación ASTM F-75, ya que el material no tienen la suficiente conductividad térmica como para conducir tanta energía y toda esa energía no conducida se transforma en defectos indeseables en este tipo de procesamiento de materiales. La siguiente figura muestra algunas de las muestras que se analizaron.

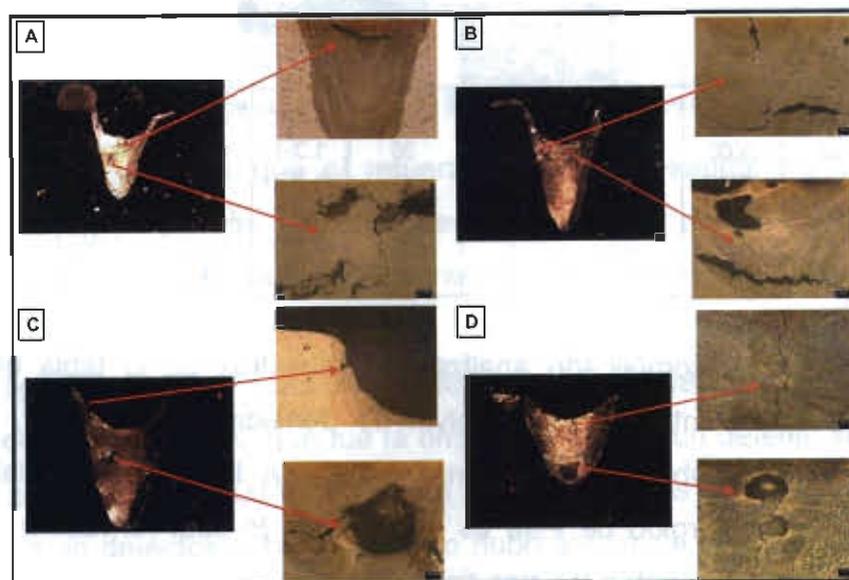


Figura 4.9. Micrografías de las muestras del cuarto nivel de potencia: A) Muestra 29, B) Muestra 30, C) Muestra 32 y D) Muestra 35

Como se observa en la figura anterior, la cantidad de defectos encontrados en las todas las muestras del cuarto nivel de potencia son demasiados como para considerar utilizar esta densidad de potencia para realizar un tratamiento

superficial de refundido en la aleación ASTM F-75, además es imposible controlar la absorción de energía de la zona refundida ya que el material evaporado y el vapor que surge de este, es demasiado.

Análisis de las variables de respuesta del DOE

Para la comprensión del efecto que tiene cada uno de los factores de entrada del DOE en las variables de respuesta, es necesario realizar un análisis por separado del efecto que tiene cada uno de ellos sobre las variables de respuesta.

La siguiente figura muestra la influencia de las variables de entrada en la penetración de la zona fundida.

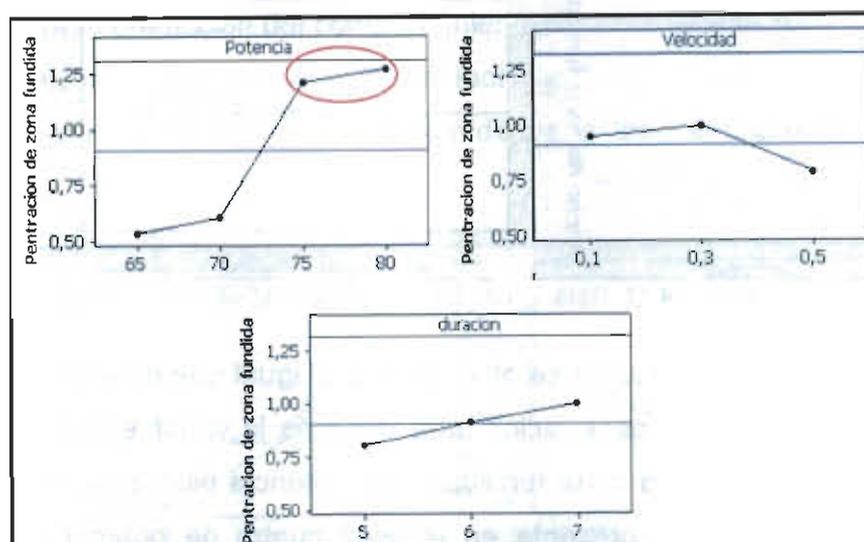


Figura 4.10. Relación de los factores con la variable de respuesta penetración

Como se observa en la figura anterior el factor de potencia pico es el que tiene mayor influencia en la penetración de la zona fundida, se puede observar además que en el nivel número cuatro la pendiente de la recta de incremento en la penetración disminuye, como se mencionó antes esto es provocado por los efectos de absorción de energía involucrado en el defecto de refuerzo negativo. En la figura anterior se puede observar con claridad que los factores de velocidad de barrido y duración de pulso no tienen un gran efecto en la penetración, solamente se observa una caída significativa en esta variable de

respuesta cuando la velocidad de barrido aumenta de 0.3 a 0.5 mm.seg, esta disminución es causada principalmente por la disminución en los ciclos térmicos por distancia recorrida (ver Tabla 4.4).

En la siguiente figura se observa el efecto de los factores en la variable de respuesta de ancho de la zona fundida.

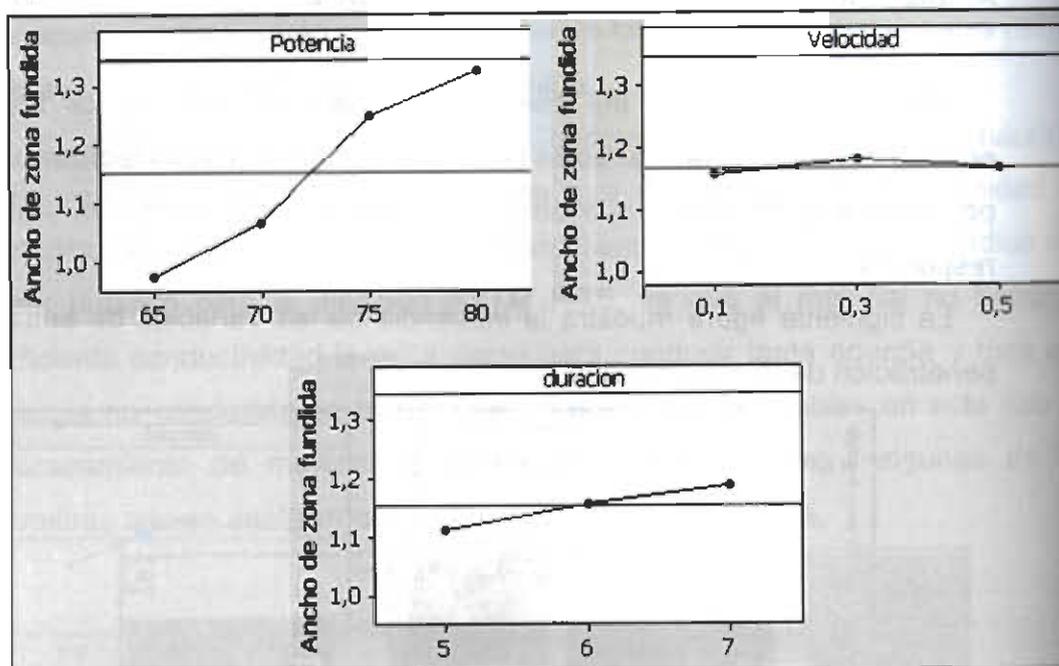


Figura 4.11. Relación de los factores con la variable de respuesta ancho

En la figura anterior se observa que al igual que en el análisis de la variable de respuesta de penetración, una vez más la variable que tiene mayor efecto en el ancho de la zona fundida es la potencia pico, pero esta vez el refuerzo negativo que se presenta en el nivel cuatro de potencia no tiene un gran impacto en la respuesta, por lo que la respuesta de ancho en zona fundida se aproxima a un comportamiento lineal con respecto a la potencia pico. Los factores de velocidad de barrido y duración de pulso, como en el caso anterior no tienen una gran significancia en la variable de respuesta, solamente se observa que el incremento en la duración por pulso causa un pequeño incremento en la variable de respuesta.

Se ha encontrado una relación aproximadamente lineal entre los factores (potencia y duración por pulso) que afectan a la variable de respuesta ancho de la zona fundida, por lo que existe colinealidad entre los factores y las variable

de respuesta, y es posible adaptar un modelo de regresión lineal para la predicción de la variable ancho de la zona fundida en el dominio de los factores del diseño de experimentos, el modelo de regresión lineal encontrado fue el siguiente:

$$Ancho = 1.89 - 0.0133 P_{pico} - 0.421 DxP + 0.0633(P_{pico} * DxP) \quad Ec.48$$

La desviación estándar de los datos adaptados al modelo lineal fue de $S = 0.0494534$, lo que indica que los datos se adaptan con muy poco error a un modelo lineal, la $R-Sq = 90.6\%$, la R cuadrada es alta lo cual indica que el modelo se adapta muy bien a los resultados de ancho de la zona fundida, la R cuadrada ajustada fue de $R-Sq (adj) = 89.7\%$, también es muy alta lo cual describe que el modelo representa muy bien la variabilidad de los datos obtenidos de la respuesta ancho de la zona fundida. Por lo que este modelo es muy útil para la predicción del comportamiento del ancho de la zona fundida, en el dominio utilizado de los niveles de los factores.

La siguiente figura muestra la relación de los factores con la profundidad del refuerzo negativo.

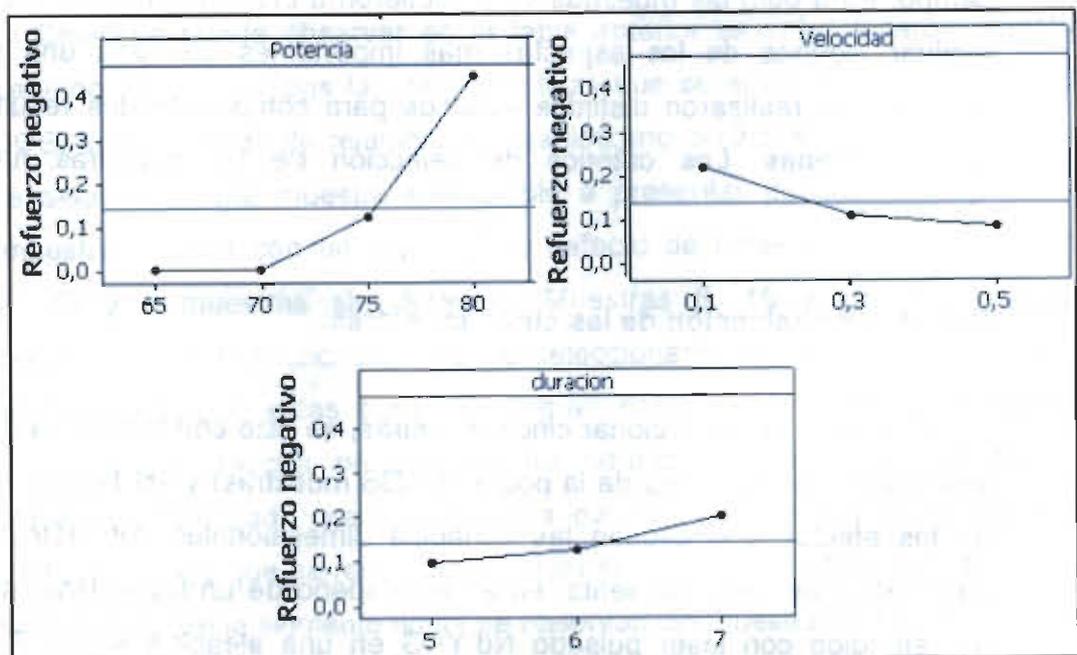


Figura 4.12. Efecto de los factores en la profundidad del refuerzo negativo

En la figura anterior se observa que una vez la potencia es el factor más significativo en la variable de respuesta, pero en este caso la variable de respuesta de refuerzo negativo comienza a presentarse en valores superiores del segundo nivel de potencia, lo cual indica que con los niveles de duración por pulso seleccionados, a valores superiores de potencia pico del segundo nivel, la energía por pulso sobrepasara el suministro de calor que puede ser transferido por la aleación ASTM F-75 por conducción. La velocidad de barrido influye en la profundidad de este tipo de defecto, debido a que es inversamente proporcional a los ciclos térmicos por distancia recorrida, por lo que a mayor cantidad de ciclos térmicos será mayor la cantidad de energía y por lo tanto calor suministrado a la aleación, lo cual puede provocar que se sobrepase el límite de conducción térmica y aparezca el defecto de refuerzo negativo.

Después del análisis, de todas las muestras de todos los niveles de densidad de potencia y del efecto de los factores sobre las variables de respuesta, se procedió a la selección de cinco muestras, esto con el objetivo de encontrar cual muestra es la que se comportaría mejor en una aplicación en campo. Para esto las muestras se sometieron a distintas pruebas, tratando de evaluar algunos de los aspectos más importantes de cada una de ellas, además se realizaron distintos estudios para comprender los resultados de dichas pruebas. Los criterios de selección de las muestras fueron los siguientes.

Criterios de selección de las cinco muestras

El proceso de seleccionar cinco muestras, se hizo con la finalidad de tomar una muestra significativa de la población (36 muestras) y así facilitar el estudio de los efectos que causan las variables dimensionales, los defectos y los parámetros de procesamiento, en el desempeño de un tratamiento superficial de refundido con láser pulsado Nd:YAG en una aleación ASTM F-75, para evaluar el desempeño se utilizaron las siguientes técnicas:

1. Microdureza.

2. Evaluación de desgaste.
3. Evaluación de bioactividad in vitro.

Además para la comprensión de los resultados de cada una de las técnicas de evaluación se utilizaron los siguientes métodos de análisis:

1. Cuantificación de fases.
2. Estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario.

Las muestras que se seleccionaron para facilitar el estudio y las características de cada una fueron las siguientes (Tabla 4.8)

Tabla 4.8. Muestras seleccionadas

M	P _{pico} (W)	V (mm.seg)	DxP (ms)	D.P (w/mm ²)	ExP (J)	A (mm)	P (mm)	Rde P:A	Po RxC	M-A	RN. (mm)
7	4875	0.5	5	9597	24.375	1.014	0.533	0.5256	si	si	0
8	4875	0.5	6	9597	29.25	0.954	0.559	0.5860	no	no	0
15	5250	0.3	7	10336	36.75	1.031	0.719	0.6932	no	no	0
23	5625	0.3	6	11074	33.75	1.302	1.295	0.9946	no	no	0.012
27	5625	0.5	7	11812	39.375	1.338	1.29	0.9641	no	no	0.206

Como se puede observar en la tabla anterior se seleccionaron muestras tratando de cubrir todas las características que se encontraron el análisis del DOE, como son las de relación penetración:ancho (0.5256 a 0.9641), además se selecciono una muestra susceptible a presentar agrietamiento y huecos (muestra 7), una con un significativo defecto de refuerzo negativo (muestra 0.206) y 3 muestras sin defectos (Muestras 8, 15 y 23) pero distintas características dimensionales. No se seleccionaron muestras del cuarto nivel del DOE ya que estas tenían una gran cantidad de defectos, y además contaban con mucha profundidad de refuerzo negativo, lo cual hubiese requerido demasiado maquinado extra para la preparación de la superficie acabado espejo que se requirió para la evaluación de resistencia al desgaste y bioactividad. En la siguiente figura se observan las muestras seleccionadas.

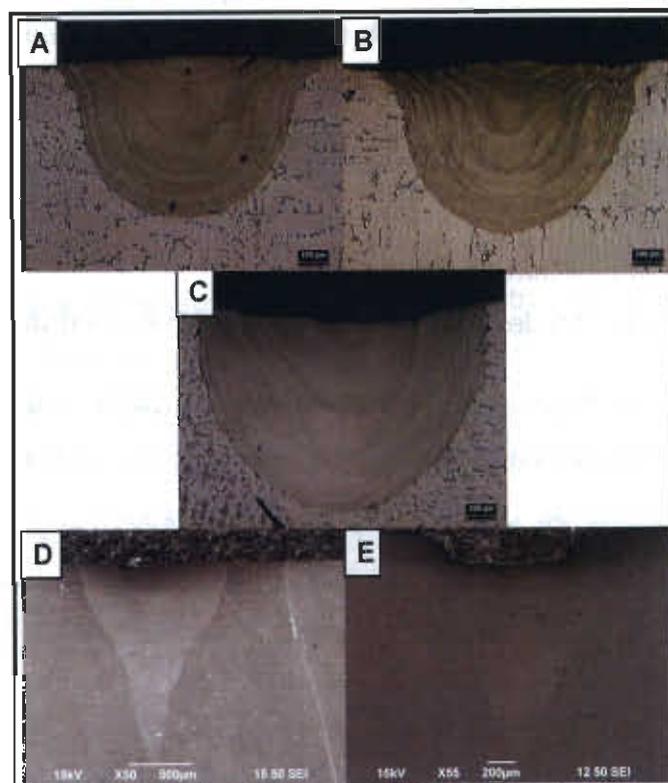


Figura 4.13. Muestras seleccionadas: A) Muestra 7, B) Muestra 8, C) Muestra 15, D) Muestra 23 y E) Muestra 27

4.1.3 Cuantificación de fases

Para iniciar con el análisis de las muestras se comenzó con la cuantificación de fases, esto con el objetivo establecer la morfología de fases de cada una de las muestras con la que se parte.

Se encontró la misma microestructura, compuesta de 3 fases microestructurales en cada una de las cinco muestras de tratamiento superficial de refundido con láser pulsado seleccionadas. En la zona fundida con análisis de microscopía óptica se aprecia una matriz Co- α de naturaleza dendrítica fina (Figura 4.14), para apreciar con mayor claridad la fase secundaria son necesarias mayores magnificaciones, mediante MEB a 8000x se aprecia una fase interdendríticas de tonalidad más clara a la matriz Co- α (Figura 4.15), la zona fundida puede distinguirse con facilidad debido a la fineza de su microestructura.



Figura 4.14. Micrografía con el microscopio óptico a 1000x de la fase Co-α (clara)

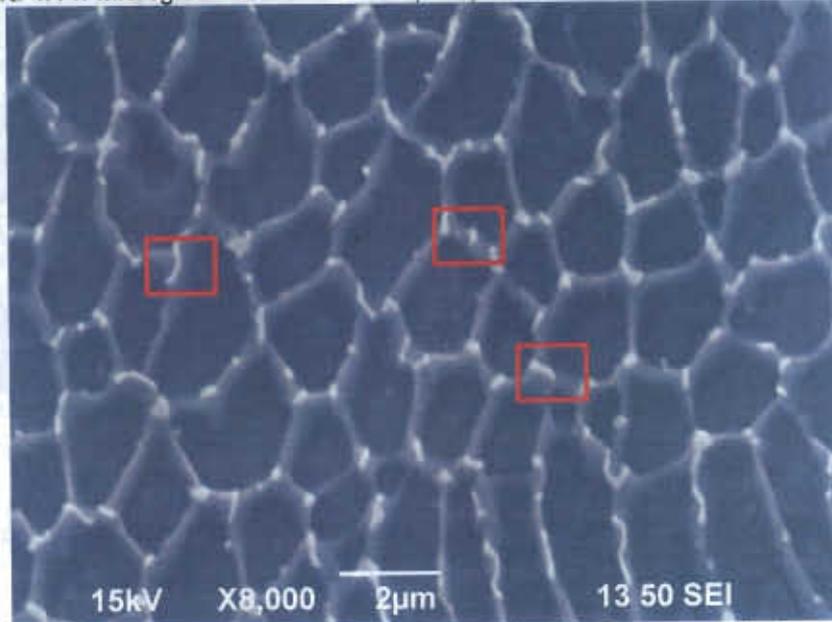


Figura 4.15. Micrografía de MEB a 8000x de la fase secundaria

Como se puede observar en la figura anterior, la fase secundaria se encuentra principalmente en donde termina y comienza el crecimiento dendrítico secundario, esto podría ser debido a la segregación de carbono en el líquido remanente antes de la solidificación, además de un coeficiente de difusión mas alto de este elemento en la zona fundida, principalmente en áreas cercanas del crecimiento dendrítico secundario. No se tienen reportados en la

literatura análisis concretos de la naturaleza de esta fase en la aleación ASTM F-75.

En el contorno de la zona fundida se encuentra una zona las regiones interdendríticas presentan una morfología aserrada, se sabe que esta morfología aserrada se debe a que esta región presentó una fusión incipiente, y que al momento de enfriarse nuevamente se presentó un crecimiento del tipo celular. Cabe hacer mención que a esta morfología también se le ha llamado "fase" estrella [112] (Figura 4.16).

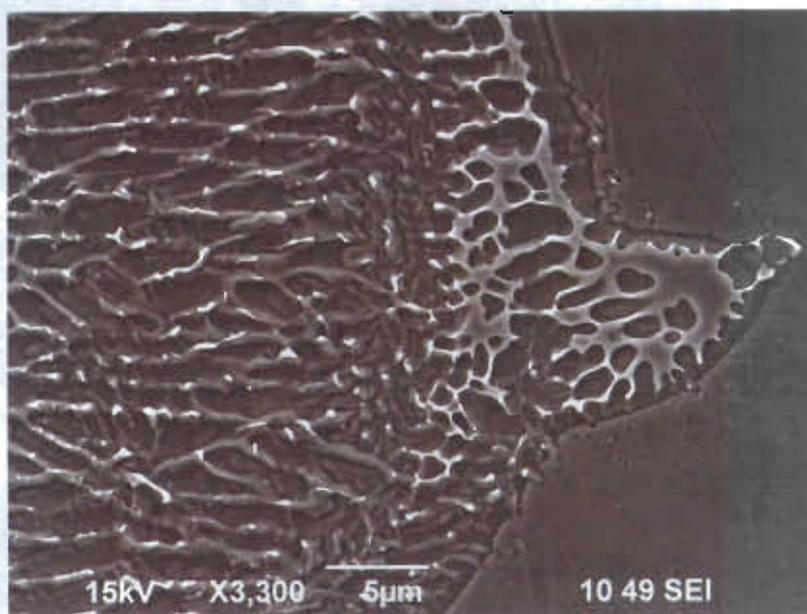


Figura 4.16. Micrografía de la denominada fase estrella

Para evaluar si existía una diferencia en cada una de las muestras se cuantifico la cantidad de fase secundaria en cada una de las 5 muestras seleccionadas anteriormente. Para un análisis con mayor exactitud y dejar mas claro el comportamiento que tienen las muestras se incluyo la muestra 24 y además se evaluó la réplica de la muestra 23. La siguiente figura muestra una grafica del porcentaje de fase secundaria en cada una de las muestras evaluadas.

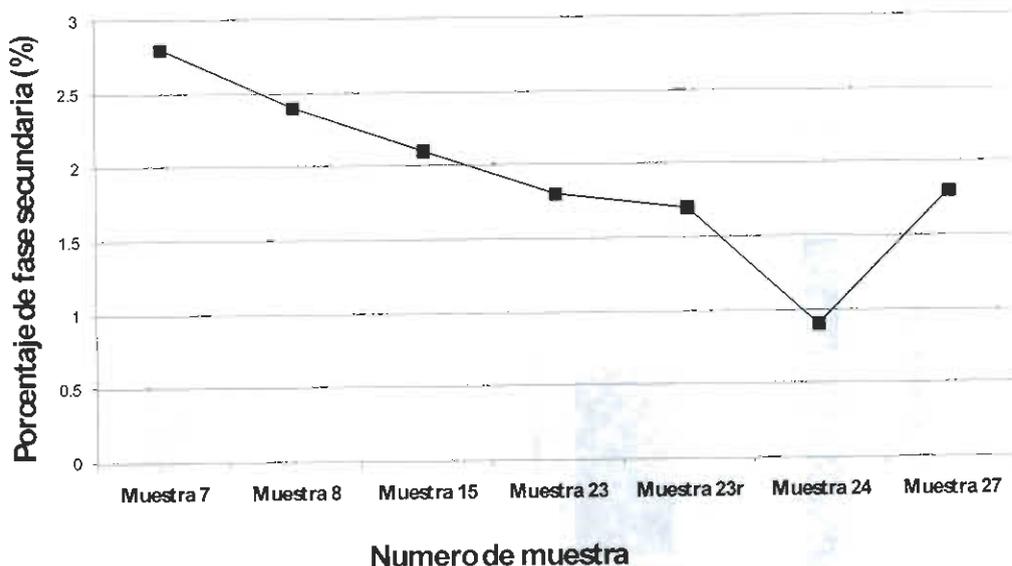


Figura 4.17. Cuantificación de fases de las muestras seleccionadas

Es importante mencionar que cada uno de los porcentajes de las muestras es el promedio de la cuantificación de fases en tres zonas del tratamiento superficial de refundido, en la zona superior, centro y parte inferior de la muestra.

En la grafica anterior claramente se observa una tendencia de menor % de fase secundaria conforme se incrementa el número de la muestra y por lo tanto la energía por pulso a la que fue realizada.

Se sabe que el tiempo de enfriamiento hasta un estado solido donde ya no habrá cambios significativos en la microestructura y las fases, en un material clase II tratado con láser pulsado es aproximadamente el doble de la duración de pulso [14], por lo que en estas muestras se esperaría que los ciclos térmicos y el enfriamiento hasta ese estado se comportara muy similar a como lo muestra la siguiente grafica (Figura 4.16):

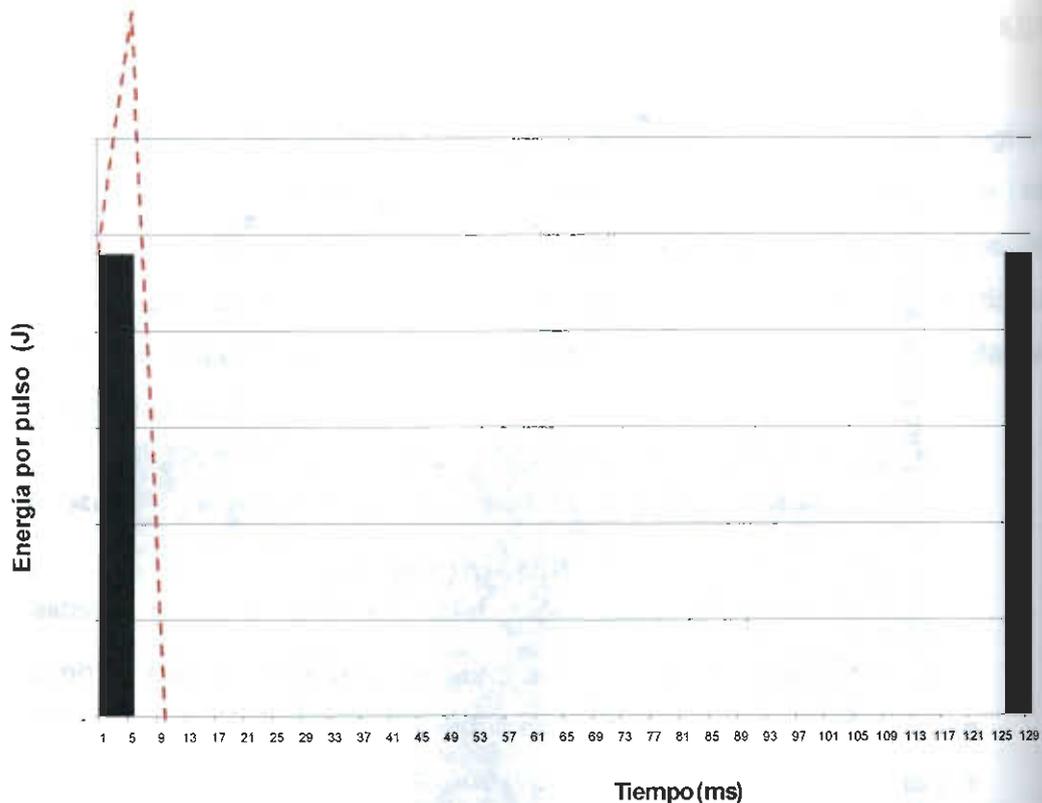


Figura 4.18. Grafica del comportamiento de los ciclos térmicos y el tiempo de enfriamiento aproximado

El comportamiento encontrado en la cuantificación de fases de las muestras se debe principalmente a que el incremento en la energía por pulso en la muestra causara que la zona tratada superficialmente reciba más energía del láser, lo que causara que se eleve aun mas su temperatura y se genere una mayor pendiente en el tiempo de enfriamiento o velocidad de enfriamiento, debido a un gradiente térmico mayor entre la zona fundida y el material base. La siguiente figura muestra la diferencia entre la pendiente de el tiempo de enfriamiento más bajo de la muestra 7 y la de el más alto de la muestra 24 o 27.

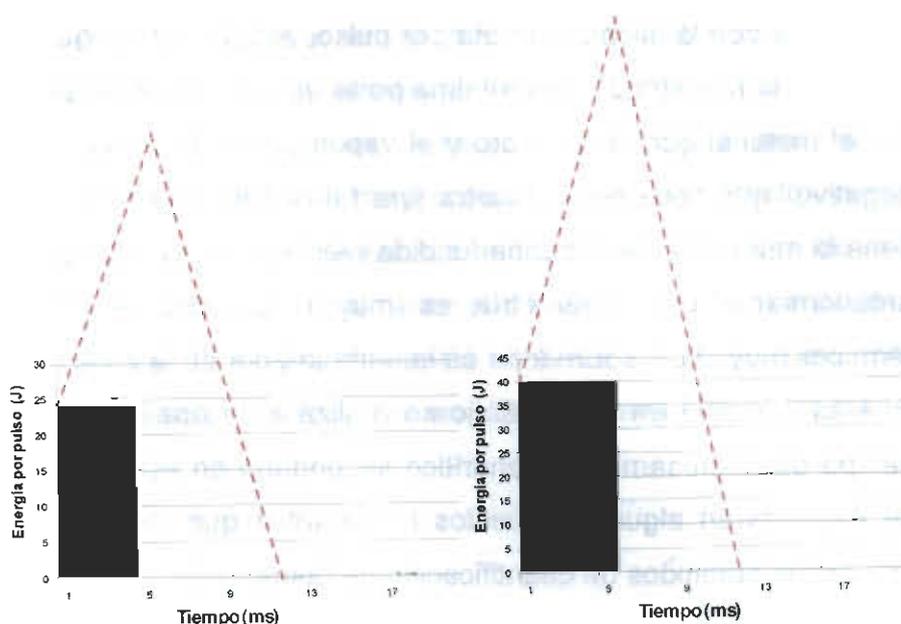


Figura 4.18. Diferencia entre tiempos de enfriamiento y gradientes térmicos con respecto a la energía por pulso de la muestra 7 y 24 o 27

Las graficas de la figura anterior muestran esquemáticamente que con el incremento de la energía por pulso existe una diferencia, en la pendiente de la recta del tiempo de enfriamiento o velocidad de enfriamiento, lo cual es ocasionado por un gradiente térmico mayor entre el material base y la zona fundida.

El objetivo de hacer un análisis de la velocidad de enfriamiento y los gradientes térmicos entre las muestras sometidas a cuantificación de fases, es que existe una relación entre la velocidad de enfriamiento, el tiempo que va a tener la zona fundida al solidificar y el tiempo de microsegregación de la fase secundaria. Si la energía por pulso es muy alta se generara un gradiente térmico muy grande como en las muestras 23, 24 y 27, por lo que la velocidad de enfriamiento será mucho mayor, lo que ocasionara que el tiempo de microsegregación disminuya y se obtenga un menor % de fase secundaria (ver Figura 4.15), en caso contrario como en las muestras 7, 8 y 15 la velocidad de enfriamiento será menor por lo que se tendrá más tiempo de microsegregación de la fase secundaria.

Es importante mencionar que en la Figura 4.15 el % de fase secundaria de la muestra 27 es mayor que el de la muestra 24, a pesar que ambas fueron

realizadas con la misma energía por pulso, esto lo más seguro es que se deba a que en la muestra 27 una mínima parte de la energía del pulso fue absorbida por el material que se evaporo y el vapor generado en el defecto de refuerzo negativo que tiene esta muestra (ver tabla 4.8), otra razón la geometría que tiene la muestra 23 en la zona fundida (ver figura 4.7), que como fue explicado anteriormente esta geometría es muy susceptible a propiciar gradientes térmicos muy altos, sobre todo en la parte inferior de la zona fundida.

Más adelante en este trabajo se realizara un análisis de la estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario en estas muestras, en el cual se encontraran algunos aspectos importantes que también influyeron en los resultados obtenidos de cuantificación de fases.

4.1.4 Resultados de microdureza

Para determinar si ocurrió un cambio en la dureza de los tratamientos superficiales de refundido con láser pulsado de las muestras seleccionadas, se midió la dureza en vickers (Figura 4.19) en HRC (Figura 4.20). Se encontró que en todas las muestras la dureza se incremento de 32 HRC a más de 43 HRC o de 320 vickers a más de 420 vickers, en las siguiente figura se observa la grafica comparativa de el promedio de microdureza en vickers de cada una de las muestras y el material base.

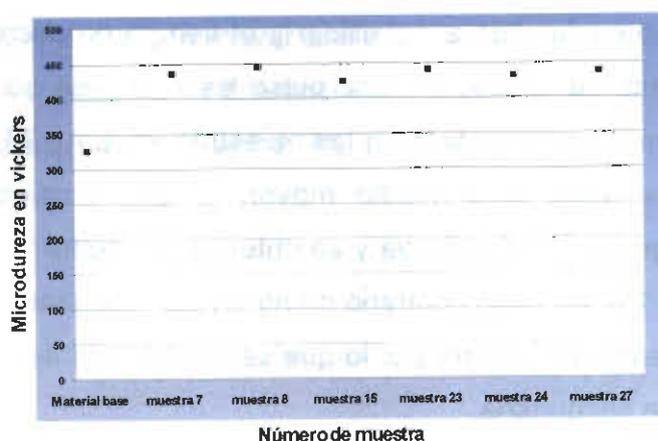


Figura 4.19. Microdureza de las muestras en vickers

Como se puede observar en la grafica anterior no se encontró en las muestras seleccionadas un patrón de comportamiento, ni una diferencia significativa en microdureza en vickers, lo que indica que las variables dimensionales, los parámetros de procesamiento y los defectos presentes en las muestras, no tienen un influencia significativa en la dureza de la aleación ASTM F-75 refundida superficialmente por láser pulsado. Para poder observar con mayor claridad la escasa diferencia en la microdureza, la siguiente figura muestra la promedio de microdureza en HRC, en cada una de las muestras y el material base.

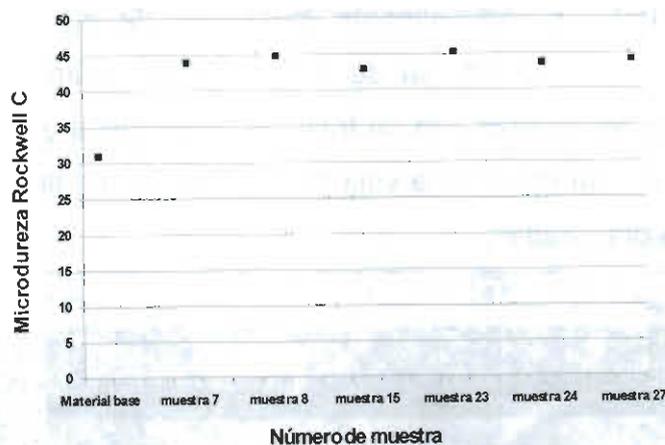


Figura 4.20. Microdureza de las muestras en Rockwell C

En la grafica anterior que existe una diferencia muy escasa entre la microdureza de las muestras, la media de dureza de todas las muestras es de 44.288 HRC con una escasa desviación estándar de 0.5033 HRC, tomando en cuenta que los equipo de ensayo de microdureza donde se realizó la prueba está calibrado para un error de ± 2 HRC, esta desviación estándar no es significativa. Por lo que se puede decir que la dureza de la aleación ASTM F-75 con el tratamiento superficial de refundido con láser pulsado aumenta aproximadamente de 12 HRC.

4.1.5 Resultados de prueba de desgaste

Una de las consideraciones más importantes que deben tomarse en cuenta dentro de las aplicaciones de la aleación ASTM F-75, es la resistencia al desgaste. Dentro de las hipótesis planteadas en este trabajo, una de ellas era que el tratamiento superficial de refundido láser superficial aumentaría la resistencia al desgaste de la aleación ASTM F-75, por lo que se procedió con la evaluación de desgaste superficial de las muestras seleccionadas anteriormente, utilizando un equipo de Pin-On-Disk.

Para tratar superficialmente cada una de las muestras, se prepararon muestras de forma circular de 3.9167 cm de diámetro y 0.7 cm de espesor totalmente recubiertas con un traslape aproximado del 50% entre cada uno de los barridos del láser en la superficie. La siguiente figura ilustra algunas de las muestras preparadas.

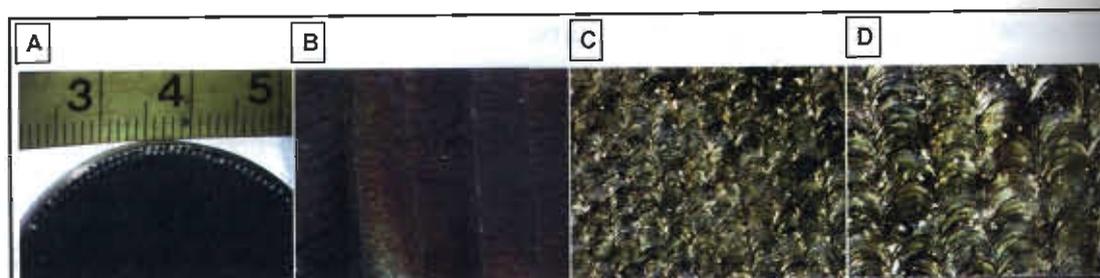


Figura 4.21. Tratamientos superficiales A) Muestra 23 6.3x, B) Muestra 23 20x, C) Muestra 7 20x y D) Muestra 7 63x

En la figura anterior se observa una diferencia notable entre la cantidad de traslapes de las muestras 23 y 7, sobre todo en las Figuras 4.21 B y 4.21 C que son micrografías a la misma magnificación. Es importante recordar que la prueba de desgaste fue realizada en superficies a acabado espejo, por lo que después del tratamiento superficial de refundido láser se procedió a desbastar y pulir las muestras para conseguir el acabado espejo.

Antes de realizar la prueba de desgaste se realizó una prueba de rugosidad en las muestras, con la finalidad de observar si existía diferencia en la rugosidad promedio (R_a) de cada una de las muestras y así poder encontrar una relación con los resultados que se encontrarían en la prueba de desgaste. La siguiente tabla muestra la rugosidad promedio R_a y la figura posterior

muestra el comportamiento de la rugosidad en la superficie de cada una de las muestras, es importante tomar en consideración que la rugosidad fue solamente evaluada en 1mm de la muestra.

Tabla 4.9. Rugosidad promedio de las muestras

Muestra	Promedio de rugosidad Ra (μm)
R	0.139
7	0.148
8	0.154
15	0.15
23	0.149
27	0.153

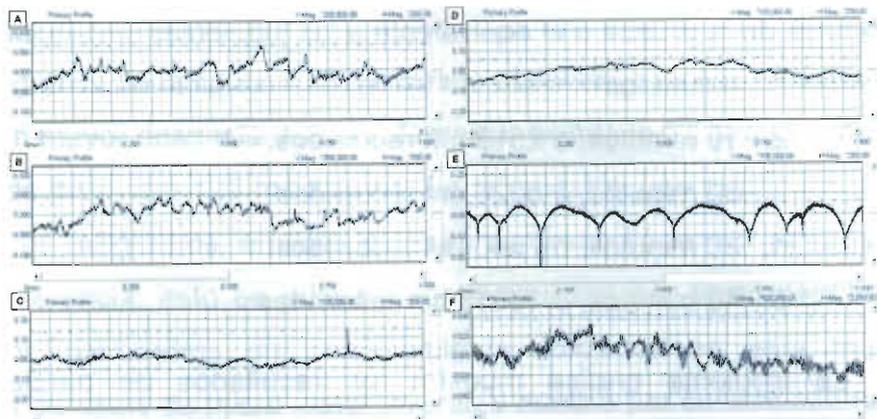


Figura 4.22. Rugosidad superficial de las muestras A) Referencia, B) Muestra 7, C) Muestra 8, D) Muestra 15, E) Muestra 23 y F) Muestra 27

Como se observa en la tabla y figura anteriores, todas las superficies de las muestras presentarán una tasa similar y relativamente baja de rugosidad de la superficie, esto debido a los procedimientos de acabado y pulido para obtener el acabado espejo, requerido para la prueba de desgaste Pin-On-Disk de cada una de las muestras.

Partiendo de que no se encontró una diferencia significativa de rugosidad en la superficie de las muestras, se realizó la prueba de desgaste Pin-On-Disk en cada una de las muestras y la referencia.

Los parámetros empleados en la prueba de desgaste Pin-On-Disk, se muestran en la Tabla 3.11 del capítulo anterior. Partiendo de los parámetros de la prueba se procedió a hacer algunos cálculos importantes para el análisis de los resultados. De la ecuación 36 se calculo la distancia total recorrida por el Pin, de la ecuación 37 el perímetro que se espera en la huella de desgaste y de

la ecuación 38 la velocidad de desplazamiento del Pin por unidad de longitud. La tabla siguiente muestra los resultados.

Tabla 4.10. Cálculos de parámetros importantes en la prueba Pin-On-Disk

Distancia recorrida (cm)	Perimetro (cm)	Velocidad (cm.min)
10053.088	3.14159	251.3272

El monitoreo del coeficiente de fricción (ver Ec. 13) se realizó mediante el software de LABVIEW y medición manual, este monitoreo se realizó cada 10 minutos de la prueba o el equivalente a las siguientes distancias recorridas:

1. 0 minutos
2. 10 minutos, o 2513 cm recorridos.
3. 20 minutos, o 5026 cm recorridos.
4. 30 minutos, o 7540 cm recorridos.
5. 40 minutos, o 10053 cm recorridos.

La siguiente grafica muestra los resultados de pérdida de peso en miligramos, después de la prueba de desgaste Pin-On-Disk de cada una de las cinco muestras seleccionadas y de la referencia, la cual no fue tratada superficialmente con refundido con láser Nd:YAG pulsado.

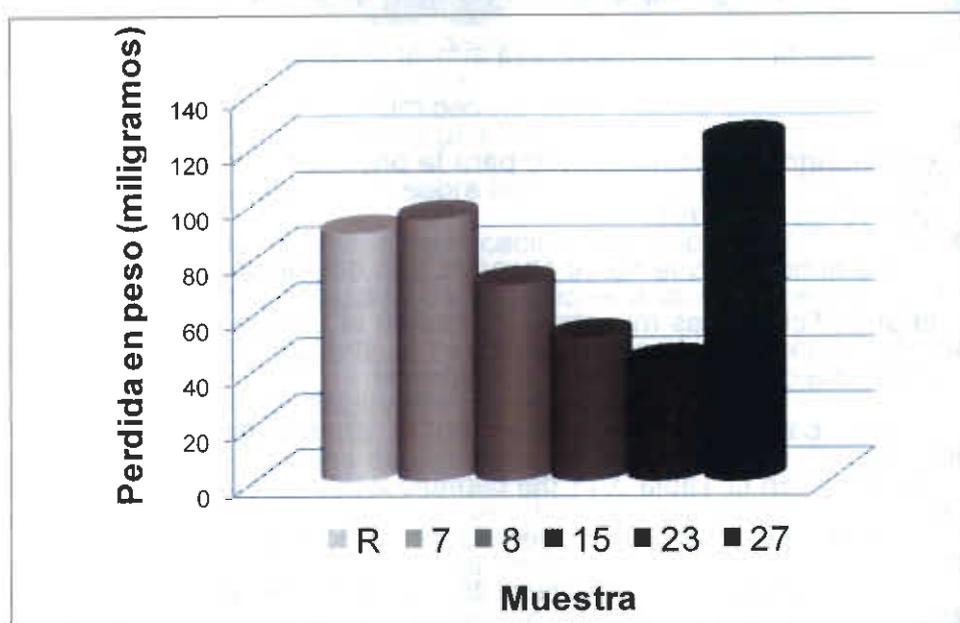


Figura 4.23. Pérdida de peso de las muestras sometidas a desgaste

Como se observa en la figura anterior tres de las muestras mostrarán claramente menos desgaste que la referencia la cual perdió 90 miligramos durante la prueba. La muestra 8 perdió 71 miligramos, la muestra 15 perdió 52 miligramos y la muestra 23 perdió 43 miligramos, lo cual indica que es posible incrementar la resistencia al desgaste superficial de la aleación ASTM F-75 mediante un tratamiento superficial de refundido con láser pulsado Nd:YAG.

Muestras 7 y 27

En la grafica de la figura 4.23, se puede observar que las muestras 7 y 27 mostrarán mayor desgaste que la referencia, siendo la 27 la que expuso mayor pérdida de peso con 123 miligramos. En la muestra 7 se midió una pérdida en peso de 95 miligramos, en esta muestra se presentó mayor pérdida en peso que la referencia, esto es principalmente causado por la susceptibilidad que tienen los parámetros de procesamiento utilizados en esta muestra de presentar defectos de micro-agrietamiento y huecos por contracción (ver Figura 4.13). El micro-agrietamiento y los huecos son zonas preferenciales para presentar daños en la superficie y pérdida de material, esto principalmente se debe a que cada vez que el Pin del equipo Pin-On-Disk pasa por una superficie agrietada, porosa o con huecos, el coeficiente de fricción y por lo tanto la fuerza de fricción en el desplazamiento del Pin van aumentar considerablemente, ya que estas zonas con defectos son propensas a limitar o atorar el deslizamiento, lo que causara mayor pérdida de material en la superficie. La siguiente figura muestra una grafica del comportamiento del coeficiente de fricción a lo largo de los 4 tiempos de monitoreados durante la prueba de desgaste Pin-On-Disk de la muestra 23 y de la referencia.

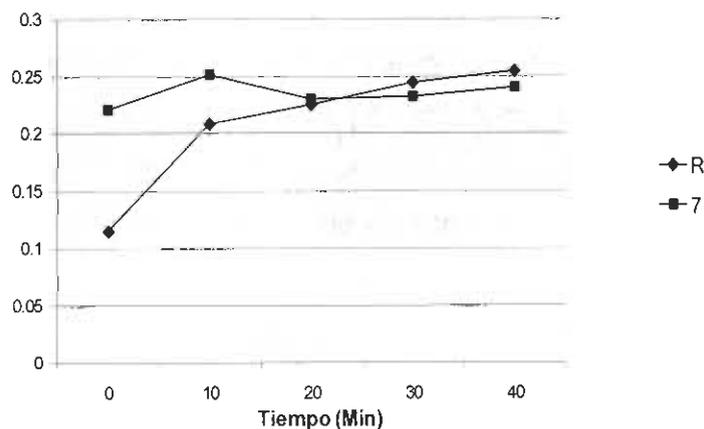


Figura 4.24. Coeficiente de fricción a través del tiempo, muestra 7 vs referencia

En la figura anterior se observa que el coeficiente de fricción al principio de la prueba es más alto en la muestra 7 a comparación de la referencia, de esto se podría inferir que la mayoría de los defectos se encuentran principalmente en la superficie y no son muy profundos, ya que después el coeficiente de fricción de la muestra 7 tiende a acercarse y estabilizarse a valores similares de coeficiente de fricción presentados por la referencia.

No se tenía contemplado que la muestra 27 tuviera tan pobre desempeño en la prueba de desgaste, ya que esta no presentaba defectos de porosidad y micro-agrietamiento en la zona refundida, solamente mostraba un defecto de refuerzo negativo en la superficie. Lo que se tenía planeado para esta muestra en un principio, era que el refuerzo negativo presente se eliminara durante el desbaste y pulido en el proceso de acabado espejo. La siguiente figura muestra lo que se esperaba obtener después del acabado espejo.



Figura 4.25. Tratamiento superficial de refundido esperado con los parámetros de la muestra 27

Pero con el tratamiento superficial de refundido utilizando los parámetros de la muestra 27 no se obtuvieron las características de la figura anterior, debido a que se presentó una zona con una gran concentración de huecos y marcas superficiales muy cercanas a la interface de traslape de los barridos de láser. La siguiente figura muestra esquemáticamente la interacción de los barridos con el láser durante el traslape de en el tratamiento de refundido superficial con los parámetros y la geometría de la zona refundida de la muestra 27.

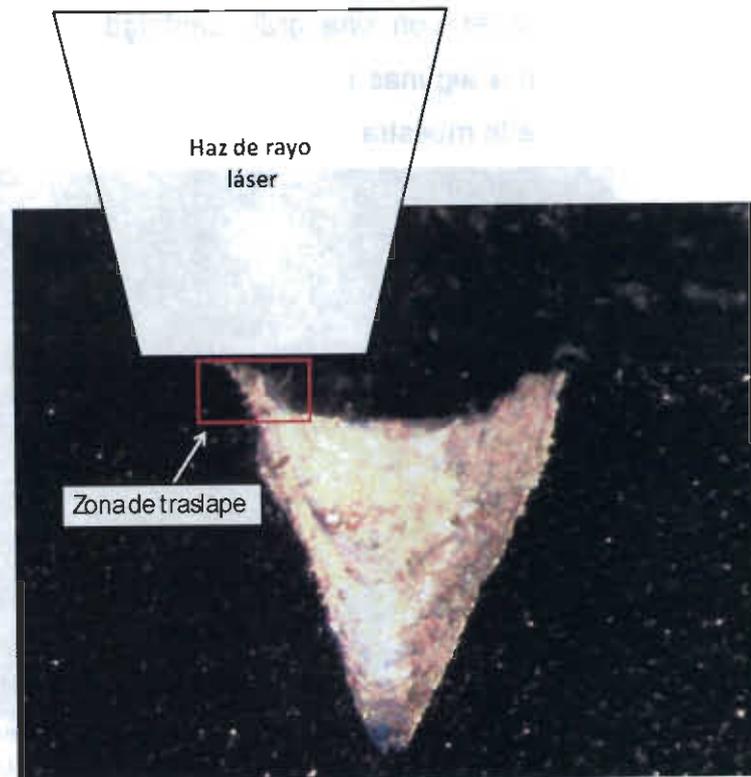


Figura 4.26. Esquema de la zona de traslape de los barridos con el láser en la muestra 27

Como se observa en la figura anterior, parte de la energía del láser está llegando a la superficie del lado izquierdo de la zona de traslape, la cual está evaporando el material llegando a una profundidad similar a la del refuerzo negativo de la muestra, pero la energía que llega al lado derecho o a la zona refundida que está por debajo del refuerzo negativo del primer barrido, se volverá a fundir e inclusive a evaporarse, esta acción de evaporación del material durante el traslape del segundo barrido en la zona que fue refundida por el primer barrido del láser creará una disimilitud superficial, esta disimilitud

superficial causara que parte del material en estado liquido de la zona del lado izquierdo del traslape se deslice hacia la zona de disimilitud superficial, pero este material en estado liquido no es capaz de cubrir en su totalidad la zona de disimilitud superficial, debido a su rápida solidificación y a que no es suficiente liquido para cubrir por completo esa zona. Por lo que después de realizar el acabado espejo en la muestra realizada con los parámetros de la muestra 27, se analizo con microscopia óptica y se encontró una zona situada en el traslape de los barridos del láser con una gran cantidad de huecos y marcas. La siguiente figura muestra algunas microfotografías de la zona de traslape después del acabado espejo de la muestra.



Figura 4.27. Defectos superficiales encontrados en la muestra 27

Claramente en la figura anterior se observa que los defectos de huecos y marcas se encuentran situados en las interfaces de traslape, por lo que es muy viable que la causa de estos defectos sea la que se explico anteriormente (ver Figura 4.26).

Los defectos que se encontraron a lo largo de toda la interface de traslape de los barridos del láser, causaron un desempeño muy pobre de resistencia al desgaste de el tratamiento de refundido de superficie con los parámetros de la muestra 27, como se mencionó antes, una de las principales razones de esto es que estas zonas son propensas a limitar y atorara el deslizamiento del Pin, lo que causa coeficientes y fuerzas de fricción mayores a comparación de una

superficie sana. La siguiente grafica (Figura 4.28) muestra el monitoreo de los coeficientes de fricción de la muestra 27 y la referencia, durante la prueba de desgaste Pin-On-Disk.

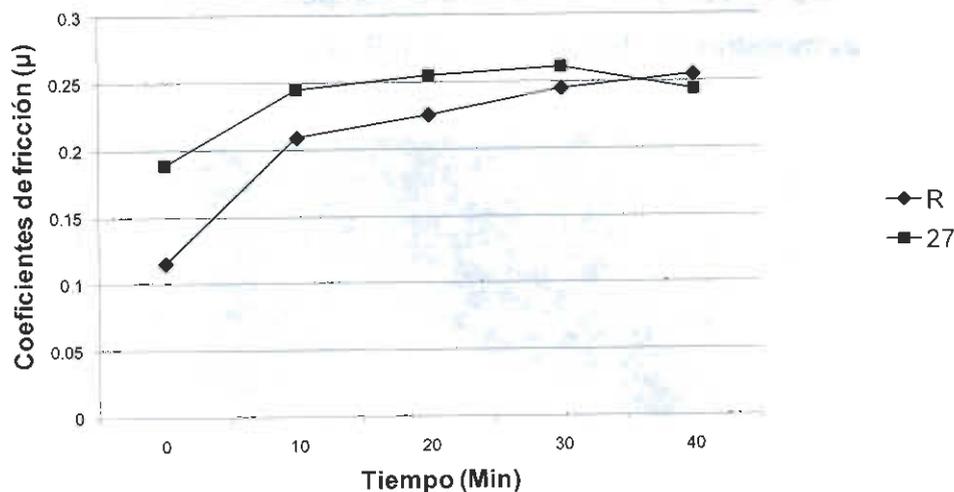


Figura 4.28. Monitoreo de el coeficiente de fricción de la muestra 27 y de la referencia

En la grafica anterior se puede ver que el coeficiente de fricción en la muestra 27 a lo largo de casi todo el tiempo de la prueba de desgaste, es significativamente mayor que el de la referencia, esto comportamiento del coeficiente de fricción revela que los defectos de la mayoría de huecos y marcas superficiales repercuten en gran parte del tiempo de la prueba de desgaste por lo que se infiere que estos defectos son significativamente profundos, por lo que limitaran y atoraran al pin casi a lo largo de toda la prueba.

Muestras 8, 15 y 23

Como se menciono anteriormente, al observar la grafica de la Figura 4.23, se sabe que las muestras 8, 15, 23 perdieron menos peso por desgaste (71, 52 y 43 miligramos) que la referencia (90 miligramos). El grado de pérdida de peso de cada una de estas muestras fue inversamente proporcional a la densidad de potencia y energía por pulso utilizadas durante el proceso de refundido láser

superficial de cada una de ellas, además fue inversamente proporcional a la penetración y ancho de la zona refundida, asimismo en ninguna de las muestras se encontraron defectos superficiales ni trasversales durante el análisis micro y macroestructural.

La siguiente figura muestra el comportamiento del coeficiente de fricción de las muestras 8, 15 y 23.

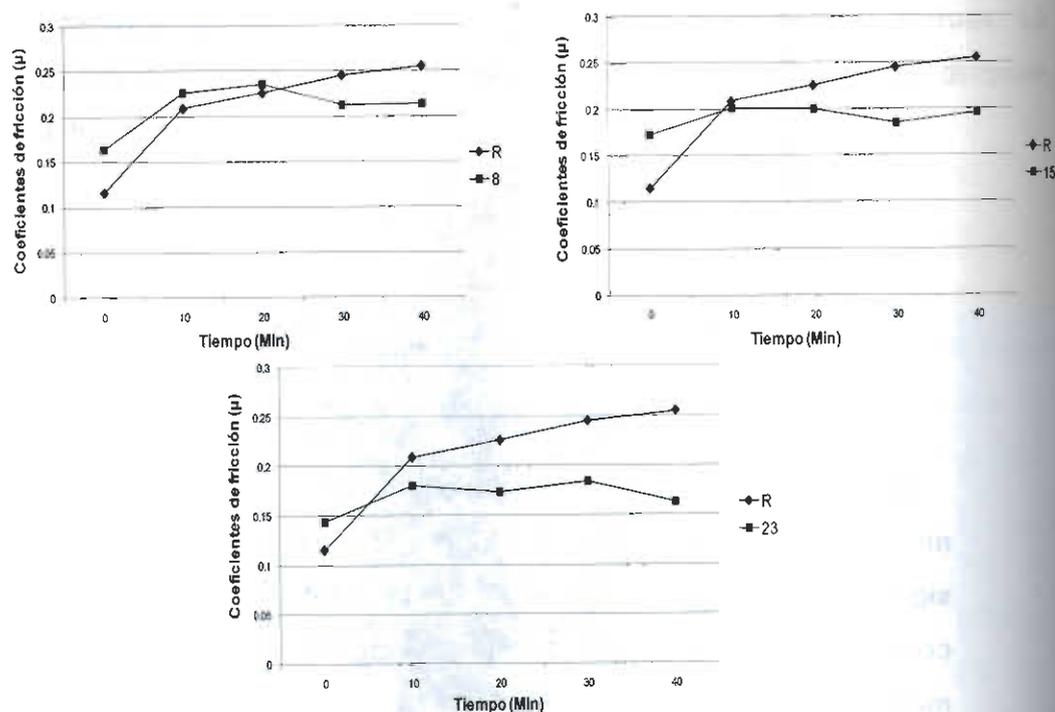


Figura 4.29. Coeficiente de fricción a través del tiempo en las muestras 8, 15 y 23

En la figura anterior claramente se observa un cambio significativo en el comportamiento del coeficiente de fricción de las muestras 8, 15 y 23, en la muestra 23 el coeficiente se estabiliza y baja más rápido que en la muestra 15, y el coeficiente de fricción se estabiliza y baja más rápido en la muestra 15 que en la 8.

Derivado de los resultados de pérdida de peso y de coeficiente fricción presentados anteriormente, se plantearon 3 hipótesis con el objetivo de explicar el porqué se encontraron diferencias en los resultados de pérdida de peso y de coeficientes de fricción (Figura 4.29) de las muestras 8, 15 y 27.

Las hipótesis sobre la causa de los resultados obtenidos son las siguientes:

1. La zona de interface en los traslapes de los barridos con láser (Figura 4.30), es más susceptible a sufrir la formación de protuberancias, por lo que mayor ancho de la zona refundida disminuirá los traslapes y las zonas con protuberancias. La cantidad aproximada de traslapes de barridos por los que paso el Pin durante la prueba de desgaste fue de: Muestra 8 = 21, Muestra 15 = 19 y Muestra 23 = 15

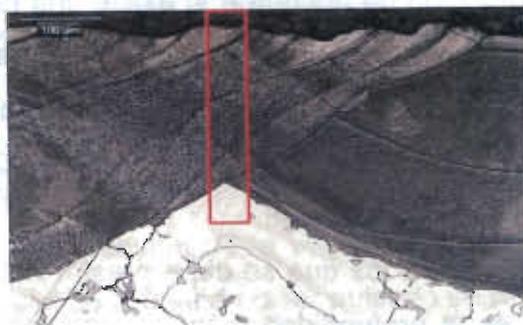


Figura 4.30. Protuberancias en la interface en los traslapes de los barridos con láser

2. Mayor refinamiento de grano (Figura 4.31), causado por una solidificación más rápida (ver Figura 4.18), la cual ocasionada por gradientes térmicos mas grandes entre el material base y la zona refundida.

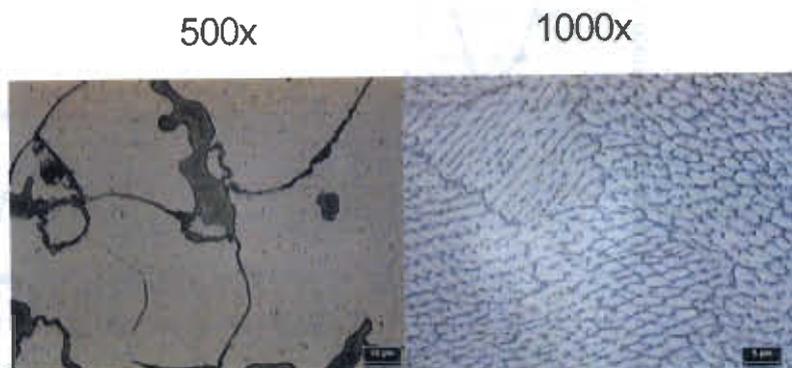


Figura 4.32. Comparación en el tamaño de grano entre el material base y la zona refundida

3. Cuando hay menor cantidad de dendritas secundarias, hay mayor espaciamiento dendrítico lo cual causara mayor coeficiente de fuerza fricción y por lo tanto una mayor fuerza de fricción. Para encontrar si existe diferencia entre las muestras se realizó un análisis del

espaciamiento dendrítico secundario (EDS) y se estimó el tiempo de engrosamiento dendrítico secundario (TEDS) en las muestras seleccionadas anteriormente.

4.1.6 Resultados de la estimación de EDS y TEDS

Con la intención de encontrar si existe una relación con los resultados de la prueba desgaste y la fineza y espaciamiento de las dendritas secundarias, se midió el espesamiento dendrítico secundario (EDS) a tres distintas profundidades a 50 micras, $Z_0 / 2$ y a $Z_0 - 50\mu\text{m}$, donde Z_0 es la máxima profundidad de la penetración.

Los resultados a los que se debe prestar más atención son a los EDS a 50 μm ya que es la profundidad más cercana a la superficie. La siguiente figura muestra una grafica del EDS de las muestras seleccionadas, se incluye la 24 para tener más referencias en el análisis.

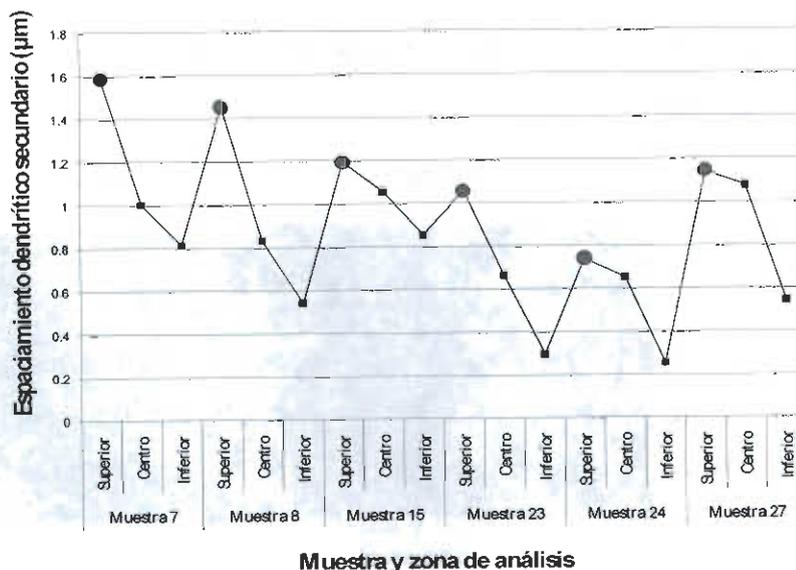


Figura 4.33. EDS de las muestras seleccionadas

La tendencia de la grafica anterior es muy clara, las muestras que fueron realizadas con mayor energía por pulso, mostrarán menor EDS, esto se debe principalmente a que con mayor energía de pulso el gradiente de temperaturas entre el material base y la zona refundida es mucho mayor y por lo tanto la

pendiente en la recta de la velocidad de enfriamiento (ver figura 4.18) es también mayor, esto ocasionara que el tiempo de engrosamiento dendrítico sea menor, y por lo tanto se forme una mayor cantidad de dendritas y asimismo una estructura dendrítica fina y con menor EDS. En el caso de la muestra 27 no se encontró la misma tendencia a consecuencia de la absorción de la energía del láser para evaporar el material en el refuerzo negativo y por la absorción de la energía por el vapor ocasionado por este defecto. Existe una diferencia en el EDS superficial (profundidad a 50 μm) de las muestras que mostraron mayor resistencia al desgaste, la muestra 8 tuvo un EDS de 1.452 μm , la muestra 15 tuvo un EDS de 1.1955 μm y la 23 1.056 μm por lo que el EDS es inversamente proporcional a la perdida en peso.

Para una más clara comprensión de la velocidad y tiempo de enfriamiento en el tratamiento superficial de refundido láser pulsado se realizó un estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario (TEDS), para esta estimación se utilizo la ecuación empírica de Flemings (ecuación 35 [101]).

La siguiente figura muestra la estimación del TEDS en las tres diferentes profundidades y el promedio de cada una de las muestras.

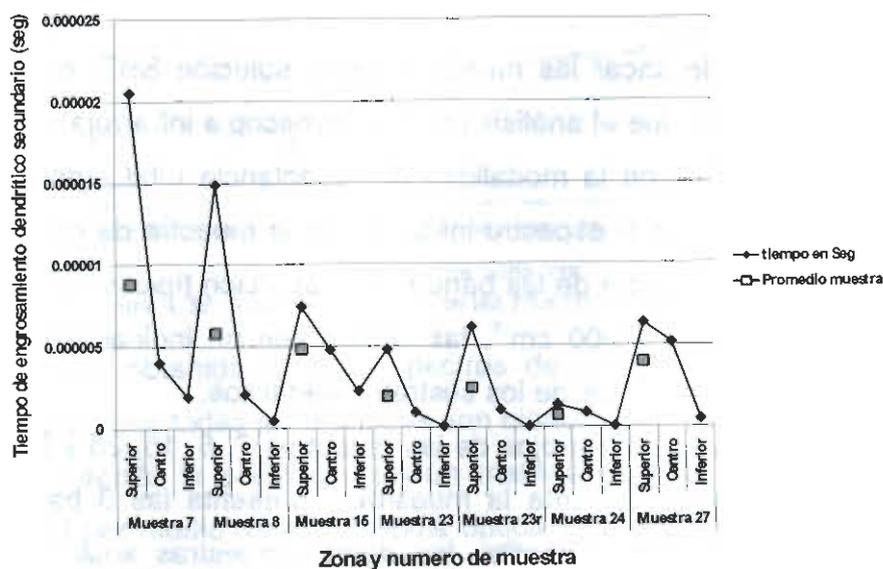


Figura 4.34. Estimación del TEDS de las muestras seleccionadas

En la figura anterior se observa el mismo comportamiento obtenido en la Figura 4.33 de EDS, por lo tanto se infiere que el tiempo de engrosamiento

dendrítico es inversamente proporcional a la energía por pulso y al gradiente térmico entre el material base y la zona refundida. Es importante notar que todas las muestras exhibieron la misma tendencia en el comportamiento de TEDS, siendo la superficie de la zona refundida la que tuvo mayor TEDS, seguida por el centro, y la más lenta en TEDS fue la parte inferior, esto se debe principalmente a que el tratamiento superficial de refundido láser Nd:YAG fue realizado por láser pulsado en el modo de fusión por conducción, y como se mencionó anteriormente este modo de fusión se caracteriza por que la transferencia de calor y de energía solamente se trasladan por conducción, por lo que el grado de calor conducido es dependiente de la profundidad, y se puede deducir que el grado de calor que llega a profundidades superiores será menor y además existirá mucha área de disipación por lo que la velocidad de enfriamiento será muy grande.

4.1.7 Resultados de bioactividad

Crecimiento de apatita en los sustratos de Co-Cr-Mo

Después de sacar las muestras de la solución SBF, el primer paso en la caracterización fue el análisis por espectroscopia infrarroja por transformada de Fourier (FTIR) con la modalidad de reflectancia total atenuada. En la Figura 4.35 se presenta el espectro infrarrojo de la muestra de referencia; en esta se observa la presencia de las bandas de absorción típicas del enlace P-O a 1054 cm^{-1} , 566 , 598 y 600 cm^{-1} , las cuales son un indicador de la presencia de apatita en la superficie de los sustratos metálicos.

Los espectros infrarrojos de las muestras 7, 8, 15, 23 y 27 se presentan en la figura 4.36; solamente la muestra 7 presenta las 3 bandas de absorción características de la apatita, las demás muestras solamente presentan las bandas de absorción en 566 , 598 y 600 cm^{-1} . Las diferencias observadas en la intensidad de las bandas de absorción correspondientes al estiramiento P-O pueden deberse a la cantidad presente de apatita en cada muestra y también a

implicaciones propias del método de análisis por ATR, por lo que no se puede dar una interpretación cuantitativa de las bandas de absorción.

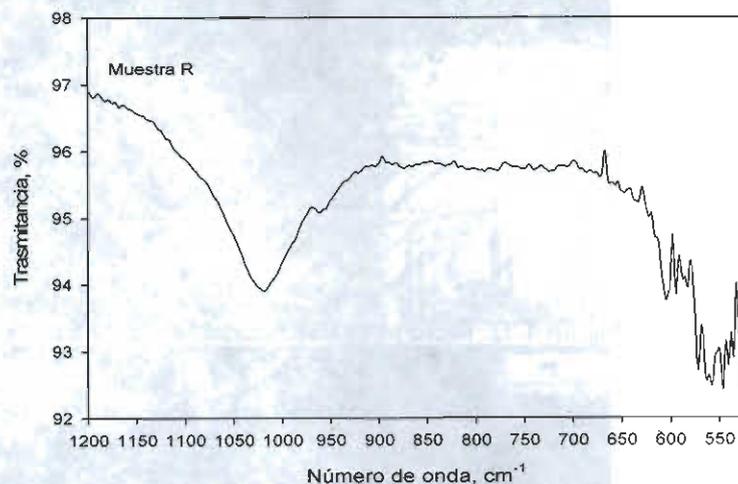


Figura 4.35. Análisis por FTIR de la referencia

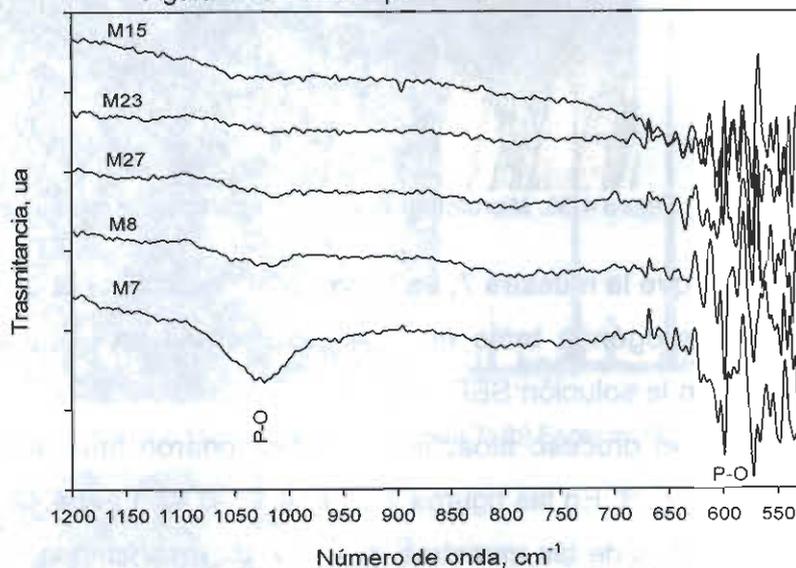


Figura 4.36. Análisis por FTIR de las muestras 7, 8, 15, 23 y 27

La inferencia obtenida de los espectros de infrarrojo presentados en las figuras 2 y 3 es que todas las muestras son bioactivas.

Una vez inferida la presencia de un material apatítico, se procedió a su identificación por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido. En las siguientes Figuras 4.37 y 4.38 obtenidas por microscopía óptica se detectó material en la superficie, el cual corresponde a la fase en cuestión.



Figura 4.37. Micrografía de corte transversal de la muestra 7



Figura 4.38. Microfotografía de corte transversal en la Muestra 23

Al igual que la muestra 7, en la probeta 23 se observa una pequeña capa, la cual es heterogénea tanto en el espesor como en la superficie principal de contacto con la solución SBF.

Aplicado el proceso bioactivo se seleccionaron una serie de muestra para análisis por MEB. En las figuras 4.39 a, 4.40 a, 4.41 a y 4.42 a se presentan las microfotografías de las muestras R, 7, 8 y 15, respectivamente. Y en las figuras 4.39 b, 4.40 b, 4.41 b y 4.41 b se presenta el espectro de energía de las muestras R, 7, 8 y 15, respectivamente. El análisis químico semicuantitativo mediante espectroscopia de difracción de electrones (EDS), realizado en las muestras tratadas en SBF indicó la presencia de los elementos químicos calcio y fósforo; la presencia de estos elementos es indicativo de la presencia de apatita. La caracterización estructural y morfológica de las superficies de los sustratos metálicos tratados en SBF indica la presencia de una fase de forma esférica, que al ser analizadas por EDS se detectó la presencia de calcio y fósforo.

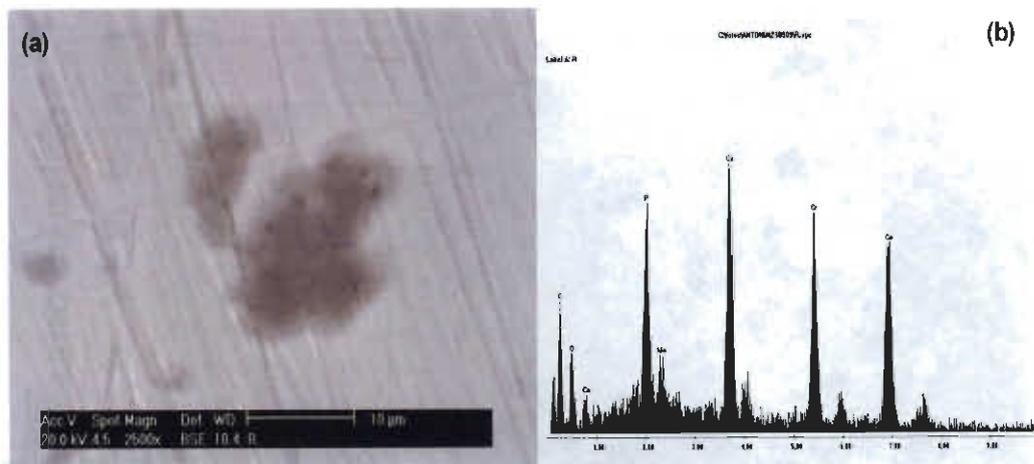


Figura 4.39. (a) Micrografía de la muestra R; (b) Espectro EDS de la muestra R.

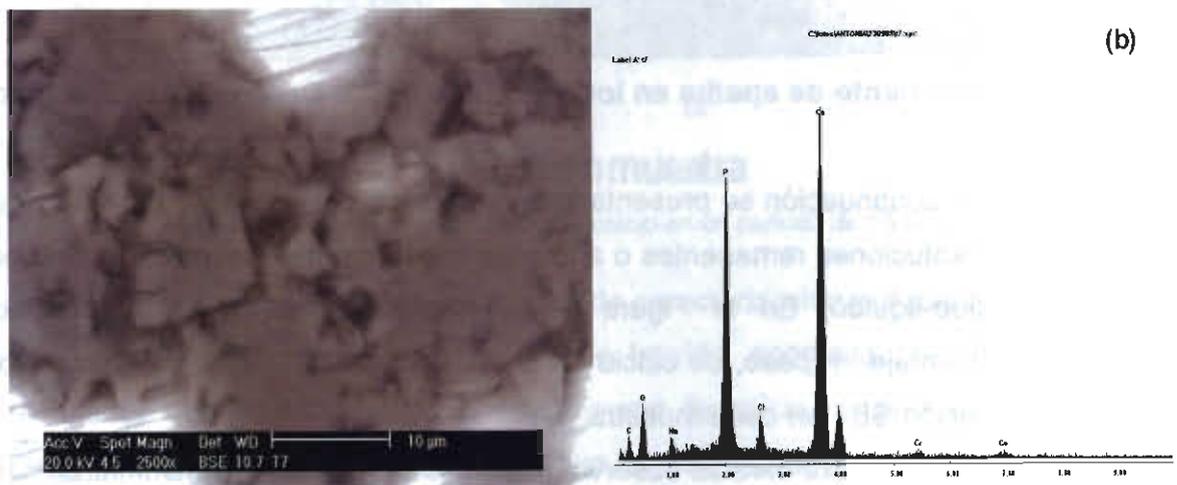


Figura 4.40. (a) Micrografía de la muestra 7; (b) Espectro EDS de la muestra 7.

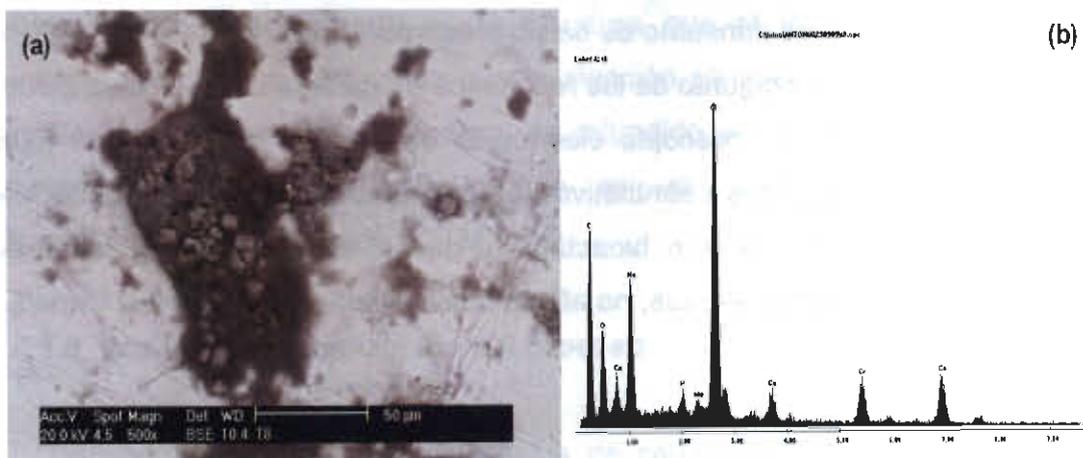


Figura 4.41. (a) Micrografía de la muestra 8; (b) Espectro EDS de la muestra 8.

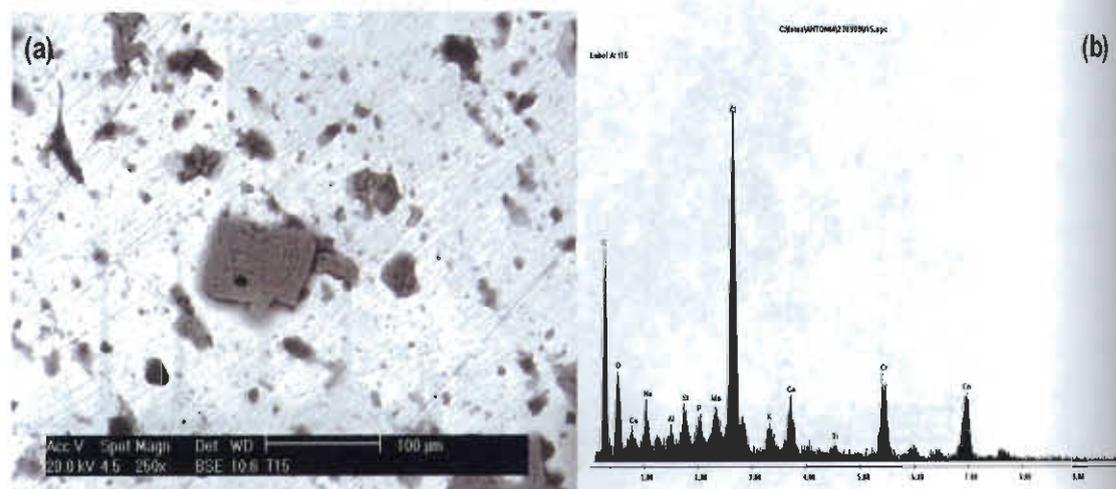


Figura 4.42. (a) Micrografía de la muestra 15; (b) Espectro EDS de la muestra 15.

Crecimiento de apatita en los sustratos de Co-Cr-Mo: adsorción de calcio

A continuación se presentan los resultados del análisis químico de calcio en las soluciones remanentes o agotadas que proceden después de la separación sólido-líquido. En la Figura 4.43 se presenta el consumo promedio, en porcentaje en peso, de calcio en un periodo de 15 días y con 3 cambios de la solución SBF en cada muestra.

En la Figura 4.43 se observa que todas las muestras consumieron calcio; las muestras R, M8 y M27 son las que consumieron más calcio y la muestra M23 es la que menos consumo de calcio presentó.

Del análisis conjunto de los resultados de caracterización por espectroscopia infrarroja-ATR, microscopia electrónica de barrido, acoplada con EDS, y los resultados químicos cuantitativos de consumo de calcio, se puede inferir que todas las muestras son bioactivas y que el tratamiento superficial por láser previamente dado a estas, no afecta cualitativamente en la bioactividad.

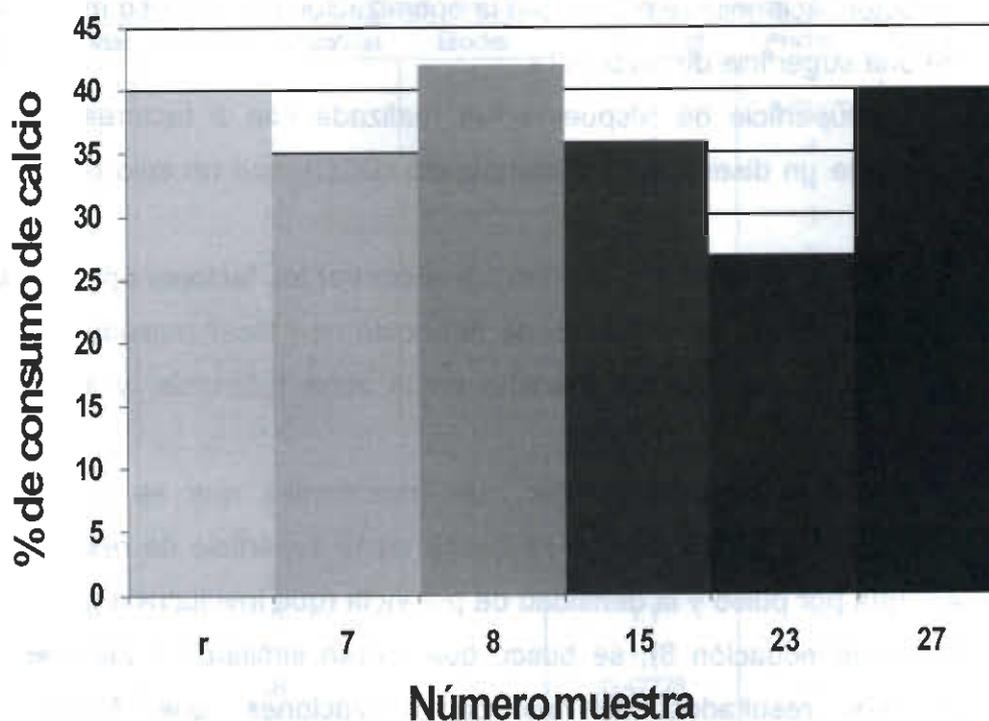


Figura 4.43. Consumo promedio de calcio en un periodo de 15 días

Del análisis conjunto de los resultados de caracterización por espectroscopia infrarroja-ATR, microscopia electrónica de barrido, acoplada con EDS, y los resultados químicos cuantitativos de consumo de calcio, se puede inferir que todas las muestras son bioactivas y que el tratamiento superficial por láser previamente dado a estas, no afecta cualitativamente en la bioactividad. Además se ha encontrado en la literatura que el tratamiento térmico de solubilizado de carburos causa que la aleación se vuelva bioinerte [104-105], por lo que el tratamiento superficial de refundido por láser se ha comportado mejor en ese sentido, por lo que es un buen método para tratar superficialmente la aleación ASTM F-75.

4.1.8 Modelo de optimización del proceso

Derivado del análisis de los efectos de cada una de las variables en un proceso de refundido láser y de los resultados en las diferentes

caracterizaciones, se procedió a la optimización del proceso mediante el diseño de una superficie de respuesta.

La superficie de respuesta fue realizada con 3 factores (ver tabla 3.6), mediante un diseño central compuesto (DCC), con un solo bloque y 6 puntos axiales.

El objetivo de la optimización fue encontrar los factores óptimos para realizar tratamientos de superficiales de refundido con láser pulsado Nd:YAG, con el máximo de penetración y ancho en la zona refundida, y además libres de defectos.

Los cálculos de variables más importantes que se realizaron para la selección de los niveles en el diseño de la superficie de respuesta, fueron la energía por pulso y la densidad de potencia (que involucra a el factor ancho del spot, ver ecuación 8), se busco que fueran similares a los que presentaron mejores resultados en las caracterizaciones que fueron efectuadas anteriormente. La energía por pulso utilizada para todas las muestras de la superficie de respuesta fue de 30 J, que es muy cercana a la de las muestras 15 y 23 del diseño de experimentos. La densidad de potencia de la muestras de la superficie de respuesta, oscilo entre 5937 y 14764 watts/mm², esta oscilación se extiende en un rango que cubre las densidades de potencia de las muestras 15 y 23 del DOE exploratorio.

Los otros dos factores, que son la frecuencia y la velocidad de barrido del láser fueron seleccionados para la optimización de la energía consumida por unidad de área tratada superficialmente.

En la siguiente Tabla se observa el diseño de la superficie de respuesta.

Tabla 4.11. Diseño de la superficie de respuesta

Orden estándar	Orden de realización	Bloques	V (mm.seg)	Ancho *	Frecuencia (Hz)
16	1	1	1.1	4	3.5
12	2	1	1.1	5.68179	3.5
15	3	1	1.1	4	3.5
10	4	1	1.77272	4	3.5
2	5	1	1.5	3	3
7	6	1	0.7	5	4
1	7	1	0.7	3	3
3	8	1	0.7	5	3
4	9	1	1.5	5	3
6	10	1	1.5	3	4
20	11	1	1.1	4	3.5
11	12	1	1.1	2.31821	3.5
17	13	1	1.1	4	3.5
18	14	1	1.1	4	3.5
14	15	1	1.1	4	4.3409
19	16	1	1.1	4	3.5
13	17	1	1.1	4	2.6591
9	18	1	0.42728	4	3.5
5	19	1	0.7	3	4
8	20	1	1.5	5	4

* Los niveles del ancho fueron tomados con la escala del equipo, la cual se caracterizo anteriormente (ver tabla 4.2)

En la tabla anterior se observan claramente los seis puntos centrales, ademas se ve que solamente se requirió de 20 muestras en el diseño.

Las muestras se caracterizaron por estereoscopia óptica, en la caracterización se hizo una cuantificación de defectos y se midió el ancho y la penetración de cada muestra. En la siguiente figura se observan micrografías de las muestras de orden de realización, de la 8 a la 11, 12 a la 15 y 16 a la 19.

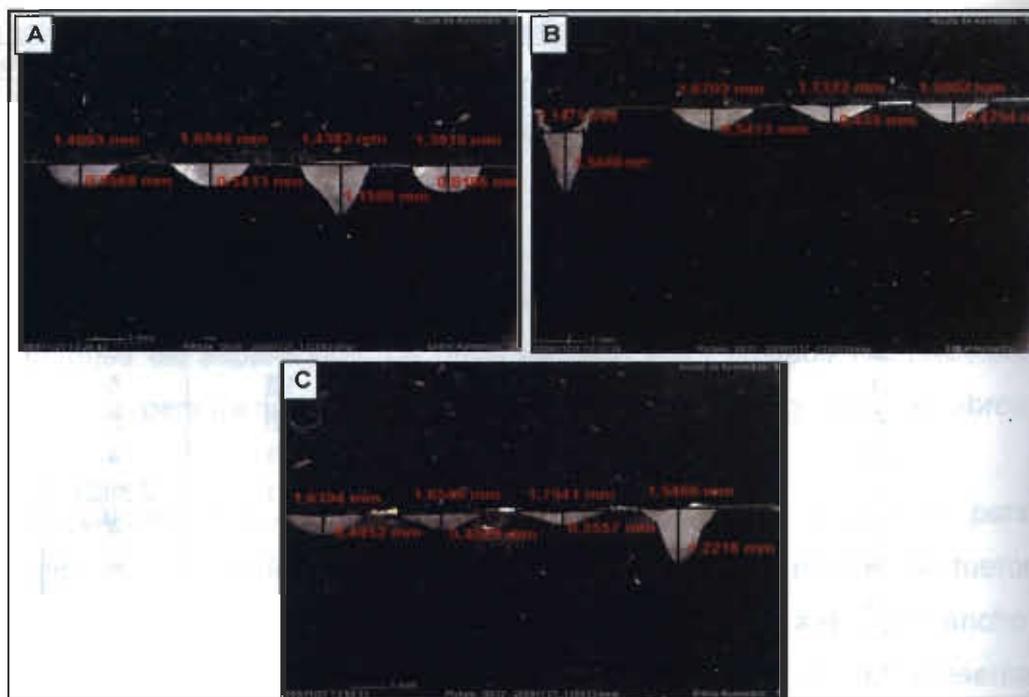


Figura 4.43. Micrografías de muestras de la superficie de respuesta A) 8 a la 11, B) 12 a la 15 y C) 16 a la 19

En la figura anterior se puede observar que existe una gran variedad de geometrías, las cuales difieren notablemente en la penetración de la zona refundida, esto se debe al gran cambio que genera la variación en los niveles del ancho del spot en la variable de densidad de potencia, mas sin embargo se pueden observar geometrías que presentan buena relación penetración:ancho como son las de orden de realización 10 de la Figura 4.43 A, 12 de la Figura 4.43 B y 19 de la Figura 4.43 C, la muestra con orden de realización 10 y la 12 fueron realizadas con un ancho de spot de 1.0208 mm y la 19 con un ancho de spot de 0.8042 que es un punto axial en la superficie de respuesta, estos anchos son correspondientes al número de escala del equipo 3 y 2 respectivamente (ver Tabla 4.2). Una de las cosas que es importante mencionar es que la geometrías de las muestras con orden de realización 10 y 12 son similares a la de la prueba 23, la cual al ser aplicada en tratamientos superficiales de refundido con láser mostro mejores resultados de resistencia al desgaste, así mismo en la geometría de la muestra con orden de realización 19 se observa una gran profundidad de refuerzo negativo, que como se

menciono antes no es recomendable ya que entre otras cosas se esperaba que esta geometría aplicada a un tratamiento de superficie de refundido tuviera un desempeño pobre en pruebas de desgaste superficial Pin-On-Disk.

La siguiente tabla muestra los resultados de ancho y penetración de cada una de las muestras.

Tabla 4.12. Resultados de ancho, penetración y R. P:A de la superficie de respuesta

Orden de realización	Ancho (mm)	Penetración(mm)	R P:A
1	1.3779	0.6889	0.500
2	1.7997	0.2953	0.164
3	1.3216	0.6186	0.468
4	1.4693	0.6341	0.432
5	1.5157	0.928	0.612
6	1.5621	0.433	0.277
7	1.5157	1.0053	0.663
8	1.4693	0.5568	0.379
9	1.6549	0.5413	0.327
10	1.4383	1.1599	0.806
11	1.3919	0.6186	0.444
12	1.1471	1.5466	1.348
13	1.6703	0.5413	0.324
14	1.7322	0.433	0.250
15	1.5002	0.4794	0.320
16	1.6394	0.4952	0.302
17	1.6549	0.4021	0.243
18	1.7941	0.3557	0.198
19	1.5466	1.2218	0.790
20	1.7941	0.3403	0.190

Una vez obtenidos los resultados de ancho, penetración y relación penetración:ancho se realizó el análisis de la superficie de respuesta para ver la influencia de los factores.

La variable de respuesta que presento mayor multicolinealidad fue la de penetración de la zona refundida que era lo que se esperaba con la selección de los factores y sus niveles.

Como se menciono antes, el objetivo de la optimización era maximizar el ancho, penetración y obtener una geometría en la zona refundida con una

buena variable de relación penetración:ancho, y asimismo libre de defectos. Si se optimiza la variable de respuesta de penetración es posible encontrar un área geométrica de la zona refundida, que tenga buenas variables dimensionales de respuesta.

Para analizar los resultados de la variable de respuesta penetración y relacionarlos con los factores de la superficie de respuesta, las graficas de contornos son de gran ayuda para el desarrollo de los criterios para interpretar los resultados máximos de penetración que se obtengan con la optimización. La siguiente figura muestra la grafica de contornos del factor ancho del spot contra el factor velocidad de barrido, tomando como constante la frecuencia a 3.5 Hz.

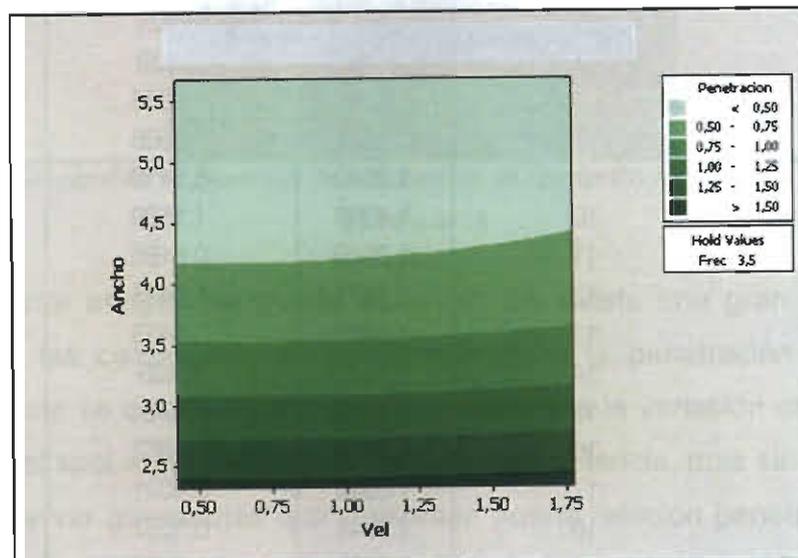


Figura 4.44. Grafica de contornos del factor ancho contra la velocidad de barrido.

En la grafica anterior se observa con claridad que el factor de velocidad de barrido tiene muy poca significancia en la variable de respuesta penetración, ya que al aumentar la velocidad de barrido es muy poca la curvatura que se observa en los bordes de las áreas de color verde, las cuales representan las diferentes penetraciones de la zona refundida. Comparando estos resultados con los encontrados en la revisión del estado del arte, en los cuales se dice que la penetración es uniforme siempre y cuando la distancia recorrida entre pulsos "S" (ver Fig. 2.40) sea menor al 20% de la zona tratada por el láser [14], se encuentra que la S para la máxima velocidad de barrido de la grafica (1.75) a 3.5 Hz de frecuencia es igual a 27.59 %, por eso es que se observa, que en los

os. Si
ar un
ables
ión y
as de
pretar
n. La
contra
Hz.

bordes de las áreas de penetración en la grafica, a velocidades cercanas a 1.75 mm/seg la curvatura tiende a aumentar. Otra cosa que es importante que se observe e identifique en la Figura 4.40, es el área de los valores de penetración con los que se obtendrán las variables de dimensión de la zona refundida mejores (ancho y relación penetración ancho) y sin defectos, que con los resultados de la caracterización, en este caso estarían en el 3 (ya que el 2.5 no existe en la escala del equipo) de la variable ancho que es la tercera área de arriba hacia abajo, ya que como se observo en el análisis del DOE exploratorio, una relación penetración: ancho mayor a 1 lo más seguro es que venga acompañada de un refuerzo negativo y uno muy pequeño podría causar el defecto de agrietamiento por tensión superficial. Como es el caso de la muestra 12 (ver figura 4.43).

La siguiente figura muestra la grafica de contornos del factor ancho del spot contra el factor frecuencia, tomando como constante el factor de velocidad de barrido a 0.7 mm.seg.

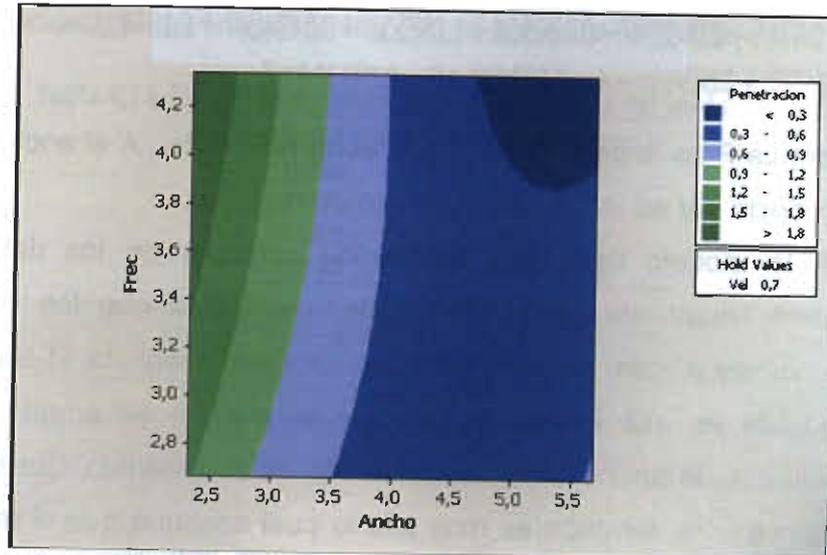


Figura 4.45. Grafica de contornos del factor ancho contra frecuencia

En la grafica anterior se observa que el factor de frecuencia tiene una mayor significancia en el comportamiento en la variable de respuesta de penetración que la velocidad de barrido, esto se debe a que en grafica se observan predicciones que están en un rango de respuesta de penetración muy alto y lo

mas probable que se encuentren con una relación penetración:ancho mayor que 1, por lo que las áreas de penetración muy grande involucrarían muestras donde se encontraría una gran cantidad de refuerzo negativo y los efectos que este causa, es por eso que se dificulta encontrar una clara relación de las variables. En cambio en las áreas que están en un rango más bajo de penetración, el comportamiento es similar al de la grafica de la figura 4.44, ó sea no existe una significancia variación de la variable de respuesta penetración con respecto a la frecuencia. Como última observación en la grafica anterior, el área mas conveniente de penetración y sus respectivos factores, seria entre la gris y la verde, o sea a 3 de ancho de spot.

Una vez analizada la influencia los factores, y el áreas convenientes para realizar los tratamientos láser de refundido, se puede comenzar con la interpretación del modelo.

El modelo de la superficie de respuesta, que se obtuvo para predecir la penetración fue el siguiente

$$P = 0.8765 + 0.04339V - 0.92656A + 1.19855F + 0.04248V^2 + 0.15743A^2 - 0.04248F^2 + 0.00969V * A - 0.03863V * F - 0.19330A * F \quad \text{Ec.49}$$

donde P es la penetración de la zona refundida , A el ancho de spot, F es la frecuencia y V es la velocidad de barrido de láser.

Este modelo tiene una desviación estándar de los datos adaptados al modelo lineal de $S = 0.1326$, lo que indica que los datos se adaptan relativamente con poco error a un modelo lineal, la R-Sq = 91.8%, la R cuadrada es alta lo cual indica que el modelo se adapta muy bien a los resultados de ancho de la zona fundida, la R cuadrada ajustada fue de R-Sq (adj) = 84.4%, también es muy alta lo cual describe que el modelo representa muy bien la variabilidad de los datos obtenidos de la respuesta de penetración de la zona fundida.

Para simplificación del modelo es posible descartar las variables que no tienen mucha significancia. Como se observo en el análisis de las graficas de contorno, la velocidad no mostro mucha significancia en la variable de

respuesta de penetración. La ecuación del modelo simplificado se muestra a continuación.

$$P = 1.5797 - 0.9199A + 0.8103F + 0.1579A^2 - 0.1933A * F \quad \text{Ec.50}$$

Al simplificar el modelo, es mucho más fácil el cálculo de la variable de respuesta, y además se obtuvo una disminución en la desviación estándar S a 0.1105, la R -Sq se mantiene muy similar (91.5%) y aumenta significativamente la R -Sq (adj) a 89.2% por lo que el modelo describe mejor la variabilidad de los datos obtenidos en la respuesta de penetración de la zona fundida.

Una vez obtenido el modelo se obtuvieron las graficas de superficie de respuesta. Antes de comenzar con el estudio de las graficas de respuesta es conveniente hacer un cálculo de las densidades de potencia para los distintos valores de ancho del spot, esto con la finalidad de facilitar el análisis de las graficas. La Tabla 4.13 muestra las densidades de potencia de los diferentes anchos de spot utilizados.

La siguiente figura muestra la grafica de superficie de los factores ancho del spot y velocidad de barrido, obtenida con el software MINITAB.

Tabla 4.13. Densidad de potencia para los anchos del spot utilizados

Ancho del spot (mm)	D. de P (watts/mm ²)
1.2682	5937.399221
1.1774	6888.484506
1.0208	9164.112797
0.8042	14765.34542

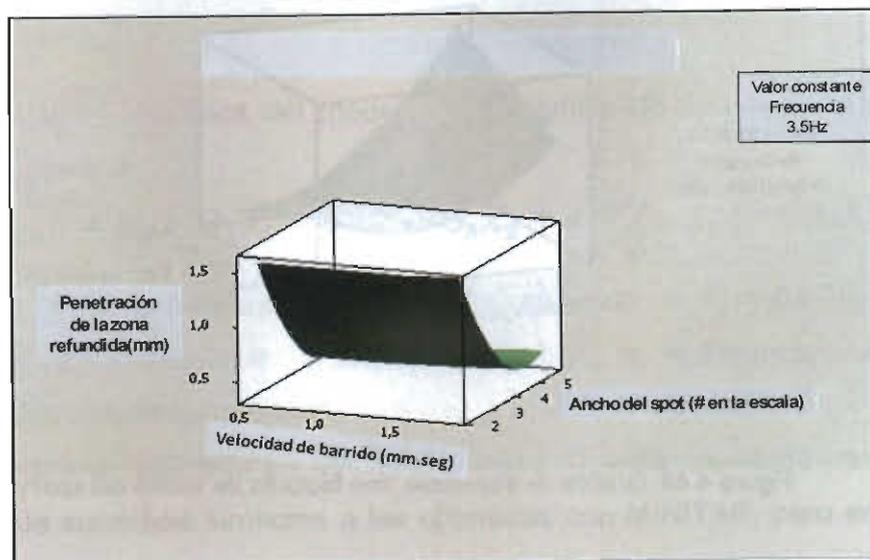


Figura 4.46. Grafica de superficie, con factores de ancho del spot y velocidad de barrido

En la grafica de la Figura 4.46, nuevamente queda claro que el factor velocidad de barrido no es de mucha significancia para la variable de respuesta de penetración de la zona refundida, ya que no es visible que exista una variabilidad significativa de la respuesta cuando existe un cambio en este factor, sin embargo en el factor de ancho del spot se observa una gran variabilidad en la variable de respuesta, esto se debe a que la densidad de potencia del láser es inversamente proporcional al ancho del spot.

Viendo estos resultados en términos prácticos, se infiere que es posible realizar un tratamiento superficial con buenas características dimensionales y sin defectos, a una velocidad de barrido de 1.7 mm.seg, a un ancho del spot de 3 en la escala de el equipo (1.0208 mm), y a 3.5 Hz de frecuencia, obteniendo buenas características dimensionales de penetración (más de 1mm), ancho (aproximadamente (1.5mm) y relación penetración:ancho (más de 0.8), y sin defectos de refuerzo negativo, agrietamiento y porosidad.

La siguiente figura muestra una grafica de superficie de los factores de ancho del spot y frecuencia.

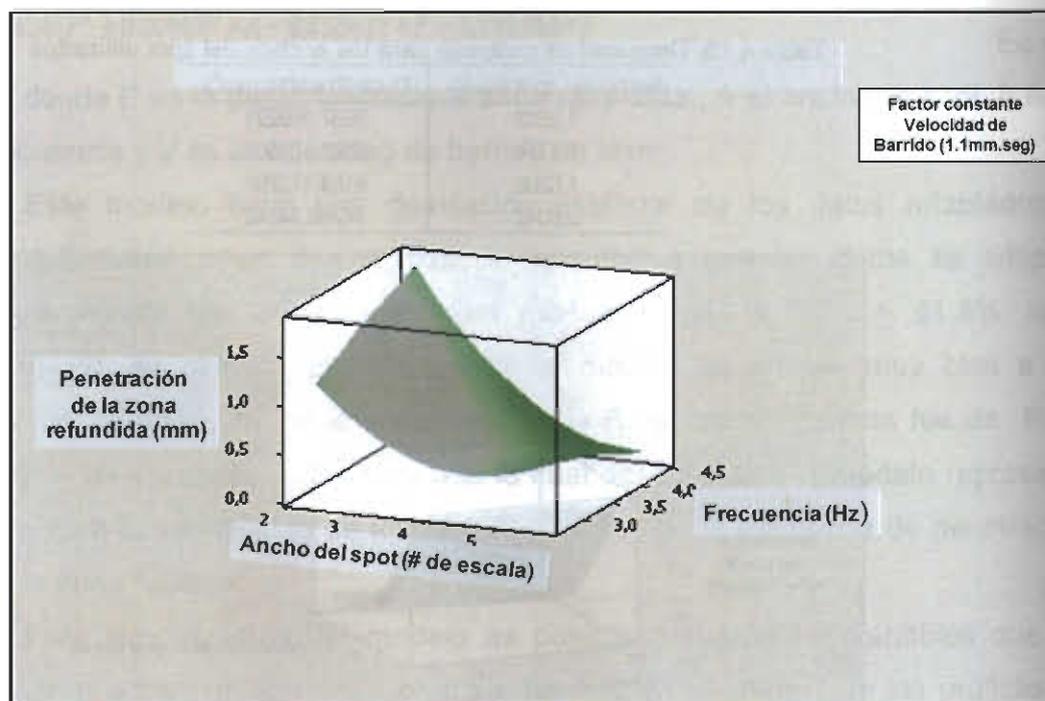


Figura 4.46. Grafica de superficie, con factores de ancho del spot y frecuencia

En la grafica de la Figura 4.46, se observa que si existe una gran significancia del factor frecuencia en la variable de respuesta penetración, principalmente cuando el ancho del spot es de 2 en la escala del equipo (0.8042 mm), esto se debe a que se está utilizando una densidad de potencia muy grande (ver tabla 4.13), que como se había mencionado antes, provoca como resultado que se obtengan muestras con excesivo refuerzo negativo, por lo que es difícil controlar las variables dimensionales debido a la absorción de energía del material al evaporarse y del vapor proveniente de este, el refuerzo negativo como se observo en el análisis y caracterización de el DOE exploratorio no es recomendable y no debe aceptarse en tratamientos de refundido de superficie. En esta grafica también es posible observa que para valores de ancho del spot 3 en la escala del equipo (1.0208 mm), la penetración de la zona refundida se comporta de manera más uniforme, esto se debe a la densidad de potencia utilizada (ver Tabla 4.13) está en un rango donde no existe refuerzo negativo, además se puede observar que se pueden llegar a obtener penetraciones mayores a 1mm, por lo que es posible realizar muestras con relaciones penetración:ancho similares a las muestras 15 y 23 del DOE exploratorio, que son las que se comportaron mejor en la resistencia al desgaste.

Canónico

La ecuación canónica del modelo de superficie de respuesta quedo de la siguiente manera:

$$P = b_0 + \Theta_1 X_1 + \Theta_2 X_2 + \Theta_3 X_3 + \lambda_1 X_1^2 + \lambda_2 X_2^2 + \lambda_3 X_3^2 \quad \text{Ec.51}$$

donde P es la penetración de la zona refundida, la $b_0 = 0.8716$, X_1 es la velocidad de barrido, X_2 es el ancho del spot, X_3 es la frecuencia, Θ son las thetas y λ son los eigenvalores.

El programa realizado en MATLAB (Anexo 1), está habilitado para generar graficas de superficie similares a las obtenidas con MINITAB, pero en estas se pueden obtener mediciones puntuales de los factores y de la predicción del

modelo canónico de la variable de respuesta. La siguiente figura muestra una grafica de superficie de los factores ancho del spot y velocidad de barrido, obtenida de la ecuación de modelo canónico (Ec.51).

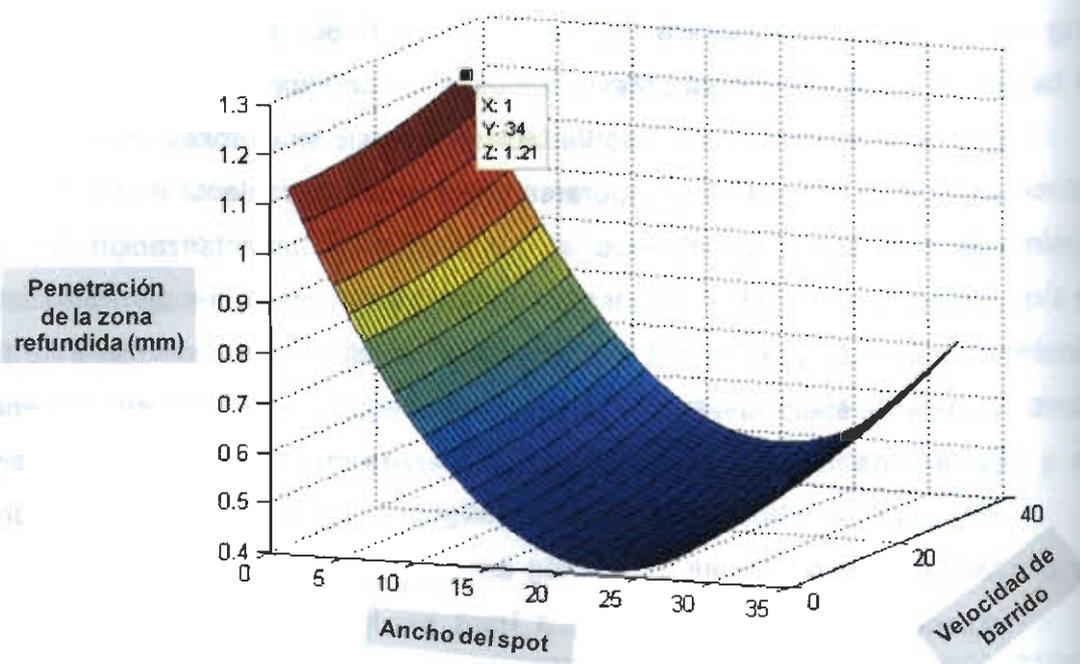


Figura 4.47. Grafica de superficie de los factores ancho del spot y velocidad de barrido

Los resultados obtenidos en la grafica de superficie de la Figura 4.47 nos demuestran que el modelo de la superficie de respuesta y el modelo canónico obtienen los mismos resultados, por lo que con esta grafica de superficie se llega a la misma interpretación, que es que la velocidad de barrido no es de gran significancia en la variable de respuesta de penetración, por lo tanto es posible realizar el tratamiento de refundido de superficie con cualquiera de los nivel utilizados en el factor de velocidad de barrido (ver Tabla 4.11) sin afectar la penetración de la zona refundida. Es importante mencionar que en la grafica anterior la frecuencia se fijo a 3.5 Hz.

La siguiente figura muestra una grafica de superficie de los factores ancho del spot y frecuencia, obtenida con la ecuación del modelo canónico (Ec.51).

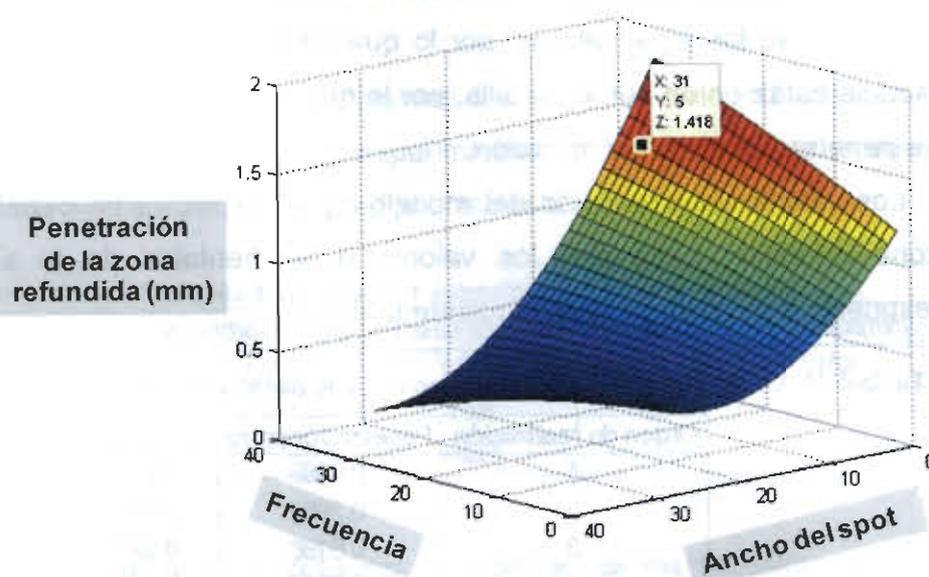


Figura 4.48. Grafica de superficie de los factores ancho del spot y frecuencia

En esta grafica nuevamente se observa la misma tendencia obtenida en las graficas de superficie del modelo de superficie de respuesta (Ec.49), que es que a mayor frecuencia a bajos niveles de ancho del spot, la penetración de la zona refundida será mayor, esto se debe a que como se menciono anteriormente, a anchos del spot bajos (0.8040 mm) se genera una gran densidad de potencia, lo que provoca el defecto de refuerzo negativo, el vapor generado durante la creación de este, absorbe con mayor facilidad el láser lo que provoca que la penetración aumente. En el DOE se observo el mismo comportamiento, pero cuando el refuerzo negativo es excesivo, los parámetros dimensionales bajaran nuevamente debido a la evaporación de mucho material y las perdidas por salpicaduras.

La siguiente tabla muestra las thetas y eigenvalores calculados en el análisis canónico.

Tabla 4.14. Thetas y eigenvalores obtenidas durante el análisis canónico

Thetas	Eigenvalores
$\Theta_1 = 0.3263$	$\lambda_1 = 0.1703$
$\Theta_2 = -0.0648$	$\lambda_2 = -0.025$
$\Theta_3 = 0.0285$	$\lambda_3 = 0.0071$

Es importante observar en la tabla anterior que hay signos positivos y negativos en los eigenvalores, por lo que los máximos obtenidos en con este modelo están en un punto de silla, por lo que se tienen varios valores máximos de penetración en la optimización.

Los valores de predicción del modelo de la respuesta de penetración de la zona refundida junto con los valores experimentales de la superficie de respuesta se muestran en la siguiente tabla.

Tabla 4.15. Valores de predicción de la respuesta de penetración del modelo de optimización

Orden de realización	Penetración(mm)	Predicción
1	0.6889	0.5611
2	0.2953	0.4463
3	0.6186	0.5611
4	0.6341	0.6075
5	0.928	0.9507
6	0.433	0.2895
7	1.0053	0.9107
8	0.5568	0.4302
9	0.5413	0.4858
10	1.1599	1.1657
11	0.6186	0.5611
12	1.5466	1.5664
13	0.5413	0.5611
14	0.433	0.5611
15	0.4794	0.5574
16	0.4952	0.5611
17	0.4021	0.4949
18	0.3557	0.5531
19	1.2218	1.1566
20	0.3403	0.3141

El objetivo de la optimización era optimizar al máximo la penetración y en ancho e la zona refundida, por lo que para la validación se escogieron las muestras en las que se observaron los valores máximos de penetración que se encontraron, que son los que están subrayados en la tabla.

Validación del modelo

En la siguiente tabla se observan las muestras seleccionadas junto con la penetración que se obtuvo experimentalmente, además se encuentra una columna de los valores que predijo el modelo de optimización.

Tabla 4.16. Muestras seleccionadas para la validación

Orden de realización	Velocidad (mm.seg)	Ancho del spot (mm)	Frecuencia (Hz)	Penetración (mm)	Predicción
10	1.5	1.0208	4	1.1599	1.1657
12	1.1	0.804	3.5	1.5466	1.5664
19	0.7	1.0208	4	1.2218	1.1566

Los tratamientos de refinido superficial de las muestras seleccionadas, fueron realizados nuevamente, para validar el modelo. La siguiente figura muestra los resultados macroestructurales de las muestras 10 y 19.



Figura 4.49. Validación de muestras 10 y 19

La figura 4.48 muestra la macroestructura en la validación de la muestra 12.



Figura 4.49. Validación de la muestra 12

La siguiente tabla muestra los valores predichos y los resultados experimentales de la validación, además de su % de error de predicción.

Tabla 4.17. Tabla de valores de predicción y los valores experimentales en la validación

Orden de realización	Predicción	Penetración (mm)	Error (mm)	% de error
10	1.1657	1.2232	0.0575	4.9327
12	1.5664	1.5468	0.0196	1.2513
19	1.1566	1.0826	0.0740	6.3981

Se puede observar en la tabla anterior que los errores en cada una de las muestras son muy pequeños, por lo que se han encontrado resultados positivos en la validación del modelo de optimización.

4.1.9 Aplicación en diferentes diseños de uniones

Una vez obtenidos los parámetros óptimos en tratamientos de refundido de superficie, estos fueron empleados para realizar distintos tipos de uniones que son los siguientes:

1. Tope
2. Traslape
3. Borde

Durante la unión de materiales con láser pulsado, son muchas otras las variables que se deben de tomar en cuenta, por lo que este estudio solamente se enfoco en obtener uniones con buenas variables dimensionales y libres de defectos a partir de los parámetros óptimos encontrados en la sección anterior.

Tope

En la soldadura láser en una unión a tope, es imprescindible que los sistemas de sujeción de las muestras sean de muy buena calidad, ya que el mínimo GAP provocaría resultados muy por afuera de los esperados.

La siguiente figura muestra una unión a tope realizada con un láser pulsado Nd:YAG sin aporte.

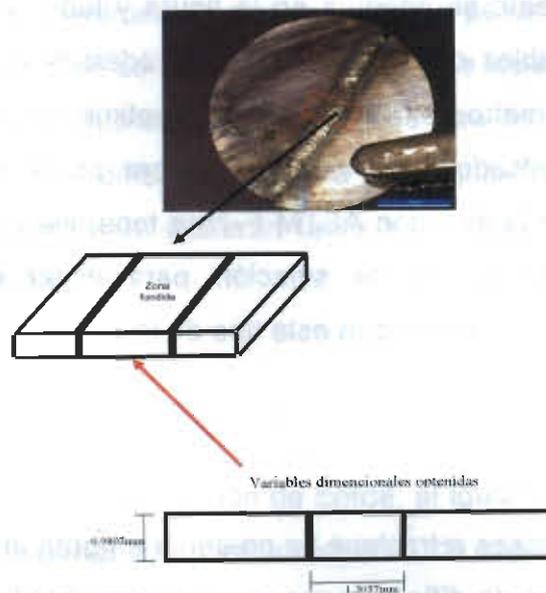


Figura 4.50. Unión a tope realizada con los parámetros óptimos

La siguiente tabla muestra los parámetros utilizados y resultados obtenidos en esta unión a tope.

Tabla 4.18. Parámetros utilizados y resultados obtenidos en la unión a tope

Ancho del spot	# Escala 3 (1.0208 mm)	Densidad de potencia	9164.11 W/mm ²
Potencia pico	7.5 Kw	Energía por pulso	30J
Frecuencia	3.5 Hz	Ancho de la zona refundida	1.305
Velocidad de barrido	1.1 mm.seg	Penetración de la zona refundida	0.9803
Duración de pulso	4 ms	Relación Penetración:ancho	0.751187739
Distancia focal	Z=0 (totalmente enfocado)	Ciclos por distancia recorrida	4.15

La siguiente figura muestra la micrografía obtenida después de un corte transversal en la unión.



Figura 4.51. Corte transversal en la unión a tope

Claramente se observa en la figura y tabla anteriores que la unión tiene buenas variables dimensionales y que además está libre de defectos, por lo que los parámetros encontrados en la optimización del refundido de superficie con láser pulsado Nd:YAG, pueden ser utilizados para unir componentes pequeños de la aleación ASTM F-75 a tope, siempre y cuando se cuente con buenas herramientas de sujeción para evitar el Gap y otras variables importantes en la unión con este tipo de láser.

Traslape

En las uniones a traslape se presenta un gran inconveniente, la zona que se va a soldar es de difícil acceso para el láser, por lo que es muy difícil elaborar un sistema de sujeción mecánico en el cual se tenga control sobre el parámetro de distancia focal, por lo que los resultados que se obtuvieron en esta unión son diferentes a los de tratamiento de superficie y los de la unión a tope. La siguiente figura muestra un esquema de el análisis de una unión a traslape.

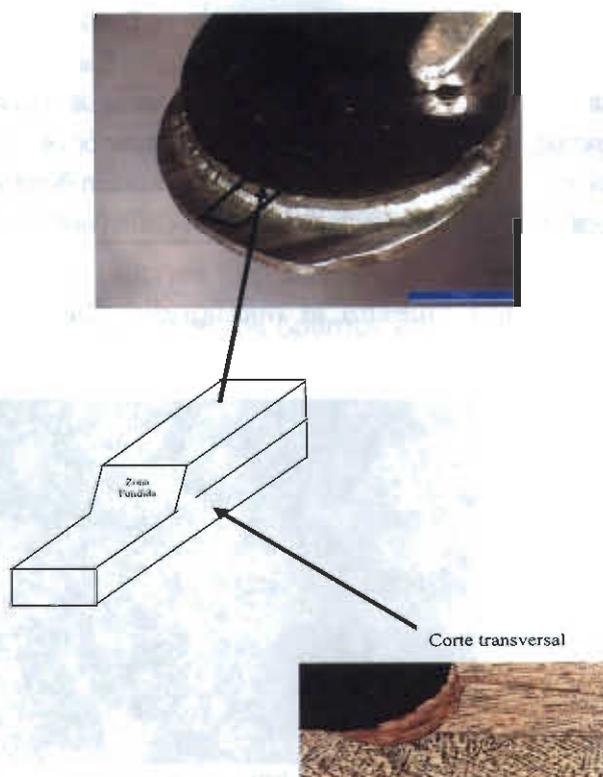


Figura 4.52. Unión a traslape con láser pulsado Nd:YAG

En la figura anterior claramente se observa que a pesar de que se utilizaron los mismos parámetros que se utilizaron en la unión a tope (ver Tabla 4.18) los resultados no fueron los mismos, ya que la zona que se deseaba fundir para lograr la unión era de muy difícil acceso para este equipo láser, lo cual provocó que las variables de dimensión difirieran tanto a las obtenidas en una unión a tope (ver Figura 4.51 y 4.52).

Borde

En la soldadura láser en una unión de borde, al igual que en la soldadura a tope, es de mucha importancia que los sistemas de sujeción de la muestra y para este caso que los sistemas para rotar la muestra, sean de muy buena calidad, ya que el mínimo GAP provocaría resultados muy por afuera de los esperados, y además el mínimo para este tipo de unión es imprescindible que a lo largo de toda la unión el láser este enfocado en la zona que se desea fundir..

La siguiente figura muestra una unión de borde realizada con un láser pulsado Nd:YAG sin aporte.

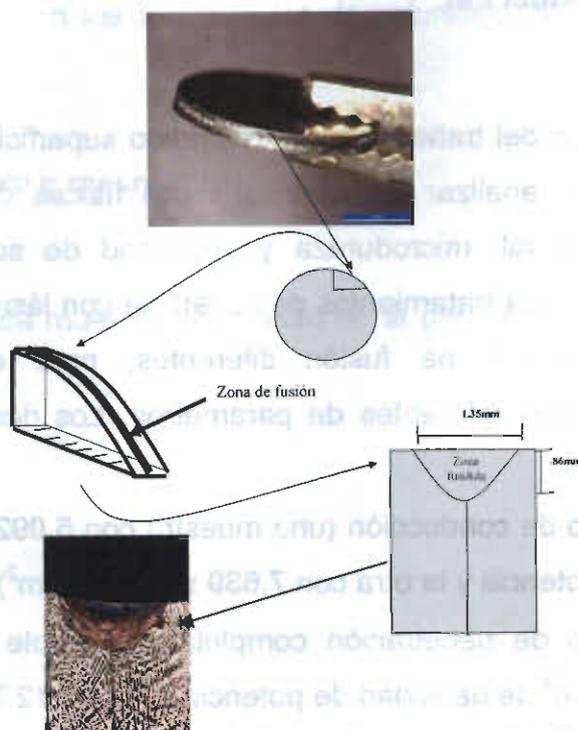


Figura 4.53. Unión de borde con láser pulsado Nd:YAG

En la siguiente tabla se muestran los parámetros utilizados y resultados obtenidos en esta unión a tope.

Tabla 4.19 Parámetros utilizados y resultados obtenidos en la unión de borde

Ancho del spot	# Escala 3 (1.0208 mm)	Densidad de potencia	9164.11 W/mm ²
Potencia pico	7.5 Kw	Energía por pulso	30J
Frecuencia	3.5 Hz	Ancho de la zona refundida	1.35
Velocidad de barrido	1 mm.seg	Penetración de la zona refundida	0.86
Duración de pulso	4 ms	Relación Penetración:ancho	0.637037037
Distancia focal	Z=0 (totalmente enfocado)	Ciclos por distancia recorrida	4.15

En la Figura 4.55 y Tabla 4.19, se observa que la unión tiene relativamente buenas variables dimensionales y que además está libre de defectos, por lo que los parámetros encontrados en la optimización del refundido de superficie con láser pulsado Nd:YAG, pueden ser utilizados para unir componentes pequeños de la aleación ASTM F-75 con el tipo de unión de borde.

4.2. Láser continuo CO₂

4.2.1 Introducción

El estudio del tratamiento de refundido superficial con láser CO₂ fue con el objetivo de analizar las características físicas de comportamiento micro y macroestructural, microdureza y velocidad de solidificación en la aleación ASTM F-75. Los tratamientos de superficie con láser de CO₂, fueron realizados con dos modos de fusión diferentes, para esto se utilizaron, cuatro configuraciones diferentes de parámetros. Los dos modos de fusión son los siguientes:

- Modo de conducción (una muestra con 5.092×10^3 W/mm² de densidad de potencia y la otra con 7.639×10^3 W/mm²).
- Modo de penetración completa o Keyhole (una muestra con 10.185 W/mm² de densidad de potencia y la otra $12,732$ W/mm²).

En el análisis del DOE de tratamiento de refundido de superficie con láser CO₂ el factor de flujo de gas de protección no tuvo significancia en ninguna de las variables de interés. La siguiente figura muestra su efecto en la penetración.

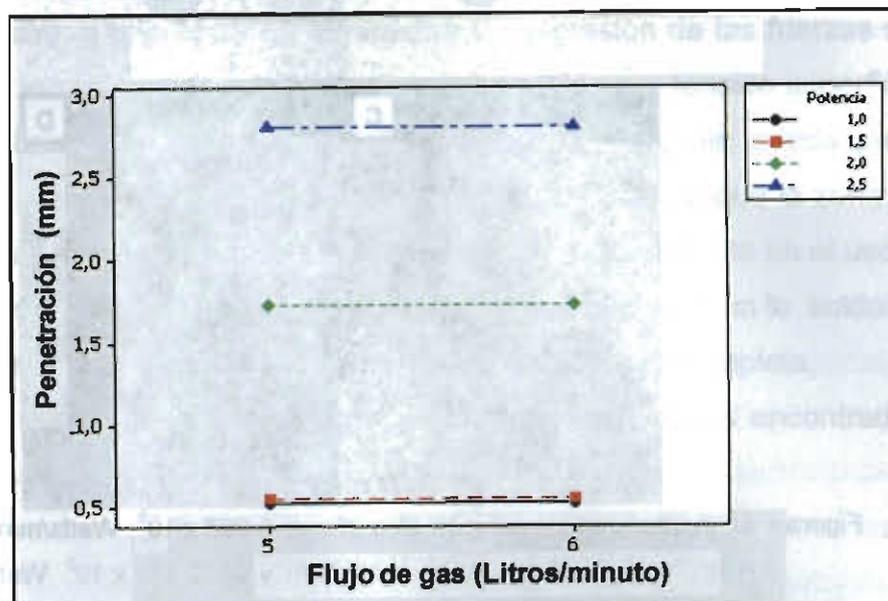


Figura 4.56. Influencia del flujo de gas de protección en la penetración

Es importante mencionar que se observó el mismo comportamiento mostrado por la Figura 4.56 en las demás variables de análisis, por lo que se puede inferir que el flujo de gas de protección puede ser de 5L o 6L entre minuto sin repercutir en los tratamientos de refundido de superficie con láser CO₂.

4.2.2 Estudio micro y macroestructural

La siguiente figura muestra el aspecto en la geometría de cada una de las cuatro muestras.

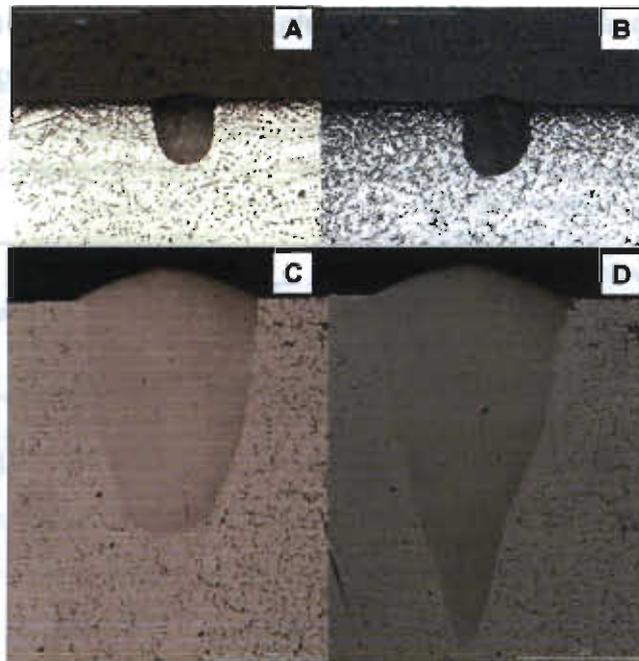


Figura 4.57. Aspecto en las geometrías a 25x: A) $5.093 \times 10^3 \text{ Watts/mm}^2$ B) $7.639 \times 10^3 \text{ Watts/mm}^2$, C) $10.186 \times 10^3 \text{ Watts/mm}^2$ y D) $12.732 \times 10^3 \text{ Watts/mm}^2$

La Figura 4.57 muestra la geometría de las cuatro condiciones de densidad de potencia, la relación penetración:ancho de las muestras A y B es 0,852 y 0,887 respectivamente, en esta condiciones, el resultado en la relación p:a, la profundidad y la ancho en el tratamiento de refusión de superficie es determinado sólo por la conducción de calor en la zona tratada por el láser (modo de conducción), la muestra C está en el límite de la interfaz del modo de conducción de calor y del modo de penetración completa o keyhole, la relación penetración:ancho de esta muestra es mejor que las muestras A y B (es de 1.504), el aumento de la R P:A se atribuye principalmente a que se empieza abandonar el régimen meramente de conducción de calor y el modo de penetración completa comienza a aparecer, cuando esto ocurre la superficie en el material comienza a evaporarse, pero la fuerza de presión de vapor en la cavidad del keyhole no es suficiente para formar adecuadamente la forma del termo-capilar, para que esto suceda debe haber un completo equilibrio entre la presión de las fuerzas capilares y el capilar formado por tensión superficial del líquido, por lo que al no existir un completo equilibrio en la muestra C, se logra un menor grado de absorción del láser que en penetración completa.

En la muestra D la relación penetración:ancho es aun más alta que en las demás muestras (es de 2.007), esto se debe principalmente a que la energía del haz láser absorbida, calienta el material más allá de su temperatura de evaporación, a diferencia de la muestra C, la presión de las fuerzas del vapor, la fuerza termo-capilar y la fuerza capilar ejercida por tensión superficial, están en equilibrio, permitiendo así que el capilar del keyhole pueda permanecer abierto y estable. En la Figura 4.57 D se puede observar que la zona refundida tiene una forma en "V", esta es una característica importante en el uso del perfil espacial de forma Gaussiana, la cual es habitual observar en la soldadura láser y tratamientos de superficie en el modo de penetración completa.

En la siguiente figura se observan las microestructuras encontradas en las muestras.

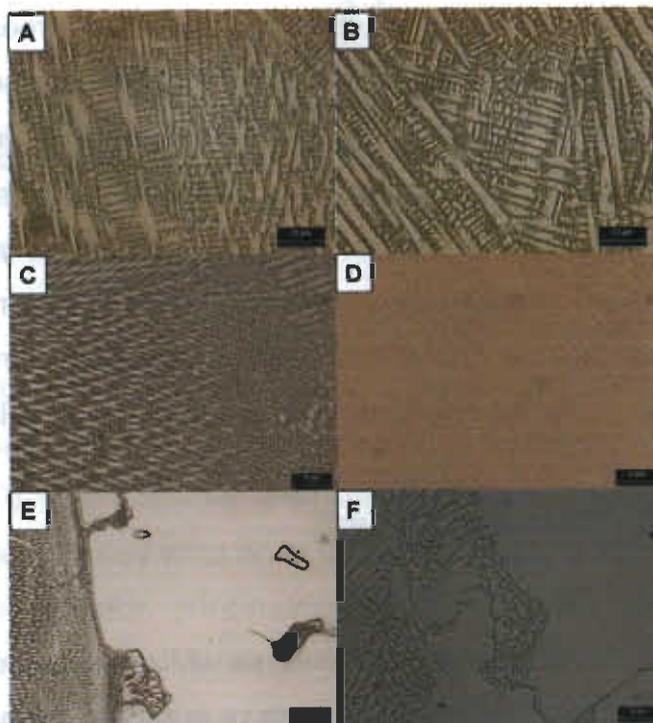


Figura 4.58. Micrografías de las muestra A) Muestra 1, B) Muestra 4, C) Muestra 2, D) Muestra 3, E) Interfase entre la zona de fusión y el material base Muestra 1 y F) Interfase entre la zona de fusión y el material base Muestra 4

Se encontraron microestructuras similares en todas las muestras sujetas a tratamiento de refundido de superficie con láser de CO_2 , y en ningún caso se encontraron defectos. La Figura 4.58 muestra el análisis de MO a 500x del las muestras después del tratamiento con láser de CO_2 , la Figura 4.58 A y 4.58 B

son cortes longitudinales de las muestras 1 y 4 en la zona de fusión en los tratamientos de superficie, con los modos de fusión por conducción y penetración completa respectivamente, en los dos casos, como se observo una matriz dendrítica fina (Co- α), el crecimiento dendrítico está orientado en dirección opuesta $\langle 001 \rangle$ a la ruta de flujo de calor (opuesta al barrido del láser) además también se puede observar una fase interdendrítica de tonalidad similar (fase secundaria). Las Figuras 4.58 C y 4.58 D muestran cortes transversales en los tratamientos de superficie con láser de CO₂ de las muestras 2 y 3 respectivamente, las fases de la microestructura son casi las mismas de las figuras anteriores, pero la principal diferencia entre estas y las de corte longitudinal es la orientación de los brazos dendríticos primarios, en las micrografías transversales se observa el crecimiento dendrítico con diferentes orientaciones, inclusive hay zonas donde la microestructura no ilustra una definición dendrítica clara, esto se debe principalmente a que en un corte transversal, sólo podemos apreciar el área perpendicular de la dirección de crecimiento de las dendritas secundarias. La Figuras 4.58 E y 4.58 F son microestructuras en la interfaz de la zona de fusión y el material base de las muestras 1 y 4 respectivamente, la interfaz entre la zona de fusión y el material base presenta una fusión incipiente solidifica en forma de diente de sierra celular, que como se menciono anteriormente se le ha llamado fase estrella.

4.2.3 Cuantificación de fases

Para la cuantificación de fases se utilizaron micrografías de microscopio electrónico de barrido para lograr mayor precisión, ya que la fase secundaria es segregada principalmente por los brazos secundarios dendríticos y estos son demasiado finos. La siguiente figura muestra algunas de las micrografías.

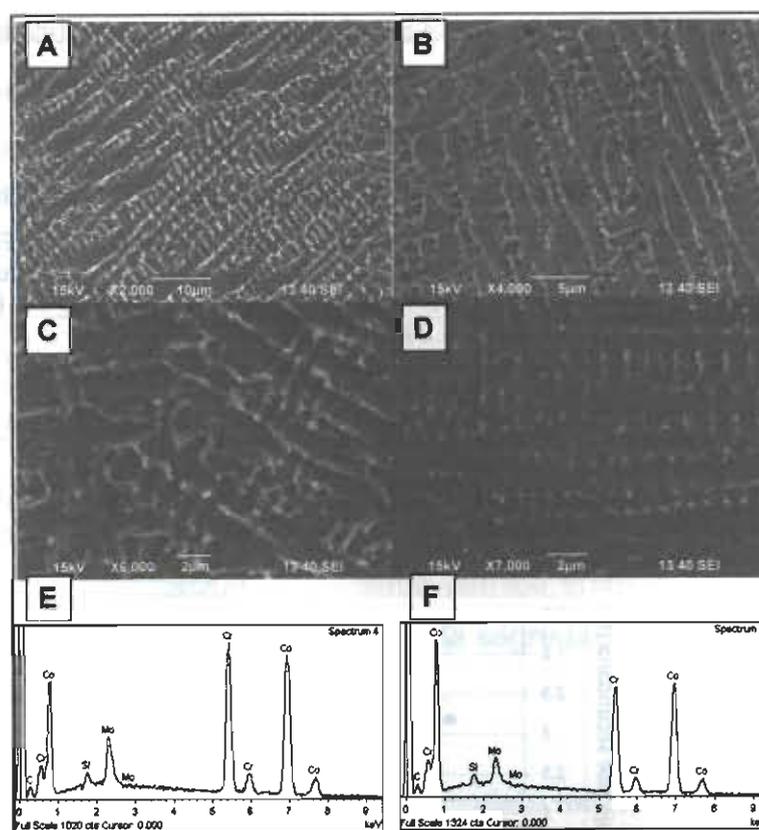


Figura 4.59. Análisis MEB y EDX de las muestras, A) Muestra D, B) Muestra C, C) Muestra B, D) Muestra A, E) EDX de la fase primaria y E) EDX de la fase secundaria

El análisis en el modo de fusión de penetración completa o keyhole (Figura 4.59 A y en la Figura. 4.59 B) se hizo a un menores magnificaciones debido que el calor de entrada es mayor que en el modo de fusión por conducción (Figura 4.59 C y 4.59 D), la entrada de gran entrada de calor generada por keyhole provoca temperaturas muy altas en la pieza de trabajo, debido a los fenómenos de transferencia de calor, principalmente a la conducción, esto provoca un incremento de tiempo de enfriamiento y tiempo de crecimiento en las dendritas, y por supuesto, un incremento en el tamaño de los brazos dendríticos primarios y secundarios. Todos los análisis de MEB de las muestras mostraron mismo comportamiento de fases, en el que la fase secundaria se encuentra principalmente en donde termina el crecimiento dendrítico secundario, esto podría ser debido a la segregación de carbono en el líquido remanente antes de la solidificación, además de que existe un mejor coeficiente de difusión de este elemento en la en las zonas cercanas de crecimiento dendrítico secundarios

(Figura 4.59 A a 4.59 D). La siguiente tabla muestra la cantidad de fases primaria y secundaria de las 4 muestras de tratamiento superficial con láser CO₂ de refundido de superficie.

Tabla 4.20. Cuantificación de fases de las muestras

Muestra	Densidad de Potencia (W/mm ²)	Fase primaria Co - α (%)	Fase secundaria (%)
A	5.093 x 10 ³	98.19	2.18
B	7.639 x 10 ³	97.92	2.08
C	10.186 x 10 ³	97.50	2.50
D	12.732 x 10 ³	96.99	3.01

La siguiente grafica muestra el comportamiento de la fase secundaria contra la densidad de potencia.

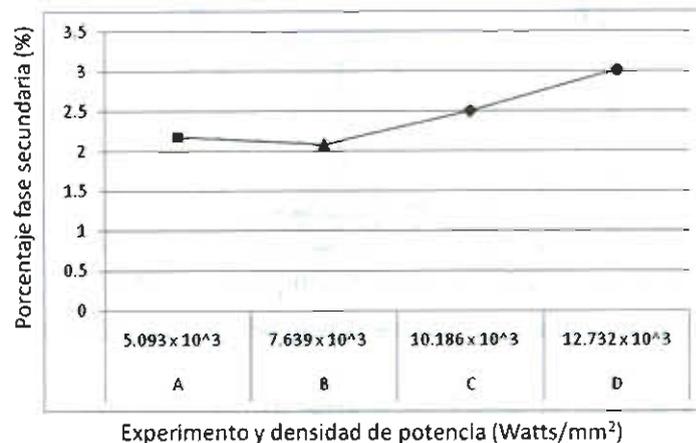


Figura 4.60. Porcentaje fase secundaria en las muestras

Para los casos que se produce la solidificación rápida, como en los tratamientos de superficie con láser, se esperaría encontrar menos fase primaria CO - α y fase mayor cantidad de fase secundaria, en este caso ocurre lo contrario, esto podría ser causado por los efectos de solidificación rápida que disminuye el tiempo de segregación. La densidad de la energía desempeña un papel importante en el modo de fusión (penetración completa o conducción) además hace una diferencia importante en la cantidad de fase primaria (Tabla 4.20), en el modo de conducción (de las muestras A y B) sólo se presenta una interacción entre líquido y sólido con una absorción del láser pobre en la pieza de trabajo, lo que genera pequeñas zonas de refundición (Figura 4.57), las cuales en el proceso de solidificación fueron expuestas a mayores cantidades de

material base que actúa como un disipador de calor, esto acompañado de un gradiente térmico alto, estas condiciones provocan una disminución en el tiempo de segregación de fases secundarias. El modo de penetración completa es acompañado la zona de cavidad del keyhole, compuesta principalmente por vapor de metal ionizado, lo cual genera un aumento de la absorción del láser de forma exponencial en la pieza de trabajo, esto resulta en un incremento de la superficie tratada, también cabe esperar un poco menos de gradiente térmico en comparación con el modo de conducción debido a la conducción, la transferencia de calor por convección y la transferencia de calor del vapor de la cavidad del keyhole a la zona líquida pieza, lo que dará por resultado que antes de que inicie la solidificación el gradiente térmico entre el líquido y el material base sea menor, por lo tanto el tiempo de la segregación será mayor que en el modo de conducción.

4.2.4 Simulación MEF y validación del modelo matemático

La simulación fue realizada con el objetivo de tener una mayor comprensión de los fenómenos de transferencia de calor en un tratamiento de refundido de superficie con láser CO_2 con el modo de fusión de penetración completa.

Los resultados de la simulación fueron los siguientes

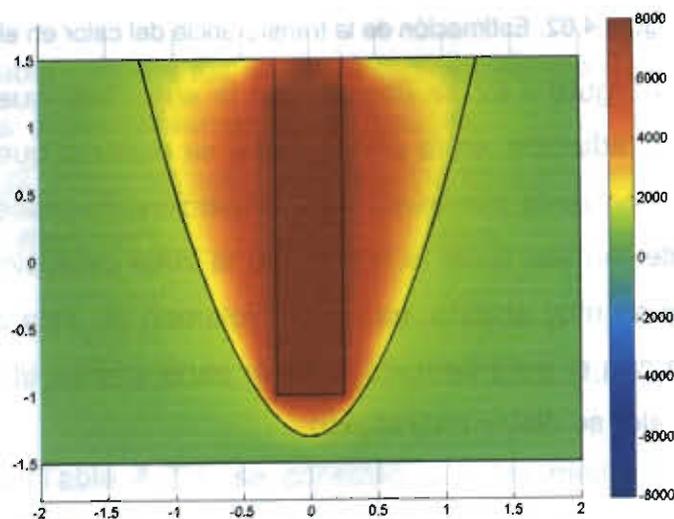


Figura 4.61. Simulación de tratamiento superficial

En el análisis de la Figura 4.61, se observa con claridad que existe una zona en la cual la temperatura está muy por encima de la temperatura de evaporación de la aleación ASTM F-75, por lo que el contorno de esta zona sería el contorno de la cavidad del keyhole durante la experimentación, esta zona tiene una geometría con una similitud importante con la geometría ovalada que se ha reportado en una gran cantidad de estudios [42,80,104]

La siguiente figura obtenida durante la simulación, nos presenta una aproximación de cómo se está disipando el calor dentro y alrededor de la zona fundida y evaporada, durante la refusión de la superficie en el modo de fusión de penetración completa o keyhole.

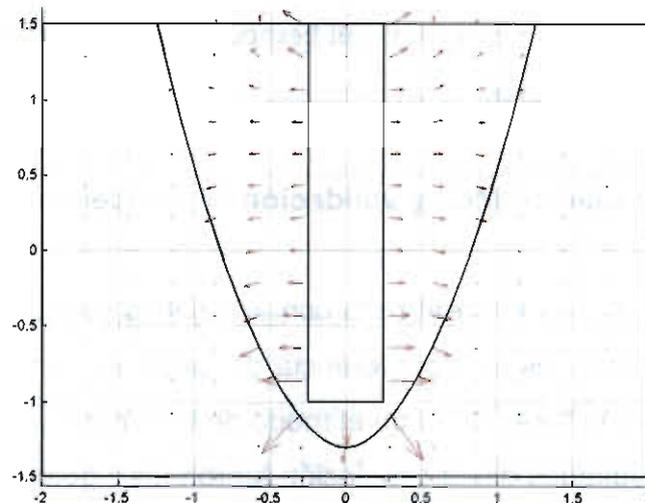


Figura 4.62. Estimación de la transferencia de calor en el tratamiento superficial

En la Figura 4.62 se observa en la superficie que hay cierta disipación de calor por radiación, en la parte central se observa que la disipación de calor es mucho más lenta, como se había mencionado antes, esto se debe a que el gradiente térmico entre el líquido de la zona de fusión y el sólido del material base no es muy grande, ya que el volumen en esta zona es muy grande y su relación con el área también, y en la parte inferior el volumen es menor por lo que el calor se disipa muy rápido.

Validación del modelo matemático

Después de la ponderación de las variables que van implícitas en la Ec. 44 y Ec.45, se sustituyeron los valores ponderados en estas ecuaciones y los resultados fueron los siguientes.

Para la velocidad, potencia y ancho del spot utilizados en la muestra 4 (2m.min, 2.5Kw, y 0.5cm respectivamente), el modelo de predicción de penetración (Ec.44) predijo que la penetración sería 2.4407 mm. El modelo de la Ec.45 predijo un ancho de la zona refundida de 1.24 mm.

Para poder interpretar los resultados del modelo es necesario conocer los resultados experimentales, la siguiente tabla muestra los resultados experimentales.

Tabla 4.21. Resultados experimentales de la muestra 4

	Penetración (mm)	Ancho (mm)	RP:A
Muestra 4	2.81	1.4	2.007142857

El modelo obtuvo un 86% de la penetración que se encontró experimentalmente y un 88% del ancho, por lo que a pesar de que las propiedades físicas fueron ponderadas con la composición química los resultados del modelo se acercan a la realidad.

4.2.5 Resultados de la estimación del TEDS

La siguiente tabla muestra los espaciamentos dendríticos secundarios (EDS) de las 4 muestras, a tres diferentes profundidades.

Tabla 4.22. EDS en las cuatro muestras a tres profundidades diferentes

Muestra	Densidad de P (Watts/mm ²)	Sup (50 µm) (µm)	Centro (Z ₀ /2) (µm)	Inf (Z ₀ - 50 µm) (µm)
A	5.093 x 10 ³	0.7275	0.82	0.8075
B	7.639 x 10 ³	0.9344	1.0277	0.8733
C	10.186 x 10 ³	1.5106	1.5375	0.96
D	12.732 x 10 ³	1.3051	2.1555	1.6566

En esta tabla (Tabla 4.22), se constató que las mediciones varían entre 0,7275 a 2,1555 micras en todas las muestras; en el caso en que los valores de las mediciones EDS son más pequeños es en el modo de fusión por

conducción (Muestras A y B), debido al corto tiempo que hay para el espesamiento dendrítico, esto es causado la pobre absorción del láser que generan una pequeña zona refundida acompañada de una gran cantidad de material base que actúa como disipador de calor, y además un gradiente de temperatura muy grande entre el material de base y zona fundida, sin embargo cuando comienza comienzan a aparecer el modo de fusión de penetración completa (muestra C) la absorción del láser será mayor que en el modo de conducción, se fundirá mayor cantidad de material y una cavidad incipiente del keyhole compuesta de vapor comenzara a aparecer, la interacción del vapor, material en estado líquido y material sólido durante la solidificación muy posiblemente disminuirá el gradiente térmico entre material base y zona fundida cuando el tiempo de engrosamiento dendrítico comience (muestras. C y D).

En la muestra D, el comportamiento en la solidificación es completamente del modo de fusión de penetración completa, lo que hace que la estabilidad en la cavidad del keyhole aumente considerablemente, se generara una cantidad de absorción del láser más alta a comparación que en casos anteriores, en el modo de fusión por penetración completa la cavidad del ojo keyhole se sitúa principalmente en el centro de la zona de fusión [14,42,104], esto y la cantidad de volumen de zona fundida en el centro causa un gran incremento en el EDS.

Las siguiente figura muestra las graficas de estimación del tiempo de engrosamiento dendrítico secundario. Para la estimación se utilizo la Ec.35.

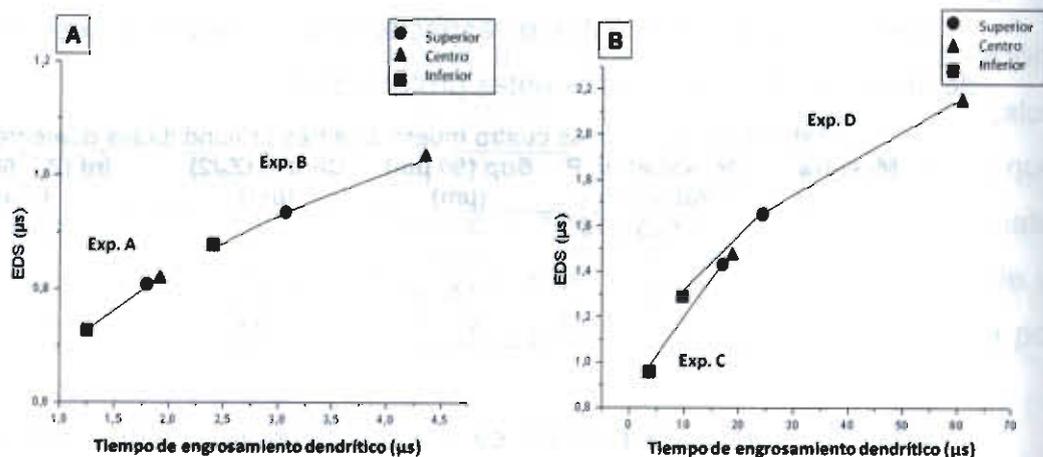


Figura 4.63. TEDS A) Modo de fusión por conducción B) Modo de fusión de penetración completa

La figura anterior muestra los gráficos del tiempo de engrosamiento dendrítico, en el modo de fusión por conducción (Figura 4.63 A) y el modo de fusión por Keyhole (Figura 4.63 B), el tiempo de engrosamiento dendrítico secundario, es directamente proporcional a la densidad de potencia (Tabla 4.22), un comportamiento similar de la TEDS en el modo de fusión por conducción se observa en las muestras A y B.

En la Figura 4.63 B existe un cambio considerable en la magnitud del TEDS, esto se debe a que el modo de penetración completa fue aplicado en estas muestras, a diferencia de las muestras por conducción, en este caso existe un cambio notable de TEDS entre la superficie y el centro en la muestra C y la muestra D, esto se debe principalmente a que en la muestra D, la cantidad de vapor en la cavidad del keyhole es mayor, lo que provoca una disminución en el gradiente térmico entre la zona de fusión y el material base, además la cantidad de material fundido es mayor lo cual disminuye la disipación de calor en la pieza de trabajo debido a un mayor volumen de zona fundida.

4.2.6 Resultados de microdureza

Al igual que en el tratamiento de refundido superficial con láser Nd:YAG, no se encontró un cambio significativo en la microdureza de las cuatro muestras sujetas a refundido superficial con láser CO₂.

La siguiente tabla muestra los resultados de microdureza de las cuatro muestra.

Tabla 4.23. Microdureza en las muestras

Muestra	Sup (50 μm) (Vickers)	Centro ($Z_0/2$) (Vickers)	Inf ($Z_0 - 50 \mu\text{m}$) (Vickers)
A	467	461	462
B	461	460	458
C	453	456	459
D	455	444	457

En la tabla anterior como se menciona anteriormente no se observa una diferencia significativa de microdureza en las muestras.

Conclusiones

Del desarrollo experimental y del análisis de resultados teóricos efectuados para encontrar los parámetros óptimos en uniones y tratamientos de refundido superficial láser Nd:YAG en la aleación ASTM F-75 se concluye:

1. Por medio del diseño de experimentos se encontró que la densidad de potencia optima se encuentra en el rango entre 9000 y 11100 watts/mm² para lograr una relación penetración:ancho adecuada.
2. Se encontró que la energía por pulso debe ser como mínimo 30 J.
3. No se tiene un cambio significativo en las variables estudiadas al modificar la velocidad de barrido del láser, exceptuando el caso en que exista el defecto de refuerzo negativo.
4. Con los parámetros de densidad de potencia de 11074 watts/mm, energía por pulso de 33.75 J y una relación penetración:ancho cercana a 1, se logro la mayor resistencia al desgaste.
5. Se encontró que la resistencia al desgaste está determinada por 4 factores que son:
 - La cantidad de zonas de traslape durante el tratamiento de superficie láser.
 - El espaciamiento dendrítico secundario en la superficie.
 - El refinamiento de grano.
 - Los defectos de porosidad, micro-agrietamiento y refuerzo negativo, disminuyen la resistencia al desgaste.
6. Se comprobó la hipótesis de que al aumentar el gradiente disminuye el EDS.
7. Se encontró que el tratamiento de refundido de superficie con láser no inhibe la bioactividad en las muestras, a diferencia del tratamiento térmico de solubilizado de carburos.
8. Se logro optimizar el ancho y la penetración de la zona refundida, obteniendo una zona tratada libre de defectos.

9. Los parámetros óptimos en el tratamiento de superficie con láser pulsado Nd:YAG pueden ser usados para realizar uniones.
10. El modelo matemático y la simulación por EF, fueron herramientas que ayudaron la interpretación los resultados.
11. Al realizar el tratamiento de superficie con láser CO₂ en modo de fusión de penetración completa, se logro una penetración 5 veces mayor y un ancho 3 veces mayor que en modo de fusión por conducción.
12. En tratamientos de superficie con láser CO₂ y Nd:YAG se encontró que el TEDS es directamente proporcional a la cantidad de fase secundaria.

Bibliografía

5.

1. ASTM International Standards. (2001). Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants (UNSR30075), F75-01
2. Arcam EBM System. (2002), ASTM F-75 Cobalt Chrome Alloy.
3. I. M. Hutchings. (2002) Tribology. Ed. Edward Arnold.
4. Medline plus [internet]. [actualizado 2008 Sep 04]. Informacion de salud para usted; [consultado 2009 Ago 22]. Disponible en:
http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/spanish/ency/esp_imagepages/18026.htm
5. Decking R., Reuter P., Hüttner M., Puhl W., Claes L. E., Scharf H. P. (2003). Surface Composition Analysis of Failed Cementless CoCr- and Ti-Base-Alloy Total Hip Implants. J. Biomed. Mater. Res. Part B: Appl. Biomater, 64.
6. Jong-Choul Shin, Jung-Man Doh, Jin-Kook Yoon, Dok-Yol Lee and Jae-Soo Kim. 2003. Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt base Stellite hardfacing alloys Surface and Coatings Technology. Surface and Coatings Technology 166 (2-3):117-126
7. Marco Antonio Hernández Rodríguez. 2004. Tesis doctoral: influencia microestructural y dimensional en el desgaste de prototipos de prótesis de cadera metal-metal fabricados en Co-Cr-Mo-C, UANL Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

8. Hernández Rodríguez M.A.L., Mercado Solís R.D., Pérez Unzueta A.J., Martínez-Delgado D.I., Cantú Sifuentes M. (2005). Wear of cast metal-metal pairs for total replacement hip prostheses. *Wear* 259: 958-963.
9. Hsang-Chung Hsu and Shuang-Shii Lian. (2003). Wear properties of Co-Cr-Mo-N plasma-melted surgical implant alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 138: 231-235.
10. Halis Çelik, and Mehmet Kaplan. (2004). Effects of silicon on the wear behavior of cobalt-based alloys at elevated temperature. *Wear* 257:606-611.
11. Ghazvinizadeh H., Meratian M., kermanpur A., Fathi M. and Minouer H.. (2009). Effect of casting parameters on wear behavior of ASTM F-75 cobalt-base alloy. *MRS proceedings A-S8.002(P) A00011-00458*. Pag. A12.
12. Halis Çelik, and Mehmet Kaplan. (2004). Effects of silicon on the wear behaviour of cobalt-based alloys at elevated temperature. *Wear* 257:606-611.
13. Shin H.J., Yoo Y.T., Ahn D.G. and Im K.. (2007). Láser surface hardening of S45C medium carbon steel using ND:YAG láser with a continuous wave. *Journal of Materials Processing Technology* 187-188:467-460.
14. Simon L. Engel. (2009). Láser Welding: Equipment and Process Validation. *Curso de: University of Wisconsin-Madison en Las Vegas NV*. Folio: K977.
15. Dobrzański L.A., Domaga J., Tański T., Klimpel A., Janicki D.. (2008). Láser surface treatment of magnesium alloy with WC powder, *Archives of Materials Science and Engineering* 30:113-116.
16. Khansaa Dawood Salman. (2009). Effect of Láser Surface Treatment on Wear Resistance of 100Cr6 Steel. *Eng. & Tech. Journal* 27:6-9
17. Abraham G. A., González M.F., T.R. (1998). "Cuadrado. La ciencia y la ingeniería de los biomateriales, un desafío interdisciplinario". *Ciencia hoy, revista de divulgación científica y tecnológica* Vol. 9

18. Amstutz HC, Grigoris P: Metal on metal bearing in hip arthroplasty. (1996). Clin Orthop 329:11-34
19. Dowson D. (1995). A comparative study of the performance of metallic and ceramic femoral head components in total replacement hip joints. Department of mechanical Engineering. The university of Leeds, Leeds UK.
20. Zupancic R, Legat A, Funduk N. (2006). Tensile strength and corrosion resistance of brazed and laserwelded cobalt-chromium alloy joints. J Prosthet Dent volume 96.
21. Jacobsson SA, Djerf K, Wahlstrom O: 20 years result of Mc Kee-Farrar Vs Charnley prosthesis. (1996). Clin Orthop 329 (Suppl): 60-68.
22. Weber BG. (1996). Experience with metasul total hip bearing system. Clin Orthop 329(Suppl):69-77.
23. Schmidh M, Weber H, Schon. (1996). Cobalt Chromium molybdenum metal combinations for modular hip prostheses. Clin Orthop 329 (Suppl): 35-47.
24. Chi CT, Chao CG, Liu TF, Lee CH. (2007). Aluminum element effect for electron beam welding of similar and dissimilar Magnesium-aluminum-zinc alloys. Scripta Materialia 56 (9):733-736.
25. Brummitt K, Hardaker CS. (1996). Estimation of wear in total hip replacement using a ten station hip simulator. Proc Inst Mech Eng J Eng Med 210:187-190.
26. Burny, F., Donkerwolcke, M., Muster, D. (1995). Biomaterials education: a challenge for medicine and industry in the late 1990s. Mater. Sci. Eng. A 199: 53-59.
27. Katti, K. (2004). Biomaterials in total hip replacement. Colloids Surf. B. Biointerfaces 39:133-142.
28. Black, J. (1999). Biological Performance of Materials: Fundamentals of Biocompatibility. 3rd ed. Marcel Dekker, Inc., New York.

30. Brummitt K, Hardaker CS, McCullagh PJ, Drabu KJ, Smith RA. (1996). Effect of counterface material on the characteristics of retrieved titanium alloy total hip replacement. *J Eng Med* 3.
31. Savigny Pascale & Giroud Elodie. (2002). *Metallic Biomaterials, Functional materials*. Course PM 4H1609 Version 1.
32. Ramirez V. L. E., Castro R.M., Mendez N.M., Lacaze J., Lesoult G., y Herrera T.M. (2002). Precipitation Path of Secondary Phases During Solidification of the Co-26%Cr-5.5%Mo-0.26%C Alloy. *Scripta Materialia* 47: 811
33. American welding society. (2005). Safety in welding, cutting and allied process, annex D, ANSI Z49.1.
34. Sindo Kou. 2003. *Welding metallurgy*. Second edition.
35. David R. Gaskell. (2003). *Introduction to the thermodynamics of materials*. Fourth edition.
36. Pelletier J.M. (2006). Láser surface treatment: state of the art and prospect. *Proc. SPIE High-power Lasers: Applications and Emerging Applications*, Vol. 2789:54-64.
37. Hackel L., Chen H.L.. (2003). Láser peening: a processing tool to strengthen metals or alloys to improve fatigue lifetime and retard stress corrosion cracking. Report UCRL-ID-155327, Lawrence Livermore National Laboratory.
38. Gomez-Rosas G, Rubio-Gonzalez C.. (2006). Láser shock processing on AISI 1040 steel surface. *Fifth Symposium Optics in Industry, Proc.* Vol. 6046.
39. Weisheit A. (2001). Powder injection: the key to reconditioning and generating components using láser cladding. *Fraunhofer-Institut Láser Technik*, Aachen Germany.
40. G. Kralik, P. Pulop, B. Vero, D. Zsambok. (2003). Láser surface treatment of steels. *Materials science forum* 414-415:21-30.
41. Mortensen A. (1989). On the Influence of Coarsening on Microsegregation. *Metallurgical Transactions A*, volume 20A:247-253.

42. John C. Ion. (2005). Láser processing of engineering materials. Principles, procedure and industrial application. Elsevier butterwort – Heinemann.
43. V.Aboites. (1991). Láseres una introducción, Centro de investigaciones en óptica A. C. México.
44. Gómez González E. (2006). Fuentes de luz y emisión láser. Dpto. de física aplicada (Universidad de Sevilla).
45. John F Ready. (2001). LIA Handbook of Láser Materials Processing. Orlando, FL: Láser Institute of America, Magnolia Publishing.
46. Engel, Simon L. (1987). Classification of materials, SME Paper No. MR87-238.
47. Pereira A., Delaporte P., Sentis M. (2004). Láser treatment of a steel surface in ambient air. Thin solid films 453-454:16-21.
48. L. A. Hackel, M. R. Hill, R. Specht. (2003). Láser peening technology. Advanced materials and processes 161(8):65-67.
49. J. Teresko. (2004). Peening with light: new láser, new benefits. Industry week, 253(3):20.
50. Navas C., Conde A., Fernandez B.J. (2005). Láser coatings to improve wear resistance of mould steel, Surface & coatings Technology, 194: 136-142.
51. Jyrki Suutala, Jari Tuominen, Petri Vuoristo. (2006). Láser-assisted spraying and láser treatment of thermally sprayed coatings. Surface & Coatings Technology 201:1981-1987.
52. P. Vuoristo, J. Vihnen. (2002). High performance láser coatings for manufacturing and maintenance of industrial, Kunnossapito 5.
53. X. Y. Wang, Z. Liu, P. H. Chong. (2004). Effect of overlaps on phase composition and crystalline orientation of láser-melted surfaces of 321 austenitic stainless steel. Thin Solid Films 453-454:72-75.
54. A.S.C.M. d' Olivera, R.S.C. Paredes. (2001). Microestructural changes due to láser surface melting of an AISI 304 Stainless Steel. Materials Research 4(2):93-96.

55. Kennedy, E., Byrne G., Collins, D.N. (2004). A Review of the Use of High Power Diode Láser in Surface Hardening. *Int. J. of Material Processing Technology* 156(10):1855–1860.
56. Capello E., Castelnovo M., Previtali B., Vedani M. (2004). Láser surface treatment of láser welded dúplex stainless steel. 7th EUSLANET meeting, Frascati 8-9
57. L.W. Tsay, M.C. Young, C. Chen. (2003). Fatigue crack growth behavior of láser-processed 304 stainlees steel in air and gaseous hydrogen. *Corrosion Science* 45:1985-1997.
58. Yahong Sun, Satosshi Hanaki, Masato Yamashita. (2004). Fatigue behavior and fractography of láser-processed hot work tool steel. *Vacuum* 73: 655-660.
59. R.A. Ismail. (1998). Alloying of AISI 1008 steel surfaces by 10 ms Nd:YAG láser pulses. *Tr. Journal of physics*. 22:983-988.
60. J.H. Abboud, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi, M.S.J. Hashmi, (2007). Láser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. *Journal of materials processing Technology*, 182:427-431.
61. S. Bysakh, S.K. Mitra, G. Phanikumar. (2003). Characterization of Microesrtructure in Láser-Surface-Alloyed layers of aluminum on Nickel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 34A:2621-2631.
62. M. Veith. (2005). Periodical micro-structuring of hydride containing metastable Aluminumoxide using láser interference metallurgy. *Advance Engineering Materials* 1-2:27-30.
63. C. Daniel, T.J. Balk, T. Wubben, F. Muncklich. (2005). Bio-mimetic scaling of mechanical behavior of thin films, coatings and surfaces by láser interference metallurgy. *Advance Engineering materials* 9:823-826.
64. F. Mucklich, A. Lasagni, C. Daniel. (2005). Láser interference metallurgy-periodic surface patterning and formation of intermetallics. *Intermetallics* 13:437-442.
65. Fotografia provista por: Mark Jahns, Gillette consumer services, Boston, MA, USA

66. Fotografia provista por: Jukka Koskinen, Oras Oy, Rauma, Finlandia.
67. Fotografia provista por: Henrikki Pantsar, Lappeenranta University of technology, Finlandia.
68. Fotografia provista por: Stephen Siebert, Láser Focus, Adelaide, Australia
69. Fotografia provista por: Jens Christlein, Audi AG, Neckarsulm, Germany
70. Fotografia provista por: Petri Metsola, Lappeenranta of Technology, Finland
71. Fotografia provista por: IPG Láser Company. (2007). Press Realease.
72. Y.J. Quan, Z.H. Chen, X.S. Gong, Z.H. Yu. (2008). Effects of heat input on microstructure and tensile properties of láser welded magnesium alloy AZ31, *Materials Characterization*. *Materials characterization* 59:1491-1497.
73. A. Ancona, T. Sibillano, L. Tricarico, R. Spina, P.M. Lugara, G. Basile, S. Scchiavone, *J. Mater.* (2006). An analysis of the shielding gas flow from a coaxial conical nozzle during high power CO₂ láser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics* 39:574-563.
74. D. Grevey, P. Sallamand, E. Cicala, S. Ignat. (2005). Gas protection optimization during Nd:YAG láser welding., *Optics & Láser Technology* 37 (8) 647-651.
75. G. Tani, A. Ascari, G. Campana, A. Fortunato. (2007). A study on shielding gas contamination in láser welding of non-ferrous alloys. *Aplied surface science* 254:904-907.
76. Lawrence Green, New low-cost CO₂ beam profiler eliminates need for acrylic mode, Ophir-Spiricon Inc., Logan, UT, 84321, USA.
77. Petring, R. Polzin, M. Becker. (2007). Join technologies; applications, Chapter 7.
78. H. Al-Kazzaz, M. Medraj, X. Caob, M. Jahazi. (2008). Nd:YAG láser welding of aerospace grade ZE41A magnesium alloy: Modeling and experimental investigations. *Materials Chemistry and Physics* 109:61-76.
79. C. Dawes, C. Eng. (1992). Láser Welding, McGraw-Hill, Inc., USA.

80. Komeil Kazemi, John A. Goldak. (2009). Numerical simulation of laser full penetration welding, *Journal of Computational Materials Science* 44:841-849.
81. M. R. Frewin and D. A. Scott. (1999). Finite Element Model of Pulsed Láser Welding, *Journal of welding research suplement* 9:15-22.
82. C. R. Francisco. (2008). Estudio de los parámetros involucrados en el proceso de soldadura por rayo láser, COMIMSA, monografía de especialidad.
83. Bakshi. (2008). *Electronic Measurement Systems*. US: Technical Publications. pp. 4-14.
84. Carl B. Miller, U.S. láser corporation, John F Ready. (1997). *Industrial Applications of Láser*, Láser Welding article New York City: Academic Press.
85. Williams D. F. (1987). *Definitions in Biomaterials: Proceedings of a Consensus Conference of the European Society for Biomaterials*. Chester, Progress in Biomedical Engineering, Elsevier, Amsterdam.
86. Currey, J. (1998). Cortical Bone, *Handbook of Biomaterials Properties*, Eds. Black, J. y Hastings, G., Chapman and Hall, London, p. 7.
87. Lawrence, K. J. (1995). *Mechanics of Hard Tissue*. The Biomedical Engineering Handbook, Ed. Bronzino, J. D., CRC Press-IEEE Press, Boca Raton, p. 273.
88. Aparicio B., C. (2004). *Tratamientos de Superficie Sobre Titanio Comercialmente Puro Para la Mejora de la Osteointegración de los Implantes Dentales*. Tesis Doctoral, UPC- Barcelona.
89. Hensch, L. L. y Best, S. (2004). *Ceramics, Glasses and Glass-Ceramics. Biomaterials Science: An Introduction to Materials in Medicine*, 2da Ed., Eds. Ratner, P. D., Hoffman, A. S., Schoen, F. J. y Lemons, J. E., Elsevier Academic Press, California, p. 154.
90. Takao, Y., J. (1989). Patterns of osteogenesis in relation to various biomaterials. *Jpn. Soc. Biomater.* 7:19-23.

91. Cameron, H. U. (1984). *The Implant-Bone Interface: Porous Metals, Bone Implant Interface*, Ed. Hunley, R., St. Luis, Mosby.
92. Vörös, J., Wieland, M., Ruiz-Taylor, M., Textor, M. y Brunnete, D. M. (2001). *Characterization of Titanium Surfaces. Titanium in Medicine: Materials Science, Surface Science, Engineering, Biological Responses and Medical Applications*, Eds. Brunnete, D. M., Tengrall, P., Textor, M. y Thomsen, P., Springer-Verlag, Berlin.
93. Ratner, B. D. (2004). *Biology, Biochemistry and Medicine. Biomaterials Science: An Introduction to Materials in Medicine*, 2da Ed., Eds. Ratner, P. D., Hoffman, A. S., Schoen, F. J. y Lemons, J. E., Elsevier Academic Press, California, p. 237.
94. Hench, L. L. y Wilson, J. (1993). *An Introduction to Bioceramics*, Eds. Hench, L. L. y Wilson, J., World Scientific Pub. Co., London, p. 1.
95. Davis & Associates. (2001). *Introduction to surface engineering for corrosion and wear resistance*, Edited by J.R. Davis.
96. G.W. Stachowiak, A. W. Batchelor. (1999). *Engineering Tribology*, Tribology Series Vol. 24, Ed. Elsevier, Amsterdam.
97. Montgomery Douglas. C. (2006). *Diseños y análisis de experimentos*. México. Editorial Limusa Willey segunda edición.
98. Piña M., Rodríguez M., Días J. (2005). Superioridad de la regresión general ridge sobre mínimos cuadrados. CULCyT, Año 2, No 6:21-26.
99. ASTM International standards. (2007). ASTM E3 - 01(2007)e1, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.
100. ASTM International standards. (2007). ASTM E407 - 07, Standard Practice for Microetching Metals and Alloys,
101. Flemings MC. (1974). *Solidification Processing*. New York: McGraw-Hill.
102. Ramírez Vidaurri. L.E. (2003). Tesis Doctorado, Cinvestav-Salttillo.
103. ASTM International standards. (2007). ASTM E18, Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials.

104. Kamel Abderrazak, Wacef Ben Salem, Hatem Mhiri, Georges Lepalec, Michel Autric. (2008). Modelling of CO₂ láser welding of magnesium alloys. *Optics & Láser Technology* 40:581-588..
105. Dhahri M, Masse JE, Mathieu JF, Barreau G, Autric M. 2001. Láser weldability of WE43 magnesium alloy for aeronautic industry. En: Proceedings of the third láser assisted net shape engineering conference, LANE 3, Erlangen.
106. Barrera, C. E., F. J. C. Martínez, R. Vázquez-Rodríguez y M. Ortega, Applications of Spectroscopic Ellipsometry and Its Use in the Characterization of Materials Used in Solar Energy Capture [internet]. [consultado 2009 Dic 22] en:
www.cubasolar.cu/biblioteca/Ecosolar/Ecosolar15/HTML/articulo01.htm
107. R.A. Horton, "Investment Casting", ASM Handbook Night Edition, Castings; Vol. 15; 1988, p.253-269.
108. Davis M, Kapadia P, Dowden J. (1986). Modelling the fluid flow in láser beam welding. *Welding journal*17:167-74.
109. Sprow EE. (1988). The láser-welding spectrum: what it has to offer you. *Tool Prod* 54:556-63.
110. Cepeda-Rodríguez Francisco, Guevara-Chávez Carlos, Acevedo-Dávila Jorgue. (2008). Efecto de un tratamiento superficial con láser CO₂ a una aleación base Cobalto ASTM F75. III Congreso internacional de metalurgia y materiales, Monclova/Coahuila/México.
111. Hai-Xing W and Chen X. (2003). Three-dimensional modeling of the láser induced plasma plume characteristics in láser welding. *J Phys Appl Phys* 36:628-639.
112. Hernández R. Marco A. L., Villarreal H., Pérez A, Trejo M., García O. R. (2003). Desarrollo de la Tecnología para la Fabricación de la Prótesis Parcial de Cadera. Congreso internacional Fundi expo 2003 Monterrey/México.

113. Kilner T, Pilliar RM, Weatherly GC. (1982). Phase identification and incipient melting in a cast Co-Cr surgical implant alloy, *Journal of Biomedical Materials Research* 16:63-79.
114. Cortez D. A., A. Medina, J.C. Escobedo, S. Escobedo, M.A. López. (2004). Uso de sistemas bioactivos en la formación de apatita. *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.*, 43:863-868.
115. Cortés D.A. , Medina A. , Escobedo J.C. , Escobedo S. , López M.A.. (2004). Effect of wollastonite ceramics and bioactive glass on the formation of a bonelike apatite layer on a cobalt base alloy. *Journal of Biomedical Materials Research Part A*, Volume 70A Issue 2:341-346

Lista de figuras y tablas

Figuras

Figura 1.1. a) Esquema de articulación de cadera dañada. b) Prótesis total de cadera formada por un acetábulo artificial y una esfera-vástago empotrados en el fémur.

Figura 1.2. Esfera en la prótesis total y parcial de cadera.

Figura 2.1. Microestructura de una aleación base Cobalto en condiciones de colada.

Figura 2.2. Clasificación AWS para los procesos de soldadura.

Figura 2.3. Morfología de crecimiento en un vaciado en un molde.

Figura 2.4. Gradiente de temperatura con respecto al crecimiento dendrítico.

Figura 2.5. Mecanismos de engrosamiento de los brazos dendrítico, a) Mecanismo de maduración, b) Mecanismo de coalescencia

Figura 2.6. Principio de generación del rayo láser.

Figura 2.7. Componentes básicos de un láser

Figura 2.8. Proceso de soldadura por rayo láser.

Figura 2.9. Ejemplo de densidad de potencia de un láser.

Figura 2.10. Principios básicos del martillado láser.

Figura 2.11. Corte transversal en una soldadura realizada con el modo de fusión por conducción

Figura 2.12. Corte transversal en una soldadura realizada con el modo de fusión de "keyhole"

Figura 2.13. A) Corte con láser B) Corte con herramientas mecánicas convencionales.

Figura 2.14. Rasuradora MACH3 de Gillette Corporation.

- Figura 2.15.** Marcado del logo con láser en la palanca de la llave de agua.
- Figura 2.16.** Puerta de madera para un armario de cocina gravada con láser.
- Figura 2.17.** Keratomileusis láser in-situ (LASIK).
- Figura 2.18.** Estructura de Aluminio del Audi A2.
- Figura 2.19.** "Ala de ángel" diseñada por el artista Reijo Hukkanen.
- Figura 2.20.** Esquema del principio de funcionamiento de láser CO₂
- Figura 2.21.** Efecto del calor de entrada en la macroestructura a) 19.2 J/mm, b) 21.6 J/mm, c) 24 J/mm, d) 24 J/mm, e) 27 J/mm, f) 30 J/mm, g) 32 J/mm, h) 36 J/mm y i) 40 J/mm.
- Figura 2.22.** Efecto de la potencia y velocidad en la penetración.
- Figura 2.23.** Efecto del calor de entrada en la distribución de precipitados a) 19.2J, b) 24J, c) 32J y d) 40J.
- Figura 2.24.** Penetración en función de Inclinación del plasma.
- Figura 2.25.** Influencia del caudal del gas.
- Figura 2.26.** Ángulo de boquilla a 0 grados.
- Figura 2.27.** Ángulo de boquilla 60 grados.
- Figura 2.28.** Influencia de la densidad del gas de protección.
- Figura 2.29.** Perfil del espacio Gaussiano.
- Figura 2.30.** Zona afectada térmicamente (ZAT) en una soldadura.
- Figura 2.31.** Porosidad en modo de fusión de penetración completa.
- Figura 2.32.** Defecto de refuerzo negativo.
- Figura 2.33.** Principio del Keyhole.
- Figura 2.34.** Soldaduras láser con 3 potencias distintas.
- Figura 2.35.** Sección en corte transversal en zona tratada con perfil del espacio "top hat" a 50x
- Figura 2.36.** Espectrometría óptica de un tratamiento superficial con láser que presenta salpicaduras.
- Figura 2.37.** Esquema de funcionamiento soldadura por rayo láser de estado sólido Nd:YAG.
- Figura 2.38.** Esquema del movimiento de los electrones al ser excitados.
- Figura 2.39.** Efecto de la duración de pulso

- Figura 2.40.** Requerimiento mínimo de traslape para una penetración uniforme.
- Figura 2.41.** Ciclo de trabajo de un láser pulsado.
- Figura 2.42.** Circunstancia de enfriamiento del material 1.
- Figura 2.43.** Circunstancia de enfriamiento del material 2.
- Figura 2.44.** Efecto del ancho del spot.
- Figura 2.45.** Distancia focal en el procesamiento de materiales con láser.
- Figura 2.46.** Efecto causado en el material por 2mm en la variación de la distancia focal
- Figura 2.47.** Agrietamiento en área longitudinal en piezas tratadas por láser pulsado.
- Figura 2.48.** Agrietamiento por tensión superficial.
- Figura 2.49.** A) Porosidad en zona longitudinal b) Porosidad en zona transversal.
- Figura 2.50.** Exceso de salpicaduras.
- Figura 2.51.** Socavamiento en un tratamiento por láser pulsado.
- Figura 2.52.** Micrografía obtenida con MEB de la superficie dañada por desgaste abrasivo.
- Figura 2.53.** Proceso de iniciación, crecimiento y propagación de una grieta superficial.
- Figura 3.1.** Metodología para obtener las muestras.
- Figura 3.2.** Pre calentamiento de los moldes cerámicos.
- Figura 3.3.** Proceso de fundición de los elementos de aleación en el horno.
- Figura 3.4.** Proceso de vaciado del material fundido en los moldes.
- Figura 3.5.** Solidificación del material fundido dentro de los moldes.
- Figura 3.6.** Placa obtenida por corte por chorro de agua y árbol de vaciado.
- Figura 3.7.** Placas para experimentación.
- Figura 3.8.** Fotografía de los anillos después del maquinado.
- Figura 3.9.** Perspectiva 2 de la muestras en forma de anillo.
- Figura 3.10.** Laminilla circular.
- Figura 3.11.** Metodología para el desarrollo del presente trabajo.
- Figura 3.12.** Equipo de láser Nd:YAG HTS LS P-160

- Figura 3.13.** Sistema de láser CO₂ RTM.
- Figura 3.14.** Display electrónico de control.
- Figura 3.15.** Componente de control, equipo láser Nd:YAG.
- Figura 3.16.** Metodología de optimización utilizada.
- Figura 3.17.** Cortadora Discom-6.
- Figura 3.18.** Montadura Prontopress-10.
- Figura 3.19.** Equipos desbastadores KNUTH.
- Figura 3.20.** Equipos de pulido.
- Figura 3.21.** Estereoscopio OLYMPUS, SZX10.
- Figura 3.22.** Estereoscopio Dino-Lite Pro.
- Figura 3.23.** Microscopio óptico Olympus BX60M.
- Figura 3.24.** Imagen de MEB que se analizara con el subprograma de cuantificación de fases.
- Figura 3.25.** Imagen después de la calibración de la herramienta de cuantificación de fases.
- Figura 3.26.** Salida del subprograma A) Grafico de %de fases presentes B) Tabla de cuantificación de fases.
- Figura 3.27.** Microscopio electrónico de barrido.
- Figura 3.28.** Software analizador de imágenes del estereoscopio OLYMPUS, SZX10.
- Figura 3.29.** Equipo Pin-On-Disk Danfuss.
- Figura 3.30.** Pantalla del software de Labview de national instruments.
- Figura 3.31.** Muestras sujetas a evaluación de bioactividad *in Vitro*.
- Figura 3.32.** Incubadora Incubating Mini Shaker.
- Figura 3.33.** Forma geométrica simple de un tratamiento superficial.
- Figura 3.34.** Ubicación de las fronteras dentro del dominio de la simulación.
- Figura 3.35.** Fenómenos de transferencia de calor.
- Figura 3.36.** Pantalla de interfase usuario-software (Generar geometría).
- Figura 4.1.** Micrografía del material: A) 100 magnificaciones B) 500 magnificaciones.
- Figura 4.2.** Medidas en la caracterización del ancho del spot.

Figura 4.3. Micrografías de los tratamientos superficiales con defectos A) Muestra 1 a 100x, B) muestra 4 a 100x, C) Muestra 7 a 200x y D) Muestra 7 a 100x.

Figura 4.4. Micrografías de las muestras: A) Muestra 3 a 100x, B) Muestra 5 a 100x, C) Muestra 8 a 100x y D) Muestra 8 a 200x.

Figura 4.5. Micrografías con defectos: A) Muestra 10 a 200x, B) Muestra 13 a 100x, C) Muestra 16 a 100x y D) Muestra 16 a 200x.

Figura 4.6. Micrografías de las muestras: A) Muestra 11 a 100x, B) Muestra 15 a 100x, C) Muestra 18 a 100x y D) Muestra 18 a 200x.

Figura 4.7. Micrografías de muestras con defectos: A) Muestra 20, B) Muestra 21 y C) Muestra 24.

Figura 4.8. Micrografías de las muestras A) Muestra 22, B) Muestra 23 C) Muestra 27.

Figura 4.9. Micrografías de las muestras del cuarto nivel de potencia: A) Muestra 29, B) Muestra 30, C) Muestra 32 y D) Muestra 35.

Figura 4.10. Relación de los factores con la variable de respuesta penetración.

Figura 4.11. Relación de los factores con la variable de respuesta ancho.

Figura 4.12. Efecto de los factores en la profundidad del refuerzo negativo.

Figura 4.13. Muestras seleccionadas: A) Muestra 7, B) Muestra 8, C) Muestra 15, D) Muestra 23 y E) Muestra 27.

Figura 4.14. Micrografía con el microscopio óptico a 1000x de la fase Co- α (clara).

Figura 4.15. Micrografía de MEB a 8000x de la fase secundaria.

Figura 4.16. Micrografía de la denominada fase estrella.

Figura 4.17. Cuantificación de fases de las muestras seleccionadas.

Figura 4.18. Grafica del comportamiento de los ciclos térmicos y el tiempo de enfriamiento aproximado.

Figura 4.18. Diferencia entre tiempos de enfriamiento y gradientes térmicos con respecto a la energía por pulso de la muestra 7 y 24 o 27.

Figura 4.19. Microdureza de las muestras en vickers.

Figura 4.20. Microdureza de las muestras en Rockwell C.

Figura 4.21. Tratamientos superficiales A) Muestra 23 6.3x, B) Muestra 23 20x, C) Muestra 7 20x y D) Muestra 7 63x.

Figura 4.22. Rugosidad superficial de las muestras A) Referencia, B) Muestra 7, C) Muestra 8, D) Muestra 15, E) Muestra 23 y F) Muestra 27.

Figura 4.23. Pérdida de peso de las muestras sometidas a desgaste.

Figura 4.24. Coeficiente de fricción a través del tiempo, muestra 7 vs referencia.

Figura 4.25. Tratamiento superficial de refundido esperado con los parámetros de la muestra 27.

Figura 4.26. Esquema de la zona de traslape de los barridos con el láser en la muestra 27.

Figura 4.27. Defectos superficiales encontrados en la muestra 27.

Figura 4.28. Monitoreo de el coeficiente de fricción de la muestra 27 y de la referencia.

Figura 4.29. Coeficiente de fricción a través del tiempo en las muestras 8, 15 y 23.

Figura 4.30. Protuberancias en la interface en los traslapes de los barridos con láser.

Figura 4.31. Material base 500x.

Figura 4.32. Zona refundida 1000x.

Figura 4.33. EDS de las muestras seleccionadas.

Figura 4.34. Estimación del TEDS de las muestras seleccionadas.

Figura 4.35. Análisis por FTIR de la referencia.

Figura 4.36. Análisis por FTIR de las muestras 7, 8, 15, 23 y 27.

Figura 4.37. Micrografía de corte transversal de la muestra 7.

Figura 4.38. Microfotografía de corte transversal en la Muestra 23.

Figura 4.39. (a) Micrografía de la muestra R; (b) Espectro EDS de la muestra R.

Figura 4.40. (a) Micrografía de la muestra 7; (b) Espectro EDS de la muestra 7.

Figura 4.41. (a) Micrografía de la muestra 8; (b) Espectro EDS de la muestra 8.

Figura 4.42. (a) Micrografía de la muestra 15; (b) Espectro EDS de la muestra 15.

Figura 4.43. Consumo promedio de calcio en un periodo de 15 días.

Figura 4.44. Grafica de contornos del factor ancho contra la velocidad de barrido.

Figura 4.45. Grafica de contornos del factor ancho contra frecuencia.

Figura 4.46. Grafica de superficie, con factores de ancho del spot y velocidad de barrido.

Figura 4.47. Grafica de superficie, con factores de ancho del spot y frecuencia.

Figura 4.48. Grafica de superficie de los factores ancho del spot y velocidad de barrido.

Figura 4.49. Grafica de superficie de los factores ancho del spot y frecuencia

Figura 4.50. Validación de muestras 10 y 19.

Figura 4.51. Validación de la muestra 12

Figura 4.52. Unión a traslape con láser pulsado Nd:YAG.

Figura 4.53. Unión de borde con láser pulsado Nd:YAG.

Figura 4.54. Unión a traslape con láser pulsado Nd:YAG

Figura 4.56. Influencia del flujo de gas de protección en la penetración.

Figura 4.57. Aspecto en las geometrías a 25x: A) 5.093×10^3 Watts/mm² B) 7.639×10^3 Watts/mm², C) 10.186×10^3 Watts/mm² y D) 12.732×10^3 Watts/mm².

Figura 4.58. Micrografías de las muestra A) Muestra 1, B) Muestra 4, C) Muestra 2, D) Muestra 3, E) Interfase entre la zona de fusión y el material base Muestra 1 y F) Interfase entre la zona de fusión y el material base Muestra 4.

Figura 4.59. Análisis MEB y EDX de las muestras, A) Muestra D, B) Muestra C, C) Muestra B, D) Muestra A, E) EDX de la fase primaria y E) EDX de la fase secundaria.

Figura 4.60. Porcentaje fase secundaria en las muestras.

Figura 4.61. Simulación de tratamiento superficial.

Figura 4.62. Estimación de la transferencia del calor en el tratamiento superficial.

Figura 4.63. TEDS A) Modo de fusión por conducción B) Modo de fusión de penetración completa.

Tablas

Tabla 2.1. Aleaciones utilizadas en el remplazo total de cadera.

Tabla 2.2 Composición química de la aleación ASTM F-75.

Tabla 2.3. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F-75.

Tabla 2.4. Clasificación de los materiales de acuerdo a la densidad de potencia.

Tabla 2.5. Máxima penetración y calor de entrada en láser pulsado.

Tabla 2.6. Tipos de respuesta del tejido al implante.

Tabla 2.7. Tipos de adhesión de materiales y biocerámicos-tejido y su clasificación

Tabla 3.1. Características del equipo Nd:YAG HTS LS P-160.

Tabla 3.2. Variables de respuesta.

Tabla 3.3. Configuración del diseño de experimentos.

Tabla 3.4. Niveles de los factores DOE Nd:YAG.

Tabla 3.5. Parámetros constantes.

Tabla 3.6. Niveles de los factores de la superficie de respuesta

Tabla 3.7. Parámetros constantes

Tabla 3.8. Configuración DOE con láser Nd:YAG

Tabla 3.9. Niveles de los factores en el DOE con láser CO₂.

Tabla 3.10. Parámetros de la prueba de rugosidad.

Tabla 3.11. Parámetros usados en las pruebas de desgaste Pin-On-Disk.

Tabla 3.12. Nomenclatura de los símbolos utilizados.

Tabla 4.1. Composición química de la colada

Tabla 4.2. Ancho del spot para cada uno de los números de escala de la perilla giratoria manual.

Tabla 4.3. Dimensiones geométricas y evaluación de defectos en la primera parte del DOE.

Tabla 4.4. Relación de la velocidad de barrido, distancia recorrida entre pulsos y ciclos térmicos

Tabla 4.5. Resultados en muestras de la 10 a la 18.

Tabla 4.6. Resultados en muestras de la 19 a la 27.

Tabla 4.7. Resultados en muestras de la 28 a la 36.

Tabla 4.8. Muestras seleccionadas.

Tabla 4.9. Rugosidad promedio de las muestras.

Tabla 4.10. Cálculos de parámetros importantes en la prueba Pin-On-Disk.

Tabla 4.11. Diseño de la superficie de respuesta.

Tabla 4.12. Resultados de ancho, penetración y R. P:A de la superficie de respuesta.

Tabla 4.13. Densidad de potencia para los anchos del spot utilizados

Tabla 4.14. Thetas y eigenvalores obtenidas durante el análisis canónico.

Tabla 4.15. Valores de predicción de la respuesta de penetración del modelo de optimización.

Tabla 4.16. Muestras seleccionadas para la validación.

Tabla 4.17. Tabla de valores de predicción y los valores experimentales en la validación.

Tabla 4.18. Parámetros utilizados y resultados obtenidos en la unión a tope.

Tabla 4.19. Parámetros utilizados y resultados obtenidos en la unión de borde.

Tabla 4.20. Cuantificación de fases de las muestras.

Tabla 4.21. Resultados experimentales de la muestra 4.

Tabla 4.22. EDS en las cuatro muestras a tres profundidades diferentes.

Tabla 4.23. Microdureza en las muestras