



**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS
DEPARTAMENTO DE ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS**



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLAS DE HIDALGO**

**“TEMPLE SUPERFICIAL DEL ACERO AISI-SAE 1045
MEDIANTE LÁSER DIODO DE ALTA POTENCIA”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN METALURGIA
Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

PRESENTA

Ing. Manuela Alejandra Zalapa Garibay

ASESOR

Dr. Amadeo Sánchez Castillo

MORELIA MICHOACAN, JULIO DE 2007

A mis padres:

Juan Zalapa y Graciela Garibay

Y a mis hermanos:

Lily, Chucho, Juan y Aarón.

AGRADECIMIENTOS

A las personas que más quiero en este mundo: mis padres y hermanos por su apoyo incondicional y por haber depositado su confianza en mí.

Mi mas sincero agradecimiento a los profesores del IIM-UMSNH: Al Dr. Amadeo Sánchez Castillo por su asesoría, al Dr. Rafael García por haberme brindado su apoyo durante todo este tiempo, al Dr. Héctor Guillermo Carreón, al Dr. Arnoldo y al Dr. Ignacio Mejía.

A Lortek por haber permitido que la parte experimental de esta tesis se realizara en sus instalaciones, así como a todos los técnicos que ahí laboran, de una manera particular a Fidel Zapiraín, Fidel Zubirí y Mary por todas sus atenciones.

A mis compañeros y amigos del IIM-UMSNH de una manera especial a Yobanny, Ivan y Doris, por la valiosa amistad que cultivamos durante estos años.

CONTENIDO

RESUMEN	xv
OBJETIVO GENERAL	xvi
OBJETIVOS PARTICULARES	xvi
JUSTIFICACIÓN	xvii
INTRODUCCIÓN	xviii
 Capitulo 1 Revisión Bibliografica	 1
1 Introducción	3
1.1 Selección de aceros al carbono susceptibles de tratamiento térmico por temple	3
1.2 Interés del acero AISI-SAE 1045	4
1.3 Tratamiento térmico por temple	5
1.3.1 Transformación martensítica	8
1.3.2 Cinética de la transformación martensítica	12
1.4 Principales variables del proceso de temple	14
1.5 Procesos industriales de temple	15
1.5.1 Temple por inducción eléctrica	15
1.5.2 Temple por flama	18
1.6 Principales desventajas de los procesos de calentamiento industrial para el temple	19
1.7 Alternativa: El láser	23
1.8 El láser de diodos	25
1.9 Fundamento teórico de la generación de la luz láser	25
1.9.1 Sobre los niveles energéticos y sus transiciones	25
1.9.2 Emisión Espontánea, Emisión Estimulada y Fluorescencia	31
1.9.3 Mecanismo de excitación del láser	37
1.10 Fundamento teórico del láser de diodos	38
1.10.1 Evolución y conceptos básicos	38
1.10 Semiconductores	40
1.11 Semiconductores compuestos	43
1.12 Propiedades de los semiconductores	44
1.13 Emisión de la luz en las uniones	45
1.14 Características de los láseres de semiconductor	47
1.15 Conformación de un láser de diodos	48
1.16 Trabajos de investigación realizados (Estado del arte)	49
 Capitulo 2 Desarrollo experimental	 53
2 Introducción	55
2.1 Análisis de las variables involucradas en el proceso de temple	55
2.2 Temperatura superficial	61

2.3	Distribución de la temperatura interna	62
2.4	Velocidad de enfriamiento	63
2.5	Diseño experimental	64
2.6	Descripción del diseño experimental	66
2.6.1	Primera aproximación: Validación de los modelos térmicos para la temperatura superficial (Bass), la distribución de temperaturas (Adams), y la velocidad de enfriamiento (Easterling)	66
2.7	Segunda aproximación	67
2.8	Materiales	69
2.9	Equipo Láser	70
2.10	Cámara infrarroja	70
2.11	Condiciones de procesamiento	71
2.12	Método para el temple por láser	72
2.13	Preparación metalográfica	72
2.14	Análisis macroscópico	72
2.15	Análisis microscopico	73
2.16	Ensayo de dureza Vickers (HV)	74
	Capítulo 3 Análisis y discusión de resultados	77
3	Introducción	79
3.1	Caracterización del acero experimental AISI-1045	79
3.1.1	Composición química	79
3.1.2	Microestructura original del acero experimental	80
3.2	Primera Aproximación por modelos teóricos	80
3.2.1	Pronóstico de la temperatura superficial (Tp)	80
3.2.2	Pronóstico de la distribución de temperatura interna	85
3.2.3	Pronóstico de la velocidad de enfriamiento	104
3.2.4	Condiciones límite	109
3.2.5	Rango de valores para potencia y velocidad de barrido	116
3.3	Segunda aproximación: simulación con DEFORM 3D-HT	117
3.4	Tercera aproximación	122
3.4.1	Parametros de procesamiento	122
3.5	Resultados y análisis de las probetas templadas	123
3.5.1	Análisis metalográfico	123
3.5.2	Temperatura superficial experimental	141
3.5.3	Análisis de microdureza	146
3.6	Resumen de Resultados	154
	Conclusiones	157

Recomendaciones y trabajo futuro	
Recomendaciones y trabajo futuro	161
 Anexos	
Anexo 1	164
Anexo 2	165
Anexo 3	168
Anexo 4	174
Anexo 5	176
 Revisión Bibliografica	
Revisión Bibliografica	183

Resumen

El tratamiento térmico de temple, se aprovecha industrialmente para incrementar la vida útil de aquellas superficies que experimentan fricción. La producción en serie de componentes metálicos templados, realizados por flama, por resistencia eléctrica o por inducción son todos de baja eficiencia, debido a las enormes pérdidas de calor. Adicionalmente, inducen elevados esfuerzos que deben ser liberados. Esta situación expone a las empresas dedicadas a aplicar tratamientos térmicos en un verdadero dilema, debido a que se enfrentan a serios problemas de competitividad. Ante esta situación, se hace evidente la necesidad de buscar nuevos métodos para realizar tratamientos térmicos. El objetivo de este trabajo, es estudiar la capacidad del láser de diodos de alta potencia, para realizar un proceso integral de temple sobre el acero AISI-SAE 1045, sin utilizar medio de enfriamiento, bajo el siguiente principio: i) incremento de la temperatura superficial hasta la temperatura de austenización, ii) enfriamiento repentino asociado con el desplazamiento del haz, y iii) Sin utilizar medio de enfriamiento (aire libre). El proceso desarrollado es el resultado de un balance energético entre la cantidad de energía aportada por el láser, y la velocidad de enfriamiento ofrecida por los parámetros termofísicos del material, junto con las propiedades térmicas del medio ambiente en el que se desarrolla el proceso. Se encontró experimentalmente que con un aporte de 2800 W y una velocidad de desplazamiento del haz de 10.0 mm/s, se genera una capa de martensita con espesor de aproximadamente 1.0 mm, capa que presenta una dureza superior (67 RC), a la obtenida por procesos tradicionales (60 RC). Comparativamente, el proceso láser es 4 veces más rápido que uno realizado por inducción.

Objetivo General

Estudiar la capacidad del láser diodo de alta potencia para realizar un tratamiento térmico de temple superficial sobre placas de acero AISI-SAE 1045.

Objetivos Particulares

1. Evaluar la fiabilidad de la ecuación de Bass para pronosticar la temperatura superficial, la ecuación de Adams para pronosticar la distribución de temperatura interna y la ecuación de Ashby-Easterling para determinar la velocidad de enfriamiento, al introducir parámetros supuestos de potencia y velocidad de barrido de un haz láser de diodos de última generación.
2. Evaluar mediante un programa basado en elemento finito, las condiciones térmicas de potencia suministrada y velocidad de barrido del haz láser obtenidas mediante los modelos teóricos. En esta etapa, se conseguirá simular virtualmente, las condiciones de procesamiento para realizar un temple sobre placas de acero, a la mayor potencia, a la mayor velocidad de barrido y con la mayor profundidad de temple.
3. Evaluar experimentalmente las condiciones energéticas obtenidas mediante las valoraciones realizadas en los dos puntos anteriores, por medio de un equipo láser de diodos de alta potencia.

Justificación

Los procesos de temple superficial en serie, actualmente utilizados en la industria metal-mecánica, como son la inducción eléctrica, el temple por flama, entre otros, presentan desventajas en cuanto a su baja eficiencia térmica. Esta situación, pone en desventaja a las empresas dedicadas al ramo, pues no han sido capaces de paliar este problema, en consecuencia, sus costos de producción son elevados y, por tanto, su competitividad es baja.

Una alternativa para temprar el acero, es lograr el calentamiento requerido mediante la aplicación del láser, debido a que estos equipos ofrecen ventajas como son: la alta densidad de energía junto con altas velocidades de procesamiento. Entre las nuevas fuentes de energía láser capaces de realizar procesamiento de materiales se encuentran los láseres de CO₂ y de Nd:YAG (neodimio-granate de aluminio-itrio), no obstante su eficiencia de conversión eléctrica es muy baja, pues ronda el 10% para los láseres de CO₂ y alrededor de un 3% para los láseres de Nd:YAG.

En la actualidad se encuentra a disposición un láser que emite energía óptica a partir de la estimulación de diodos, el cual ofrece la posibilidad de suministrar potencias (densidades de energía) elevadas con una eficiencia de conversión eléctrica muy superior a la de los láseres actualmente utilizados [1].

Estos láseres se caracterizan por generar un haz ampliamente divergente y por su astigmatismo, características que dan por resultado un área focal comparativamente de grandes dimensiones con respecto a los láseres de CO₂ y de Nd:YAG. Estas características del láser de diodo, aunada a su reducido tamaño, a su portabilidad, a su estabilidad, los hace muy atractivos de cara a su aplicación en los procesos de fabricación en serie, como lo es el proceso de temple [1].

Introducción

La posibilidad de enfocar un haz láser sobre áreas específicas de la superficie de un metal, permite la realización de tratamientos localizados, con el fin de modificar alguna de sus características. Un caso particular de los tratamientos con láser, específicamente dentro de la industria mecánica, lo constituye el temple del acero, destinado a incrementar la vida útil de piezas que trabajan en condiciones de desgaste y corrosión, por vía de la dureza alcanzada. Precisamente, el proceso de temple por láser, debe crear las condiciones de calentamiento y enfriamiento bajo las cuales se promueve el desarrollo de la microestructura responsable de la elevada dureza: la martensita. Esto implica la necesidad de conocer el comportamiento térmico y las características metalúrgicas del material a tratar, así como la definición de los parámetros del proceso de temple, que en su conjunto permitirán satisfacer el requerimiento de dureza [2] [3].

Tratándose de aceros al carbono, Muñiz y colaboradores [2], han comprobado que la dureza superficial alcanzada tras el temple por láser de CO_2 , se ve afectada por el contenido de carbono $<0.3\%$, que ofrecen baja e irregular ganancia en dureza, debido a que las distintas fases metalúrgicas que lo componen, experimentan durante el calentamiento, diversas transformaciones microestructurales impulsadas por la difusión del carbono, como consecuencia de la reacción reversible *Austenita* ($0.77\% \text{ C}$) $\Leftrightarrow \alpha$ ($0.0218\% \text{ C}$) + Fe_3C ($6.67\% \text{ C}$). La gran diferencia en solubilidades de la ferrita (α) y la cementita (Fe_3C) v.s. austenita (γ), dificulta la difusión del carbono, por lo limitado del tiempo que involucra el proceso de calentamiento por láser ($< 1 \text{ s}$), originando patrones de segregación, que se reflejan en niveles de dureza bajos e irregulares. Algo parecido sucede con los aceros clasificados como de alto carbono ($> 0.50\% \text{ C}$): al ser templados, presentan una microestructura no deseable a temperatura ambiente, denominada austenita retenida, cuyos límites de grano son sitios preferenciales para la nucleación de fases proeutectoides y perlita, con lo que se modifica la templabilidad [3] [4]. López y colaboradores [5], han profundizado en el tema de la austenización promovida durante el temple con láser, con la tesis de que dicho proceso se ve condicionado por el estado estructural inicial del material, al evaluar un acero AISI-1045 en diferentes condiciones: laminado en caliente, revenido, y templado y revenido. El estudio reveló que conforme la distribución microestructural del carbono es

más homogénea, la austenización se manifiesta a mayores profundidades. Puede inferirse que a fin de lograr la misma profundidad de austenización en un acero laminado en caliente, donde la ferrita y la perlita se encuentran en estado laminar, se requiere alcanzar mayores temperaturas superficiales.

Otros factores, como la rugosidad superficial y la longitud de onda (λ) del haz emitido, influyen de forma importante respecto de la absorbancia, y por ende, en la cantidad de energía disponible para alcanzar una determinada temperatura superficial. Seibold y colaboradores [6], han demostrado que la absorbancia del acero a temperatura ambiente, se incrementa a medida que la longitud de onda de la radiación puesta en juego es menor, comparando láseres de CO₂ (10.64 μ m) y Nd:YAG (1.064 μ m). A fin de mejorar la absorbancia, se aplica sobre la superficie metálica, un recubrimiento como el fosfato de manganeso, o pinturas de grafito coloidal, silicio, o carbono, logrando incrementar la absorbancia hasta un 50 %, ó incluso más. De esta manera, se pone de manifiesto la importancia de la temperatura superficial en un proceso de temple, pues en el confluyen los parámetros de procesamiento y las propiedades termo-físicas (difusividad térmica y conductividad térmica) del material de base [2] [6]. Tal es el caso de Wang y colaboradores [7], quienes apoyados en mediciones de temperatura superficial en tiempo real (termocople) y simulación por computadora, determinan los parámetros de procesamiento bajo los cuales un acero AISI-1045 alcanza mayor endurecimiento, utilizando como fuente de activación, un láser de CO₂, destacando que a mayor potencia suministrada, mayor es la temperatura superficial, y en consecuencia, la profundidad y el ancho de la capa endurecida es mayor.

En la actualidad, existe un novedoso láser cuya generación de energía se basa en la estimulación de diodos (HPDL). Ofrece la posibilidad de suministrar altos niveles de potencia (>8kW), con una eficiencia e conversión eléctrica (>50%) mayor que la de los láseres empleados comunmente (CO₂~10% y Nd:YAG~3%). Además de sus ventajas tecnológicas, de la notable eficiencia, su robustez, el tamaño reducido del equipo, su facilidad de transporte, su facilidad de manejo, a su estabilidad, su susceptibilidad a transmitir su energía mediante fibra óptica, sus cortas longitudes de onda (λ ~800-900nm) y forma característica del haz, los hace muy atractivos de cara a su aplicación en los procesos de fabricación, como lo es el tratamiento superficial [8].

Empleando un láser de diodos (3 kW), dirigido a realizar un proceso de temple sobre un acero tratable térmicamente (42CrMo4) y un acero inoxidable martensítico (AISI 420L), Panstar y colaboradores [9], demostraron que las temperaturas alcanzadas en la superficie son considerablemente mayores para el acero 42CrMo4 que para el inoxidable, debido al notable efecto de sus distintas propiedades termo-físicas (difusividad térmica y conductividad térmica), a la mejorada absorbanza (de 48% a 73%), relacionada con la mayor velocidad de oxidación ofrecida por el acero 42CrMo4.

En este trabajo de investigación, se realizaron diversos experimentos de temple por medio de un láser de diodos. Como material de estudio se seleccionó el acero AISI-1045, por su elevada susceptibilidad a desarrollar martensita, a temperatura ambiente sin utilizar medio de enfriamiento, posterior a la etapa de austenización.

La primera parte del estudio, consistió en calcular el efecto de la energía disponible para el proceso, sobre la temperatura superficial, la distribución de temperatura y la velocidad de enfriamiento, utilizando modelos de reconocida fiabilidad. Este comportamiento, sirvió de base para llevar a cabo en segunda instancia, procesos de simulación por elemento finito mediante el programa DEFORM-3D HT [10]. Finalmente, las mejores condiciones pronosticadas fueron evaluadas en una estación de trabajo y los resultados se presentan en el capítulo denominado Análisis y Discusión de Resultados.

Entre las conclusiones del trabajo, destaca la comprobación del desarrollo de un ciclo térmico de temple superficial mediante la aplicación del láser de diodos de alta potencia, el cual generó una dureza superior a la obtenida por los procesos convencionales.

Capítulo 1
Revisión Bibliográfica

1 Introducción

En este capítulo, se describen las principales características de los aceros al carbono que pueden ser objeto del tratamiento térmico por temple, sus aplicaciones y los métodos industriales actualmente utilizados en la producción a gran escala de piezas templadas. Se pone a discusión la baja eficiencia térmica de los métodos de calentamiento, aspecto que pone en desventaja a la industria dedicada al ramo. Se plantea la utilización del láser diodo de alta potencia como medio de calentamiento para realizar el proceso de temple, describiendo la generación de la luz láser. Al final, se hace una revisión de los principales trabajos de investigación relacionados con el tema del temple por láser.

1.1 Selección de aceros al carbono susceptibles de tratamiento térmico por temple

La importancia de los aceros al carbono se ve reflejada en su elevado nivel de producción. Como muestra, en el año 2004, se destinó aproximadamente el 90% de la producción mundial a la fabricación de este tipo de acero, cifra que superó los 1000 millones de toneladas. Su amplio rango de aplicaciones se debe principalmente a la variedad de formas, a la garantía de abastecimiento, a los costos competitivos y notablemente a su versatilidad, pues sus propiedades mecánicas pueden ser objeto de modificación, bien por variar su composición química, bien por utilizar métodos de deformación plástica o por tratamientos térmicos.

De acuerdo a Krauss [3], los aceros al carbono endurecibles por temple son aquellos que contienen más de 0.3 % de carbono, fundamentado en el hecho de que ofrecen una mayor ganancia en dureza. Por ello es importante seleccionar el tipo de acero más conveniente para los grados de dureza perseguidos. En cambio, no deben utilizarse aceros de bajo carbono, debido a que tras el temple desarrollan bajos grados de dureza, fenómeno atribuido a la formación de la ferrita δ en temperaturas cercanas al punto de fusión. Es decir, en el enfriamiento, la ferrita δ , con estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) cristalográficamente idéntica a la ferrita α y solubilidad de carbono máxima de 0.0218 %, debe transformarse, por difusión, a austenita, microestructura cuya solubilidad máxima de carbono ronda el 0.77%.

Esta gran diferencia en solubilidades junto con el corto tiempo manejado para realizar el temple, dan lugar a patrones de segregación, que se reflejan en niveles de dureza bajos e irregulares. Por su parte, los aceros clasificados como de alto carbono ($> 0.50\% \text{C}$), al ser templados, presentan una microestructura no deseable a temperatura ambiente, denominada austenita retenida, cuyos límites de grano son sitios preferenciales para la nucleación de fases proeutectoides y perlita, con lo que se modifica la templabilidad.

De esta manera, los aceros al carbono que mejor se comportan ante el temple son los aceros clasificados por la AISI-SAE como de medio carbono ($0.25\text{-}0.50\% \text{C}$) [11], pues responden favorablemente al temple con medios de enfriamiento líquidos, como el agua y la salmuera, o incluso el aire.

1.2 Interés del acero AISI-SAE 1045

Dentro de la clasificación de los aceros de medio carbono, se ubica el acero clasificado como AISI-SAE 1045, cuyas propiedades mecánicas ($\sigma_{\text{max.}} = 565 \text{ MPa}$; $\sigma_y = 310 \text{ MPa}$; elongación: 16% y dureza: $160\text{-}180 \text{ HB}$) le permiten satisfacer una gran variedad de aplicaciones, que abarcan la fabricación de partes de maquinaria, componentes de equipo agrícola, partes automotrices y estructuras soldadas, entre otras. Su bajo costo, característica que lo convierte en un producto ampliamente competitivo, es determinante en su selección y muy atractivo para la ingeniería [12] [13] [14] [15] [16] [17].

Otra característica del acero AISI-SAE 1045 es su facilidad para ser templado, es decir, de ser endurecido, reflejo de su contenido de carbono ($0.42\text{-}0.50\% \text{C}$). En esta condición el acero en cuestión incrementa su grado de aplicabilidad, principalmente en la fabricación de partes de maquinaria de servicio moderado. Algunas aplicaciones del acero AISI-SAE 1045 bajo la condición de temple son en la fabricación de herramientas para taller, elementos de fijación o deslizamiento, herramientas de corte y trituración, y en general, donde se requiere de una elevada dureza y resistencia al desgaste, como es el caso de flechas y engranajes, muelas trituradoras de forrajes y semillas, rastras, segadoras, partes de tractores, etc. [11] [18].

1.3 Tratamiento térmico por temple

Desde tiempos ancestrales, se conoce que el acero es susceptible de incrementar su dureza tras ser sometido a un proceso de calentamiento seguido de un enfriamiento súbito [19]. Los avances en la metalurgia durante el siglo XX, han logrado explicar, de manera pormenorizada, los fenómenos que conducen a la formación de la microestructura denominada martensita, que es la responsable de la elevada dureza desarrollada por el acero con el temple, propiedad que se logra sin cambio en la composición química [3] [20] [21].

La American Society for Metals (ASM) [4], define el temple, como aquel tratamiento térmico que crea las condiciones de calentamiento y enfriamiento bajo las cuales es posible formar la martensita. Fundamentalmente, el proceso consiste en calentar la pieza de trabajo, hasta la temperatura de austenización, esto es, hasta la temperatura en la cual existe la austenita; posteriormente, someter la pieza a un severo régimen de enfriamiento proporcionado por agua, aire o algún otro medio de inmersión, alcanzando velocidades de enfriamiento de hasta 250 °C/seg., para el caso de los enfriamientos mas severos.

El Metals Handbook Heat Treating [4], hace referencia a las temperaturas de austenización recomendadas para una variedad de aceros templeables, que abarca aceros al carbono, aceros para corte y aceros aleados. Para el caso de los aceros al carbono puede utilizarse como referencia el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C, Figura 1.1. Sin embargo, siempre es conveniente, hacer uso de los diagramas TTT (Tiempo Temperatura Transformación) o los diagramas CCT (Diagramas de enfriamiento Continuo), dependiendo del tipo de enfriamiento que requiera el tratamiento térmico de que se trate [3].

Cuando un acero al carbono se encuentra en el campo de temperaturas correspondientes a la austenita, y se somete a un proceso de enfriamiento lento o cercano al equilibrio, tal como sucede cuando se enfría en el horno, la austenita experimenta un notable cambio microestructural, pues se originan dos fases completamente diferentes entre sí, llamadas ferrita y perlita. La ferrita, es una solución sólida, que contiene un 0.0218 % máximo de carbono en su composición; por su parte la perlita, está formada por un compuesto, denominado cementita, y la ya referida ferrita.

El enfriamiento lento, promueve la formación de estas microestructuras, debido a que existe suficiente tiempo para que el carbono difunda, y adquiera un arreglo, que depende de la velocidad de enfriamiento y el contenido de carbono. Son pues, transformaciones en estado sólido por la difusión del carbono.

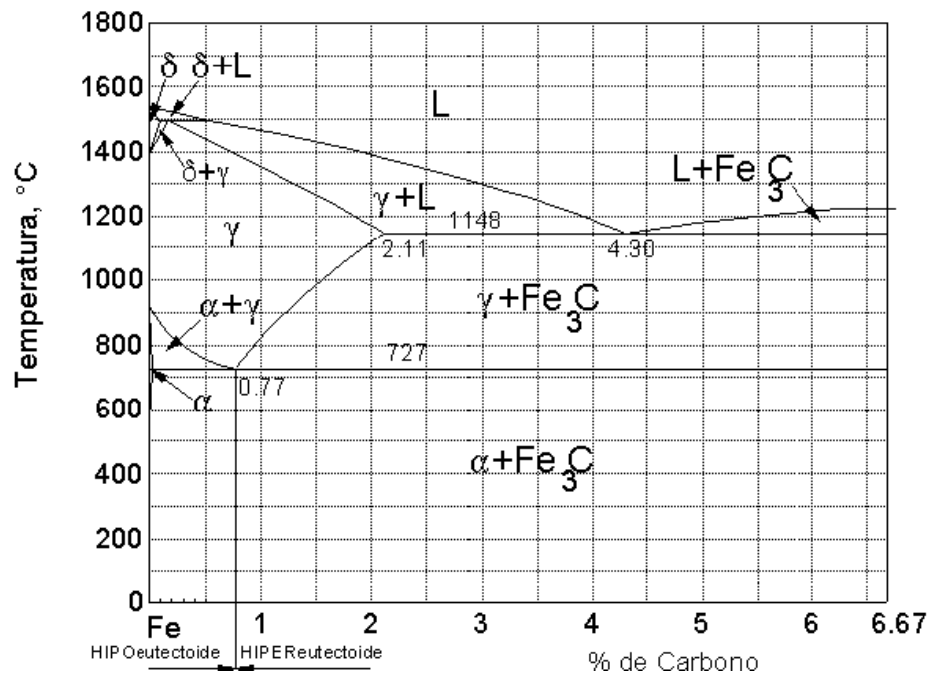


Figura 1.1.-Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C. α , es el campo de la ferrita. γ , corresponde al campo de la austenita. δ , es una ferrita idéntica a la ferrita α que se forma a temperaturas cercanas al punto de fusión del acero. L, representa el estado líquido y Fe₃C, es la cementita, cuya concentración de carbono en peso es de 6.67 % [3].

Los diagramas de enfriamiento continuo usualmente cubren un amplio rango de programas de enfriamiento enfocados a tratamientos térmicos, en los cuales las secciones enfriadas hasta una temperatura ambiente, puede llevarse de un tiempo de 10 s hasta 24 hrs., según sea el caso del tratamiento que se aplique. La información que se puede extraer de un diagrama de enfriamiento continuo es muy amplia en el campo de los tratamientos térmicos, la mas importante para el caso del temple es la velocidad de enfriamiento requerida para el mismo, predicción de la dureza, así también como de la estructura deseada tanto como la estructura no deseada. Además las temperaturas características como son M_s , M_f , A_{c1} y A_{c3} , así como la zona de transformación de la austenita, perlita y bainita. La información que se obtiene de un

CCT, no es cuantitativa mas sin embargo es bastante confiable y útil en el desarrollo de un tratamiento térmico Figura 1.2 [3].

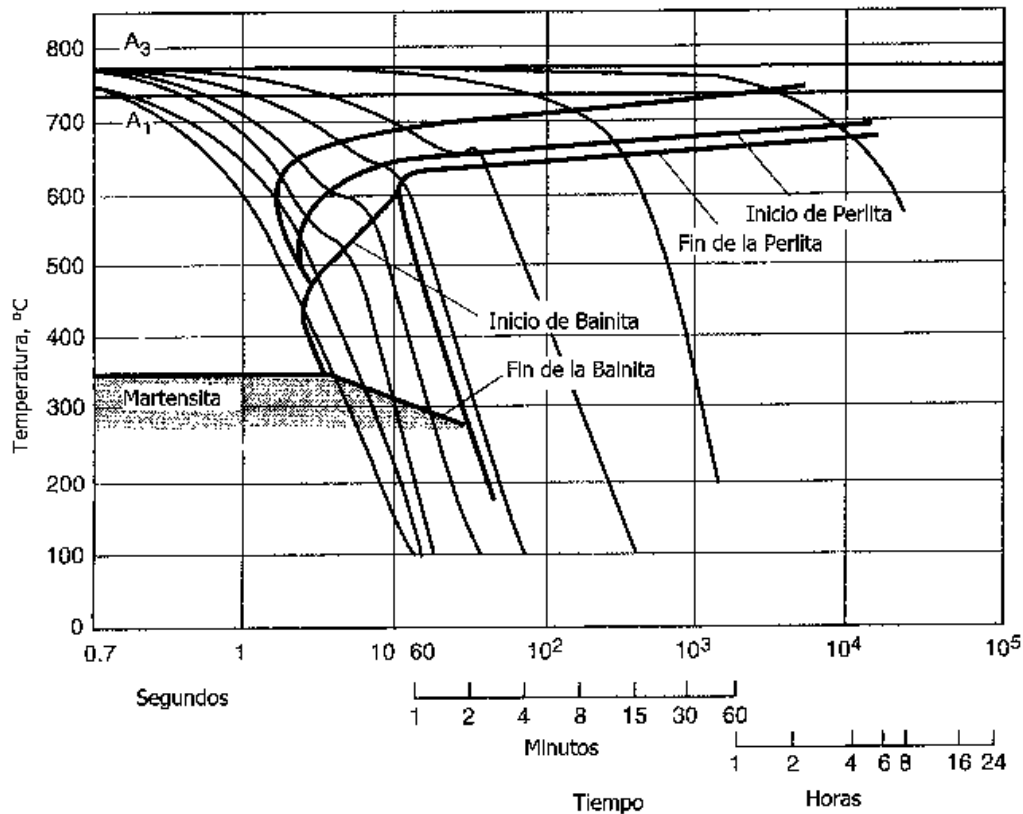


Figura 1.2. Diagrama de enfriamiento continuo de un acero al carbono con 0.45 % de Carbono, con una temperatura de austenización de 880°C [22].

En cambio, cuando un acero se somete a un proceso de enfriamiento muy acelerado (500 °C en 10 s. aproximadamente), se frena de manera repentina la difusión del carbono, y se adquiere una microestructura fuera de equilibrio o bien metaestable, denominada martensita, que se caracteriza por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo que le confieren propiedades muy competitivas al acero.

La transformación de la martensita en aceros, normalmente ocurre durante un enfriamiento continuo y acelerado hasta alcanzar una temperatura ambiente, o bien una temperatura M_f (Martensita finished) indicada en el diagrama de enfriamiento continuo específico para cada acero, si se desea obtener una estructura 100% martensítica, esta temperatura es característica para cada acero en particular, depende principalmente de su composición química, para el caso de un acero al carbono directamente de su contenido de carbono [3].

Todos los aceros tienen un rango de temperaturas de transformación martensítica, que inicia con una temperatura M_s (Martensita start) denominada temperatura de inicio de transformación martensítica, la cual puede variar entre un amplio rango de temperaturas donde la mas alta es 500°C y la mas baja puede alcanzar la temperatura ambiente e incluso estar por debajo de ella dependiendo del contenido de los elementos de aleación estabilizadores de la austenita que estén presentes en el acero. Una vez que se alcanza la temperatura M_s (Martensita start), la transformación toma lugar durante el enfriamiento hasta que la reacción termina a la temperatura M_f (Martensita finished), al alcanzar esta temperatura en teoría se obtiene una estructura 100% martensítica pero en la práctica, una pequeña porción de austenita no se transforma, esta es denominada austenita retenida. Las temperaturas de inicio y final de transformación para las reacciones que ya se mencionaron anteriormente, se indican en un diagrama de enfriamiento continuo, Figura 1.2. La velocidad de enfriamiento debe ser suficientemente rápido para frenar la difusión del carbono y con esto evitar que se formen otras fases que dependen de ello, como son la reacción de formación de la ferrita, cementita y perlita, y otras reacciones intermedias como es la formación de la bainita. La velocidad de enfriamiento requerida es muy sensitiva a los elementos de aleación presentes en el acero, debido a que estos pueden retardar o entorpecer la formación de la martensita [23].

1.3.1 Transformación martensítica

La estructura cristalina de la martensita es una estructura tetragonal centrada en el cuerpo, que le confina propiedades características como son una alta dureza en el caso de los aceros de medio carbono, una dureza que va desde los 600 hasta 720 HV aproximadamente si estamos hablando de una estructura 100% martensítica, y una resistencia al desgaste que solo pueden alcanzar los aceros aleados sin un tratamiento adicional a su proceso de fabricación [3].

La forma de la martensita en los aceros depende de varios factores, pero el más importante es el contenido de carbono Figura 1.3, ya que de esto depende el espaciamiento interlaminar y espesor de las placas de martensita. En los aceros de medio carbono la estructura martensítica que se obtiene es denominada de listón, y en algunos casos, se obtienen mezclas de estructuras de listón y pocas placas, dependiendo de la temperatura de austenización y el tiempo de permanencia que se le de al acero durante el tratamiento térmico.

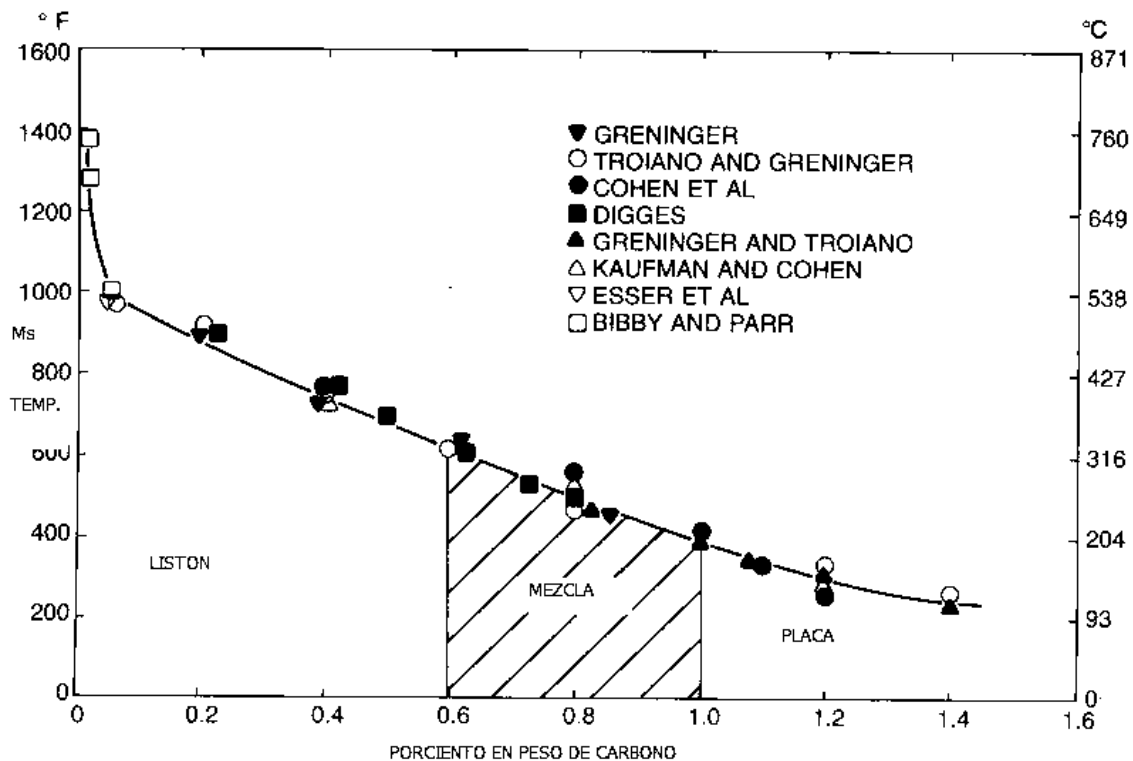


Figura 1.3. Temperatura M_s en función del contenido de carbono en aceros. Rangos de composición de martensita de listón y de martensita de placa en aceros al carbono [3].

La martensita en los aceros es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro- α . Para las aleaciones que tienen una baja temperatura M_s o una alta concentración de carbono, los átomos de carbono tienden a acomodarse en los intersticios octaédricos como se muestra en la Figura 1.4, de tal forma que la estructura cristalina cambia de cúbica centrada en las caras a tetragonal centrada en el cuerpo como se muestra en la Figura 1.5, donde podemos observar la correspondencia de la red para la formación de martensita a partir de la austenita.

La tetragonalidad de la martensita depende principalmente del contenido de carbono en el acero, y se determina por la siguiente relación de sus ejes:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0.045 (\text{wt\% C})$$

Esto implica que con un contenido de carbono igual al del acero la estructura debería ser bcc, libre de distorsión, los efectos del carbono sobre los parámetros de la red de la austenita, y sobre los parámetros c y a de la martensita se muestran en la Figura 1.6 [23].

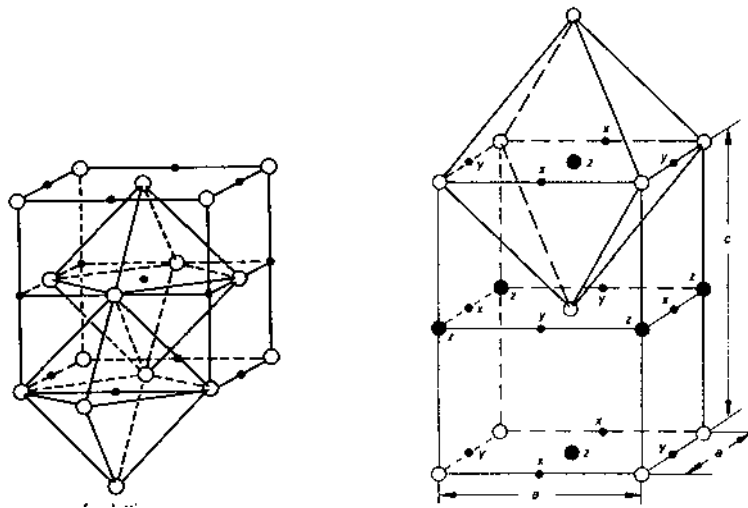


Figura 1.4. Intersticios octahedrales en la estructura fcc [23].

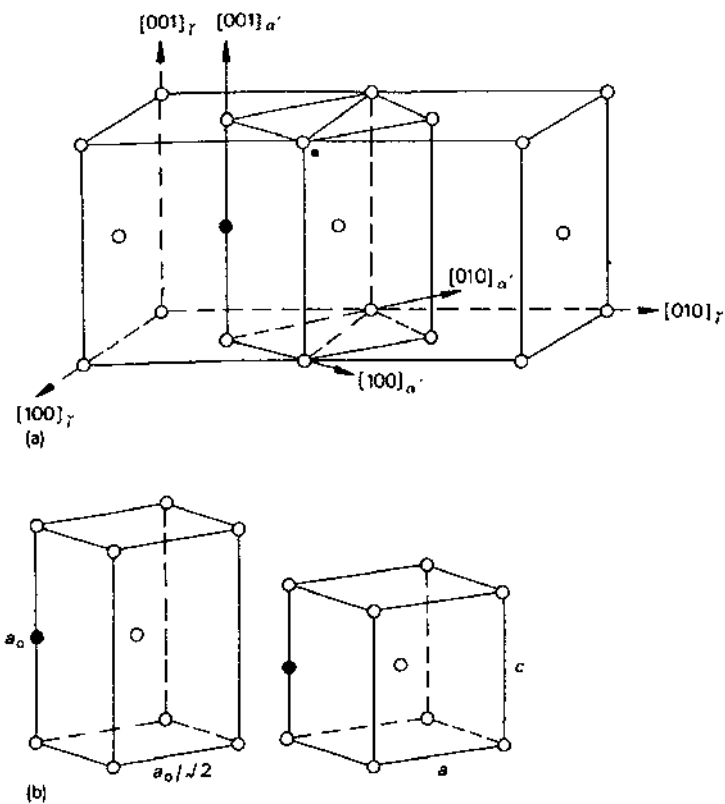


Figura 1.5. Correspondencia de la red para la formación de martensita a partir de austenita: (a) Una celda bcc delineada en austenita, (b) deformación de la red (compresión a lo largo del eje c) para formar martensita se ilustra la deformación de Bain y la relación de los ejes c/a . [23].

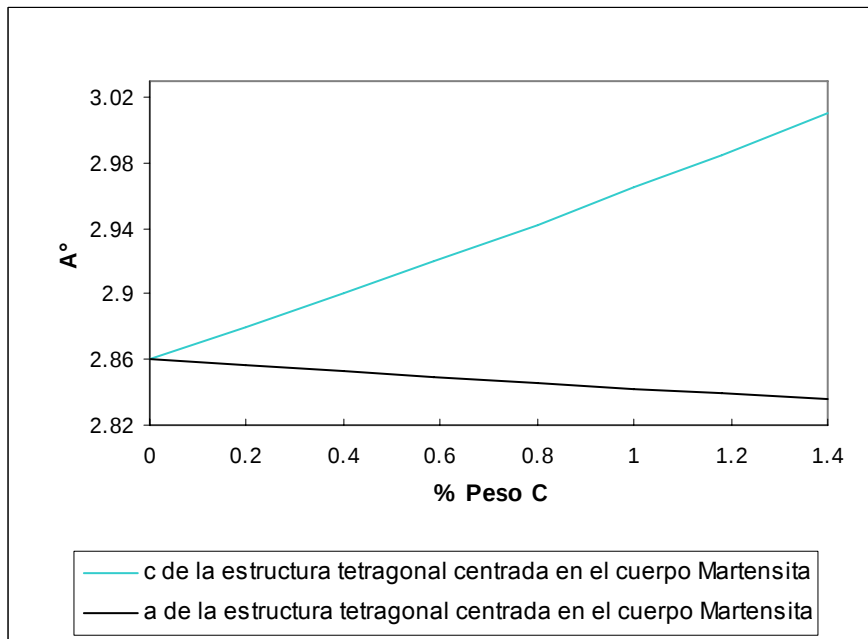
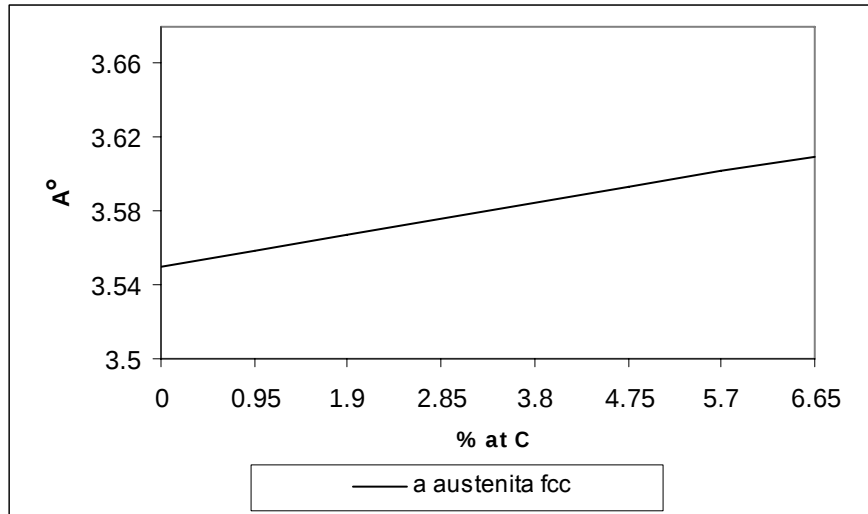


Figura 1.6. Efecto del carbono sobre los parámetros de red de la austenita y de martensita [23].

La correspondencia entre las redes de la austenita y la martensita fue señalada por Bain, quien demostró que una celda unitaria tetragonal podría ser trazada con dos celdas unitarias de la austenita Figura 1.5. Para convertir esta celda en una celda de martensita, es necesaria una deformación (esfuerzo de Bain), la cual involucra una contracción de cerca del 17 % a lo largo de la dirección $[001]_y$ correspondiente al eje c de la celda de martensita, y una expansión uniforme de cerca del 12 % en el plano $(001)_y$ de la austenita Figura 1.7. En efecto las observaciones de la superficie ayudan como un resultado de la

transformación, indicando que el esfuerzo principal requerido para la deformación de Bain es inconsistente con los experimentos, lo cual tienen que revelar que el plano de hábito entre la austenita y la martensita no se distorsiona durante la transformación [23].

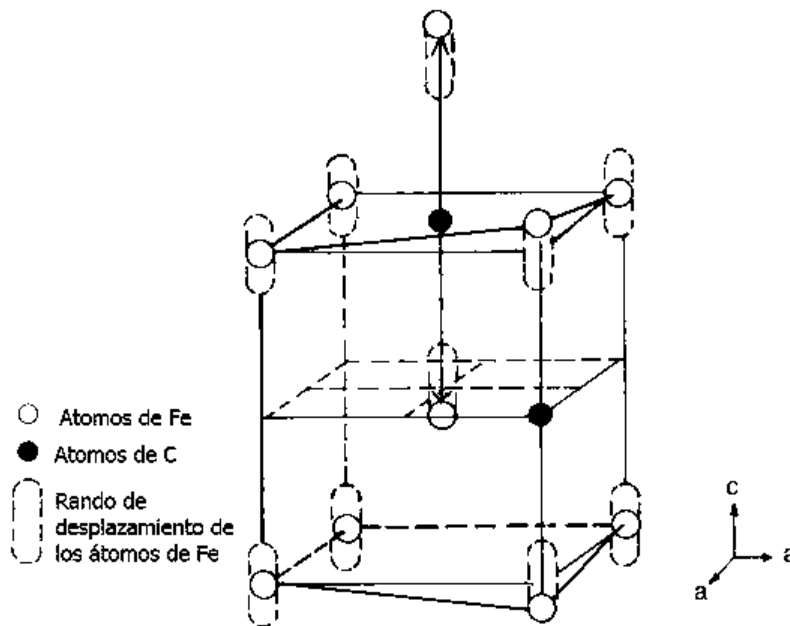


Figura 1.7. Desplazamiento de los átomos de Fe provocado por los átomos de Carbono en la Martensita [23].

1.3.2 Cinética de la transformación martensítica

La transformación martensítica se describe como atérmica (enfriamiento continuo sin interrupción hasta alcanzar una temperatura ambiente), desde que inicia la transformación a una temperatura M_s bien definida, hasta alcanzar la temperatura M_f como se indica en el diagrama de enfriamiento continuo Figura 1.2, se completa la reacción.

La transformación martensítica como ya lo mencionamos anteriormente, depende principalmente de la inhibición de la difusión del carbono, al evitar que el carbono se difunda por medio de un enfriamiento rápido, se genera una estructura bct, que se obtiene a partir de una estructura fcc austenítica, los átomos de carbono entran en los intersticios octaédricos de la red fcc, los mismos que forman un enlace covalente con los átomos de

hierro, la energía de enlace covalente del carbono es mucho mayor que la del hierro metálico, es por esta razón que la red sufre la deformación de Bain Figura 1.5, que se caracteriza por el cambio de estructura y por consiguiente un cambio de volumen en la celda [23].

La temperatura M_s refleja la cantidad de fuerza de activación termodinámica requerida para iniciar la reacción de transformación de austenita a martensita también conocida como reacción de corte. La Figura 1.3, muestra como la temperatura M_s disminuye significativamente con el incremento del contenido de carbono en los aceros. El carbono en solución sólida incrementa la resistencia o la resistencia de corte de la austenita, sin embargo un enfriamiento rápido o una fuerza de activación se requiere para iniciar la reacción martensítica. Sin embargo al estabilizar la austenita se reduce la habilidad par transformarse en martensita, esto ocurre cuando existe un enfriamiento lento o interrumpido antes de completar la transformación [3].

La fuerza de activación para el inicio de transformación puede ser expresada como T_0-M_s , donde T_0 es la temperatura a la cual la austenita esta libre de esfuerzos y la martensita posee la misma energía libre. La Figura 1.8 muestra esto esquemáticamente graficando la energía libre de la austenita y la martensita en función de la temperatura. La temperatura M_s también se indica como temperatura A_s , la temperatura a la cual la martensita empieza a convertirse en austenita o a recalentarse. Ambas reacciones requieren de un grado de calentamiento o enfriamiento según sea e caso [23].

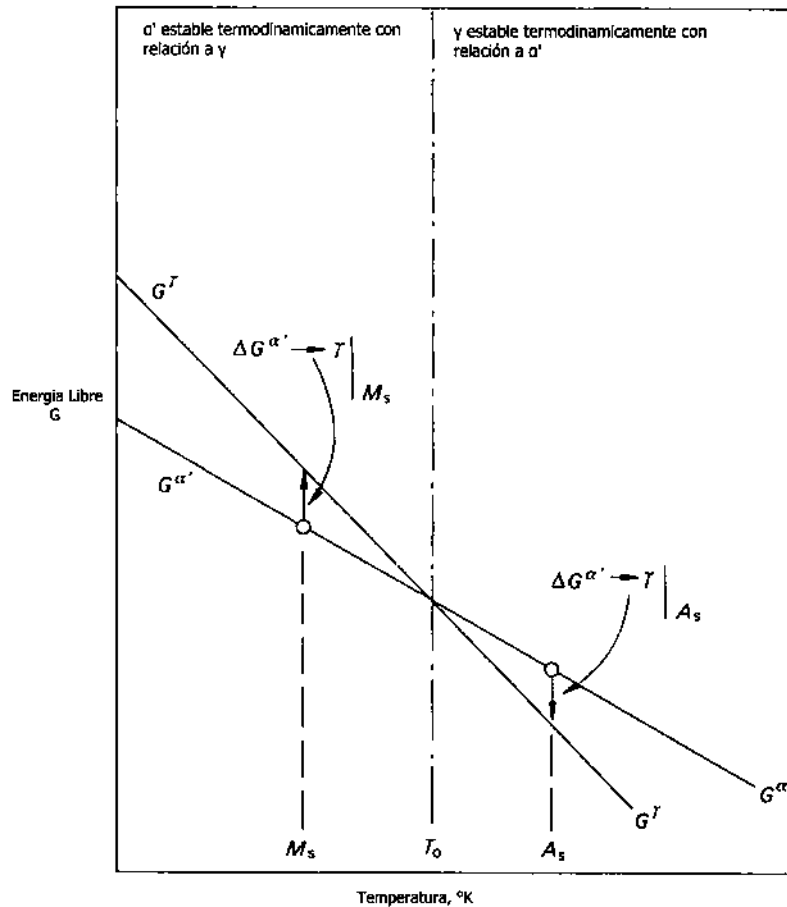


Figura 1.8. Energía libre de la martensita y la austenita como una función de la temperatura [23].

1.4 Principales variables del proceso de temple

El contenido de carbono en un acero, es la variable que determina la cantidad de martensita formada después del temple, sin embargo, existen otras variables que intervienen en la reacción de formación de la martensita, como son: temperatura de austenización, tiempo de permanencia, velocidad de enfriamiento y medio de temple. La susceptibilidad que tienen los aceros para ser endurecidos por un enfriamiento rápido, se denomina como grado de templabilidad, y se considera como una variable del mismo, así como la capacidad del medio de temple para extraer el calor de la pieza templada, propiedad denominada severidad de temple [3] [4].

1.5 Procesos industriales de temple

La producción en serie de componentes templados fabricados de aceros al carbono, se realiza por métodos de calentamiento que ofrecen elevada capacidad de producción, entre los que destacan por su grado de aplicación industrial los siguientes [4]:

1.5.1 Temple por inducción electromagnética

El proceso se basa en la inducción de una fuerza electromotriz (*f.e.m.*) sobre la superficie de la pieza metálica que se desea endurecer. La inducción se logra mediante la aplicación de un campo magnético variable, que se genera por el flujo de corriente alterna a través de un devanado, el que constituye el circuito primario, por lo que la frecuencia constituye una de las variables operativas del proceso.

Al fluir la corriente alterna por el devanado primario, provoca sobre la pieza de trabajo, que representa el circuito secundario, la generación de una *f.e.m.* (voltios), que varía con el tiempo. Así, la *f.e.m.* inducida en el circuito secundario, es directamente proporcional a la rapidez de cambio en el tiempo del flujo magnético a través del circuito. El enunciado corresponde a la ley de Faraday, que matemáticamente se expresa como:

$$\varepsilon = - \frac{\partial \Phi_B}{\partial t} \dots\dots\dots (1.1)$$

Donde:

ε = f.e.m. inducida (Volts).

$\Phi_B = \int B \bullet dA$ y el signo negativo de la ec.1.1, indica que el campo eléctrico inducido se opone al cambio en el campo magnético (Teslas).

Si el circuito es una bobina de N espiras, todas de la misma área, y si Φ_B , es el flujo magnético a través de la espira, se induce una *f.e.m.* en cada espira. Por lo tanto, la *f.e.m.* total inducida en el devanado está dada por:

$$\varepsilon = -N \frac{\partial B}{\partial t} \dots\dots\dots (1.2)$$

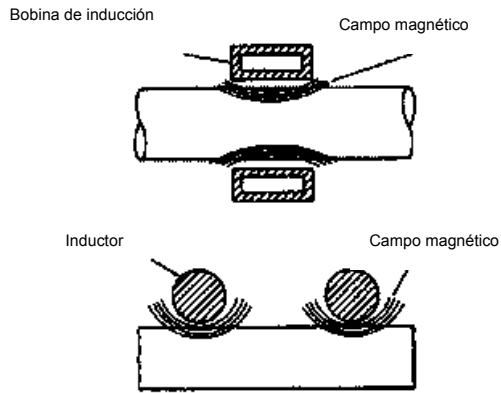
El calentamiento de la pieza de trabajo se origina por el efecto joule que es la resistencia que ofrece al paso de la corriente inducida a través de ella, y a la frecuencia del campo magnético, como establecen las ecuaciones anteriores [24].

El rango de frecuencias de la corriente utilizada para el temple por inducción va de 1 a 10 kHz, con potencias de 7.5 hasta 350 kW. El diseño de la bobina, es una de las variables mas importantes que se deben especificar para realizar el temple de la forma más adecuada.

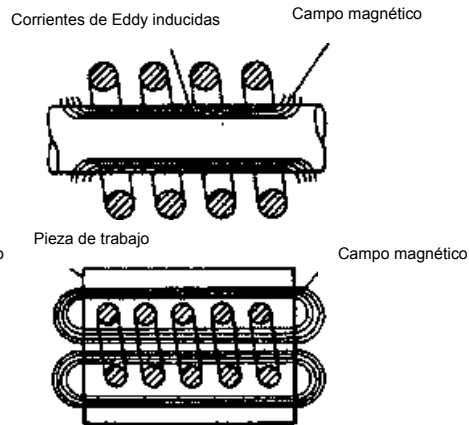
La Figura 1.9 muestra cuatro casos de campos magnéticos y corrientes inducidas por las bobinas de inducción. La Figura 1.10, muestra los diseños básicos de bobinas de inducción para utilizarse con unidades de alta frecuencia, así como los patrones de calentamiento que producen. Los devanados deben ser diseñados de formas específicas para cada pieza metálica que se desea temprar; las piezas de geometrías sencillas se facilitan para temprar por este método; en cambio, las piezas con geometrías complicadas o con recovecos muy cerrados dificultan obtener el mismo espesor de la capa endurecida en toda la superficie. Esta situación impone una de las desventajas del proceso; otra es el calentamiento extensivo de la pieza de trabajo, que además de generar costos inevitables, añaden esfuerzos que se adicionan a los generados por el temple. Por esta razón, las piezas tratadas con este método, forzosamente deben ser revenidas [4].

La penetración de la capa endurecida depende de la aplicación destinada a la pieza. Para incrementar la resistencia al desgaste el rango de penetración de la capa endurecida es de 0.25 – 1.5 mm, con un rango de frecuencia entre 10 KHz y 2 MHz; sin embargo, en aplicaciones donde las piezas son sometidas a carga o impacto muy grandes, el rango de espesor de la capa endurecida debe ubicarse entre 1.5 a 6.4 mm, condición que se genera con un rango de frecuencias de 1 a 10 KHz. Cuando se desea mejorar la resistencia a la fatiga el espesor de la capa endurecida debe ser de 3.2 a 12.7 mm.

a) Calentamiento con una bobina simple



c) Calentamiento con una bobina multiespiras



b) Calentamiento superficial con una bobina simple

b) Calentamiento con una bobina multiespiras

Figura 1.9. Campos magnéticos y corrientes inducidas producidas por varias bobinas de inducción [4].

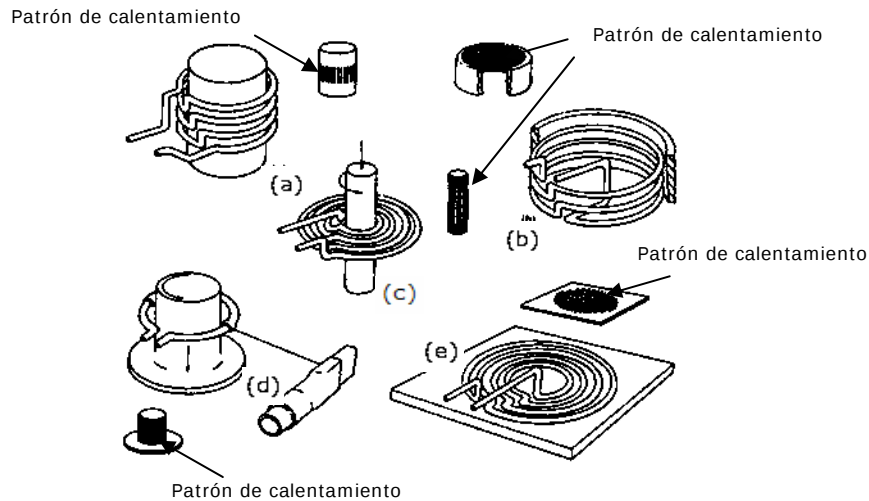


Figura 1.10. Bobinas de trabajo típicas para unidades de alta frecuencia. (a) Selenoide simple para calentamiento externo. (b) Para calentamiento interno. (c) Para calentamiento con desplazamiento longitudinal. (d) Para calentamiento rotacional. (e) Para calentamiento circular [4].

1.5.2 Temple por flama.-En este caso, el calentamiento de la pieza de trabajo, se logra por la transmisión de calor por convección, a través de los productos de la combustión en forma de gases, como resultado de reacciones químicas exotérmicas desarrolladas por medio de una boquilla de diseño especial. La aplicación particular del proceso de temple por flama es en aquellas piezas que requieren de propiedades mecánicas desarrolladas en áreas específicamente localizadas. Como combustibles pueden utilizarse acetileno, propano u otros gases [4].

Para determinar la cantidad de energía transferida a la pieza de trabajo cuando se utiliza acetileno como combustible, se aplica la siguiente relación [25]:

$$Q(\text{en watts}) = \eta \left(\frac{48 \text{ kJ}}{\text{Litros de } C_2H_2} \right) (VC_2H_2) \left(\frac{h}{3600s} \right) = 13.3\eta VC_2H_2 \dots\dots\dots (1.3)$$

Donde:

VC_2H_2 = Velocidad del flujo volumétrico del acetileno, en litros por hora.

El calor de combustión del $C_2H_2 = 48 \text{ kJ/l}$, ambos referidos a condiciones estándar (1 atm y 25 °C).

$\eta \approx 0.25\text{-}0.80$ eficiencia para este proceso.

La flama de oxiacetileno que surge de la boquilla consiste de diferentes zonas, mismas que se ilustran en la Figura 1.11, en donde se verifican las siguientes reacciones:

Para la combustión primaria



Para la combustión secundaria



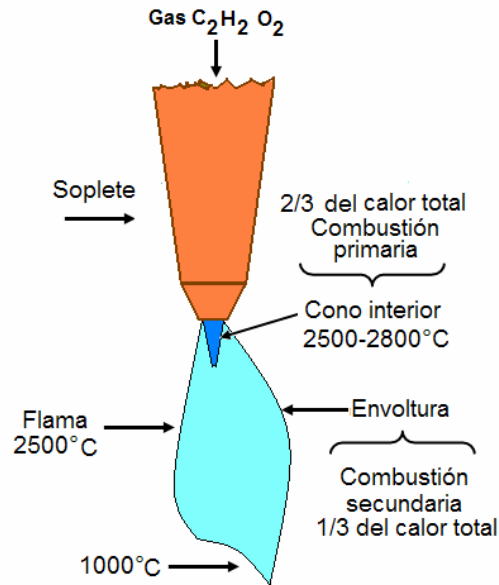


Figura 1.11. Distribución de temperaturas en una flama de oxiacetileno neutro [25].

El proceso de temple por flama es capaz de generar una profundidad de la capa endurecida comprendida en el rango de 0.8 a 6.4 mm. Dicho espesor depende de factores como son: los combustibles utilizados, el diseño del quemador, la duración del calentamiento, la templabilidad del material y el medio de temple.

La versatilidad del equipo utilizado en este método de temple y el amplio rango de condiciones de calentamiento obtenidas con quemadores de gas permiten distintas configuraciones, a saber: método estacionario, el progresivo, el circular y la combinación del método circular y el progresivo. Para cada uno de los métodos anteriores se necesita diseñar los quemadores adecuados para la pieza que se pretende templear, así como el mecanismo de desplazamiento de los quemadores [4].

1.6 Principales desventajas de los procesos de calentamiento industrial para el temple

Los requerimientos energéticos de cualquier tratamiento térmico son finitos, predecibles y usualmente inalterables; son proporcionales al nivel de temperatura al cual ese tratamiento se realiza. Este requerimiento energético junto con el tiempo para lograr la temperatura deseada, el tiempo en el que se mantiene el material a esa temperatura en

espera de los cambios estructurales, y el tiempo prescrito para lograr el enfriamiento de la sustancia, permiten calcular los requerimientos totales de energía para un tratamiento térmico en particular.

De esta manera, la función tiempo determina los requerimientos totales de energía, y está estrechamente relacionada con la eficiencia en la transferencia de calor a la pieza de trabajo. Las ineficiencias inherentes de un proceso se prolongan a través del tiempo requerido para llevar a cabo cambios durante el tratamiento térmico. Generalmente, la ineficiencia de un tratamiento térmico en particular, y la cantidad de energía consumida, es proporcional a la temperatura del tratamiento [4].

En el pasado, los costos de energía para un tratamiento térmico en particular, típicamente se consideraba insignificante respecto del costo total del producto, pues había una bonanza en energía de bajo costo, y los sistemas de contabilidad de ese entonces, no daban razón de los costos de la energía del proceso como una entidad separada. En la actualidad, los altos costos de la energía, han obligado a la industria de los tratamientos térmicos a considerar seriamente, ahorros de energía medidos en términos de efectividad. Así, muchas corporaciones están redirigiendo sus esfuerzos al ahorro energético, reorganizando sus propuestas para ahorrar energía, y los sistemas de contabilidad ahora incluyen y analizan en el desglose de costos del proceso, los costos de la energía requerida para cada operación y para cada fase de una operación. Se hace evidente que una empresa dedicada a los tratamientos térmicos será competitiva mientras mantenga bajos sus costos.

Los principales cambios que la industria de los tratamientos térmicos ha considerado para el ahorro en energía son [4]:

- Restricción en los productos, procesos o especificaciones: Los criterios de diseño se deben modificar para reducir la energía requerida para realizar su tratamiento térmico. Se busca la estandarización; cualquier clase de sobre-especificación usualmente resulta en un incremento en la energía utilizada y en aumento en los costos.
- Reducción en la temperatura del proceso: Una operación de tratamiento térmico que se realiza a menores temperaturas

normalmente requerirá la menor energía, y la temperatura de un ciclo siempre debe reducirse, siempre que sea posible. Para lograr este objetivo, se deben utilizar sistemas electrónicos de control de temperatura. Muchas especificaciones requieren tiempos de retención para la austenización de una hora (aun más) por cada pulgada de espesor de sección transversal. Sin embargo, este requerimiento puede ser muy conservador e injustificado desde el punto de vista metalúrgico.

- Lentificación de los hornos: Se expone el caso de un horno que a temperatura de 815°C consume 9.3 m³/h de gas natural; reduciendo su temperatura a 760°C el consumo de gas se reduce a 6.9 m³/h, que representa un 25.8 % de ahorro. En este ejemplo, el horno podría producir 515 ciclos de carga en 50 semanas de cinco días hábiles consumiendo 220 m³ de gas natural por carga, que traducido en pesos representa un ahorro de \$204,000 anuales (2005).
- Equipamiento: Los equipos de producción deben ser evaluados respecto de posibles ahorros de energía. Los hornos que consumen combustibles deben tener adecuada relación aire-combustible para evitar la formación de CO.

La Figura 1.12, enmarca el panorama que presenta la industria de los tratamientos térmicos en la actualidad. Claramente se aprecia que la baja eficiencia de los procesos térmicos es uno de los principales factores que reducen la competitividad de la industria. La aplicación de los métodos de calentamiento típicos: inducción, flama, hornos, entre otros, conlleva ineficiencia térmica cuando se trata de un temple, pues la pieza de trabajo se calienta de manera extensiva, proceso que intrínsecamente es inevitable por las características del proceso de calentamiento que ofrecen estos métodos.

Temple

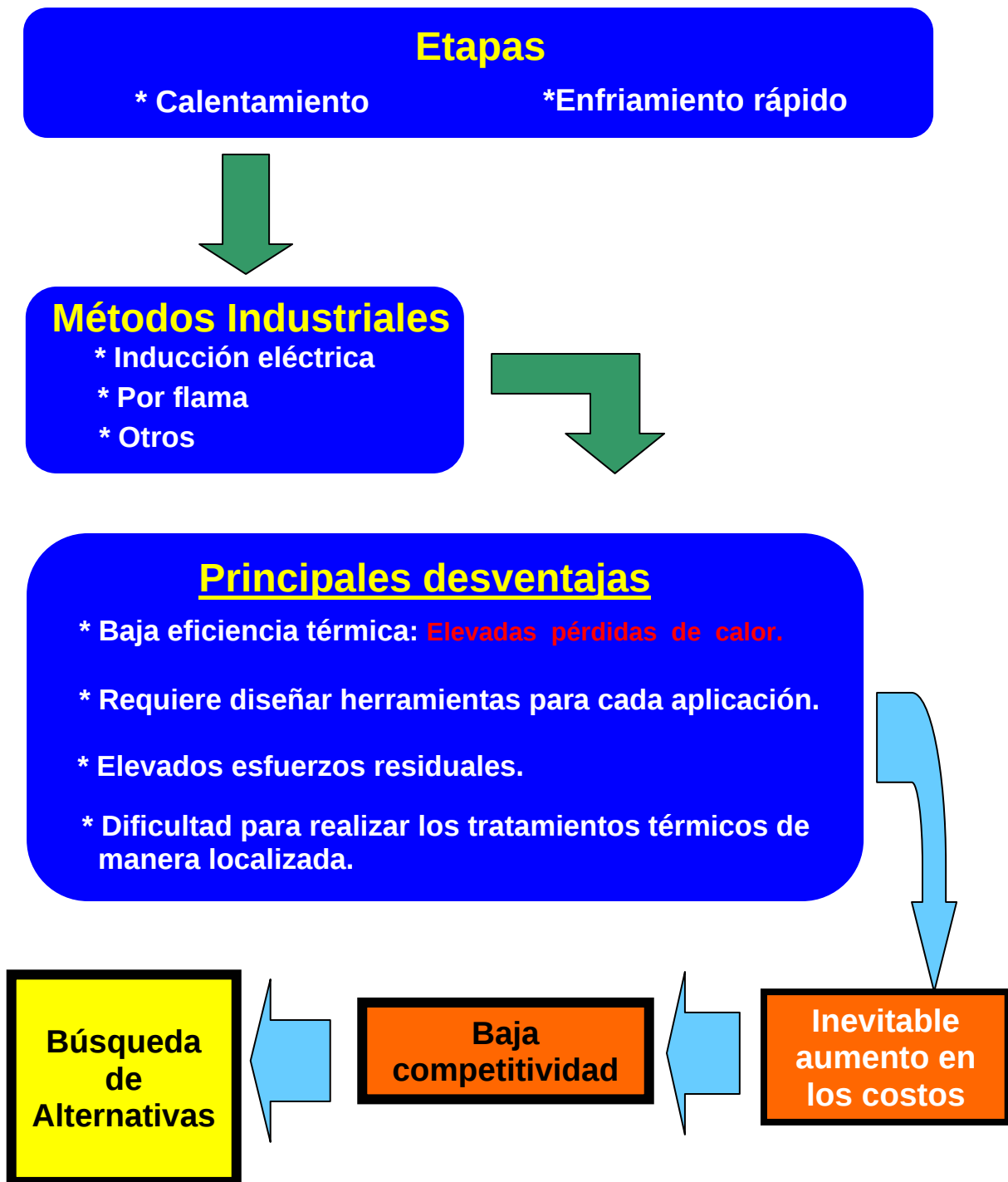


Figura 1.12. Esquema que presenta el panorama del tratamiento térmico de temple mediante técnicas convencionales.

La capacidad del acero para ser endurecido, denominado templabilidad, se aprovecha industrialmente para incrementar la vida útil de aquellas superficies que experimentan fricción. En este contexto, la producción en serie de componentes metálicos templados se realiza por los métodos ya descritos, los cuales presentan serias desventajas, por su generalizada baja eficiencia, debido principalmente a las enormes pérdidas de calor, a la necesidad de diseñar herramientas específicas para cada aplicación, bien sea en el diseño de devanados en el caso de calentamiento por inducción eléctrica, o de sopletes, si se trata de un calentamiento por flama, problemas que se añaden a la dificultad de realizar de manera localizada el tratamiento térmico referido, a las deformaciones ocasionadas, y al elevado valor de los esfuerzos inducidos a la pieza de trabajo, por lo que se debe incluir en el proceso, un tratamiento térmico de relajación.

Indudablemente, esas graves dificultades técnicas repercuten en la productividad, por su desfavorable situación respecto de los costos de producción; es decir, no existe un camino viable y económicamente factible de realizar mediante los métodos habituales el mismo temple a una mayor tasa de producción, sin incrementar notablemente los costos. Esta situación pone a las empresas dedicadas al ramo en un verdadero dilema, debido a que se enfrentan a serios problemas de competitividad.

Ante esta situación, se hace evidente la necesidad de buscar nuevos métodos para realizar tratamientos térmicos, que sean altamente eficientes, y que ofrezcan productos con una calidad garantizada durante toda la producción.

1.7 Alternativa: El láser

En esta tesis se propone la aplicación del láser como alternativa para realizar la etapa de calentamiento en un proceso de temple, debido a que estos equipos ofrecen ventajas que superan notablemente a las ofrecidas por los métodos de calentamiento industrial.

Actualmente, los equipos láser más utilizados en la industria son los de CO₂ y Nd-YAG (Neodimio-Granate de Itrio-Aluminio), pues son capaces de entregar niveles de potencia superiores a 1.0 kW. Para aplicaciones industriales, existen en el mercado láseres de CO₂ de hasta 50 kW, y de Nd:YAG, hasta de 8.0 kW. Las aplicaciones mundiales más demandadas por láser con estos equipos son al corte (37%), la soldadura (16%), marcado

de piezas metálicas (21%), microprocesamiento (18%), perforación (8%) y un 2 %, a otras actividades (microelectrónica, metrología, etc.), siendo la distribución geográfica del mercado de la siguiente manera: E.U.A. 51%, Europa 26% y Japón con un 23% [26].

Debe aclararse, que el láser no es la panacea, que su implementación debe ser sujeto de cuidadoso estudio antes de tomar la decisión de sustituir algún proceso ya instalado. La principal condición para la introducción exitosa de una nueva aplicación, la cual puede satisfacer los requerimientos técnicos del proceso de producción a tratar, es que se encuentre a disposición una apropiada fuente del haz y sus sistemas auxiliares. Si los métodos de producción alternativos son adecuados al producto planeado, debe hacerse un estudio cuidadoso de todos los argumentos tecnológicos y económicos; debe revisarse si el método láser, aparte de los requerimientos de calidad, es económicamente superior a los métodos convencionales. Los principales aspectos económicos son la velocidad del proceso, junto con los costos de inversión y operación. En el caso de los láseres de CO₂ y Nd – YAG, debe considerarse su baja eficiencia de conversión eléctrica, que ronda el 10% para el láser de CO₂ y un escaso 3-4%, para los láseres de Nd–YAG. Otros aspectos, que deben estudiarse son los siguientes [26] [27] [28]:

- Longitud de onda (λ): Los láseres de CO₂, emiten radiación en el infrarrojo (10,640 nm), mientras que los Nd–YAG, emiten radiación con $\lambda = 1064$ nm. Este factor afecta notablemente la absorbancia, esto es, la cantidad de radiación absorbida por el material.
- Transmisión del haz: Para el láser de CO₂, se hace mediante óptica reflectiva, por medio de espejos pulidos a $\frac{1}{5} \lambda$, con recubrimientos (para evitar la reflexión) de oro, rodio y óxido de silicio, para la radiación infrarroja. El de Nd:YAG, puede utilizarse directo o transmitirse por fibra óptica.
- Protección: Todos los equipos láser para el procesamiento de materiales tienen lentes de focalización costosas, las que hay que proteger. Para lograr el objetivo, se utiliza la protección gaseosa. Por sus elevados niveles de potencia, el láser de CO₂, presenta severas dificultades de protección. En cambio, el de Nd:YAG, requiere poca protección, porque suministra la energía por pulsos.

- Costos de operación: El láser de CO₂ industrial, utiliza como medio de laseo, una mezcla de gases en la proporción: CO₂ (1), N₂ (2) y helio (4), mezcla que se arroja al medio ambiente, después de generar la luz láser, pues no puede ser reutilizada. Para el caso del láser de Nd-YAG, el sobrecalentamiento de las barras de Nd:YAG, puede originar la ruptura del medio de laseo.

1.8 El láser de diodos

Se propone como fuente de potencia para realizar el temple, un novedoso láser cuya generación de energía óptica se basa en la estimulación de diodos, denominado láser de diodos de alta potencia. Este equipo ofrece la posibilidad de suministrar altos niveles de potencia óptica (hasta 8 kW), con una eficiencia de conversión eléctrica (> 50%) mayor que la de los láseres empleados en el presente, junto con cortas longitudes de onda (800–959 nm). Sus características sobresalientes, como portabilidad, tamaño compacto y robustez (lo cual disminuye los costos), hace de ellos, equipos muy atractivos para ser utilizados en ambientes industriales. Estos láseres se caracterizan por su haz ampliamente divergente y por su astigmatismo, lo cual conduce a la formación de un área focal (en el argot se denomina spot) de comparativamente, grandes dimensiones, con lo cual, la densidad de potencia es considerablemente baja. Sin embargo, estas características del haz diodo lo hacen prometedor para el procesamiento de materiales [1] [13].

1.9 Fundamento teórico de la generación de la luz láser

1.9.1 Sobre los niveles energéticos y sus transiciones

La teoría atómica de Bohr (1913), describe que la materia está formada por átomos constituidos por un núcleo y electrones que lo orbitan circularmente, considerado esto por simplicidad. Por otra parte, en 1900, Max Planck sentó las bases de la Teoría Cuántica, para describir las propiedades dinámicas de las partículas subatómicas (electrones) y las

interacciones entre la materia y la radiación. Postuló que la materia sólo puede emitir o absorber energía en pequeñas unidades discretas llamadas *cuantos*. Al conjugar la teoría de Planck con los postulados de Bohr, fue posible explicar los espectros característicos de la materia: Los átomos excitados por energía suministrada por una fuente externa emiten radiación de frecuencias bien definidas [29].

El hecho de que cada elemento químico está asociado con un único espectro óptico constituye uno de los aspectos sorprendentes de la naturaleza; también los presentan las moléculas y los núcleos. Estas sustancias emiten y absorben radiación electromagnética a ciertas frecuencias definidas que van desde la región de las frecuencias de radio (para las moléculas), hasta la región de los rayos X de longitud de onda muy corta o los rayos gamma, para los núcleos. Los espectros, como distribución de la intensidad de la radiación en función de la longitud de onda, se interpretan en términos de niveles de energía de los átomos, moléculas y núcleos. El estudio de los espectros conduce a conocer una propiedad sumamente importante de los sistemas compuestos: Asociado a cada uno de tales sistemas, hay un conjunto de niveles energéticos, o estados estacionarios (según Schrödinger), característicos del sistema, considerados como un hecho empírico [30].

De acuerdo a la naturaleza cuántica de la radiación electromagnética, un cuanto luminoso o fotón, de frecuencia ν , con número de onda $\bar{\nu}$:

$$\bar{\nu} = \frac{\nu}{c} \dots\dots\dots (1.6)$$

Donde c = Velocidad de la luz, $299\,792\,458 \frac{m}{s}$ [30]

Transporta la energía:

$$E = h\nu = (hc)\bar{\nu} \dots\dots\dots (1.7)$$

Donde:

E = Energía, (J).

h = Constante de Planck, 6.625×10^{-34} (J · s)

ν = (epsilon) Frecuencia, (Hz).

Cuando tal radiación se emite, su frecuencia está determinada por la condición de frecuencia de Einstein (que es el cuarto postulado de Bohr; el tercero, describe que se emite radiación cuando un electrón cambia de órbita.):

$$h\nu_{21} = E_2 - E_1 \dots\dots\dots (1.8)$$

Donde:

E_1 = Energía del nivel 1 (J).

E_2 = Energía del nivel 2 (J).

De Broglie (1924) [30], sugirió, que la radiación no sólo se comporta como onda cuando un electrón hace una transición, sino también como partícula, situación que puede ser relacionada por medio de:

$$\lambda = \frac{h}{p} \dots\dots\dots (1.9)$$

Donde:

λ = longitud de onda (nm).

h = constante de Planck , 6.625×10^{-34} (J · s) .

$p = p$ = Momentum, $\frac{kg \cdot m}{s}$.

Mientras que la longitud de onda se relaciona con la masa de la partícula por medio de:

$$p = mv \dots\dots\dots (1.10)$$

También:

$$p = \frac{E}{c} \dots\dots\dots (1.11)$$

ó

$$p = \frac{\hbar w}{c} \dots\dots\dots (1.12)$$

Donde:

p = Momentum, $(\frac{kg \cdot m}{s})$.

m = Masa, (kg); para el electrón m_e , es de 9.109×10^{-31} kg.

v = Velocidad, $(\frac{m}{s})$.

$w = 2 \pi f$ = Frecuencia angular.

Considerando el segundo postulado de Bohr [31]: El electrón puede permanecer temporalmente en un estado particular, con una órbita de radio específico, siempre que su momento angular asociado con ese radio tenga un valor que sea una integral múltiple de $\hbar$, se tiene que:

$$\hbar = \frac{h}{2\pi} \dots\dots\dots (1.13)$$

La expresión matemática del segundo postulado de Bohr es:

$$m_e v r = \frac{nh}{2\pi} = n\hbar, \quad n = 1, 2, 3, \dots\dots\dots (1.14)$$

Donde:

$\hbar$ = Constante partida de Planck, 1.054×10^{-34} J · s

ν_{ij} = Frecuencia, Hz.

λ = Longitud de onda.

m_e = Masa del electrón, 9.109×10^{-31} kg.

n = Integral múltiple, 1, 2, 3,...correspondiendo $n = 1$, al estado fundamental.

$m_e n$ = Número cuántico principal.

Finalmente, la longitud de onda se relaciona con la frecuencia de la siguiente manera:

$$\lambda \cdot \nu = c \dots\dots\dots (1.15)$$

$$\lambda = \frac{c}{\nu} \dots\dots\dots (1.16)$$

$$\nu = \frac{c}{\lambda} \dots\dots\dots (1.17)$$

Como puede apreciarse, los términos se pueden expresar o bien como energías, o como números de onda o como frecuencias, pues estas cantidades siempre están ligadas entre sí por las constantes h y c . Esto implica que el espectro de una sustancia es una tabla de niveles de energía.

De esta manera, se llega a dos postulados teóricos:

I.-Un átomo puede existir solamente en ciertos estados estacionarios definidos de movimiento interno. Estos estados forman un conjunto discreto y cada estado viene caracterizado por un valor determinado de la energía total. Los estados energéticos superiores no pueden ser absolutamente estacionarios o estables, ya que de hecho, el electrón decae desde estos estados espontáneamente. Esta pérdida de energía es muy rápida en escala de tiempos macroscópica: 10^{-8} s es la estimación del orden de magnitud de las duraciones típicas de la vida de los estados excitados de los átomos. En cambio, esta duración es bastante larga en una escala de tiempos atómica. La frecuencia de un fotón óptico es del orden de 10^{14} s⁻¹, y el correspondiente período es así mucho más corto que la vida típica de un estado excitado.

II.-Cuando un átomo emite o absorbe radiación electromagnética, hace una transición de un estado estacionario a otro. Si el electrón salta de un nivel de energía E_s a un nivel inferior de energía E_i (con lo que $E_s > E_i$), se emitirá un fotón y la frecuencia $w = 2 \pi f$ del fotón emitido viene dada por:

$$h\nu = \hbar\omega = E_s - E_i \dots\dots\dots (1.18)$$

El proceso inverso del de la emisión, es la absorción de un fotón de frecuencia ω , en cuyo caso el electrón hace una transición de un estado energético inferior a uno superior. Un ejemplo de transiciones electrónicas se ilustra en la Figura 1.13.

Para el caso mostrado, las frecuencias de transición posibles son los siguientes [31]:

$$\omega_{3-0} = \frac{(E_3 - E_0)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.19)$$

$$\omega_{3-1} = \frac{(E_3 - E_1)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.20)$$

$$\omega_{2-0} = \frac{(E_2 - E_0)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.21)$$

$$\omega_{2-1} = \frac{(E_2 - E_1)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.22)$$

$$\omega_{1-0} = \frac{(E_1 - E_0)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.23)$$

$$\omega_{3-2} = \frac{(E_3 - E_2)}{\hbar} \dots\dots\dots (1.24)$$

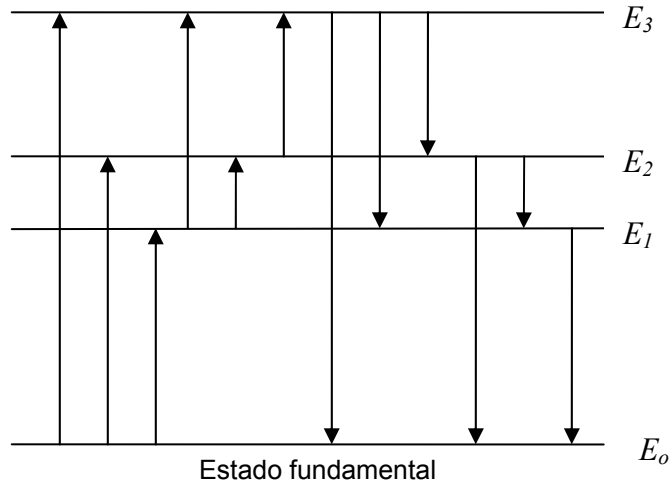


Figura 1.13. Esquema de un sistema de cuatro niveles de energía y sus transiciones entre ellos [30].

Debe considerarse, que para átomos con más de un electrón, los electrones que orbitan cerca del núcleo no están involucrados en la determinación de niveles de energía de interés para hacer láseres, dado que estos electrones están más fuertemente enlazados y por lo tanto, requerirían más que la energía de ionización para moverlos a un estado excitado, además, que sus órbitas son más complejas.

1.9.2 Emisión Espontánea, Emisión Estimulada y Fluorescencia

Cuando un electrón absorbe exactamente la energía requerida para hacer una transición a un estado energético mayor, en la banda de conducción (posteriormente se define), ahí se mantiene por un tiempo de emisión característico (t_{sp}) de la sustancia, para posteriormente regresar a su posición en la banda de valencia (idem anterior), liberando un fotón, como se muestra en la Figura 1.14. La emisión ocurre espontánea por sí misma, y virtualmente es la fuente de toda la luz que vemos en la naturaleza, incluida la luz que proviene de bulbos incandescentes y fluorescentes Figura 1.15.

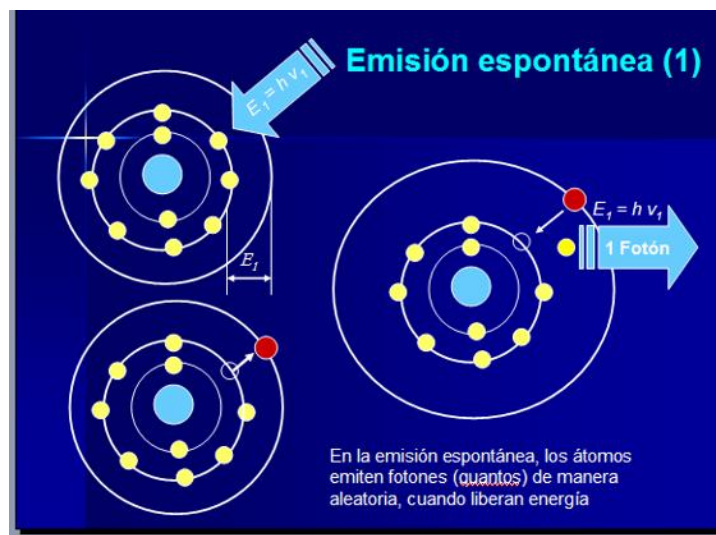


Figura1.14.-Representación del la emisión espontánea.

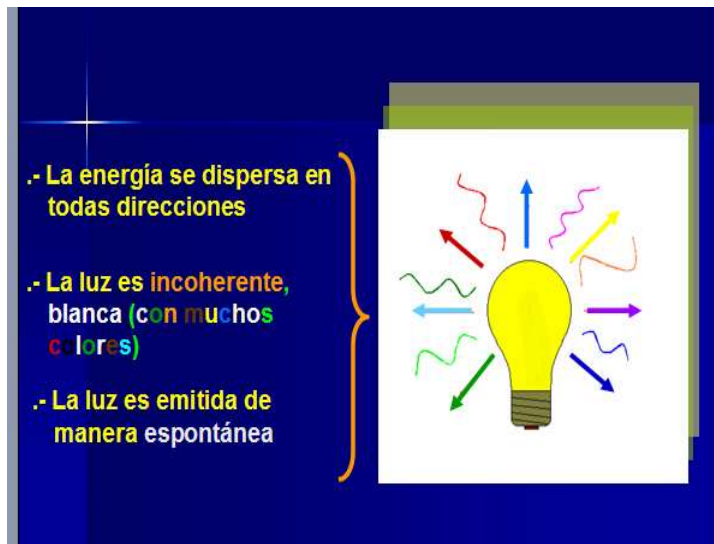


Figura1.15.-Generación de luz convencional [32].

Tomando como base la Figura1.13, resulta fácil comprender el fenómeno de la fluorescencia: Un fotón de energía $E_3 - E_0$ es absorbido por el átomo en su estado fundamental y, por ello, el átomo efectúa una transición al nivel de energía E_3 . Puede decaer luego desde este nivel, pasando por otros niveles, originando fotones de todas las frecuencias enumeradas 1.19-1.24. Si la energía del electrón es menor que $E_1 - E_0$, su colisión con el átomo sólo puede ser elástica; si la energía es mayor, pueden ser colisiones inelásticas, que conducen a la emisión de luz.

Basándose en este modelo, se entiende fácilmente la ley de Stokes [30]: La frecuencia de la luz emitida en la fluorescencia no puede ser mayor que la frecuencia de la luz excitadora.

La manera en la que la radiación es absorbida se considera como sigue: La radiación electromagnética puede ser representada como un campo de vector eléctrico y un campo de vector magnético. Cuando pasa sobre una partícula cargada elásticamente enlazada, la partícula se pondrá en movimiento por la fuerza eléctrica de Coulomb del campo eléctrico E :

$$F_e = \frac{1}{4 \pi \epsilon_0} \frac{q_1 q_2}{r^2} \dots\dots\dots (1.25)$$

Donde:

F_e = Fuerza eléctrica, N .

ε_o = Constante de permitividad del espacio libre, $8.8542 \times 10^{-12} \frac{C^2}{N \cdot m^2}$

q_1 y q_2 = Cargas eléctricas, Coulombs (C).

r = Distancia entre las cargas, (m).

Siempre que la frecuencia de la radiación no corresponda a la frecuencia natural de resonancia de la partícula entonces ocurrirá la fluorescencia por resonancia o la absorción de la partícula. El proceso de absorción de fotones se conoce como Efecto Inverso de Bremsstrahlung [30], (El efecto Bremsstrahlung, es la emisión de fotones desde átomos excitados). Es el caso cuando la frecuencia incidente w es menor a la frecuencia correcta del salto w_o . De una manera u otra, los fotones de frecuencia incorrecta también pueden inducir transiciones, con una frecuencia reemitida w_o . En este caso, es mejor considerar que los electrones están ligados al átomo por resortes. Un sistema de este tipo tendrá un cierto número de frecuencias de resonancia, una de las cuales corresponde a w_o . Para aclarar el concepto, se muestra el modelo de resorte en la Figura.1.16.

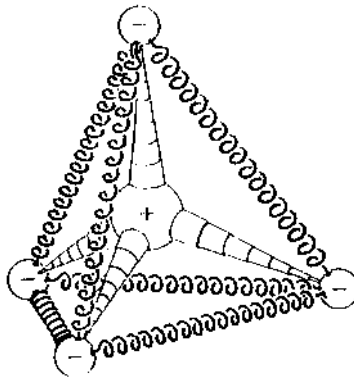


Figura 1.16. Modelo mecánico de átomo que puede ayudar a comprender la fluorescencia [30].

Refiriéndose a la Figura 1.16., si el mecanismo se excita por un golpe (por ejemplo, en la colisión con un electrón), oscilará y dado que los electrones están cargados, se emitirá

radiación electromagnética a las frecuencias de resonancia del sistema. El movimiento es amortiguado, necesariamente, porque el sistema pierde energía por radiación, como se describe más adelante.

Bajo la influencia de una onda electromagnética incidente, el átomo experimentará oscilaciones forzadas con frecuencia igual a la onda incidente y, en consecuencia, emitirá radiación de la misma frecuencia. La amplitud de las oscilaciones será tanto mayor cuanto más cerca se encuentre de la frecuencia de resonancia ω_0 y la eficacia del átomo como dispersor de energía será máxima evidentemente, cuando la frecuencia incidente sea igual a la frecuencia ω_0 .

Además, la onda radiada se encontrará en una determinada relación de fase con la onda incidente y, de acuerdo con ello, interferirá con ésta de una manera bien definida que el modelo de transición no podría explicar satisfactoriamente. El defecto más serio de este modelo, en este caso, es que divide el proceso de dispersión en dos etapas, de una manera que no corresponde en modo alguno a la realidad: El proceso de dispersión debe considerarse como un único proceso coherente, y no constituido por dos transiciones, de modo que la fase del fotón emitido en el segundo no se encuentra en relación alguna definida con la del fotón absorbido en el primer salto.

La discusión de la fluorescencia por resonancia sugiere una nueva interpretación de los niveles energéticos de los átomos, núcleos y moléculas: Las diferencias de niveles de energía, corresponden a frecuencias para las que el sistema puede entrar en resonancia. Las diferencias de niveles de energía, son resonancias.

Al intentar determinar la energía de un nivel por encima del estado fundamental de un átomo al estado excitado, midiendo la frecuencia de los fotones que pueden ser causa de transiciones desde el estado fundamental (es decir, fijar el valor de la frecuencia a la que el átomo entra en resonancia, se encontrará que no existe una única frecuencia con estas características: el átomo responde a todas las frecuencias contenidas en un cierto pequeño intervalo.

Con todo, subsiste el hecho de que el átomo responde también en la vecindad inmediata de ω_0 y la raya en su espectro de absorción, no puede ser, absolutamente fina: Tiene una anchura no nula. Esta anchura es una propiedad intrínseca del átomo. Esto significa, que

la frecuencia de la luz emitida no es precisamente w_o , sino que se presentan también frecuencias en la vecindad inmediata de w_o . Apoyados en la bondad del modelo del fotón y en el principio de conservación de la energía, se llega a la conclusión de que la energía de un estado excitado no puede ser una cantidad definida con precisión. Entonces el segundo postulado (II), no es literalmente verdadero, pues los niveles de energía por encima del estado fundamental tienen una anchura no nula.

Esta situación puede explicarse de la siguiente manera: Un átomo que emite radiación es, en cierto modo, análogo a un péndulo amortiguado por la fricción del aire. El proceso de emisión no dura indefinidamente y esto debe significar que la oscilación dentro del átomo es una oscilación amortiguada. No existe, por lo tanto, una frecuencia precisamente definida, ya que el fenómeno oscilatorio no es estrictamente periódico. La radiación electromagnética emitida resulta no monocromática. Y por ende, la raya emitida tiene una anchura diferente de cero.

Einstein [32], propuso que habría un segundo tipo de emisión, la emisión estimulada. Suponiendo que se tiene el mismo átomo en estado excitado, pero al mismo tiempo, iluminado con fotones que energéticamente tienen exactamente la misma energía de transición (Del nivel de energía inferior al nivel de energía superior), uno de esos fotones podría estimular al átomo excitado a emitir luz en esa transición, si tiene la misma longitud de onda. La estimulación se debe a que el fotón en su cualidad de onda, oscila a la misma frecuencia que el electrón excitado. El argumento de Einstein [32] para la emisión estimulada consideraba que la frecuencia del fotón con la frecuencia del electrón en su estado excitado, que serían las mismas, originaría una luz amplificada, como resultado de la superposición de ondas.

Sin embargo, hasta aquí, no se ha generado la luz láser, tan solo se ha explicado el fenómeno. Tuvieron que pasar 43 años, desde la publicación del artículo de Einstein donde mencionaba el fenómeno de la emisión estimulada y la amplificación de la luz, hasta que en 1960, Theodore Mainman (16 de Mayo de 1960) logró hacer real el fenómeno descrito por Einstein.

El problema con la emisión estimulada es que no funciona bajo los argumentos del equilibrio termodinámico de Boltzmann. En el equilibrio, los átomos y moléculas tienden a estar en su nivel energético más bajo posible, y esa condición crea problemas en lo que

se llama población, esto es, el número de átomos o moléculas en cada nivel de energía: El número disminuye a medida que el nivel de energía se incrementa, tal como establece la ley de distribución de Boltzmann. Bajo condiciones normales, esta proporción es bastante pequeña para energías de transición correspondientes a longitudes de onda ópticas. Por ejemplo, sustituyendo 300K en la ecuación 1.6, junto con una transición de 1.0 eV (algo mayor que 1000 nm), se obtiene una proporción de 1.57×10^{-17} . Esto significa que en el equilibrio termodinámico, virtualmente todos los átomos o moléculas están en el estado fundamental para una transición de longitud de onda visible.

La dificultad para lograr la emisión estimulada, se explica a través de un ejemplo más sencillo: una colección de átomos con dos niveles de energía que están en una distribución de población en equilibrio cuando hay tres veces más electrones en el nivel inferior de energía que en el superior. Si un electrón baja desde el estado excitado y emite luz espontáneamente, esa luz podría estimular la emisión de otro átomo excitado. Sin embargo, si choca primero con un átomo en el nivel inferior de energía, éste se absorberá. El problema es que hay tres átomos en el nivel inferior de energía por cada uno en el nivel superior de energía, esto es, tres veces de cuatro el primer átomo que emitió un fotón espontáneamente encontrará otro en el estado de energía inferior que lo pueda absorber. Solamente un cuarto de los fotones encuentra un átomo en el estado excitado el cual puede ser estimulado a emitir luz. Por lo tanto, la emisión estimulada no se logra por ningún lado y en vez de eso se emite luz de forma espontánea.

Hay una manera para hacer que domine la emisión estimulada sobre la emisión espontánea: Si más átomos están en el estado excitado, es más probable la emisión estimulada. Tal condición se denomina inversión de población, porque es la situación inversa de la condición normal del equilibrio termodinámico, que gráficamente se resume en la Figura 1.17.

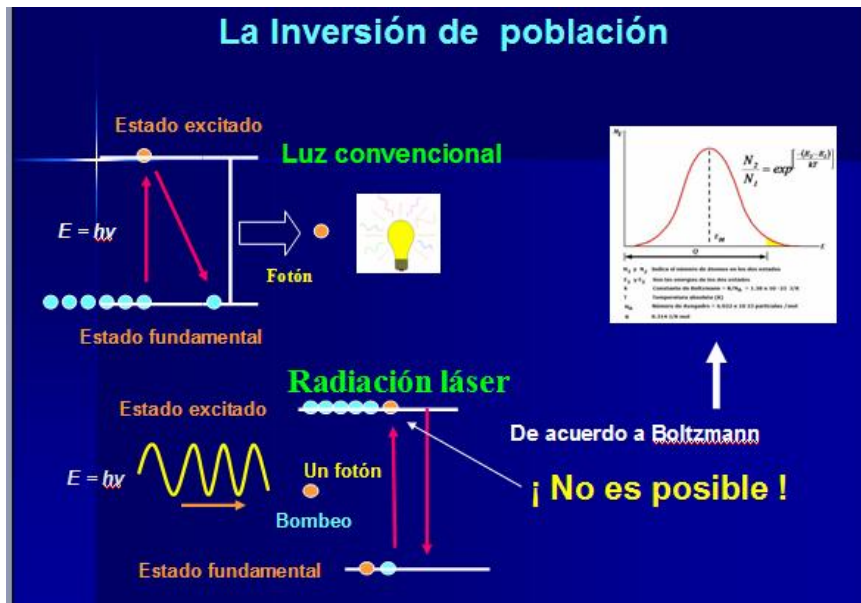


Figura 1.17. Requisito para lograr la amplificación de la luz, según la propuesta de Einstein.

1.9.3 El mecanismo de excitación láser

La manera estándar de producir una inversión de población es poner energía dentro del llamado medio láser para excitar a los átomos o moléculas hacia niveles superiores de energía. Sin embargo, no es suficiente depositar energía de tal manera que el medio láser se caliente, puesto que bajo condiciones normales de equilibrio termodinámico, calentar pondrá más átomos en el nivel inferior de energía que en el superior. De acuerdo a la ley de distribución de Boltzmann, el nivel de energía E_2 es mayor que el E_1 , la exponencial se vuelve negativa, y la proporción es menor que uno. Es decir, calentar incrementa la energía promedio pero no hace N_2 mayor que N_1 , conforme la ecuación

$$\frac{N_2}{N_1} = \frac{\exp\left(\frac{E_1}{kT}\right)}{\exp\left(\frac{E_2}{kT}\right)} = \exp\left[\frac{E_1 - E_2}{kT}\right].$$

Para lograr la inversión de población, se debe excitar selectivamente el medio láser a niveles de energía particulares. De acuerdo a la ley de distribución de Boltzmann, para que esta situación se desarrolle, es necesario que T sea negativa. La excitación selectiva se logra por medio de luz y electricidad, ya que ambos pueden transferir selectivamente

energía a los átomos o moléculas que forman el medio láser. Para ello, se utilizan como técnicas de bombeo láser, lámparas de destello o descargas eléctricas, incluso los mismos láseres.

Por ejemplo, los láseres de CO_2 , funcionan con una mezcla de gases (helio 78%, nitrógeno 13% y bióxido de carbono). Estos gases están contenidos en un tubo, que en su interior se ubican placas metálicas donde se genera la descarga eléctrica que produce plasma. La mezcla de gases funciona para lograr el efecto, pues se utiliza el helio por su buena conducción y estabilización del plasma, y el nitrógeno para transportar la energía a las moléculas frías de CO_2 . En el plasma (mezcla de electrones libre y iones), las moléculas de CO_2 adoptan varios estados excitados. Algunas de ellas pierden su energía por colisión con las paredes de la cavidad láser, mientras que otras lo hacen por emisión espontánea de un fotón. Este fotón puede excitar a una molécula en el estado excitado a liberar su energía, por emisión estimulada, dando lugar a la luz láser y con ello a una cascada de fotones. Para que la condición se sostenga, es necesario que el estado excitado sea lento en experimentar emisión espontánea, y el estado inferior debe ser más rápido. Por ello es muy importante que existan distintos tiempos para alcanzar el estado excitado que para el decaimiento al nivel inferior de energía [31].

1.10 Fundamento teórico del láser de diodos

1.10.1 Evolución y conceptos básicos

Los pioneros en la tecnología láser de semiconductores (1961) se atribuyen a Nikolai Basov (1922-2001) y a Alexander Prokhorov (1916-2002). Ambos, obtuvieron el premio Nobel de Física en 1964, por sus investigaciones pioneras en el campo de la mecánica cuántica relacionadas con el comportamiento de los átomos en diferentes niveles de energía. Así mismo, uno de sus hallazgos más importantes en el campo de la física de la materia condensada.

Para facilitar la lectura del tema, se presentan a continuación, las definiciones relacionadas:

1. Banda de energía: Conjunto de niveles energéticos que pueden estar o no ocupados por un electrón de un átomo.
2. Banda permitida: Banda de energía donde todos sus niveles pueden ser ocupados por electrones.

3. Banda prohibida: Intervalo que separa la banda de valencia y la banda de conducción, y que no puede ser ocupado por ningún electrón.
4. Banda de conducción: Banda de energía parcialmente ocupada por electrones con libertad de movimientos bajo la influencia de un campo eléctrico. Es el nivel de energía donde la atracción del núcleo del átomo sobre los electrones es más débil.
5. Banda de valencia: Banda permitida por electrones llamados de valencia, es decir, pertenecientes a la capa exterior de un átomo y que forman enlaces con los átomos vecinos de una molécula o cristal.
6. Nivel de Fermi: Nivel de energía de un estado ficticio donde los electrones no interactúan entre si y que sirve de referencia. Ese nivel corresponde a la última órbita del átomo, la que puede compartir así sus electrones entre el resto de los átomos de un cuerpo, permitiendo que se desplacen por el mismo en forma de nube electrónica. Cuando un átomo es excitado empleando corriente eléctrica, luz, calor, etc., alguno de sus electrones pueden absorber energía, saltar a la banda de conducción y desplazarse de una molécula a otra dentro de un cuerpo. Cada átomo posee un número determinado de electrones girando a su alrededor en diferentes órbitas formando una nube electrónica; sin embargo es sólo la última órbita la que determina el número de valencia o propiedades de conducción que posee cada elemento químico. En cualquier átomo esa última órbita admite solamente un máximo de ocho electrones para completar su estructura atómica y la tendencia de todos es llegar a completarla. Un átomo con siete electrones en su última órbita (valencia -1, por ejemplo) tiende a atraer el electrón que le falta captándolo de otro átomo que posea uno sólo en su última órbita (valencia +1, por ejemplo). A su vez el átomo que posee entre uno y tres electrones en la última órbita tiende a cederlos a otros átomos que lo requieran para que pueda completar los ocho. Ese mecanismo denominado "regla del octeto" da lugar a la creación de diferentes combinaciones químicas, a la conducción del calor y a la conducción de la corriente eléctrica, de acuerdo con la forma en que sean excitados los átomos.

Aclarados los conceptos anteriores, se explica brevemente la teoría de bandas de energía en los sólidos: un electrón ligado a un átomo aislado sólo puede encontrarse en un conjunto determinado de niveles atómicos de energía (bandas de energía). Sin embargo, en un sólido cristalino, donde hay muchos átomos idénticos, con una disposición regular, estos niveles de energía se convierten en bandas de energía permitidas, separadas por

bandas de energía prohibidas y la banda de conducción. Como la estructura de bandas es una propiedad general del cristal, cada átomo puede aportar un electrón exterior (de valencia) para llenar las bandas permitidas. Según el Principio de Exclusión de Pauli, los electrones llenan cada nivel de energía de dos en dos; uno de los electrones tiene espín hacia arriba y el otro hacia abajo. En el cero absoluto, todos los niveles de energía inferiores del cristal están llenos. A temperaturas mayores, los electrones adquieren más energía, y algunos se desplazan a niveles de energía más altos.

El nivel de energía, conocido como nivel de Fermi, que constituye la línea divisoria a partir de la cual los niveles de energía tienden a estar vacíos, y por debajo de la cual tienden a estar llenos, ayuda a definir las propiedades de aislamiento y conducción de los materiales.

Si el nivel de Fermi se encuentra dentro de una banda permitida, el sólido es un conductor. Así ocurre en los metales, como la plata y el cobre. En ese caso, incluso una energía pequeña puede hacer que los electrones del nivel ocupado más alto pasen al nivel no ocupado más bajo. Esta movilidad de los electrones es el origen de las cualidades que definen un conductor, como su capacidad de conducir la electricidad y el calor, y su capacidad de absorber luz.

Si el nivel de Fermi se encuentra en la parte superior de una banda permitida y hay una distancia relativamente grande hasta la siguiente banda permitida, el sólido es un aislante, como el diamante y el cuarzo. Como son necesarias energías muy altas para excitar sus electrones, los aislantes conducen mal el calor y la electricidad, y no absorben luz. Por último, si el nivel de Fermi está cerca de la parte superior de una banda permitida, pero la zona de energías prohibidas que hay por encima es estrecha, el sólido es un semiconductor, como el silicio y el germanio [31] [32] [33].

1.10 Semiconductores

Son materiales que tienen propiedades eléctricas intermedias entre las de los metales y las de los no metales. En un conductor (e.g. metales), los electrones se mueven libremente y transportan carga eléctrica. Comparativamente, los electrones en un aislante, están firmemente enlazados a los átomos, y por lo tanto no se mueven.

Existen dos tipos de semiconductores: intrínsecos y extrínsecos. Los primeros, son semiconductores puros cuya conductividad eléctrica viene determinada por propiedades conductoras intrínsecas, esto es, que tienen electrones suficientes para llenar los huecos de la banda de valencia, como el carbono, silicio, germanio y estaño gris. Estos tienen la misma estructura con un número de coordinación de 4 y cada par de átomos vecinos comparten un par de electrones, como se muestra en la Figura 1.18.

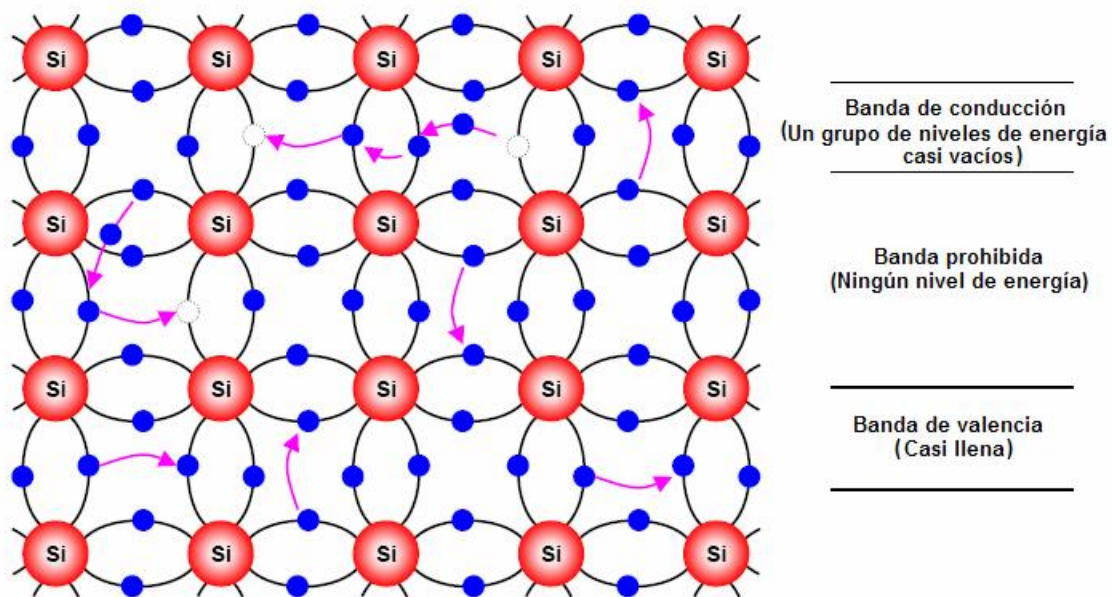


Figura 1.18. Banda de valencia, banda de conducción y banda prohibida [31].

En los semiconductores intrínsecos a temperatura ambiente, pocos electrones son promovidos a la banda de conducción, donde están casi libres. El número de electrones depende del tamaño de la banda prohibida y la temperatura, de acuerdo a la ley de Boltzmann.

Los semiconductores extrínsecos, son semiconductores dopados con impurezas. Pueden formarse teniendo como base un intrínseco (Figura 1.19a), más impurezas, con el fin de incrementar el número de electrones en la banda de conducción. Si la impureza está presente en pequeñas concentraciones, entra en el cristal como si fuera un átomo del cristal, como muestra la Figura 1.19b. Por ejemplo, si el átomo de impureza tiene cinco electrones en su capa exterior, cuatro de ellos formarán enlace con el silicio circundante. Un semiconductor dopado con este tipo de impurezas se llama tipo *n*, porque el dopaje

produce cargas negativas. Tales impurezas como el fósforo o el arsénico, se denominan donadoras.

Si el átomo de impureza tiene tres electrones, éstos forman enlace con los átomos circundantes, pero se crea un hueco donde debería estar el cuarto electrón, pudiendo ser ocupado por cualquier otro electrón del cristal. De esta manera, el hueco puede moverse o transportar carga en el semiconductor. Debido a que el hueco significa una ausencia de carga negativa, se dice que el semiconductor es de tipo *p*, como se ilustra en la Figura 1.19c.

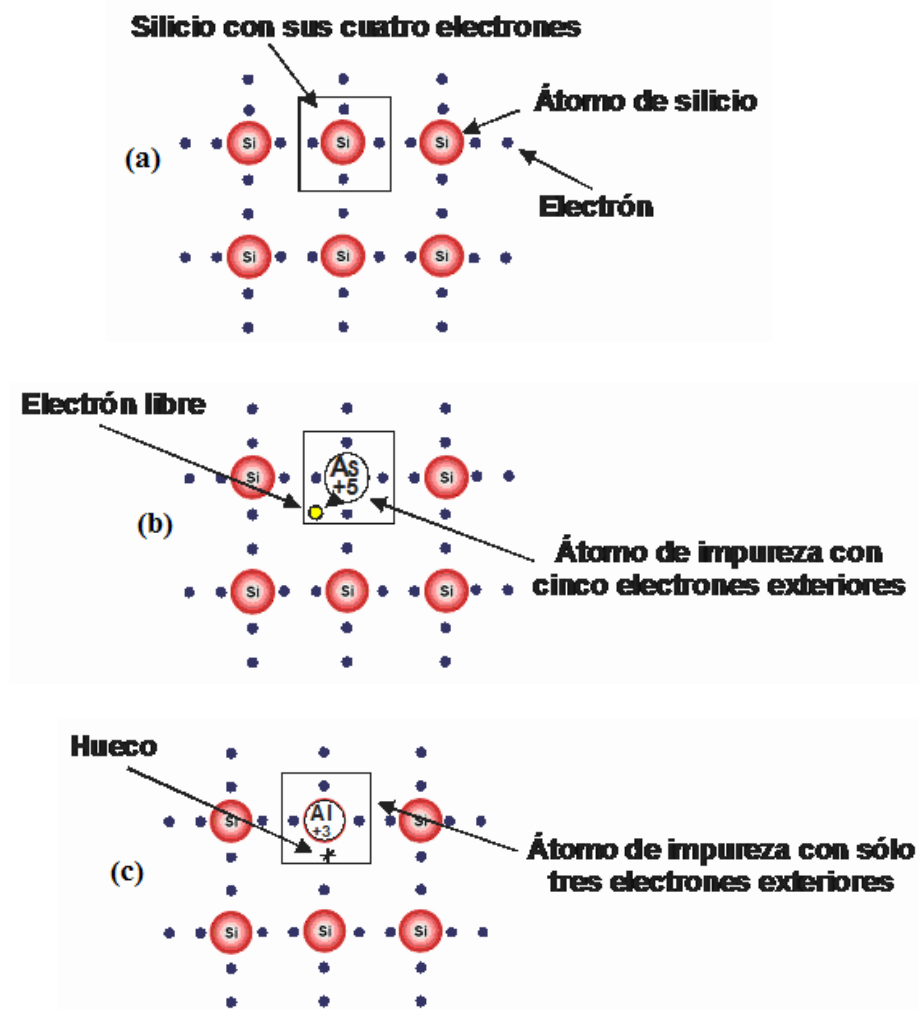


Figura 1.19. Enlaces en cristales de silicio puro (a), dopado tipo *n* (b) y dopado tipo *p* (c). Elementos como el P y As son donadores; Al y Ga, son receptores [31].

En la práctica, los semiconductores tipo *n* o *p*, son más utilizados que los intrínsecos, porque son más conductivos a causa de las impurezas. El grado de conductividad (capacidad de conducir corriente eléctrica cuando se aplica una diferencia de potencial) depende de la cantidad de dopaje.

1.11 Semiconductores compuestos

Ciertos compuestos tienen casi la misma estructura cristalina que los semiconductores de silicio, y funcionan como semiconductores. Los más importantes se encuentran en el grupo III y el V de la Tabla Periódica, como se muestra en la Figura 1.20.

periodo	grupo					
	II	III	IV	V	VI	VII
2	Be	B	C	N	O	F
3	Mg	Al	Si	P	S	Cl
4	Ca Zn	Ga	Ge	As	Se	Br
5	Sr Cd	In	Sn	Sb	Te	I

Tipo-p

Tipo-n

Dopantes para el Si y Ge

Figura 1.20. Elementos semiconductores y dopantes. Estos elementos pertenecen a los grupos IIIA, IVA y VA [34].

Los más simples son los compuestos binarios, como el GaAs. Compuestos más complejos, como el *GaAlAs*, o el *InGaAsP*, son posibles y con frecuencia deseables, ya que permiten ajustar las propiedades de los materiales, que siguen reglas como las que se señalan:

$$Ga_{1-x}Al_xAs \dots\dots\dots (1.26)$$

$$In_{1-x}Ga_xAs_{1-y}P_y \dots\dots\dots (1.27)$$

1.12 Propiedades de los semiconductores

Las propiedades de los semiconductores se pueden dividir en dos categorías: electrónicas y ópticas. Las propiedades electrónicas incluyen la concentración de transportadores de carga, la conductividad y movilidad de los electrones; las propiedades ópticas, de donde sobresale la banda prohibida (parámetro clave que obtiene su nombre debido a que entre la banda de conducción y la banda de valencia de los semiconductores no existen niveles energéticos), pues determina la absorción de la luz incidente. Una ilustración comparativa del proceso se muestra en la Figura 1.21.

Considerando que:

$$E_{BP} = h \nu_{BP} \dots\dots\dots (1.28)$$

Donde:

E_{BP} = Energía de la banda prohibida.

ν_{BP} = Frecuencia de la banda prohibida.

A mayores longitudes de onda, la energía del fotón es menor que la energía de la banda prohibida; esto implica que el fotón no tiene la suficiente energía para promover un electrón a la banda de conducción y en consecuencia, no se absorbe. Por el contrario, a longitudes de ondas menores, el fotón tiene suficiente energía para mover un electrón a la banda de conducción, así que se absorbe. Si la energía de la banda prohibida se mide en eV, se obtiene la relación:

$$E_{BP} = \frac{1240}{\lambda_{BP}} \dots\dots\dots (1.29)$$

Donde: λ_{BP} = Longitud de onda de la banda prohibida.

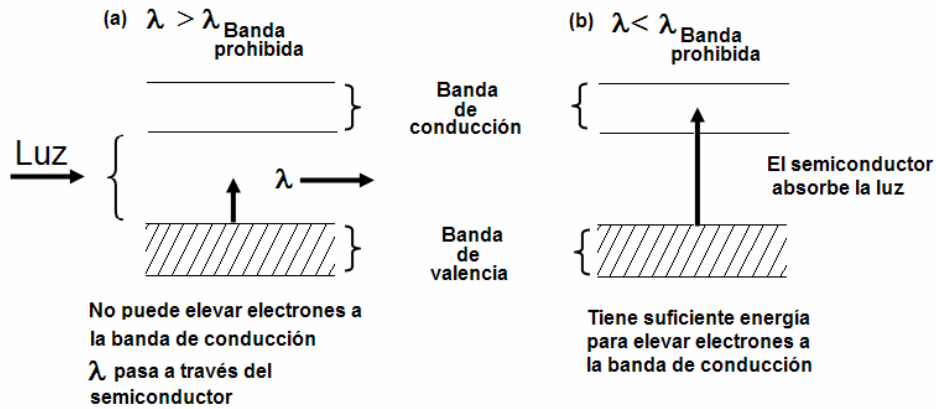


Figura 1.21. La E_{BP} , determina si un fotón se absorbe, determina las longitudes de onda a las cuales el semiconductor absorbe, transmite o emite luz [32].

Por otra parte, si un electrón situado en la banda de conducción regresa a la banda de valencia, puede liberar la diferencia de energía entre los niveles, igual a la banda prohibida, en forma de un fotón, con longitud de onda proporcional a la banda prohibida.

1.13 Emisión de luz en las uniones

La emisión de luz en un semiconductor usualmente se lleva a cabo en la unión entre dos zonas de un semiconductor. La unión, es la zona límite entre dos partes del semiconductor con diferente dopaje. En la práctica, el semiconductor se forma como un sustrato con una cantidad modesta de dopaje tipo n o p . Subsecuentemente, se forman otras capas encima del sustrato con concentraciones mayores de impurezas tipo n . Esto convierte a la capa superior del semiconductor a material tipo n , mientras que el fondo permanece siendo tipo p . La concentración de impurezas tipo n disminuye con la distancia a partir de la parte superior de cristal semiconductor hasta que en alguna distancia desde la superficie la concentración cae al mismo nivel de las impurezas tipo p , como se muestra en la Figura 1.22a y 1.22b. Ese nivel se considera la unión entre materiales tipo n y tipo p (aprox. $0.1 \sim 1.0 \mu\text{m}$). De esta manera, la concentración del hueco (cabe recordar que un hueco, es la ausencia de un electrón en la banda de valencia), aproximadamente la de impurezas tipo p , y la concentración de electrones es aproximadamente la de impurezas tipo n [34].

La variable crucial en este tipo de uniones es el tipo de corriente aplicada. Fundamentalmente, se tienen los siguientes casos [31]:

1. Uniones sin voltaje: No se aplica una diferencia de potencial a través de la unión. Esto implica que los electrones están distribuidos de la misma manera que las impurezas. Cerca de la unión, los dos tipos de portadores están presentes en aproximadamente las mismas concentraciones y se cancelan mutuamente, por recombinación. Como resultado neto, no hay flujo de corriente.
2. Uniones de polaridad invertida: En este caso, se aplica una diferencia de potencial al lado p de la unión, por lo que los electrones en el material tipo n son atraídos al lado del electrodo positivo, mientras que los huecos en el material tipo p son atraídos al electrodo negativo. El resultado es que no se produce flujo de corriente, siempre y cuando no se supere el umbral del voltaje de colapso.
3. Uniones con polaridad directa: En este caso, la disposición del electrodo positivo es sobre la parte p y el negativo a la parte n del semiconductor, provocando que ambos portadores (n y p) sean atraídos a los lados opuestos del semiconductor, con lo que surge un flujo de corriente una vez que el voltaje pasa la energía de la banda prohibida. En la unión, sucede algo importante: la corriente empieza a fluir cuando se aplica el voltaje, implicando con ello, que los electrones del material tipo n se recombinen con los huecos del material tipo p , liberando energía (calor) en la unión, equivalente a la banda prohibida. En semiconductores como el arseniuro de galio, mucha de esa energía se libera en forma de luz. Este proceso es la base de los láseres de diodo y de los LED's (no son láseres).

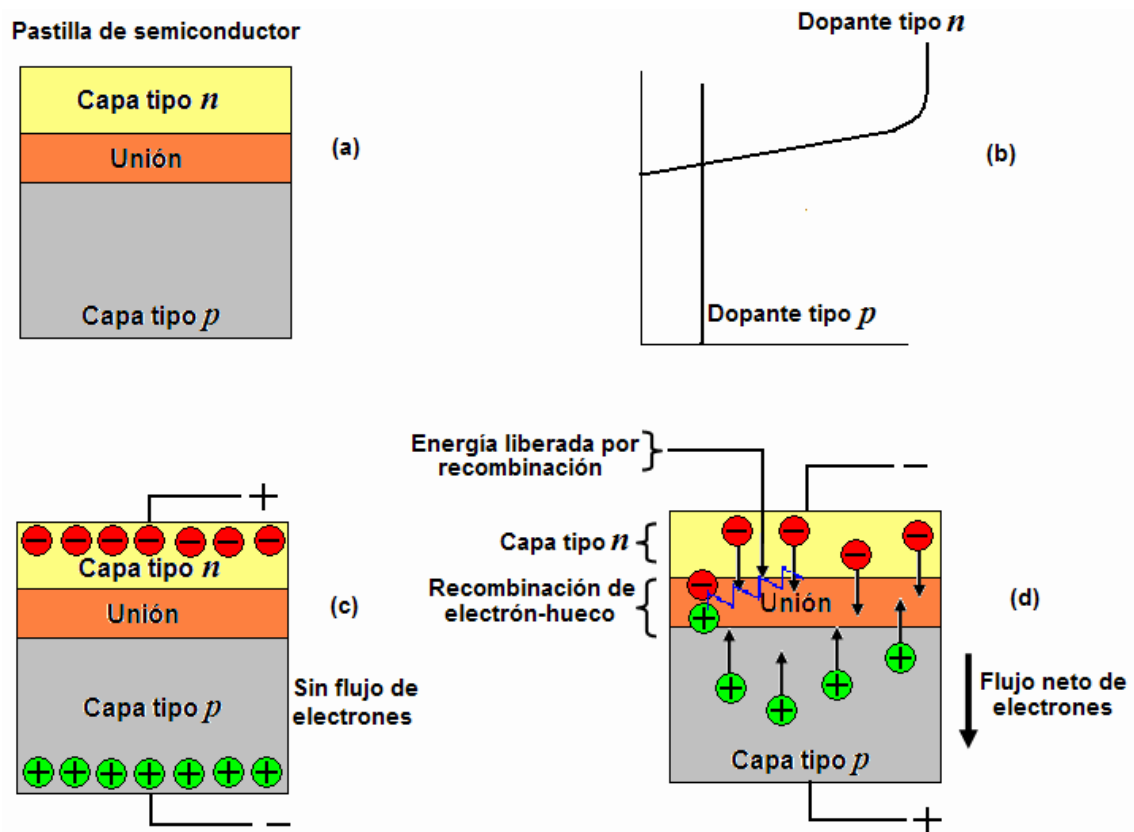


Figura 1.22. (a) Semiconductor formado por capas con distinto dopaje. (b) Concentración de impurezas respecto de la distancia a la unión. (c) Semiconductor con polaridad inversa. (d) Con polaridad directa.

1.14 Características de los láseres de semiconductor

Como el principio de funcionamiento de los llamados LED's y los láseres de diodo son parecidos, se utilizará sus características para explicar sus diferencias:

1. El LED, produce luz por emisión espontánea y surge en cualquier dirección, igual que un típico foco.
2. En ambos, la luz emitida es proporcional a la corriente transportada.
3. La cantidad de corriente que transporta un láser de diodo es con mucho, más grande que la que maneja el LED. Esto persigue como objetivo, que la densidad de recombinaciones sea muy grande, y en consecuencia, domine el proceso de emisión sobre el de absorción. Esto es, que se produzca la inversión de población en la unión, con más pares electrón-hueco en la banda de conducción que en la banda de valencia.

4. En el láser de diodos, la amplificación de la luz sucede en el plano de unión del semiconductor, como se muestra en la Figura 1.23.

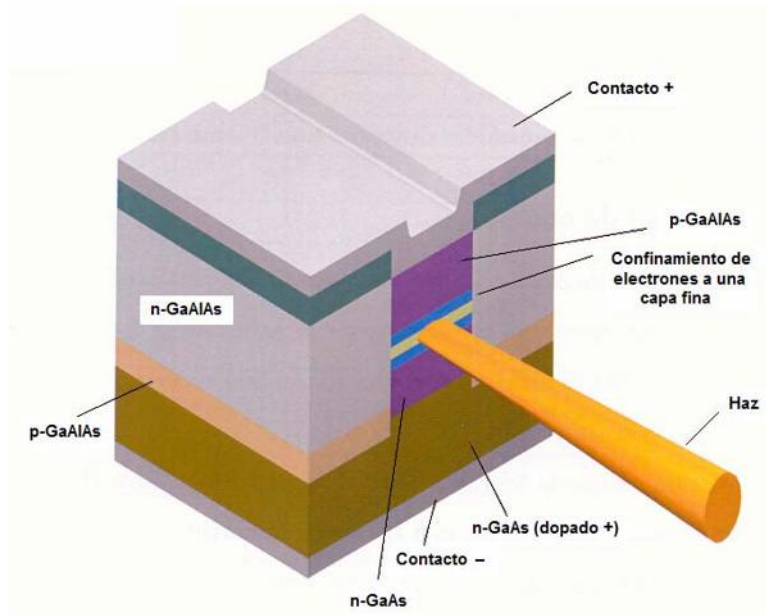


Figura 1.23. Estructura de una pastilla de láser diodo [26].

1.15 Conformación de un láser de diodos

Un simple diodo láser puede suministrar una potencia comprendida entre 3 y 5 W, por lo que es necesario en los láseres comerciales agruparlos en lo que se denomina barra de diodos, como ilustra la Figura 1.24.

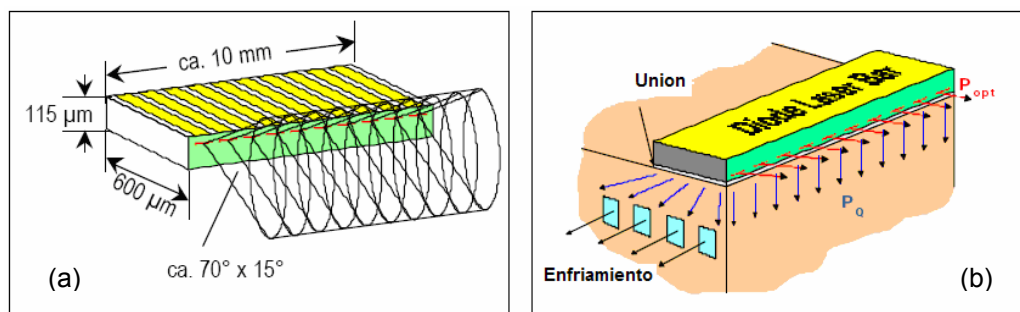


Figura 1.24. La agrupación de varios diodos láser compone una barra láser. (a) Pueden apreciarse las reducidas dimensiones de esta agrupación: 115 μm de espesor; 600 μm de ancho y aproximadamente 10 mm de largo; (b) este agrupamiento o barra va montado sobre microcanales de enfriamiento [26].

Como puede apreciarse en la Figura 1.24, una característica del haz emitido por este láser es su amplia divergencia, que se ubica entre 70° y 90° , defecto que puede ser compensado mediante la utilización de micro-lentes Figura 1.25a. El agrupamiento de varias de estas barras forma lo que se conoce como pila de diodos (Figura 1.25b) [26].

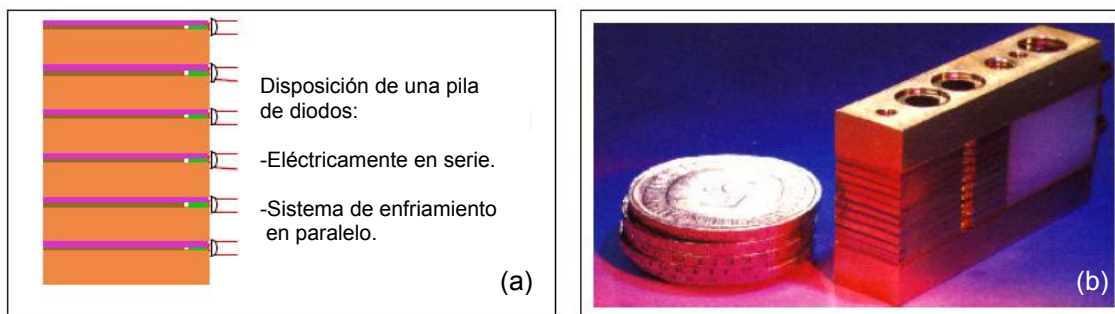


Figura 1.25. Pila de diodos [26].

1.16 Trabajos de Investigación realizados (estado del arte)

La posibilidad de enfocar un haz láser sobre áreas específicas de la superficie de un metal, permite la realización de tratamientos localizados, con el fin de modificar alguna de las características del material base. Un caso particular de los tratamientos con láser, específicamente dentro de la industria mecánica, lo constituye su aplicación en el tratamiento térmico de temple de superficies metálicas, destinado a incrementar la vida útil de piezas que trabajan en condiciones de desgaste y corrosión, por vía de la dureza alcanzada. Precisamente, el proceso de temple por láser, debe crear las condiciones de calentamiento y enfriamiento, bajo las cuales es posible generar la microestructura responsable de la elevada dureza: la martensita. Esto implica la necesidad de conocer el comportamiento térmico y metalúrgico del material a tratar, así como la definición de los parámetros del proceso (Fluencia, velocidad de desplazamiento y tamaño del haz), que en su conjunto permitirán satisfacer la solicitud de dureza [2] [3].

Tratándose de aceros al carbono, Muñiz y colaboradores [2], han comprobado que la dureza superficial alcanzada tras el temple por láser de CO_2 , se ve afectada por el contenido de carbono, pues aceros con contenidos de carbono $<0.3\%$, ofrecen baja e irregular ganancia en dureza, debido a que las distintas fases metalúrgicas que lo componen, experimentan durante el calentamiento, diversas transformaciones microestructurales impulsadas por difusión, como consecuencia de la reacción reversible

Austenita ($0.77\% C$) $\Leftrightarrow \alpha$ ($0.0218\% C$) + Fe_3C ($6.67\% C$). La gran diferencia en solubilidades de la ferrita (α) y la cementita (Fe_3C) versus austenita (γ), dificulta la difusión del carbono, por lo limitado del tiempo que involucra el proceso de calentamiento por láser (< 1 s), originando patrones de segregación, que se reflejan en niveles de dureza bajos e irregulares. Algo parecido sucede con los aceros clasificados como de alto carbono ($>0.50\% C$): al ser templados, presentan una microestructura no deseable a temperatura ambiente, denominada austenita retenida, cuyos límites de grano son sitios preferenciales para la nucleación de fases proeutectoides y perlita, con lo que se modifica la templabilidad [3] [4]. López y colaboradores [5], han profundizado el tema de la austenización promovida durante el temple por láser, con la tesis de que dicho proceso se ve condicionado por el estado estructural inicial del material, evaluando un acero C45 en diferentes condiciones: laminado en caliente, revenido y templado y revenido. El estudio reveló que conforme la distribución microestructural del carbono es más homogénea, la austenización se manifiesta a mayores profundidades. Puede inferirse que a fin de lograr la misma profundidad de austenización en un acero laminado en caliente, donde la ferrita y la perlita se encuentran en estado laminar, se requieren alcanzar mayores temperaturas superficiales.

Otros factores, como la rugosidad superficial y la longitud de onda (λ) del haz emitido, influyen de forma importante respecto de la absorbancia, y por ende, en la cantidad de energía disponible para alcanzar una determinada temperatura superficial. Seibold y colaboradores [35], han demostrado que la absorbancia del acero a temperatura ambiente, se incrementa a medida que la longitud de onda de la radiación puesta en juego es menor, comparando láseres de CO_2 (10.640 nm) y Nd:YAG (1064 nm). A fin de mejorar la absorbancia, es práctica común aplicar sobre la superficie metálica, un recubrimiento como el fosfato de manganeso, o pinturas de grafito coloidal, silicio, o carbono, logrando incrementar la absorbancia hasta un 50 % o incluso más. De esta manera, se pone de manifiesto la importancia relevante de la temperatura superficial en un proceso de temple, pues en él confluyen los parámetros de procesamiento y las propiedades termofísicas (conductividad térmica y difusividad térmica) del material de base [2] [35]. Tal es el caso de Wang y colaboradores [7], quienes apoyados en mediciones de la temperatura superficial en tiempo real (termocople) y simulación numérica, determinan los parámetros de procesamiento bajo las cuales un acero

AISI-1045 alcanza mayor endurecimiento, utilizando como fuente de activación, un láser de CO₂, destacando que a mayor potencia suministrada, mayor es la temperatura superficial, y en consecuencia, la profundidad y el ancho de la capa endurecida es mayor.

En la actualidad, existe un novedoso láser cuya generación de energía se basa en la estimulación de diodos (HPDL), ofrece la posibilidad de suministrar altos niveles de potencia (>8 kW), con una eficiencia de conversión eléctrica (>50 %) mayor que la de los láseres empleados en el presente (CO₂~10% y Nd:YAG~3%). Además de sus ventajas tecnológicas, sus cortas longitudes de onda ($\lambda \approx 800-959$ nm) y característica forma del haz, le permiten un mejor acoplamiento en aplicaciones industriales, como lo es el tratamiento superficial [7]. En el trabajo desarrollado por Panstar y colaboradores [9], se estudia la aplicación del láser HPDL al endurecimiento de aceros (inoxidables) desde el punto de vista de las propiedades físicas del material, tales como la difusividad térmica, la conductividad térmica y la capacidad térmica específica. El estudio revela que una elevada conductividad térmica permite que la energía térmica se transfiera más rápido hacia el interior de la superficie, resultando en temperaturas pico menores y más elevadas velocidades de enfriamiento; a su vez, la temperatura superficial también depende de la absorbancia, por lo que resulta imprescindible mantener aproximadamente constante esta propiedad por el uso de recubrimientos.

En este trabajo de investigación, se ha estimado el régimen térmico desarrollado por la interacción de un haz que proviene de un láser de diodos de alta potencia y un sustrato en forma de placa de acero AISI-SAE 1045, con vistas a generar un mapa de distribución de temperaturas, que permitan pronosticar y seleccionar los parámetros de procesamiento que conduzcan al desarrollo de la microestructura denominada martensita. La temperatura generada en la superficie, se compara con mediciones directas mediante un pirómetro infrarrojo adosado al láser.

Capítulo 2
Desarrollo experimental

2 Introducción

En este capítulo se describen los materiales, los métodos y procedimientos utilizados para demostrar las proposiciones enunciadas, basadas en la generación de un ciclo térmico de temple del acero AISI-SAE 1045, por medio del láser de diodos. La labor inicia con un análisis de las principales variables involucradas en el proceso, donde se pone de manifiesto que, la potencia suministrada por el láser y la velocidad de barrido del haz, son las variables más importantes en la consecución del objetivo. Asimismo, se resalta la importancia de los parámetros de procesamiento introducidos al equipo láser, ya que deben ser determinados previamente, tal como marcan los cánones para el procesamiento de materiales por láser. En nuestro caso, se hace uso de modelos térmicos ya establecidos para la generación y distribución del calor unidireccional en la pieza de trabajo, evitando así la aplicación de métodos empíricos de prueba y error. De esta manera, se ha logrado escudriñar la ventana de trabajo, que efectivamente dará lugar a la formación de martensita, objetivo de la investigación. Las evidencias como resultado de la aplicación de las condiciones pronosticadas, fueron obtenidas mediante el microscopio y confirmadas por el cambio de dureza.

Cabe mencionar, que la etapa que comprende el desarrollo experimental y la caracterización de materiales, fue realizado bajo el patrocinio del Instituto de Investigaciones en Tecnologías de Unión (LORTEK, Lotura Teknikak), ubicado en Ordizia (anexo 1), País Vasco, España, quienes amablemente nos proporcionaron sus laboratorios y asistencia técnica.

2.1 Análisis de las variables involucradas en el proceso de temple

Se parte de la hipótesis de que las superficies metálicas de los aceros al carbono, pueden ser tratadas, para modificar sus propiedades, por inducir un ciclo térmico cerca de su superficie. Esta acción se puede lograr mediante el barrido de un haz láser, con una amplitud y forma que depende de las siguientes variables independientes del proceso:

1. **Longitud de onda (λ):** Fundamentalmente, su efecto se puede resumir en la siguiente cláusula: A menor longitud de onda, más energía óptica puede ser absorbida por un mayor número de electrones del sustrato, de tal manera que la reflectividad cae a menores longitudes de onda y la absorbancia se incrementa.

2. **Posición del plano focal:** Puede pensarse que focalizar el haz láser sobre la superficie del sustrato es suficiente para asegurar buenos resultados, sin embargo, con frecuencia no es el caso. El primer problema radica en estimar cuál es la posición actual de ese plano focal. Esto es especialmente cierto cuando los sistemas de focalización tienen un gran número f (distancia focal), y por lo tanto, una gran profundidad del foco (también llamada profundidad óptica, mostrada en la Figura 2.1). Aunque la intensidad es más elevada en el plano focal, disminuye a lo largo del eje óptico, hacia fuera del plano focal, conforme el haz láser diverge. La criticidad de la focalización se incrementa de forma importante, cuando la profundidad óptica disminuye con el número f , de tal manera que pequeños cambios en la posición relativa del plano focal resulta en un gran cambio en la intensidad (potencia).

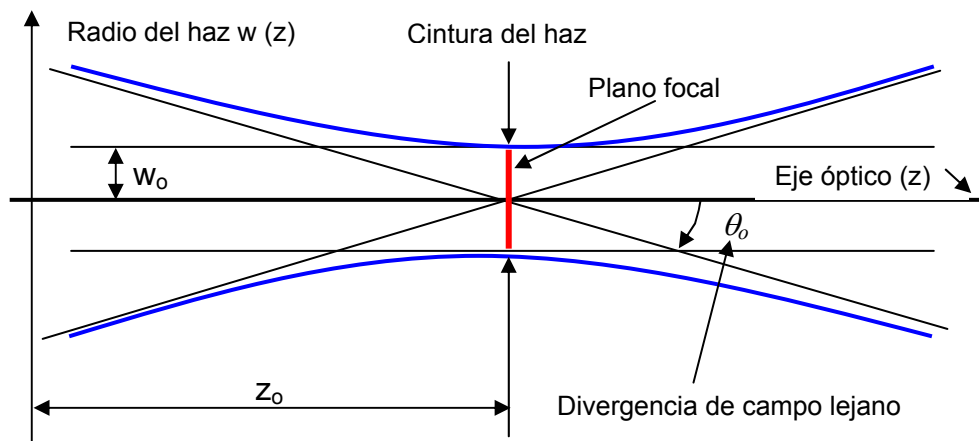


Figura 2.1. Definición de los parámetros para propagación del haz y fórmulas para caracterizarlo [26].

3. **Tamaño del haz:** Se refiere al área del plano focal del haz formado sobre la superficie a tratar. Su importancia radica en la composición de la densidad de potencia (DP), como se aprecia en la ecuación 2.1.

$$DP = \frac{\text{Potencia } (W)}{\text{Área del plano focal } (cm^2)} \dots\dots\dots (2.1)$$

La proporción inversa del área del plano focal, tiene como consecuencia que, a mayor área del plano focal, menor es la densidad de potencia aplicada a la zona irradiada.

4. **Potencia:** Es interesante apreciar la deducción de la potencia (W), involucrada en relación directa en la ecuación 2.1, pues en el léxico láser, es de uso cotidiano, mencionar la potencia como característica básica del láser:

La fuerza (F) se expresa en Newton (N).

Por la segunda ley de Newton:

$$F = ma \dots\dots\dots(2.2)$$

Donde:

m = Masa, (kg).

a = Aceleración, (m/s^2).

$$\text{Por lo que: } 1\text{Newton} = \left(\frac{kg \cdot m}{s^2} \right)$$

El trabajo (T), se expresa como:

$$T = F \cdot d \dots\dots\dots(2.3)$$

Donde:

d = Distancia, (m).

F = Fuerza, (N).

$$\text{Entonces, } T = \left(\frac{kg \cdot m^2}{s^2} \right) = (Newton) \cdot (metro) = Joule$$

Entonces, la potencia (P), se expresa como:

$$P = \frac{T}{t} \dots\dots\dots(2.4)$$

$$\text{Cuyo análisis dimensional es: } W = \frac{\left(\frac{kg \cdot m^2}{s^2} \right)}{s} = \frac{kg \cdot m^2}{s^3} = \frac{J}{s}$$

Donde: W = Potencia, (Watts).

La relación con la energía que aporta el haz es:

$$I_{Joule} = W \cdot s \dots\dots\dots (2.5)$$

5. **Forma del plano focal:** Representa la forma de la sección transversal del haz sobre la superficie a tratar; tiene diversas formas: cuadrada, rectangular, circular, etc. Para un láser de diodos, la forma elíptica es la más común, pues para corregir su astigmatismo, se emplean lentes esféricas. Para calcular el área del plano focal elíptico, se hace uso de la siguiente fórmula:

$$A = \pi a b \dots\dots\dots (2.6)$$

Donde:

A = Área del plano elíptico, (mm^2).

a = Longitud del eje mayor de la elipse, (mm).

b = Longitud del eje menor de la elipse (mm).

De esta manera, la forma del plano focal afecta directamente la densidad de potencia entregada por el láser, como indica la ecuación 2.1. Puede pensarse que es indiferente la forma del plano focal, mientras el área sea la misma, pero tiene sus acepciones, como se verá a continuación.

6. **Orientación del plano focal:** La forma elíptica del plano focal, permite hacer el barrido del haz en dos direcciones: a lo largo del eje mayor o del eje menor de la elipse. Esta consideración tiene su efecto en el tiempo de interacción del haz con el sustrato, puesto que para recorrer la distancia mayor se emplea más tiempo, y en consecuencia, se deposita una mayor cantidad de energía. Esta manera de procesamiento se llama “en eje rápido”, y al hacerlo a lo largo del eje menor, “en eje lento”. Así, el tiempo de interacción, expresado en segundos, puede calcularse en base a las dimensiones de la elipse, para lo cual, la Figura 2.2, se emplea como referencia.

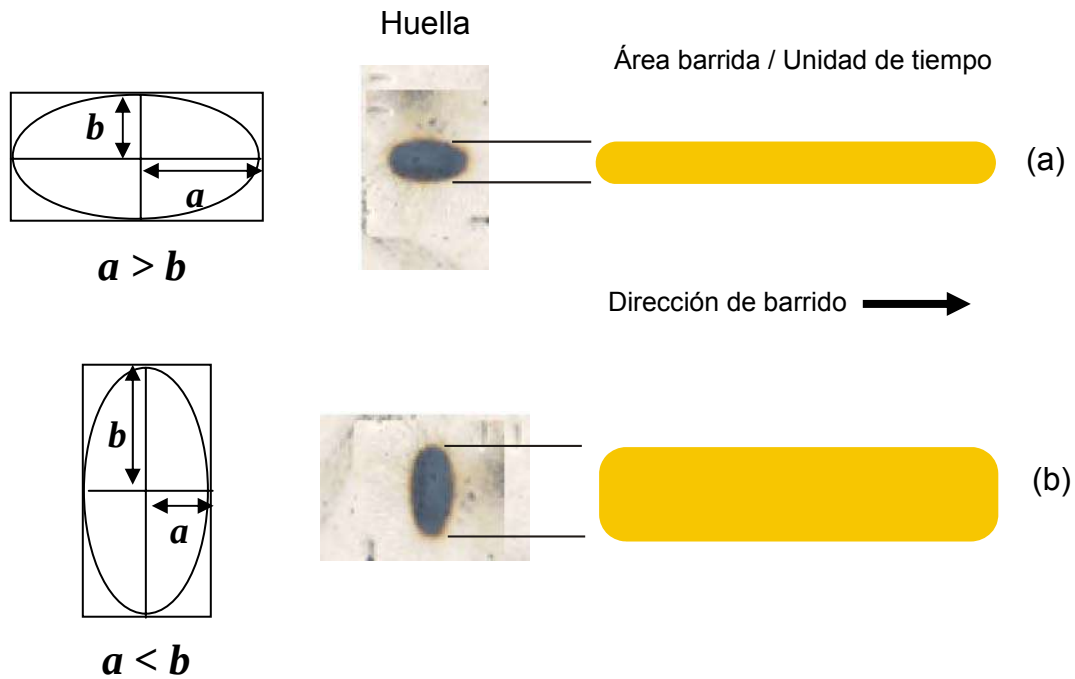


Figura 2.2. Distintas configuraciones del área focalizada para el procesamiento [13].

De esta manera, el tiempo de interacción “en eje rápido”, se calcula con:

$$T_{Ra} = \frac{2a}{v_a} \dots\dots\dots (2.7)$$

Y, para el procesamiento “en eje lento” con:

$$T_{Rb} = \frac{2b}{v_b} \dots\dots\dots (2.8)$$

Donde:

v_{a-b} = Velocidad de barrido, sobre a o b , (mm/s).

7. **Densidad lineal de energía (DLE):** Es una variable que proporciona información más específica que la DP, pues interviene la velocidad. *DLE*, se refiere a la cantidad de energía suministrada por el haz láser, por unidad de tiempo, entre unidad de área, que se expresa como la potencia suministrada (W) y la velocidad de barrido (v), esto es:

$$DLE = \frac{\text{Potencia } (W) \times \text{Tiempo de interacción } (T_R)}{\text{Área focal } (cm^2)} \dots\dots\dots (2.9)$$

Ecuación que se puede expresar en función de la velocidad de barrido, despejando v de 2.7 o 2.8, obteniendo:

$$DLE = \frac{P \cdot v}{A} \dots\dots\dots (2.10)$$

Siendo sus unidades: $DLE = \frac{J}{cm^2}$

8. **Absorbancia:** Es un coeficiente que representa la fracción de la energía láser que es absorbida por el material, y por lo tanto, la energía disponible para el proceso; dicho factor no es mayor que 1. Para el caso del acero al carbono, su valor es aproximadamente de 0.5 [26].

9. **Velocidad de barrido del haz:** Es un factor clave en la confección de los parámetros del proceso, pues tiene estrecha relación con la energía disponible, tal como se ha mencionado.

10. **Modo del láser:** El láser puede funcionar en dos modos: continuo o pulsado. Actualmente, ya existen en el mercado láseres de diodo pulsados, en cuyo caso, los parámetros de procesamiento, deben ser calculados en base a la longitud del haz.

11. **Química del acero:** Fundamentalmente, se refiere a la composición química del material de base.

12. **Metalurgia del acero:** Se aplica a los aspectos a nivel microscópico del acero, como son las microestructuras, tamaño de grano, etc.

13. **Dimensiones del material:** Es un factor que afecta la transferencia de calor, pues modifica el modo en que el calor puede ser transferido.

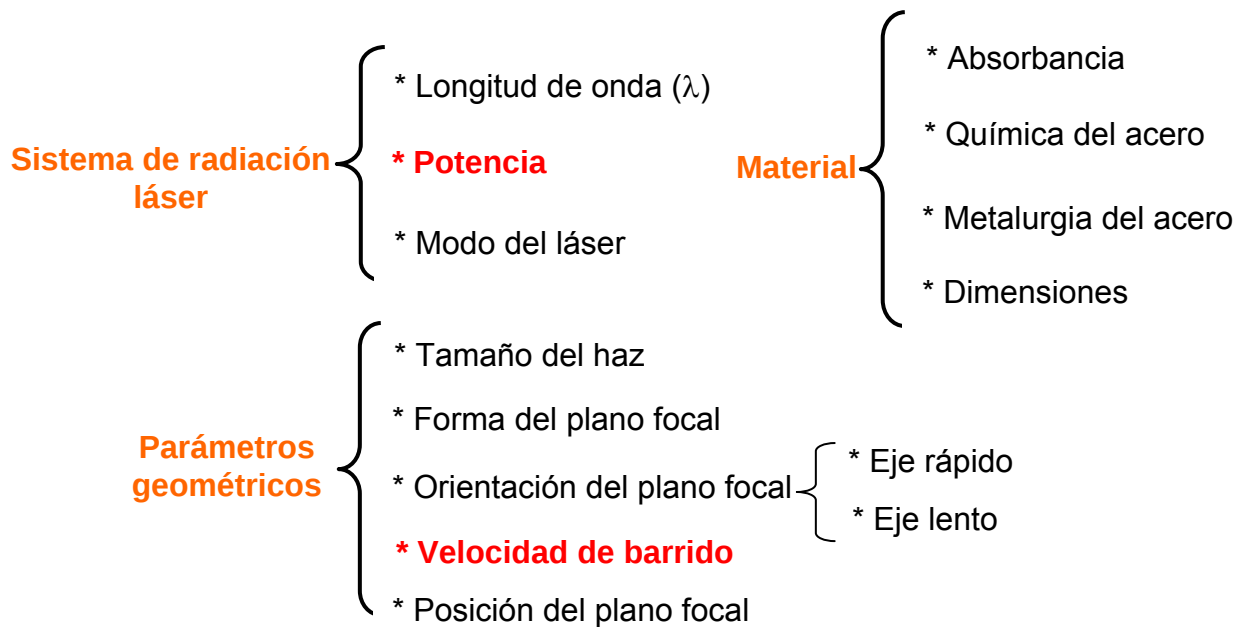


Figura 2.3. Clasificación esquemática de las principales variables del proceso de temple por láser.

El análisis de las variables independientes (Figura 2.3), conduce a determinar que las principales variables del proceso, por su importancia y facilidad de modificación, son la potencia y la velocidad de barrido del haz, ya que las demás se pueden considerar constantes.

Por otra parte, la interacción de un haz láser con un sustrato, como resultado de aplicar determinados parámetros de potencia y velocidad de barrido, da lugar a los parámetros llamados dependientes, que a continuación se tratan.

2.2 Temperatura Superficial

La temperatura superficial alcanzada sobre la placa de acero por la acción del láser, es un parámetro de partida vital para lograr su transformación a la fase martensítica, pues interesa lograr el desarrollo de temperaturas comprendidas en el rango de austenización

del acero correspondiente, de otra manera, calentar excesivamente conducirá a la fusión del material, y en consecuencia, a implicaciones metalúrgicas no deseadas. También, se modifica su condición superficial (rugosidad), situación que requiere de un retrabajo. En estudios similares, investigadores como Panstar y Kujanpää [9], han evaluado satisfactoriamente la ecuación propuesta por Bass [36], para calcular la temperatura superficial, que es:

$$T_s = \frac{2AI_0}{k} (\alpha t)^{1/2} \left(\frac{1}{\pi} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (2.11)$$

Donde:

A = Absorbancia (se considera constante $\approx 50\% - 70\%$).

I_0 = Intensidad del haz láser, (W).

k = Conductividad térmica, ($Wm^{-1}K^{-1}$).

α = Difusividad térmica, (m^2s^{-1}).

t = Tiempo de interacción, (s).

2.3 Distribución de la temperatura interna

La energía suministrada por un láser, se transfiere por conducción hacia el interior de la placa, por lo cual se desarrollan distintas temperaturas diferenciadas por isotermas. De acuerdo a las especificaciones para el acero AISI-SAE 1045 [4], las temperaturas comprendidas en el rango de 850 °C a 1450°C, provocarán la austenización del acero objeto del tratamiento, y eventualmente a martensita, si posterior al calentamiento, experimenta una velocidad de enfriamiento superior a la crítica, en cuyo caso la zona austenizada, esto es la zona afectada por el calor (ZAT) se transformará 100% a martensita.

El calor generado también afecta las regiones aledañas a la ZAT, las cuales experimentarán alguna temperatura pico suficientemente alta como para originar una modificación microestructural, observable bajo el microscopio. Es pues muy importante conocer las distintas temperaturas pico que se desarrollan hacia el interior de la placa, a fin de estudiar su efecto térmico sobre el cambio microestructural desarrollado hacia el interior de la placa de acero.

Desde su creación, la fórmula de Adams, proporciona una buena aproximación para determinar las temperaturas pico desarrolladas a través del espesor del material [25], la cual se presenta en la ecuación 2.12 [37].

$$\frac{I}{T_P - T_0} = \frac{4.13(\rho C)(t)(y)}{AHn} + \frac{I}{T_S - T_0} \dots\dots\dots (2.12)$$

Donde:

T_P = Temperatura de pico, ($^{\circ}\text{C}$).

T_0 = Temperatura inicial de la placa, ($^{\circ}\text{C}$).

T_S = Temperatura superficial (Se calcula con el modelo de Bass), ($^{\circ}\text{C}$).

ρC = Capacidad térmica volumétrica.

Sus valores son: $(7.8 \times 10^3 \text{ kg/m}^3)(670 \text{ J/kg}^{\circ}\text{C}) = 5.226 \times 10^6 \text{ J/m}^3^{\circ}\text{C} = (7.8 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3)(0.67 \text{ J/g}^{\circ}\text{C}) = 5.226 \times 10^{-3} \text{ J/mm}^3^{\circ}\text{C}$.

t = Espesor de la placa, mm.

y = Distancia desde la superficie, (mm).

Hn = Energía específica, (J/mm).

A = Absorbancia, (%).

2.4 Velocidad de enfriamiento

Es un parámetro determinante en el temple superficial mediante láser, puesto que el enfriamiento repentino se consigue aprovechando las propiedades termo-físicas del material, ya que no se empleará ningún medio de enfriamiento, más que el aire quieto. La velocidad de enfriamiento se puede calcular mediante el modelo propuesto por Ashby-Easterling [38], la cual se presenta en la ecuación 2.11.

$$\frac{dT}{dt} = \left(\frac{T - T_0}{t} \right) \left\{ \left[\frac{(z + z_0)^2}{4at} \right] - \left[\frac{I}{2} \left(2t + \frac{t_0}{t} + t_0 \right) \right] \right\} \dots\dots\dots (2.11)$$

Donde:

a = Difusividad térmica, (m^2s^{-1}).

A = Absorbancia, (%) .

T = Ciclo de temperatura en el punto z bajo la superficie, ($^{\circ}K$).

T_0 = Temperatura inicial, ($^{\circ}K$).

t = Tiempo de interacción, $t = \frac{2r_b}{v}$, (s). Donde: r_b = Radio del haz, (mm) y v

= Velocidad de barrido, ($m\ min^{-1}$).

t_0 = Tiempo para difundir el calor una distancia igual al radio del haz $t_0 = \frac{r_b^2}{4a}$, (s). Donde:

a = Difusividad térmica, (m^2s^{-1}) y r_b = Radio del haz, (mm).

2.5 Diseño experimental

De acuerdo a la proposición y el análisis de las variables involucradas en el temple por láser, que convergen en las variables de estudio, potencia suministrada y la velocidad de barrido del haz, que éstas tienen sus consecuencias en las variables dependientes llamadas temperatura superficial, distribución de calor y velocidad de enfriamiento, se ha diseñado un esquema experimental, de tal manera que permita la realización de dos tipos de experimentos virtuales, y finalmente uno, de carácter real, a modo de confirmación, cuya descripción es la siguiente:

1. Primera aproximación.

Es de carácter teórico, pues se asignan valores aproximados de potencia suministrada. Esta primera aproximación, permitirá obtener información sobre los rangos de potencia y velocidad de barrido bajo los cuales es factible desarrollar temperaturas de austenización sobre la placa de acero AISI-SAE 1045.

2. Segunda aproximación.

Es de carácter virtual y consiste en validar las condiciones energéticas supuestas teóricamente en la primera aproximación, mediante un programa de simulación virtual, que permitirá conocer la ventana de trabajo y definir las mejores condiciones que producirán martensita, en cuanto a profundidad de temple.

3. Tercera aproximación.

En esta parte experimental denominada real, se hace uso de un láser y sus sistemas accesorios, para someter placas de acero AISI-1045, a las condiciones de proceso que permitan realizar un temple, de acuerdo a la ventana de trabajo previamente determinada en las primeras dos aproximaciones. Esta valoración permitirá conocer y validar las condiciones óptimas de proceso que conduzcan a realizar un temple a la mayor potencia, a la mayor velocidad y con la mayor profundidad de temple.

El procedimiento experimental, se esquematiza en la Figura 2.4.

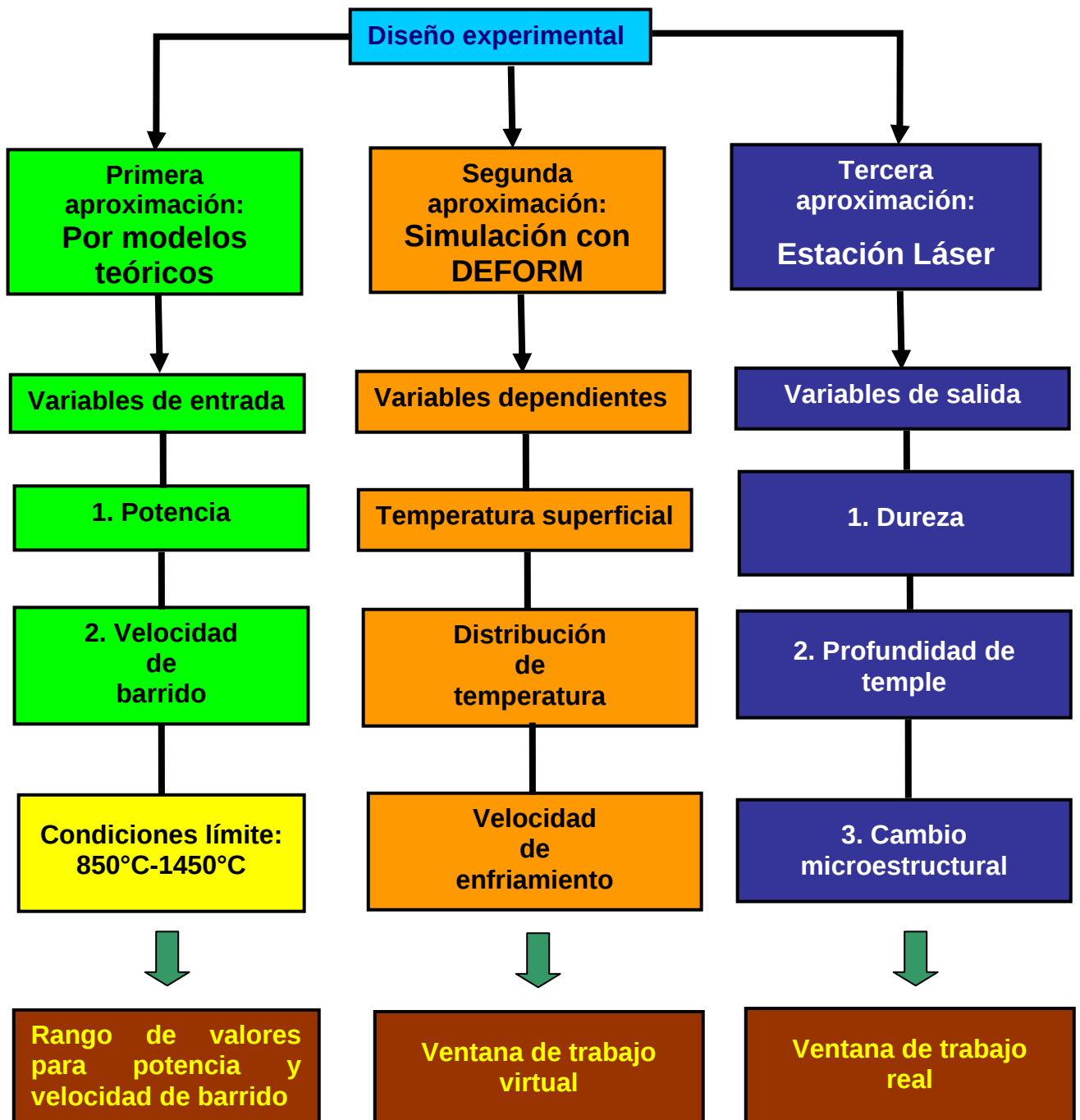


Figura 2.4. Representación esquemática del diseño experimental por tres aproximaciones: dos virtuales y una real.

2.6 Descripción del diseño experimental

2.6.1 Primera aproximación: Validación de los modelos térmicos para la temperatura superficial (Bass), la distribución de temperaturas (Adams) y la velocidad de enfriamiento (Ashby-Easterling).

Como se ha reseñado anteriormente, la generación de un ciclo térmico por láser, depende de la confección de un haz láser en base a la potencia suministrada y la velocidad de barrido, tras haber seleccionado como constantes los demás parámetros (Figura 2.3), ya que controlan la temperatura alcanzada en la superficie, la distribución de temperaturas hacia el interior del sustrato y la velocidad de enfriamiento.

Se han seleccionado modelos térmicos que han probado su validez para estimar estos parámetros considerando las variables en estudio ya mencionadas, sin embargo, es menester evaluar previamente las condiciones de procesamiento, esto es, potencia y velocidad de barrido, bajo las cuales es factible la generación de un ciclo térmico que permita el desarrollo de la microestructura denominada martensita.

De esta manera, la primera aproximación consiste en estimar los valores que alcanzarán la temperatura alcanzada en la superficie, la distribución de temperaturas hacia el interior del sustrato y la velocidad de enfriamiento, con distintas condiciones de potencia y velocidad, utilizando los modelos propuestos por Panstar y Kujanpää [9], Adams [37] e Easterling [38]. Los parámetros seleccionados y sus rangos de validación se muestran en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1. Rangos de potencia y velocidad de barrido seleccionadas para la Primera Aproximación. El área focal se mantiene constante.

Parámetro	Potencia (W)	Velocidad (mm/s)	Área focal (mm ²)
✓ Temperatura superficial	250 a 280	1	66.6
✓ Distribución de temperaturas hacia el interior de la placa			
✓ Velocidad de enfriamiento			

2.7 Segunda aproximación: Simulación por DEFORM

La simulación por computadora, es una técnica para conducir experimentos mediante un software basado en el método de elemento finito (FEM). Estos experimentos comprenden ciertos tipos de relaciones matemáticas y lógicas, las cuales son necesarias para describir el comportamiento y la estructura de sistemas complejos, a través de largos períodos. Su finalidad, es la de comprender el comportamiento del sistema, mismo que puede servir para evaluar nuevas estrategias.

En nuestro caso, se empleó el sistema de simulación de procesos, basado en elemento finito (FEM), llamado DEFORM. Este método, es un procedimiento numérico que genera muchas ecuaciones algebraicas simultáneas, las cuales son resueltas por la computadora.

DEFORM-HT, es una herramienta complementaria del software DEFORM, cuando se trata de modelar procesos de tratamientos térmicos. DEFORM-HT puede predecir la distribución de temperatura por lo que permite visualizar de una manera grafica el alcance de la dureza, obtenida en el proceso de temple.

De esta manera, los resultados obtenidos en el estudio denominado Primera Aproximación, se utilizaron para configurar las condiciones iniciales del problema y ser evaluados mediante el programa DEFORM, que comprenden los siguientes puntos:

2.7.1 Planteamiento del problema

2.7.1.1 Para simular el proceso de temple superficial mediante láser se consideró un tamaño de placa con dimensiones de 6.8 x 25 x 5 mm.

2.7.1.2 Se consideró un tamaño de haz de 1.7 x 3.8 mm² de geometría rectangular, el haz del láser se ubico en un extremo de la placa, donde solo la mitad del haz a lo largo del eje mayor esta en contacto con la superficie de la misma, se consideró esta posición del haz con el objetivo de visualizar la distribución de temperatura interna en el espesor de la misma, en el momento en que el haz del láser esta en contacto con la superficie de la placa.

2.7.1.3 Se utilizó un mayado con elementos triangulares, en el zona de la superficie de la placa, donde el haz del láser esta en contacto con la misma se, aplicó un mayado

fino de 6000 elementos, en la sección del espesor de la placa el tamaño de los elementos aumenta progresivamente hasta llegar a un tamaño máximo de 1 mm por cada lado del triángulo.

- 2.7.1.4 Se consideró que la distribución de temperatura uniforme en el área del haz del láser.
- 2.7.1.5 Se consideró que en el momento en que el haz del láser hace contacto con la superficie de la placa, alcanza una temperatura de 1412 °C en 0.1 s, este valor de temperatura es el obtenido en la primera aproximación teórica, utilizando una velocidad de barrido del haz de 1 mm/s y una potencia de 280 W.
- 2.7.1.6 Se hizo la simulación del momento en que el haz del láser esta en contacto con la superficie de la placa.
- 2.7.1.7 Para resolver el problema directo de conducción de calor se considero un coeficiente de transferencia de calor combinado (convección - radiación) constante, que actuaba una vez lograda la temperatura en la región considerada de impacto por el láser; esta consideración permite obtener resultados más aproximados a los esperados.
- 2.7.1.8 Se graficarón las distribuciones de temperatura en el interior de la placa a través del espesor de la misma. Los intervalos de análisis fueron de 0.1 mm para el milímetro mas cercano la superficie, una separación de puntos de 0.2 mm. para el segundo y el resto del espesor.

2.8 Materiales

Se utilizó como material experimental, un acero al carbono con clasificación AISI-SAE 1045 (DIN 1.1191, UNS G10450, AFNOR XC45), en condición de laminado en caliente y normalizado, en forma de pletina. Su composición química se obtuvo mediante un espectrógrafo de plasma ICP MPX 11110, así como el LECO (C y S) CS 244. Estos análisis se realizaron con la colaboración del Instituto A.I.M.E.N., S. A. (Asociación de Investigación Metalúrgico del Noroeste), de la ciudad de Porriño, Pontevedra, España.

Se dimensionaron ocho probetas mediante cortadora de disco (Buehler), empleando como refrigerante una mezcla de agua y aceite lubricante soluble, practicando los cortes perpendiculares a la longitud de la pletina. Las dimensiones finales obtenidas fueron de $50.0 \times 25.0 \times 5.0 \text{ mm}^3$, como ilustra la Figura 2.5.

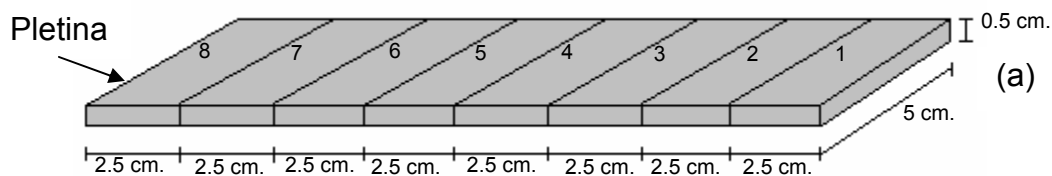


Figura 2.5 (a) La pletina de acero AISI-1045, se dividió en ocho partes, empleando una cortadora de disco (b).

2.9 Equipo Láser

Para realizar el temple superficial de las muestras se utilizó un láser de diodo marca Laserline LDL 160-3000, con una potencia máxima de 3000W y trabaja en modo continuo. Posee un sistema de focalización del haz mediante una lente de salida tipo esférica, para corregir el astigmatismo. Su longitud focal es de 400 mm, distancia a la cual se obtiene un área focalizada de forma elíptica de $3.7 \times 18 \text{ mm}^2$. La estación de trabajo posee una mesa de desplazamiento X-Y, controlada por computadora. No emplea boquilla de descarga. El láser es refrigerado por agua. La Figura 2.6, muestra el equipo láser y sus sistemas auxiliares.

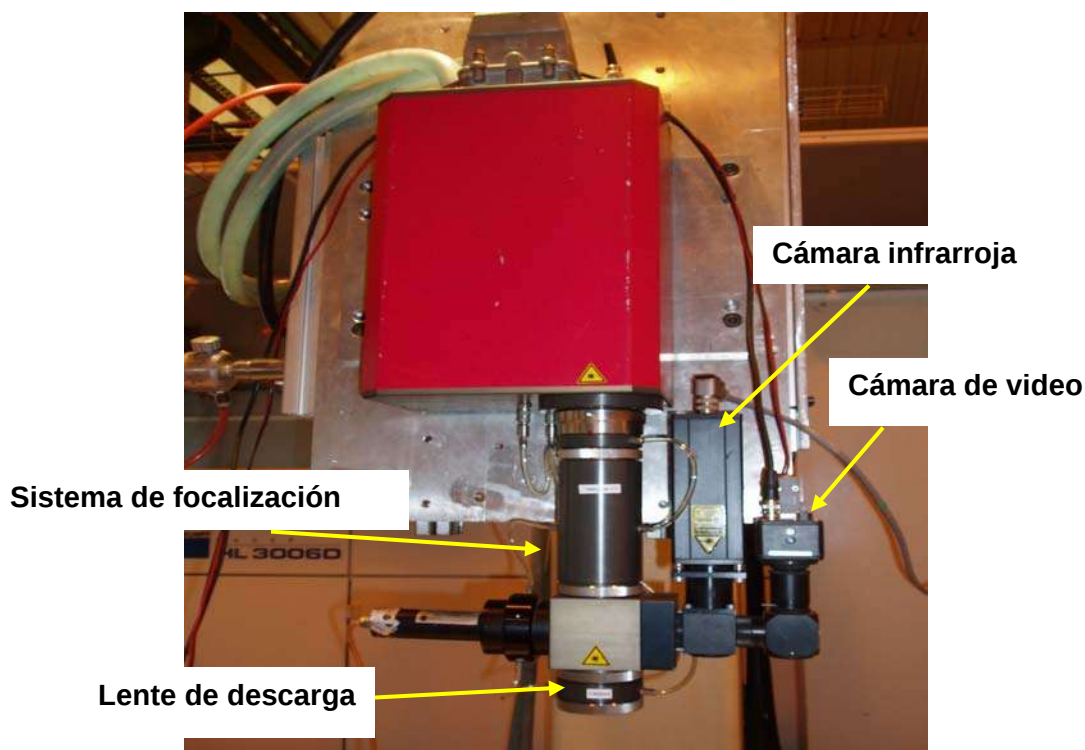


Figura 2.6.-Sistema láser.

2.10 Cámara infrarroja

El sistema láser mostrado en la Figura 2.6, está equipado con cámara infrarroja, la cual se utilizó para medir la temperatura superficial de la placa. El rango de temperaturas capaz de medir esta cámara está entre -20 y 1500°C . Las lecturas de temperatura se realizan a intervalos de 0.01 s entre cada lectura y las lecturas son almacenadas en una base de datos, para posteriormente ser graficados. Con el objetivo de obtener un mejor control de la temperatura superficial, el láser cuenta con un puntero láser empleado para posicionar

correctamente el área focal sobre la pieza de trabajo, a la distancia focal. La Figura 2.7, muestra la configuración de la estación de trabajo.

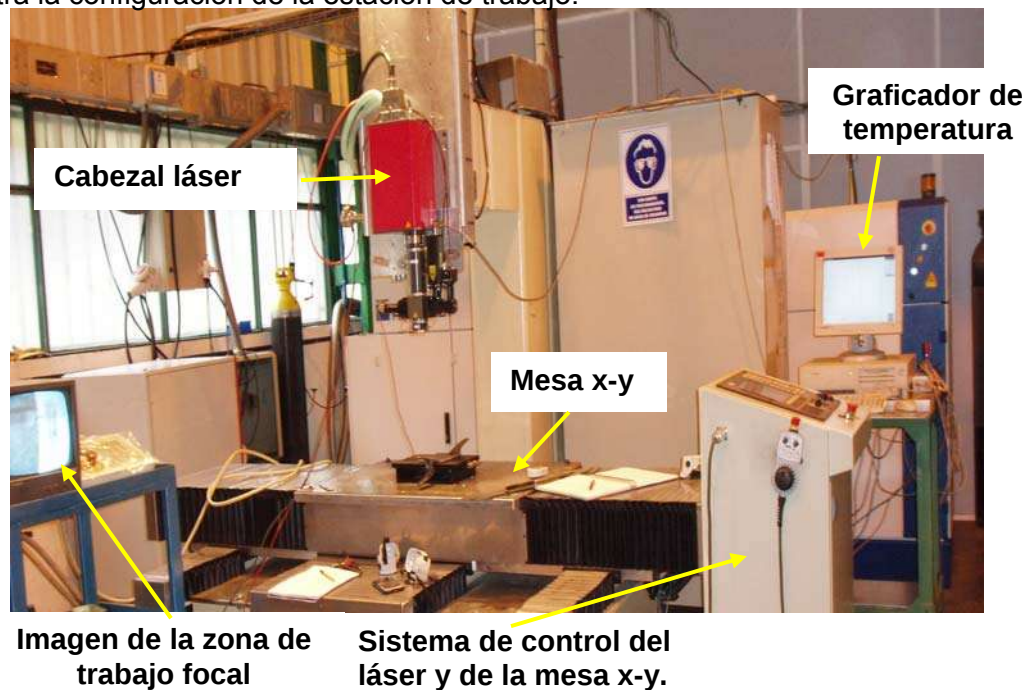


Figura 2.7. Estación experimental para el procesamiento de materiales por láser de diodos de alta potencia [LORTEK].

2.11 Condiciones de procesamiento

Estas quedan enmarcadas según la Tabla 2.2.

Tabla 2.2. Condiciones de procesamiento seleccionadas.

No. de probeta	Potencia nominal (W)	Potencia real (W)	Velocidad de barrido (mm/s)	Distancia focal (mm)	Condiciones superficiales de la placa
1	3000	2800	8.3	40	Maquinada
2	3000	2800	10	40	Maquinada
3	3000	2800	9.16	40	Maquinada
4	3000	2800	7.5	40	Maquinada
5	2500	2350	10	39	Maquinada
6	2500	2350	9.16	39	Maquinada
7	2500	2350	10	39	Oxido
8	2500	2350	9.16	39	Oxido

2.12 Método para el temple por láser

Para realizar el temple superficial sobre las placas de acero AISI–SAE 1045, se siguió el siguiente método: montar las placas sobre una mesa X–Y industrial, focalizar el área focal sobre la superficie de la placa. Posteriormente, desplazar el haz como revela la Figura 2.8. En el proceso se utilizó una distancia focal de 390 mm y 400 mm, con un tamaño del haz de $3.0 \times 18.0 \text{ mm}^2$ y $3.7 \times 18.0 \text{ mm}^2$, respectivamente.

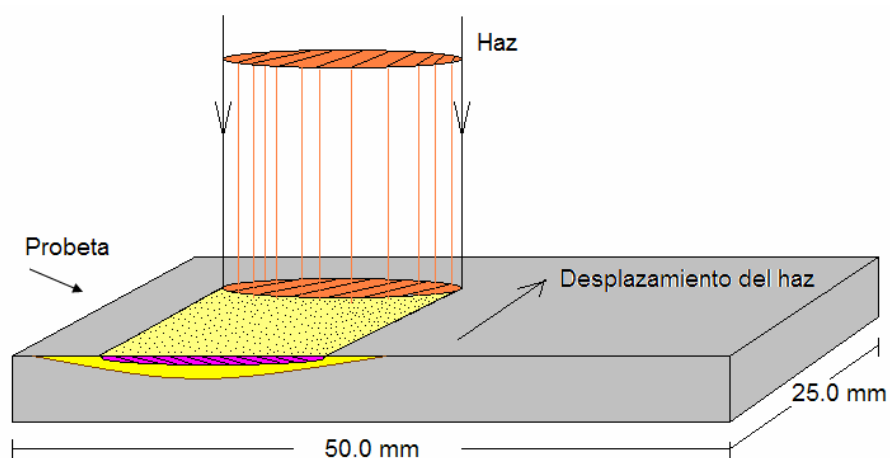


Figura 2.8. Posición y orientación del área focalizada para el temple por láser.

2.13 Preparación metalográfica

Después del tratamiento láser, las probetas fueron objeto de preparación metalográfica, de acuerdo al procedimiento indicado en el Metals Handbook [39]. Este método incluye el encapsulamiento de la muestra en bakelita, para facilitar su manejo. Las muestras se sometieron a un proceso de desbaste, empleando lijas de carburo de silicio, partiendo del grado 120-2000 GRIT, progresivamente. Enseguida se pulieron con paños (Microcloth) de $6 \mu\text{m}$, $3 \mu\text{m}$ y $1 \mu\text{m}$, utilizando como abrasivo pasta de diamante con las mismas granulometrías, obteniendo finalmente una superficie tipo espejo. En esta condición, las probetas se atacaron con Nital al 2% por un tiempo de 20 a 25 segundos, con el objetivo de revelar la microestructura.

2.14 Análisis macroscópico

Se realizó un examen macroscópico para analizar la capa tratada, con ayuda de un microscopio estereográfico Olympus SZ-CTV (Figura 2.9) a 5X, junto con un analizador de imágenes. El estudio permitió observar la superficie transversal de las muestras.



Figura 2.9. Microscopio estereográfico Olympus SZ-CTV, equipado con cámara y analizador de imágenes [LORTEK].

2.15 Análisis microscópico

Sin duda alguna, la parte mas importante de la metalografía es el examen microscópico de una probeta adecuadamente preparada, empleando aumentos que, con el microscopio óptico, oscilan entre 100 y 2000X, aproximadamente.

Tales estudios permiten definir características estructurales, como el tamaño de grano, con toda claridad; se puede conocer el tamaño, forma y distribución de las fases que componen la aleación y de las inclusiones no metálicas, así como la presencia de segregaciones y otras heterogeneidades que pueden modificar las propiedades mecánicas y el comportamiento general del metal.

Cuando el examen microscópico ha permitido la determinación de estas y otras características constitucionales, es posible predecir con gran seguridad el comportamiento

del metal para cuando se le utilice para un fin específico. La Figura 2.10, muestra el equipo utilizado para obtener los registros microscópicos practicados a las superficies tratadas con el láser.



Figura 2.10. Microscopio metalográfico de platina invertida Nikon EPIPHOT 300 [I.I.M-U.M.S.N.H.].

2.16 Ensayo de Dureza Vickers (HV)

En general, la dureza implica una resistencia a la deformación y para los metales esta propiedad representa su resistencia a la deformación plástica. Existen diferentes métodos para determinarla, entre los que se encuentra el ensayo de dureza Vickers.

La dureza Vickers emplea un indentador de diamante con forma de pirámide y base cuadrada cuyo ángulo entre las caras opuestas es de 136° , como se muestra en la Figura 2.11. Este ángulo fue seleccionado debido a que se aproxima a la proporción más deseable del diámetro de indentación, al diámetro dejado por el ensayo de dureza Brinell. En la mayoría de los ensayos Brinell la relación del diámetro de indentación (d) entre el diámetro del indentador (D) se ubica entre 0.25 y 0.50. Para el indentador piramidal de diamante la relación es $d = 0.375 D$, con lo cual el ángulo del cono es de 136° . Como resultado, los valores de dureza determinados mediante el método Vickers y el método Brinell son aproximadamente iguales.

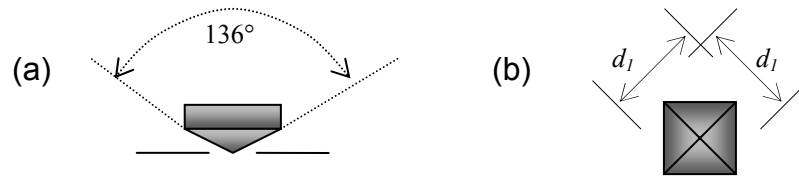


Figura 2.11. Configuración del penetrador de diamante para el ensayo de dureza Vickers. (a) Vista lateral del indentador que revela el ángulo de penetración. b) Vista frontal del indentador, mostrando la forma piramidal.

El número de dureza Vickers está definido como la carga aplicada dividida entre el área de indentación. En la práctica, esta área se calcula a partir de la medición bajo microscopio, de las longitudes diagonales de la impresión (huella del indentador). El número de dureza Vickers se calcula por la aplicación de la siguiente fórmula [ASTM-E92-82]:

$$HV = \frac{2P \operatorname{Sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)}{L^2} = \frac{1.854 P}{L^2} \dots\dots\dots (2.12)$$

Donde:

P = Carga aplicada (kg).

L = Longitudes diagonales promedio (mm).

θ = Ángulo entre las caras opuestas del diamante = 136°.

El ensayo de dureza Vickers es ampliamente utilizado para trabajos de investigación debido a que proporciona una escala continua de dureza para una carga determinada, para metales suaves y duros. Comparativamente con otros métodos de dureza (Brinell o Rockwell), es necesario cambiar la carga o el indentador en algún punto de la escala de dureza, así que las mediciones de dureza en un extremo de la escala no pueden ser comparados con los realizados en el otro extremo. Debido a que las huellas dejadas por el indentador (en los métodos Brinell y Vickers) son similares geométricamente, sin importar su tamaño, se deduce que la dureza debe ser independiente de la carga. Se ha incluido una lista de valores de dureza, en la que se puede comparar la pequeña diferencia entre uno y otro método (anexo 2).

Las cargas ordinariamente utilizadas para determinar la dureza mediante el método Vickers se encuentran entre 1 y 120 kg, y su selección depende de la dureza del metal

objeto del ensayo. La determinación de la dureza Vickers requiere de la preparación de la superficie de la muestra. Esta preparación consiste en pulir la superficie de la muestra hasta lograr un acabado tipo espejo. Previamente, las caras de apoyo y de medición deben ser sometidas a un proceso de rectificado, con el objeto de que sean paralelas, a fin de evitar posibles errores durante la medición.

El método de dureza Vickers se describe en la norma ASTM-E92-82.

Las medidas de dureza de las probetas sometidas al tratamiento por láser, se realizaron en el Instituto de Investigaciones en Tecnologías de Unión (LORTEK, Lotura Teknikak), ubicado en Ordizia, País Vasco, España, utilizando un microdurómetro Vickers Matzuzawa DVK-15, mostrado en la Figura 2.12.

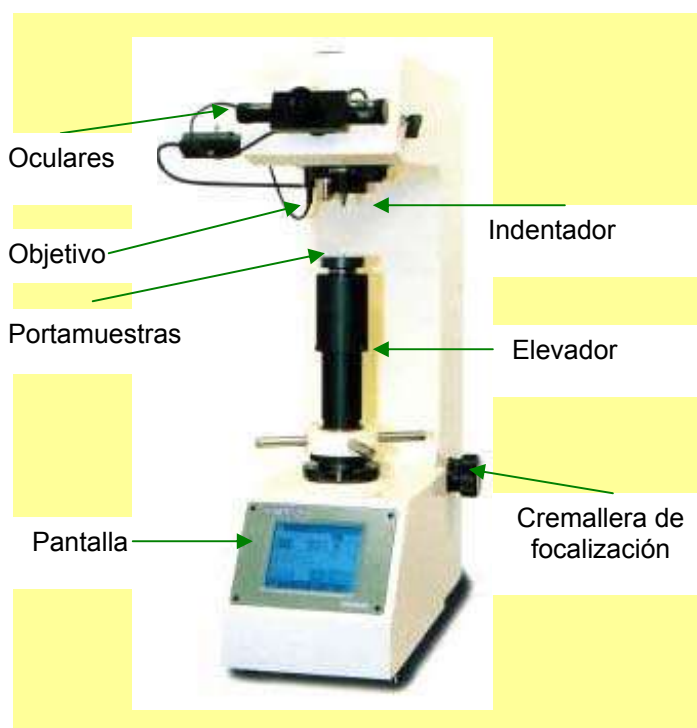


Figura 2.12. Principales componentes del microdurómetro Vickers [LORTEK].

Capítulo 3
Resultados y discusión

3 Introducción

En este capítulo se presentan y discuten los resultados obtenidos en la aplicación de los modelos matemáticos mencionados en el desarrollo experimental, los resultados de la simulación térmica por computadora, la caracterización de los resultados obtenidos en el proceso de temple para cada una de las probetas evaluadas con diferentes parámetros experimentales, la validación de los modelos térmicos para cada una de las probetas y por último la comparación entre los resultados obtenidos virtualmente y los resultados experimentales.

3.1 Caracterización del acero AISI-1045

3.1.1 Composición química

En la Tabla 3.1, se muestra el análisis químico cuantitativo del acero utilizado para el tratamiento. Se incluye en esta tabla, la composición química que especifica la norma AISI-SAE para este acero, con fines comparativos. Se observa que todos los elementos están dentro del rango marcado por la norma, lo que nos indica que la clasificación del acero templado corresponde satisfactoriamente a un acero AISI-SAE 1045 [11].

Cabe resaltar, que el acero utilizado en la experimentación, fue fabricado en Alemania, aspecto que se aprecia por los bajos contenidos de azufre y fósforo; éstos muy perjudiciales en lo relacionado a las propiedades mecánicas, de esta manera, el acero AISI-1045 puede considerarse como limpio.

Tabla 3.1. Composición química del acero AISI-SAE 1045 (% en peso).

Composición (% en peso)	C	Mn	Si	S_{max.}	P_{max.}
Norma (ASM1-85)	0.42-0.50	0.60-0.90	0.15-0.40	0.050 max.	0.040 max.
Acero Templado	0.476	0.73	0.21	0.0013	0.0093

3.1.2 Microestructura original del acero AISI-1045

De acuerdo al diagrama Fe-C, para un acero al carbono con 0.45 %C, la composición de las fases presentes están en las siguientes cantidades: 40 % de ferrita y 60 % de perlita. Para el acero experimental, que contiene 0.476 %C, el contenido de ferrita es de 29 %, mientras que el de perlita es de 71 % de perlita estos valores se obtuvieron utilizando la norma ASTM E 562-99; en la Figura 3.1 muestra las microestructuras de un acero AISI - 1045 en condición de laminado en caliente y normalizado, se observa una microestructura ferrítica-perlítica.

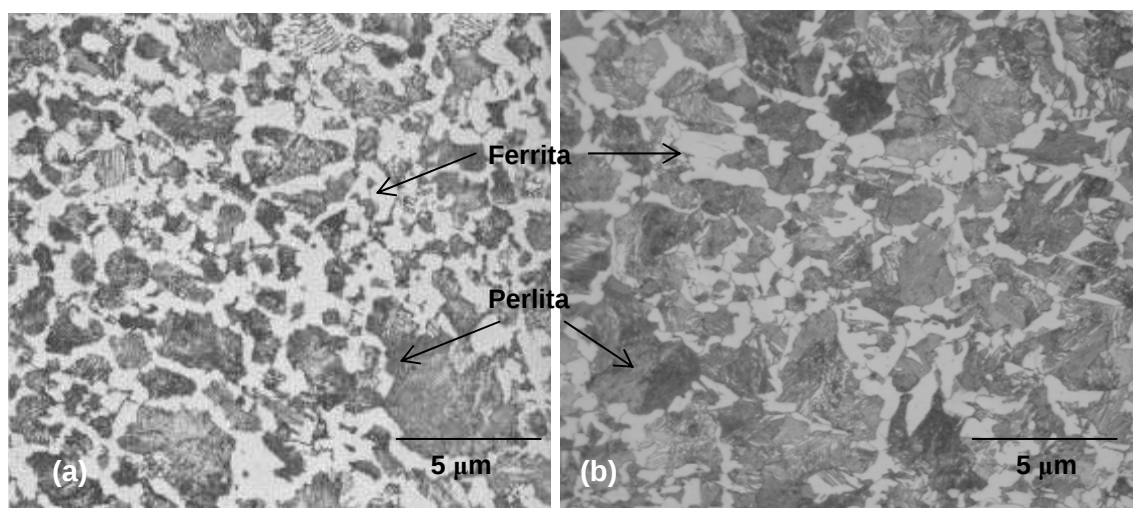


Figura 3.1. (a) Aspecto que presenta un acero AISI-1045 bajo el microscopio, laminado en caliente y normalizado, de acuerdo al Metals Handbook [40]. (b) sección transversal del acero AISI-1045. 2 % Nital.

3.2 Primera aproximación: por modelos teóricos

3.2.1 Pronóstico de la Temperatura Superficial (T_s)

De acuerdo al manual del Metals Handbook Heat Treating [4], y al diagrama Fe-Fe₃C la temperatura de austenización para un acero AISI-1045 está comprendido en el rango de 845–1450 °C (Figura 3.2), estos valores de temperatura están determinados principalmente en base al contenido de carbono; como se muestra en la Tabla 3.1 el acero AISI-1045 además de estar aleado con carbono contiene otros elementos como son

el Si, Mn, P y S. Por lo que la temperatura real Ac_3 , que es el límite inferior del rango de austenización del acero AISI -1045, se determina con la siguiente fórmula de acuerdo a Krauss [3]:

$$Ac_3 = 910 - 223.7 (\%C) + 43.8 (\%P) + 30.49 (\%Si) + 37.92 (\%V) + 34.43 (\%Mn) - 23 (\%Ni)$$

$$\underline{Ac_3 = 836^\circ C}$$

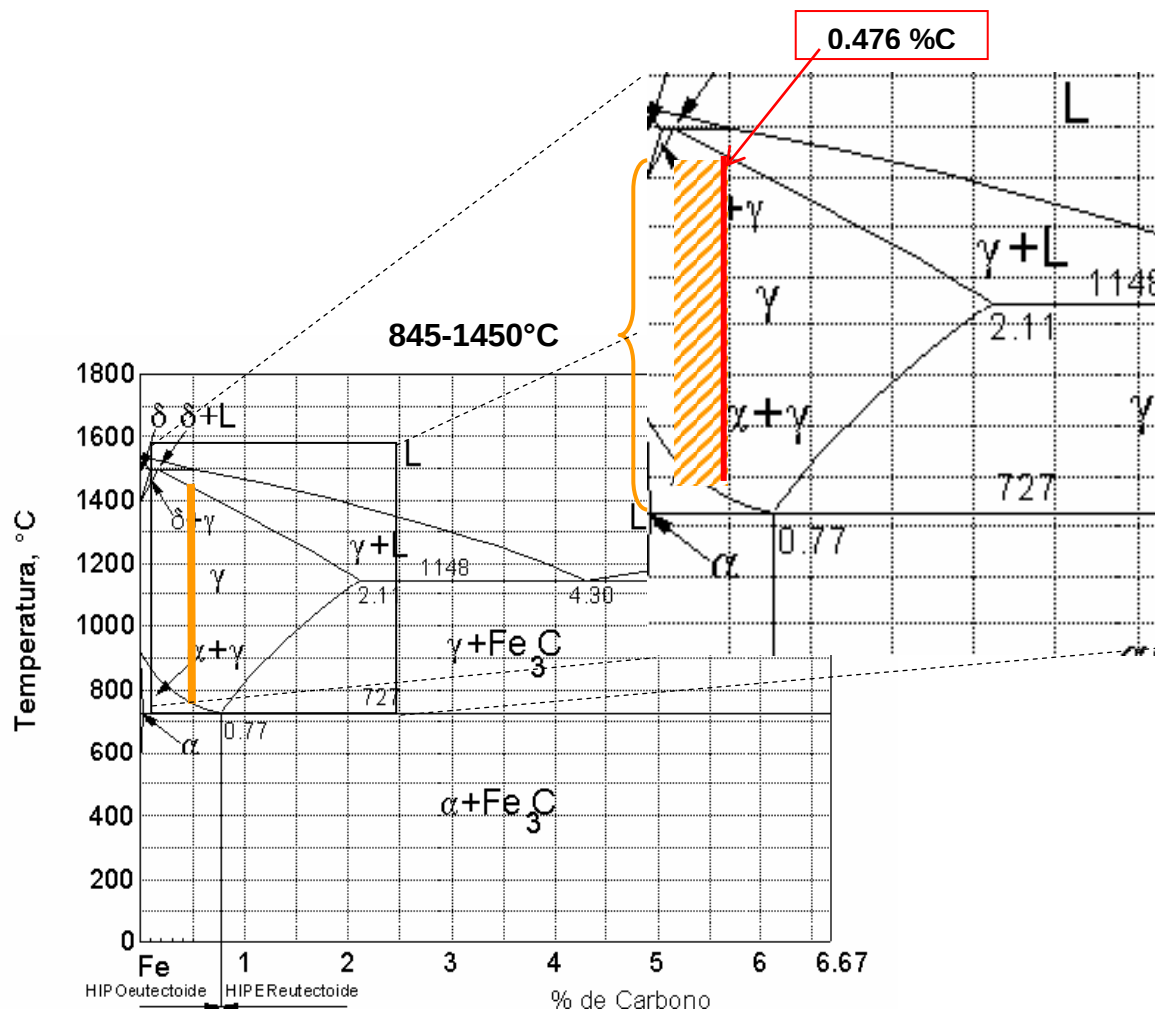


Figura 3.2. Límites de la temperatura de austenización para el acero AISI-1045, la línea roja indica la posición real del contenido de C en el acero utilizado experimentalmente [3].

Por otro lado la temperatura de 1450°C es el límite superior del rango de la temperatura de austenización del acero AISI-1045 de acuerdo al diagrama Fe-Fe₃C, más sin embargo

por cuestiones prácticas no se utiliza como la temperatura máxima de austenización durante el tratamiento de temple en los procesos convencionales (Temple superficial por flama y por inducción), ya que entre mayor sea la temperatura de austenización, el tamaño de grano austenítico será de mayor tamaño, lo que dificulta la formación de una martensita uniforme. Sin embargo en el proceso de temple mediante láser se puede considerar como límite superior de la temperatura de austenización, una temperatura de 1450 °C [3], debido a la diferencia en los mecanismos de calentamiento por lo tanto el rango real de temperatura de austenización considerado es de una temperatura de 836 °C a 1450 °C. Este rango de temperaturas representa la temperatura superficial a pronosticar, para lograr una transformación martensítica durante el tratamiento.

Las variables de entrada seleccionadas para llevar a cabo la primera aproximación son: la potencia (W) y la velocidad de barrido (mm/s). A estas variables, se les asignan valores para sustituirlos en el modelo de Bass Ecuación 2.9 [36]; con el objetivo de calcular la temperatura superficial que se generara teóricamente.

Los valores de velocidad de barrido introducidos al modelo de Bass para obtener la temperatura superficial son: 1.0, 2.0, 3.0, 4.0 y 5.0 mm/s, manteniendo constante la potencia y viceversa, con valores de potencia en el rango de 100 a 300 W y una absorbancia de 50%, los resultados obtenidos se reportan en la Tabla 3.2 del anexo 3.

En la Figura 3.3 se grafican las temperaturas superficiales obtenidas al variar la potencia, manteniendo constante la velocidad de barrido, donde se observa, que a medida que la potencia se incrementa, la temperatura superficial aumenta progresivamente, esto se debe a que la distribución de energía del haz aumenta a medida que la potencia suministrada al láser es mayor.

En la Figura 3.4 se grafica la temperatura superficial con respecto a la potencia suministrada al láser, se observa que al aumentar la velocidad de barrido progresivamente de 1 a 5 mm/s, la temperatura superficial disminuye. Esto se debe a que el tiempo de interacción del haz del láser con la superficie de la placa es menor a medida que la velocidad de barrido del haz láser aumenta, por lo tanto, la temperatura superficial alcanzada también es menor.

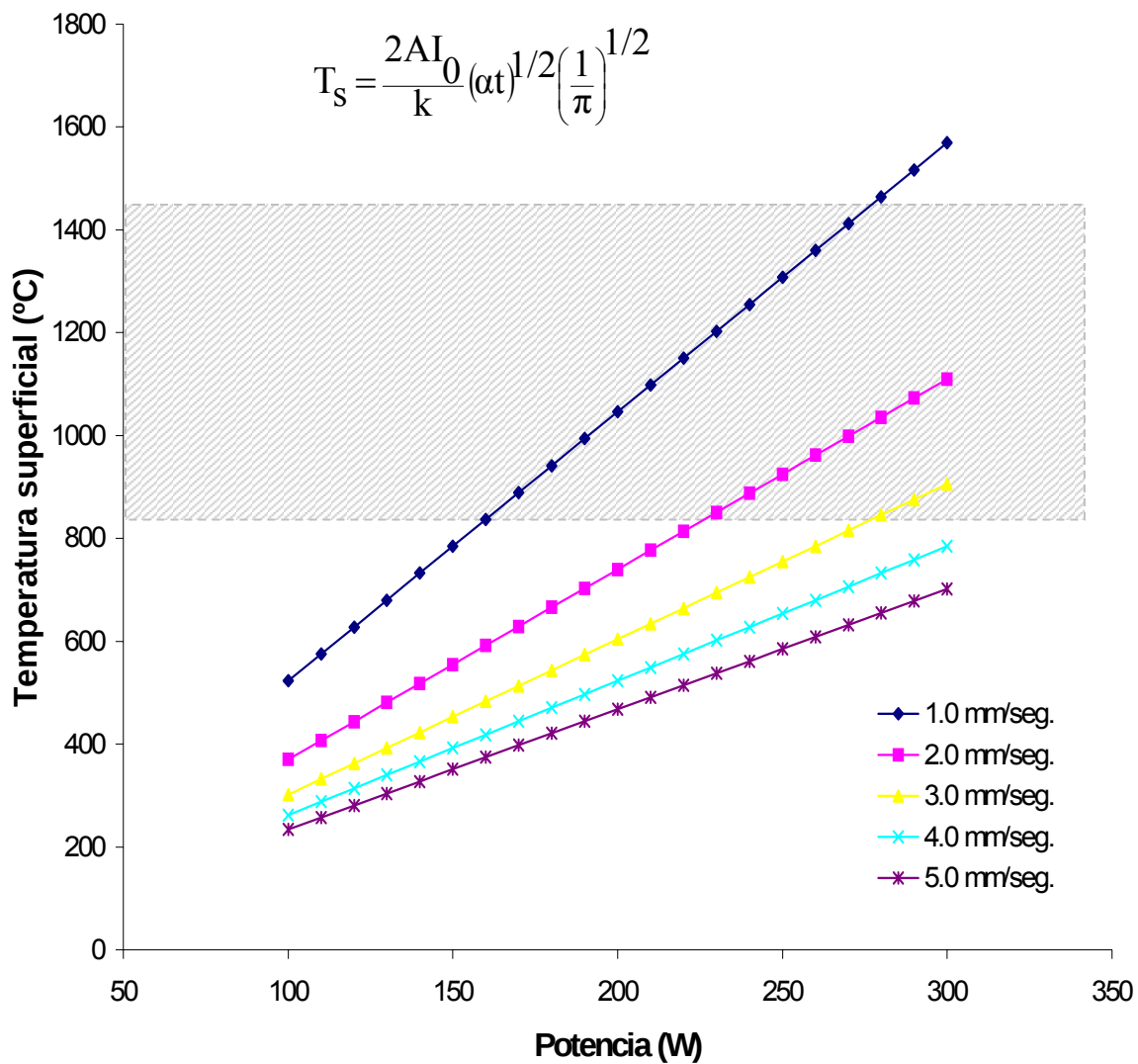


Figura 3.3. Comportamiento de la temperatura superficial, con respecto a la potencia del láser. La zona marcada con en cuadro ashurado, señala las condiciones bajo las cuales se logran temperaturas de austenización.

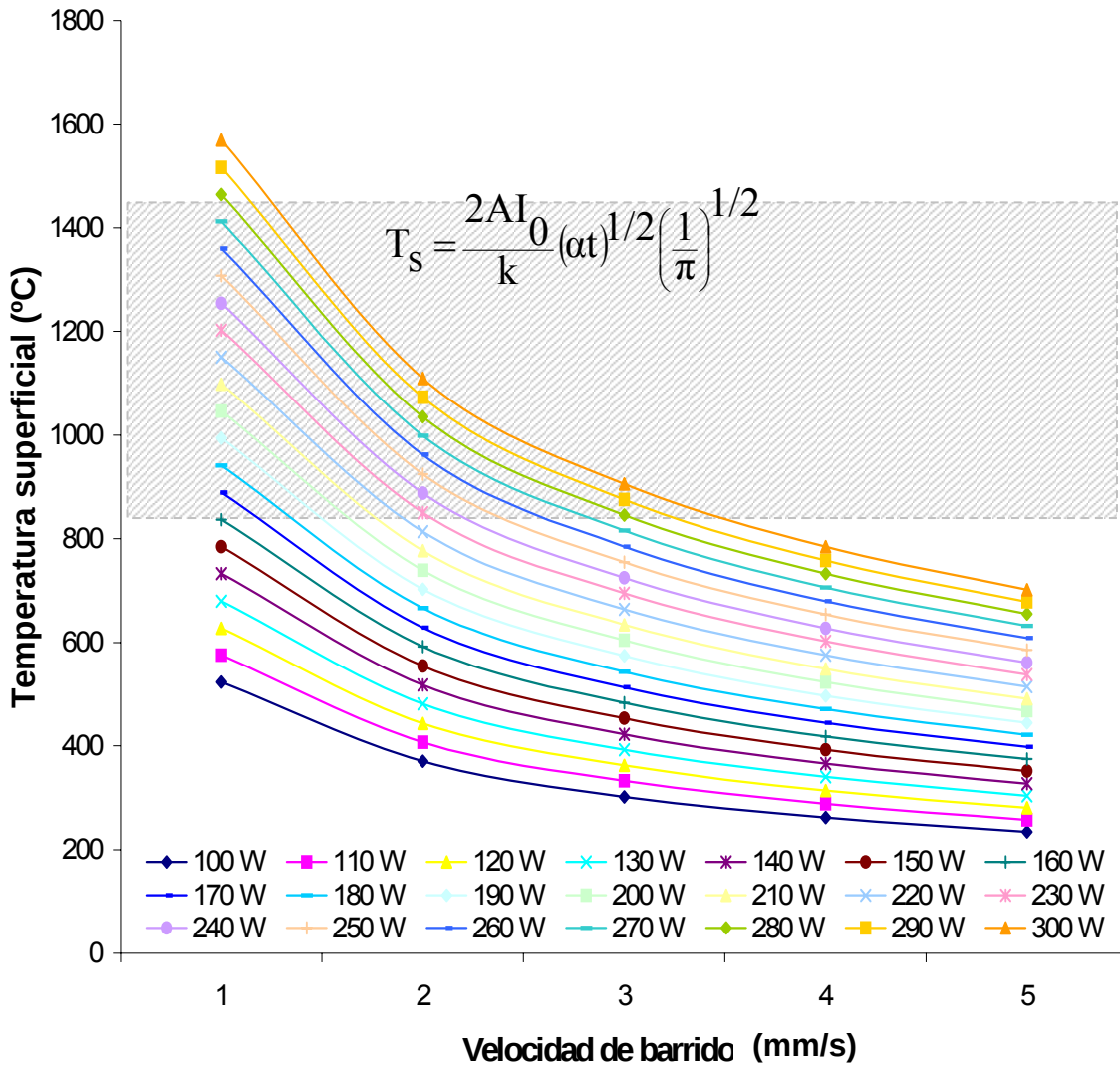


Figura 3.4. Comportamiento de la temperatura superficial, con respecto a la velocidad de barrido del láser. La zona marcada con en cuadro achurado, señala las condiciones bajo las cuales se logran temperaturas de austenización.

3.2.2 Pronóstico de la distribución de temperatura interna

Con los valores de temperatura superficial obtenidos mediante el modelo de Bass, se hizo un pronóstico de la distribución de temperatura hacia el interior de la placa, mediante el modelo de Adams, considerando con un tamaño de haz de $1.7 \times 3.8 \text{ mm}^2$, velocidades de barrido de 1.0 a 5.0 mm/s, una absorbancia del acero del 50%, y un rango de potencias de 150 a 300 W. De esta manera se obtuvo el comportamiento de la distribución de temperatura para profundidades a cada 0.1 mm, a partir de la superficie irradiada por el láser hasta llegar a una penetración de 1.3 mm. Sin embargo solo los resultados que se encuentran dentro del rango de interés, son los que se reportan a continuación.

En la Tabla 3.3 del anexo 3, se reportan los resultados obtenidos para las diferentes velocidades de barrido, a una penetración de 0.10 mm. En la Figura 3.5 se grafica la temperatura interna de la placa a una penetración de 0.10 mm, variando la potencia, mantenido constante la velocidad de barrido, donde se observa que al incrementar la potencia aumenta la temperatura interna de la placa, debido a que la densidad de energía del haz del láser es mayor, por lo tanto, la temperatura que alcanza la superficie aumenta y por consiguiente la temperatura interna también es mayor.

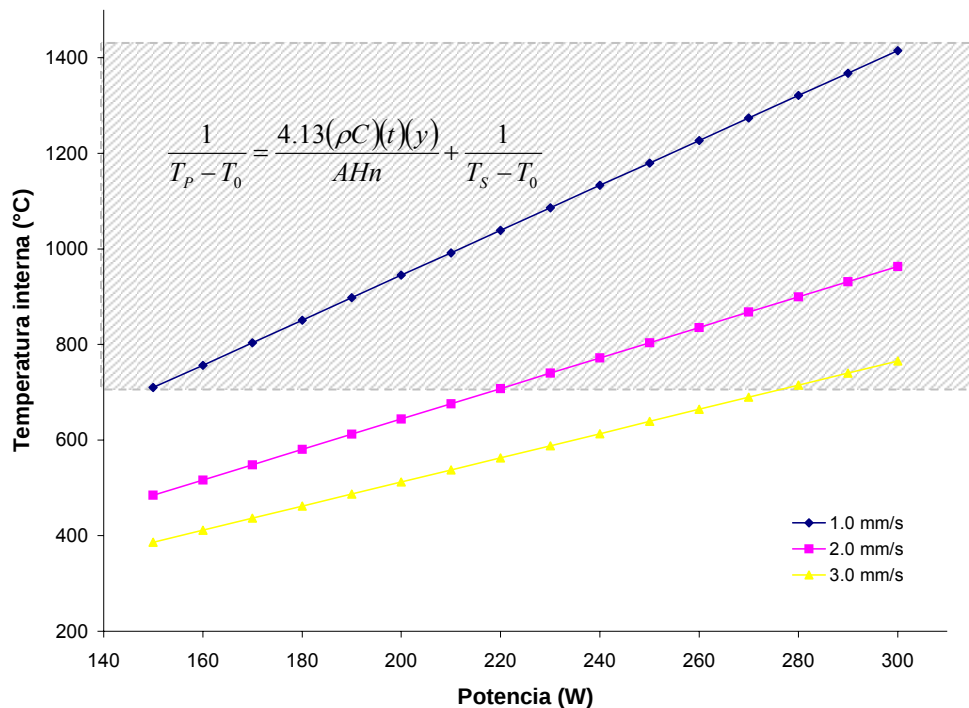


Figura 3.5. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del láser a una penetración de 0.10 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

En la Figura 3.6 se grafica la temperatura interna de la placa con respecto a la velocidad de barrido del haz del láser a una penetración de 0.10 mm., manteniendo constante la potencia y variando la velocidad de barrido, donde se observa que al aumentar la velocidad de barrido del haz, la temperatura interna de la placa disminuye, debido a que el tiempo de interacción del haz del láser con la superficie de la placa templada es menor.

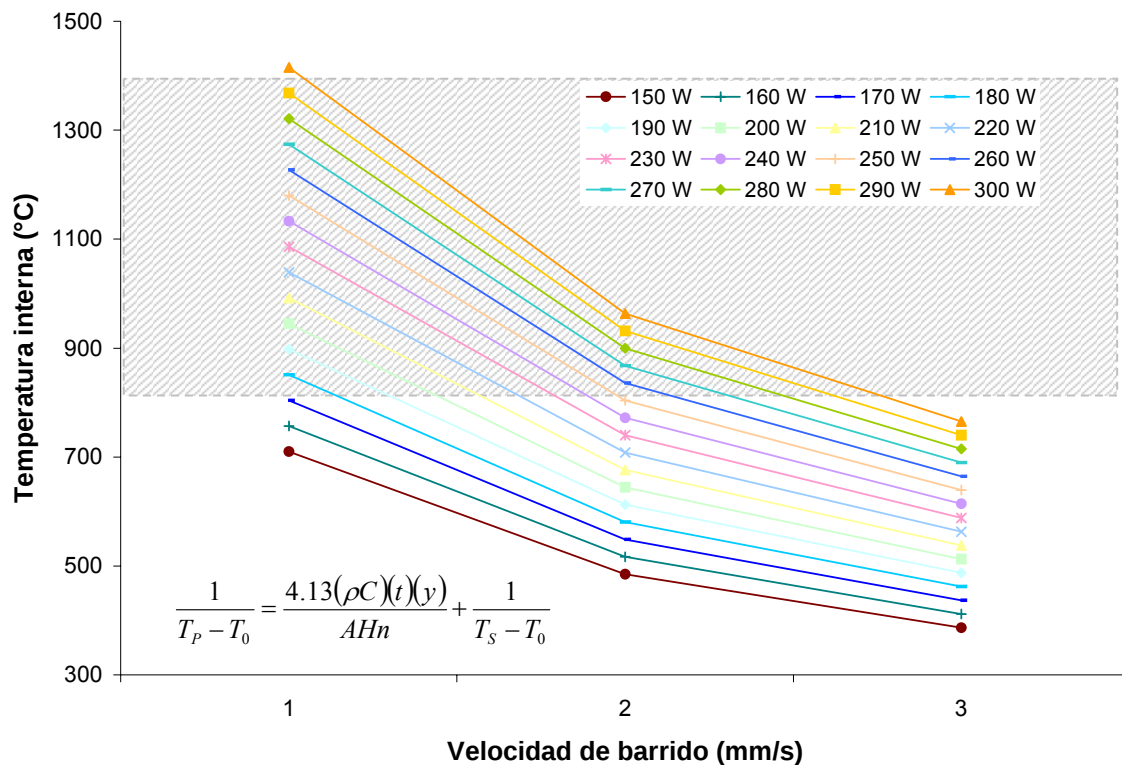


Figura 3.6. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (Tp), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.10 mm. el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

En la Tabla 3.4 del anexo 3 se reportan los resultados obtenidos para las diferentes velocidades de barrido, a una penetración de 0.20 mm. En la Figura 3.7 se grafica la temperatura interna de la placa a una penetración de 0.20 mm, variando la potencia, mantenido constante la velocidad de barrido, donde se observa que al incrementar la potencia aumenta la temperatura interna, esto se debe a que la distribución de energía en el haz láser es mayor a medida que la potencia suministrada se incrementa.

En la Figura 3.8 se grafica la temperatura interna de la placa a una penetración de 0.20 mm., manteniendo constante la potencia y variando la velocidad de barrido de 1-3 mm/s, donde se observa que al aumentar la velocidad de barrido del haz, la temperatura interna de la placa disminuye.

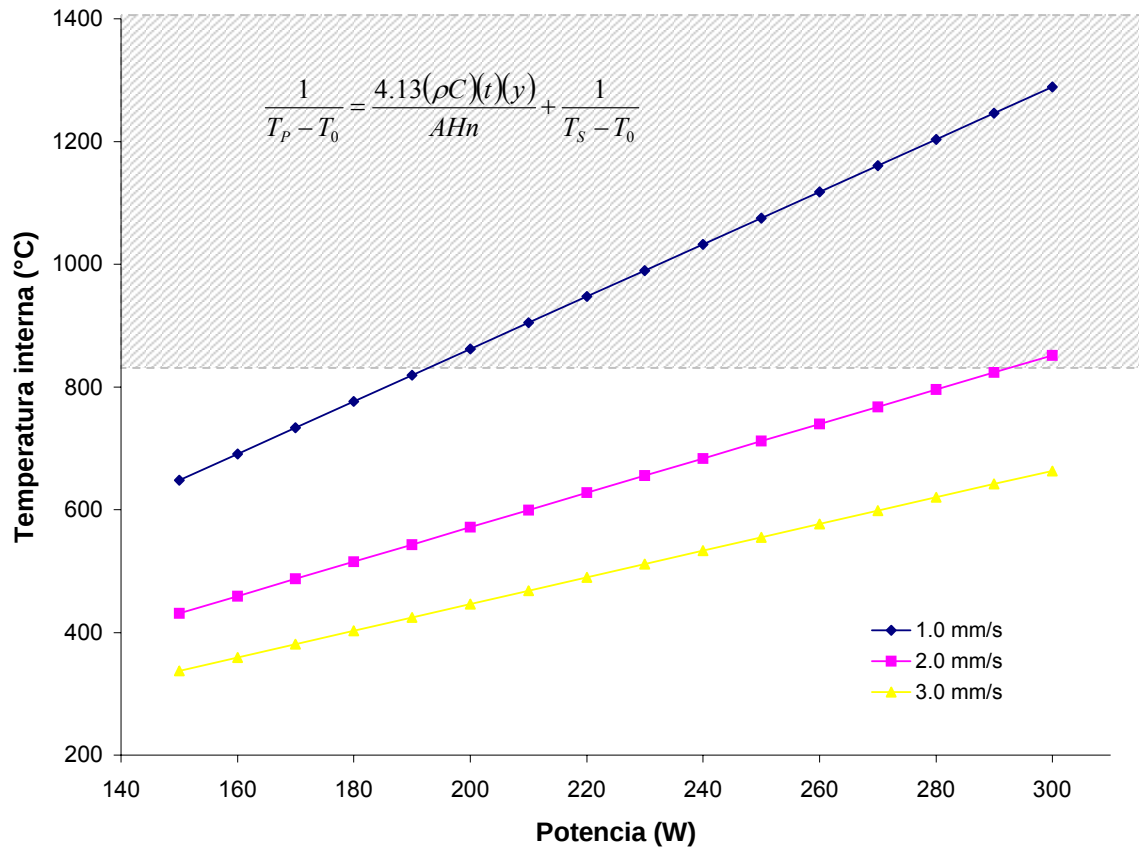


Figura 3.7. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.20 mm. el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

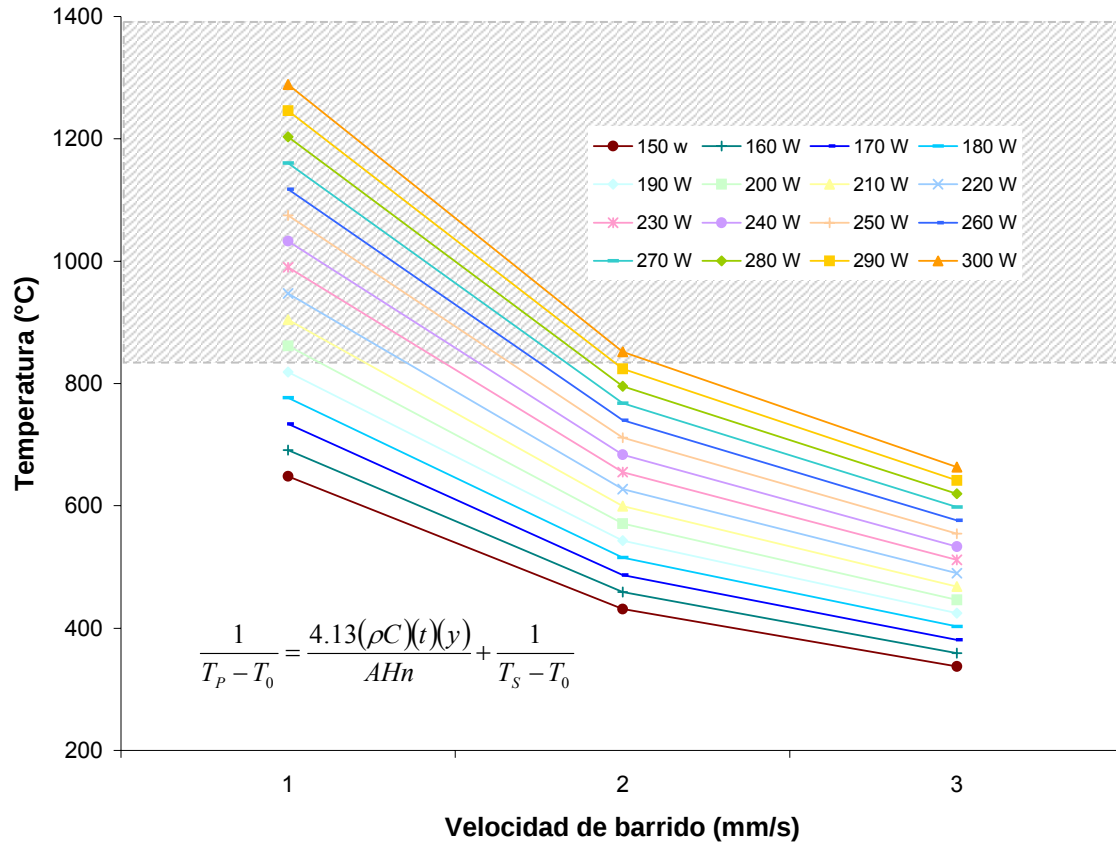


Figura 3.8. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.20 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

En la Tabla 3.5 del anexo 3 se reportan los resultados obtenidos para las velocidades de barrido de 1, 2 y 3 mm/s, a una penetración de 0.30 mm. En la Figura 3.9 se grafica la temperatura interna de la placa a una penetración de 0.30 mm, variando la potencia, mantenido constante la velocidad de barrido, donde se observa que al incrementar la potencia aumenta la temperatura interna progresivamente, de la misma manera que en la Figura 3.7 se observa que a mayor penetración la temperatura es menor.

En la Figura 3.10 se grafica la temperatura interna de la placa a una penetración de 0.30 mm., manteniendo constante la potencia y variando la velocidad de barrido, donde se observa que al aumentar la velocidad de barrido del haz, la temperatura interna de la placa disminuye, y con respecto a la Figura 3.8 se observa que a mayor penetración la temperatura interna de la placa tratada disminuye.

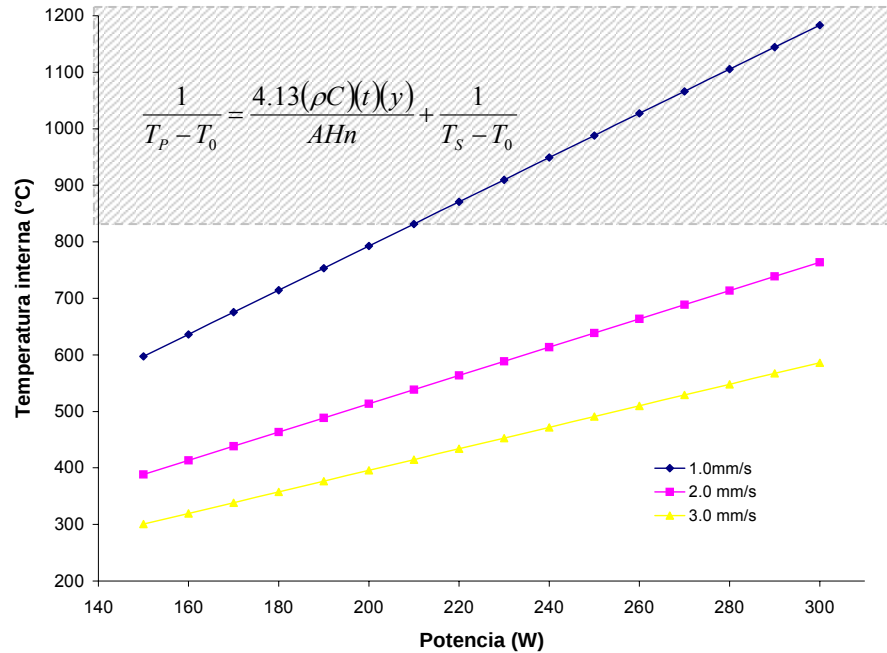


Figura 3.9. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.30 mm. el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

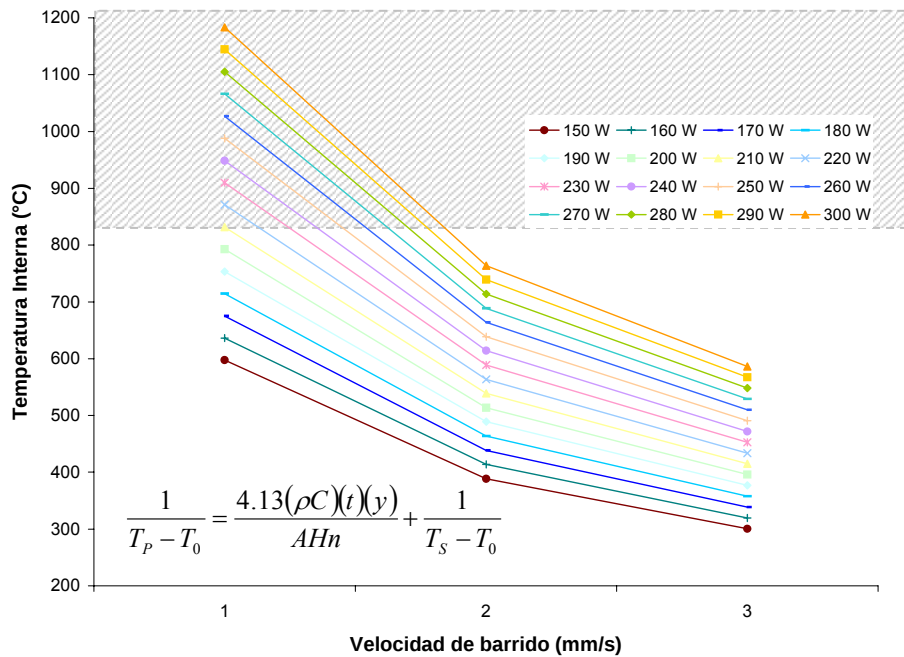


Figura 3.10. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.30 mm. el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

De la misma manera en las Tablas 3.6, 3.7, 3.8, 3.9, 3.10 y 3.11 del anexo 3 se reportan los resultados obtenidos para las diferentes velocidades de barrido, a las penetraciones de 0.40, 0.50, 0.60, 0.70, 0.80 y 0.90 mm respectivamente.

En las Figuras 3.11, 3.13, 3.15, 3.17, 3.19 y 3.21 se grafica la temperatura interna de la placa con respecto a la potencia a las penetraciones de 0.40, 0.50, 0.60, 0.70, 0.80 y 0.90 mm respectivamente, variando la potencia, mantenido constante la velocidad de barrido, se observa el mismo comportamiento que el de las Figuras 3.5-3.9, se observa que al incrementar la potencia aumenta la temperatura interna progresivamente, esto se debe a que al aumentar la potencia suministrada al láser, la densidad de energía del haz es mayor. En las Figuras 3.12, 3.14, 3.16, 3.18, 3.20 y 3.22 se grafica la temperatura interna de la placa a las penetraciones de 0.40, 0.50, 0.60, 0.70, 0.80 y 0.90 mm respectivamente, manteniendo constante la potencia y variando la velocidad de barrido, se observa el mismo comportamiento que el de las Figuras 3.6-3.10, al aumentar la velocidad de barrido del haz, la temperatura interna de la placa disminuye, debido a que la densidad de energía del haz del láser es mayor, por lo tanto, la temperatura que alcanza la superficie aumenta y por consiguiente la temperatura interna también es mayor.

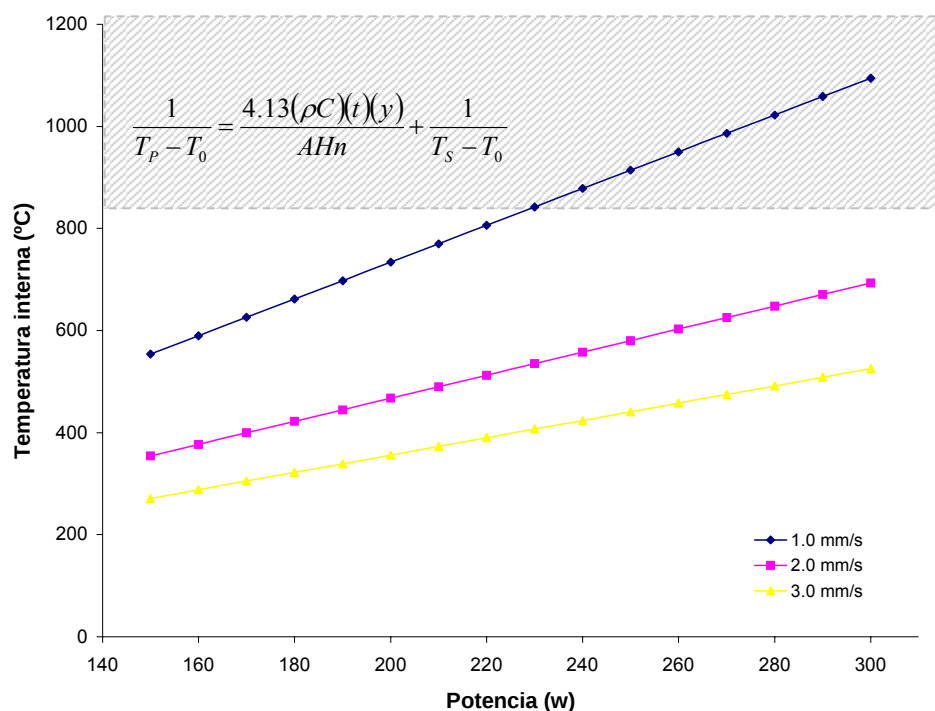


Figura 3.11. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.40 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

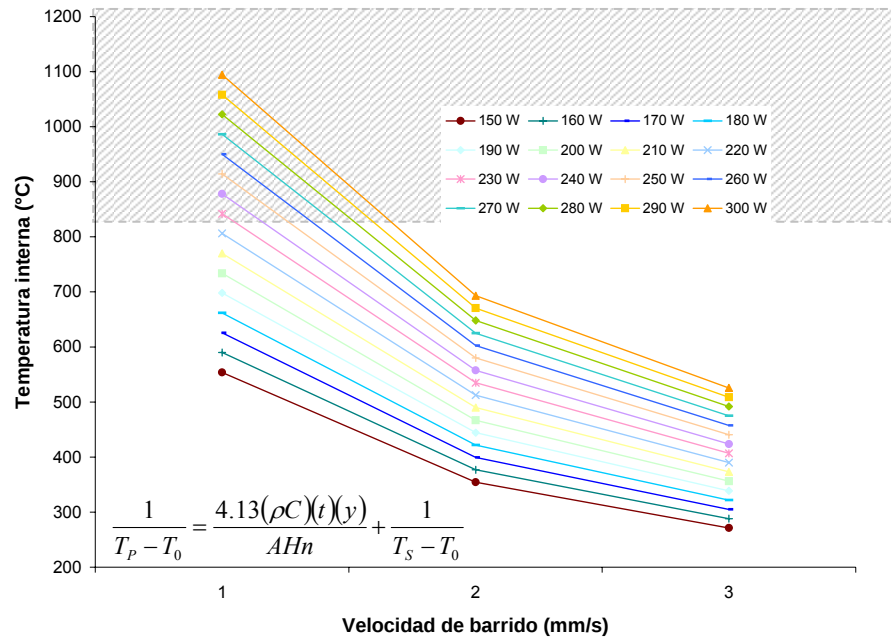


Figura 3.12. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.40mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

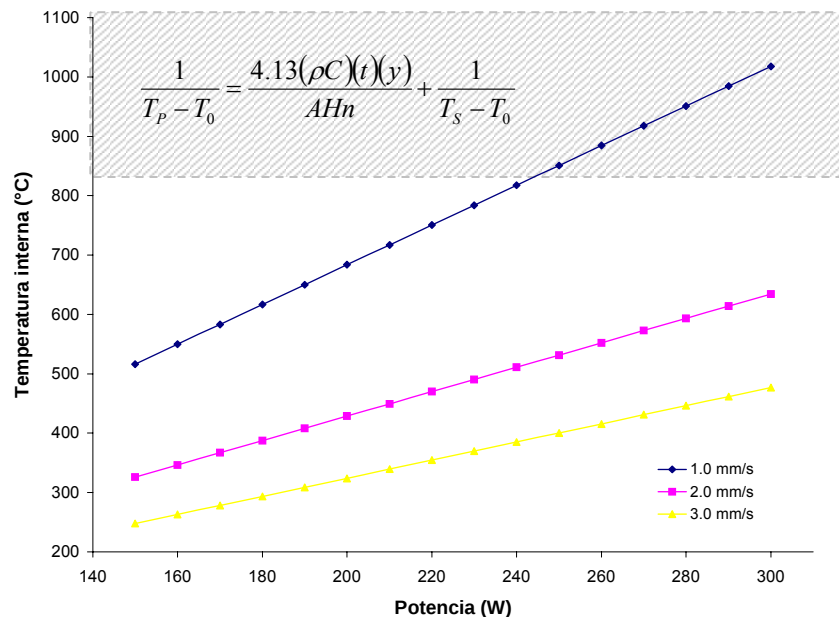


Figura 3.13. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.50 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

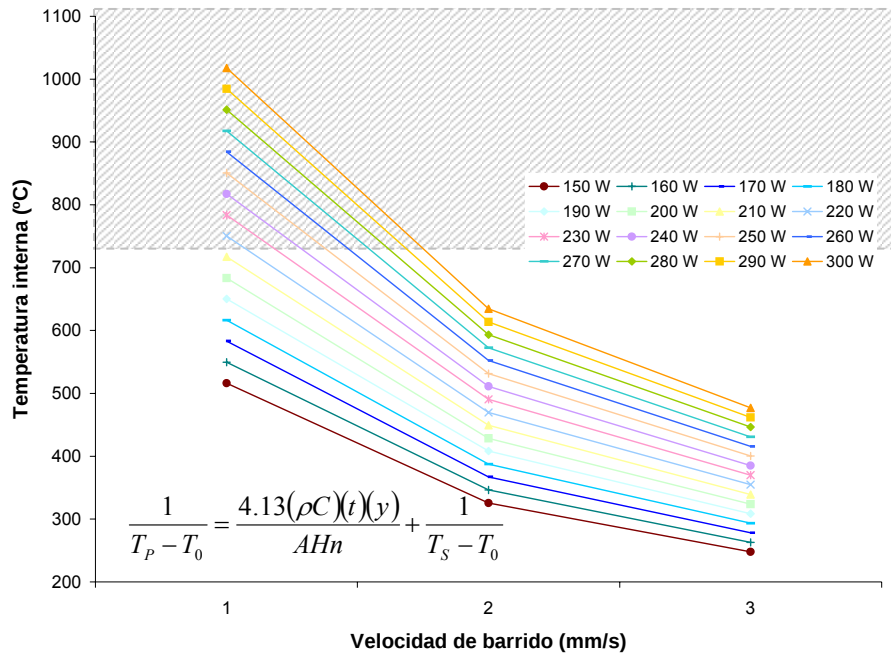


Figura 3.14. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.50 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

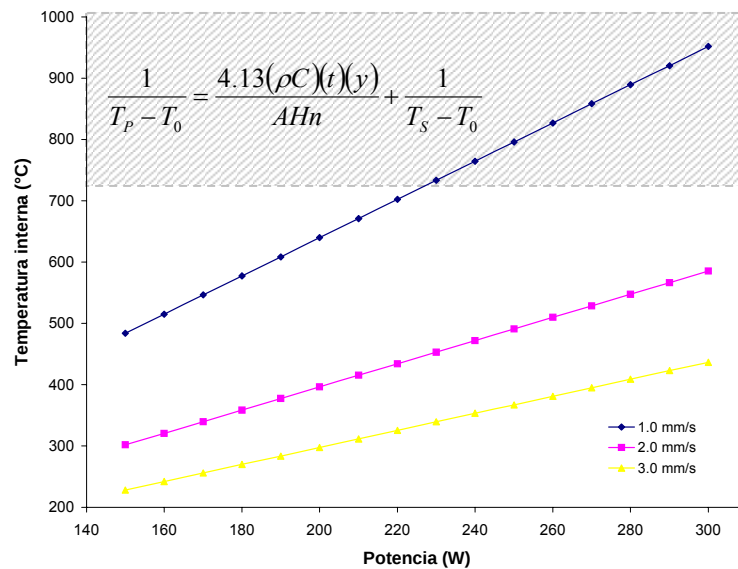


Figura 3.15. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.60 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

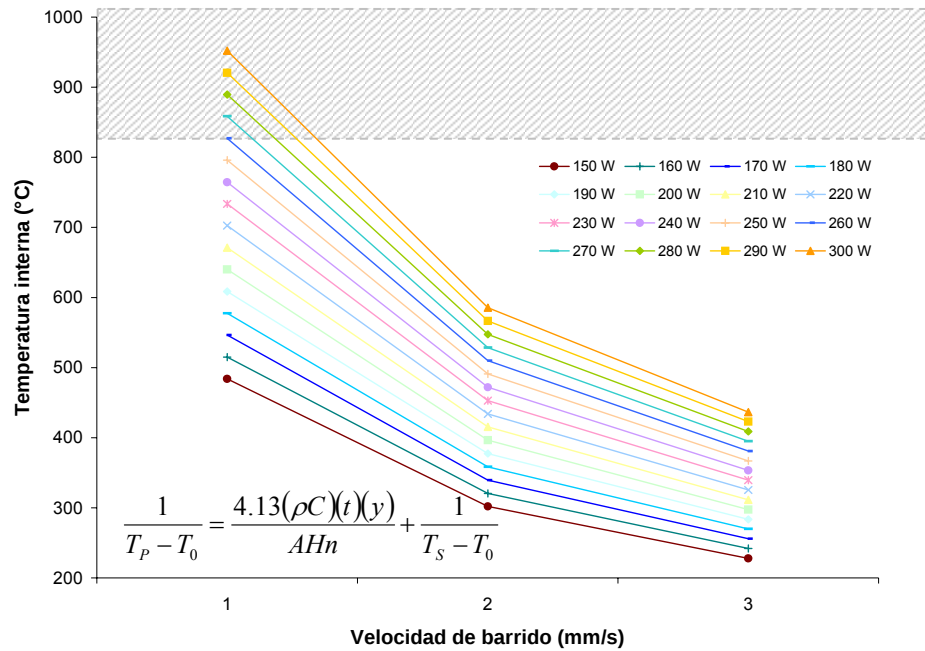


Figura 3.16. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.60 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

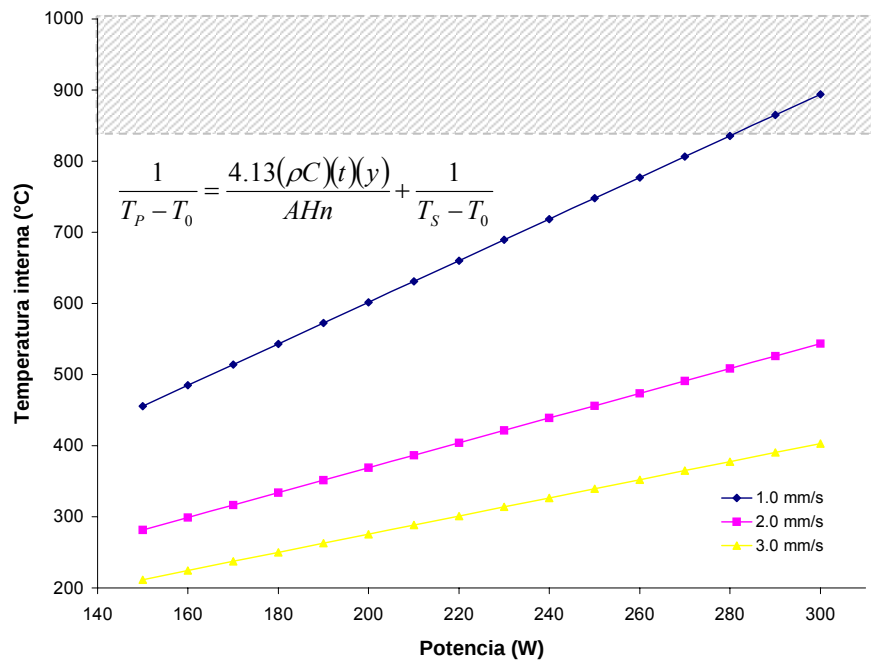


Figura 3.17. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.70 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

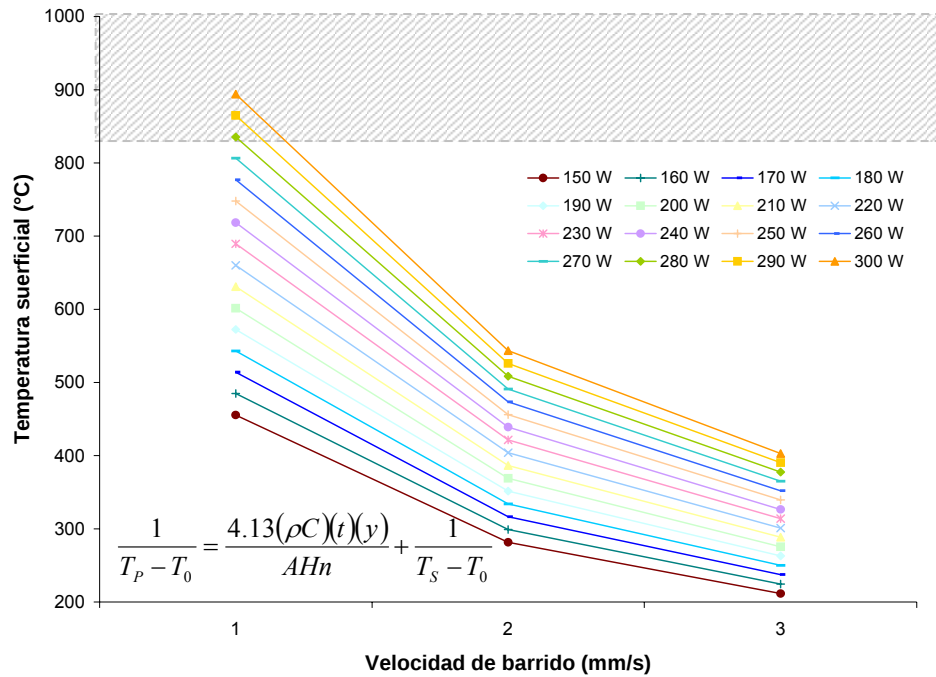


Figura 3.18. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.70 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

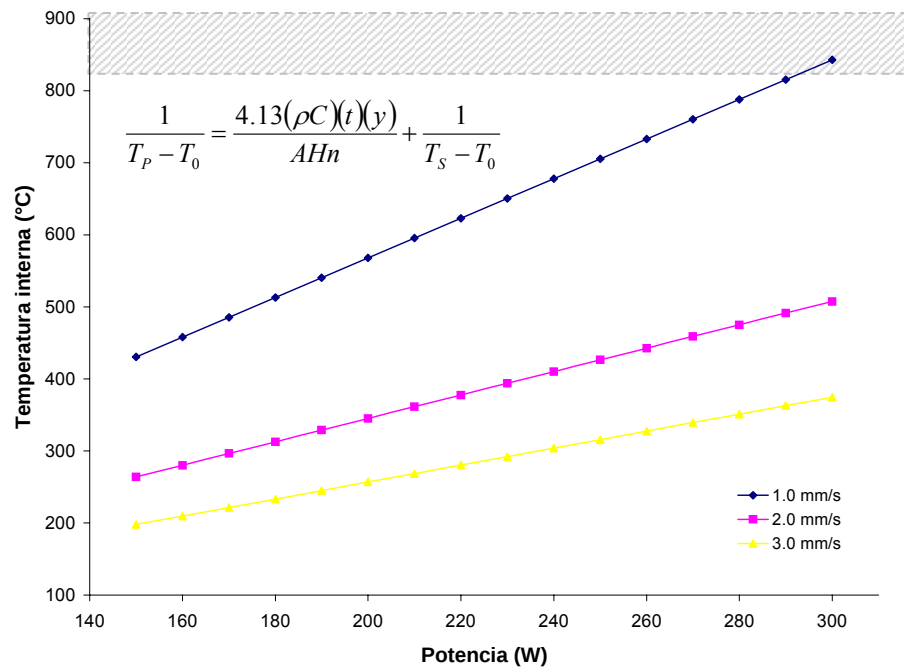


Figura 3.19. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.80 mm el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

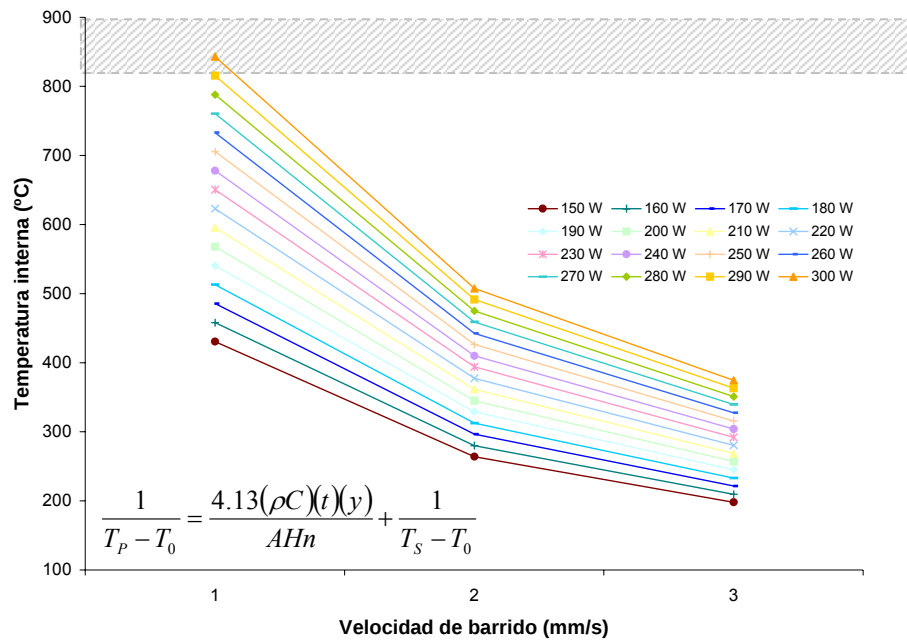


Figura 3.20. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del láser a una penetración de 0.80 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

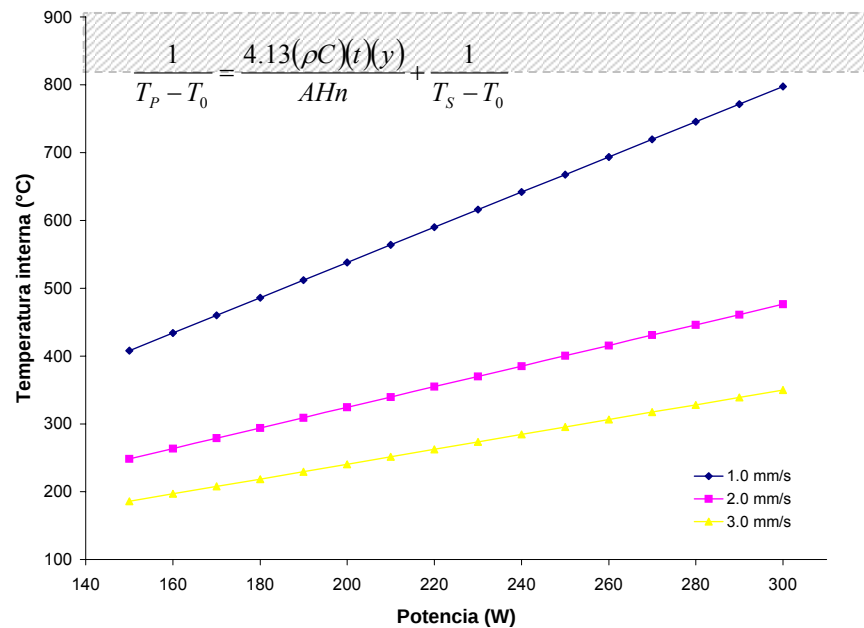


Figura 3.21. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la potencia del haz a una penetración de 0.90 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

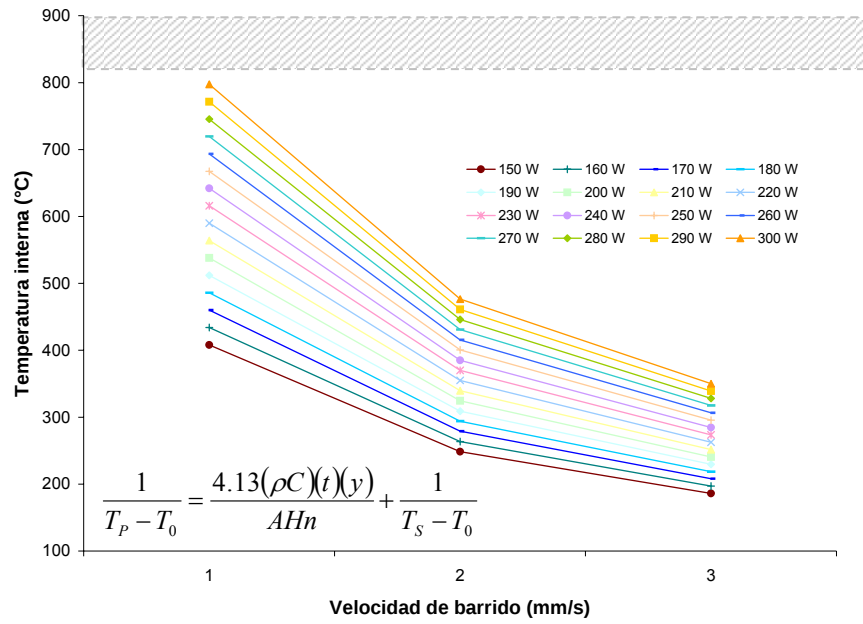


Figura 3.22. Comportamiento de la temperatura interna de la placa (T_p), con respecto a la velocidad del haz del láser a una penetración de 0.90 mm, el rectángulo achurado indica las temperaturas que están dentro del rango de austenización.

En las Figuras 3.23, 3.25, 3.27, 3.29, 3.31 y 3.33 se grafica el perfil de temperatura hacia el interior de la placa utilizando potencias específicas de 250 W, 260 W, 270 W, 280 W, 290 W y 300 W respectivamente, utilizando una velocidad de 1 mm/s, ya que como los resultados anteriores muestran, al utilizar esta velocidad, se obtuvieron temperaturas de austenización (845°C – 1450°C), tanto de temperatura superficial como de temperatura interna, factor que es de vital importancia para obtener una transformación martensítica, objetivo específico de este trabajo de investigación.

En las Figuras. 3.24, 3.26, 3.28, 3.30, 3.32 y 3.34, se muestra esquemáticamente la sección transversal de la placa, indicando la distribución de temperatura hacia el interior de la misma, con lecturas a 0.1 mm de separación a partir de la superficie hacia el interior, hasta alcanzar una penetración de 1.3 mm, resaltando en el recuadro rojo las temperaturas superiores a 845°C y menores a 1450°C , rango que corresponde a la temperatura de austenización para el acero AISI-1045 de acuerdo al diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C.

En estas Figuras se pueden observar, por medio de las temperaturas obtenidas, las estructuras que se espera que estén presentes, al enfriarse repentinamente la placa tratada. Además se observa claramente que al utilizar mayor potencia, la zona de la fase de austenita se incrementa.

Estas Figuras se elaboraron con los cálculos realizados en la primera aproximación teórica, y sirven para pronosticar las microestructuras desarrolladas en función de la temperatura obtenida por la interacción del haz con la superficie de la placa tratada. En ellas se comprueba que a medida que se aplica mayor potencia al láser, la densidad de energía del haz se incrementa, por lo tanto el espesor la temperatura de austenización se logra a mayores profundidades.

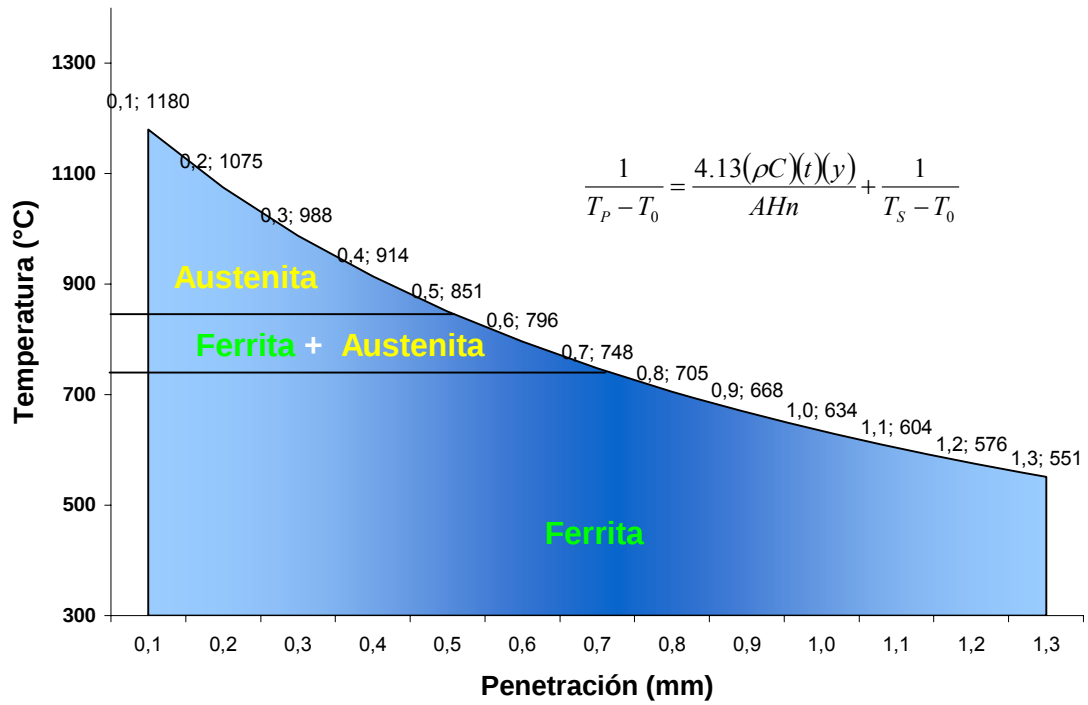


Figura 3.23. Perfil de temperatura interna de la placa (T_p), utilizando una potencia de 250 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

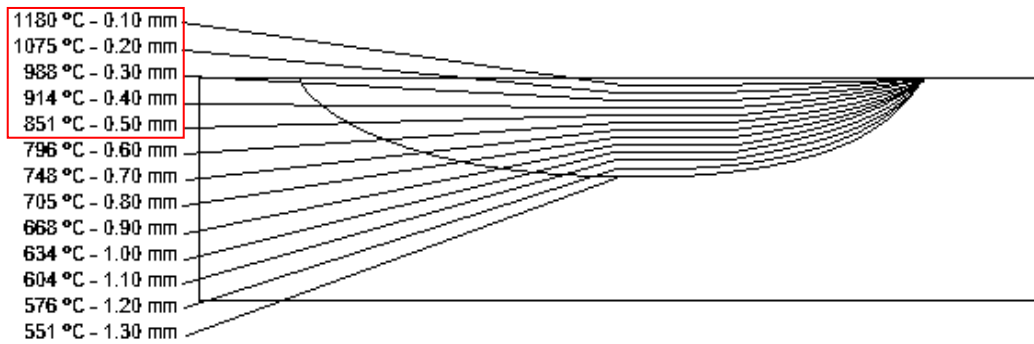


Figura 3.24. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 250 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

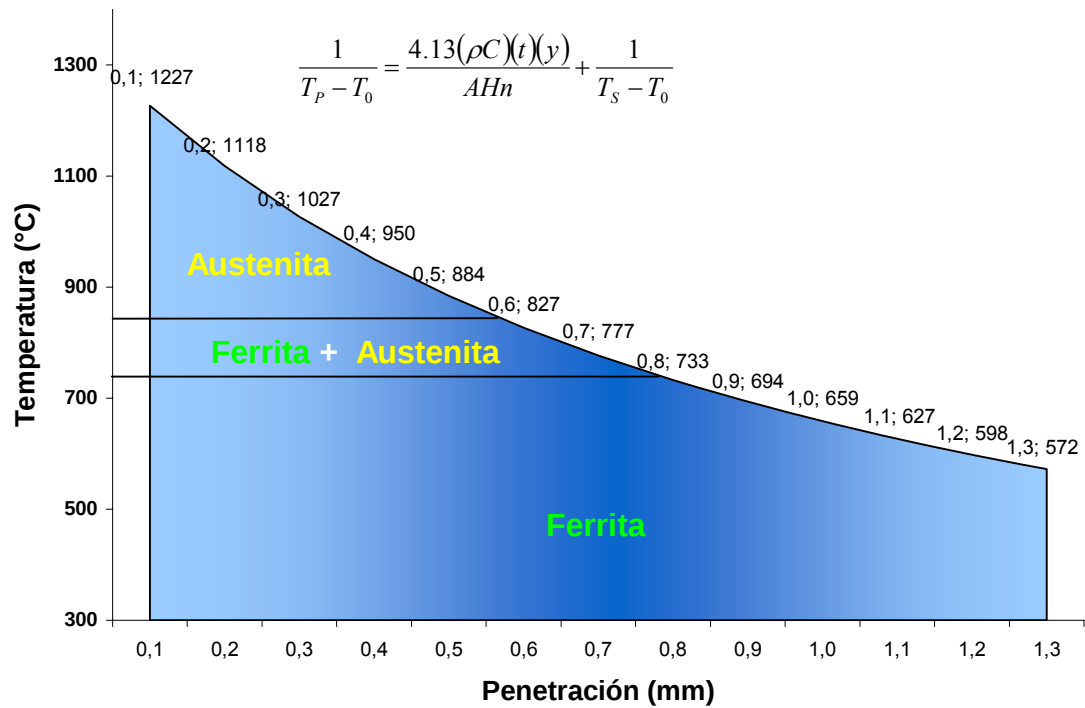


Figura 3.25. Perfil de temperatura interna de la placa (T_p), utilizando una potencia de 260 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

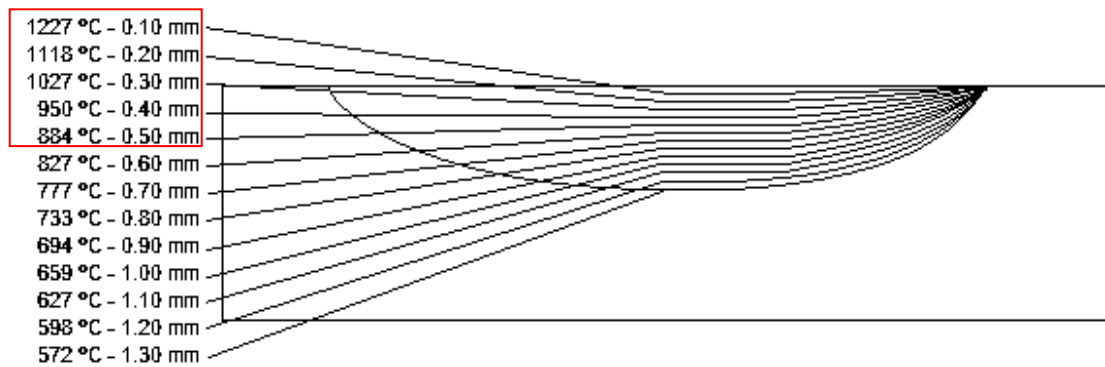


Figura 3.26. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 260 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

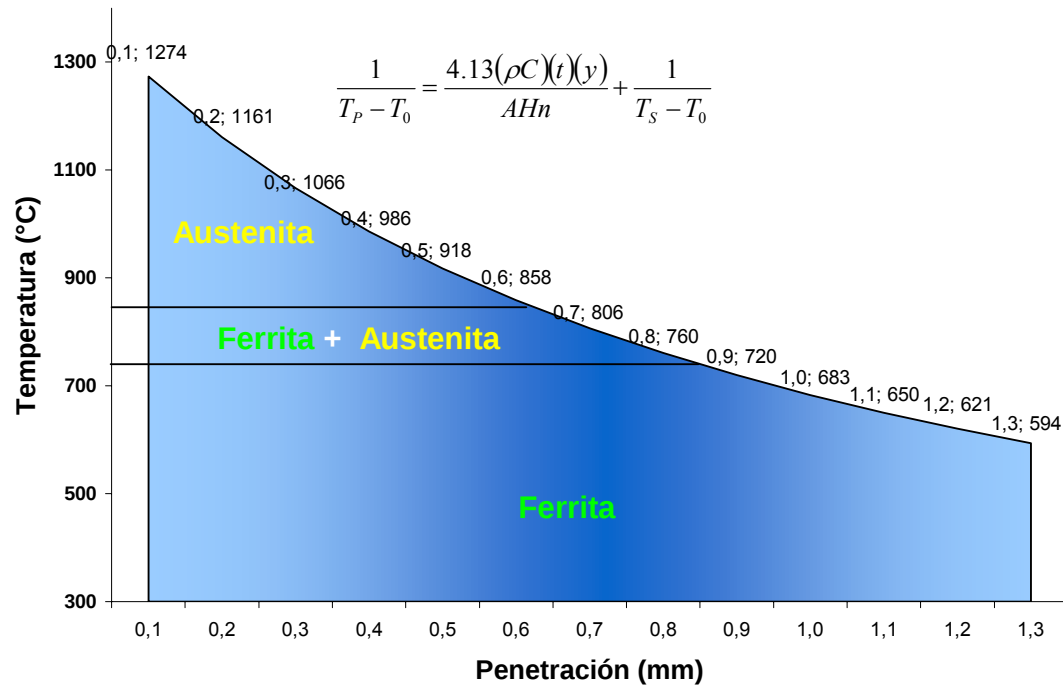


Figura 3.27. Perfil de temperatura interna de la placa (T_p), utilizando una potencia de 270 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

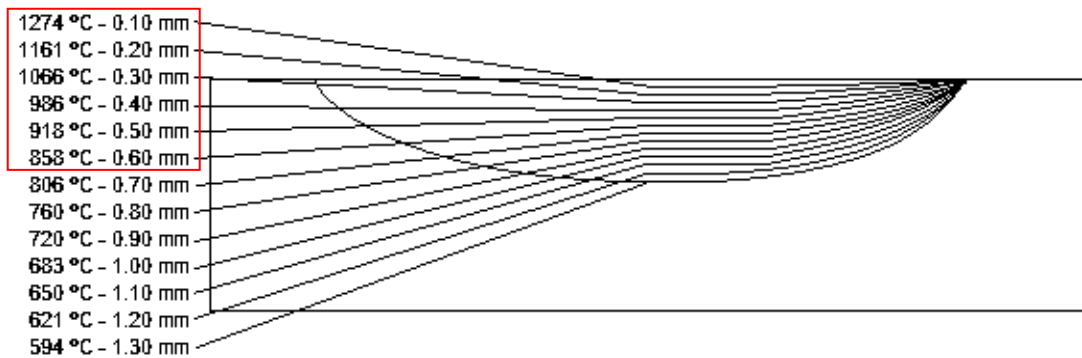


Figura 3.28. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 270 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

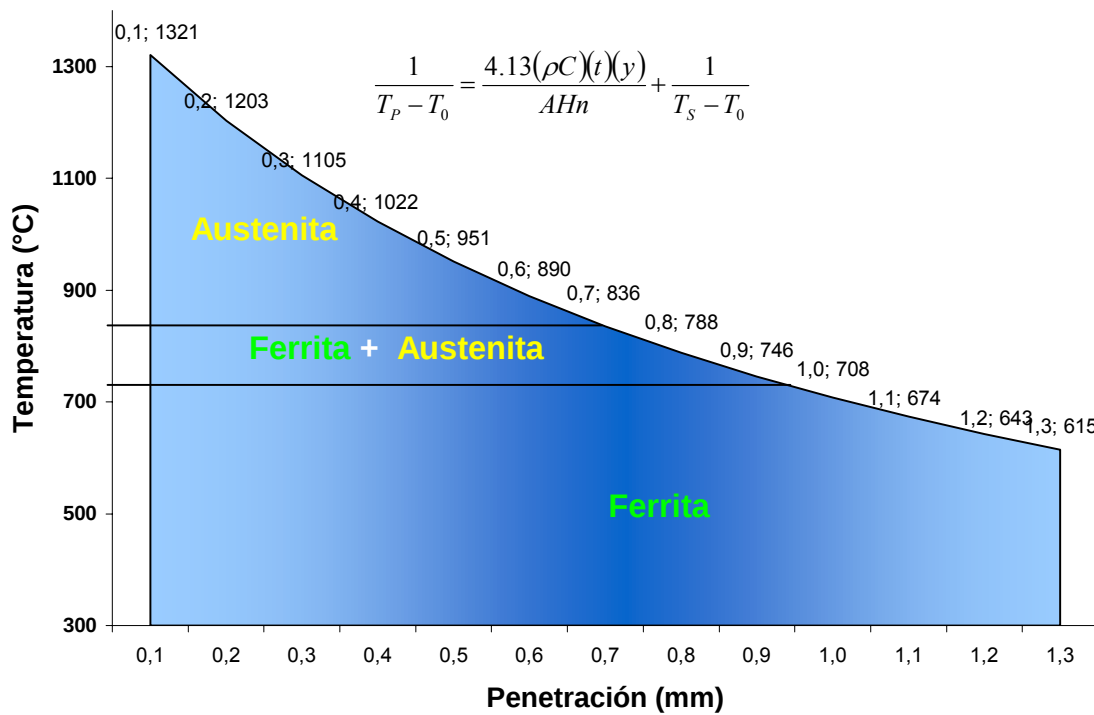


Figura 3.29. Perfil de temperatura interna de la placa (Tp), utilizando una potencia de 280 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

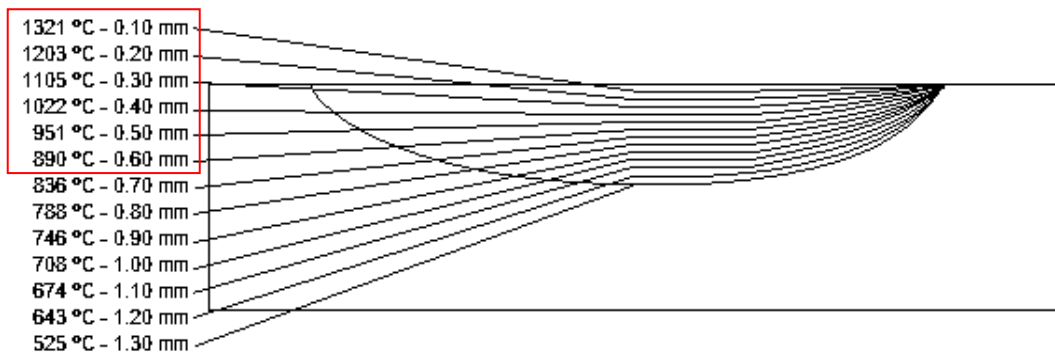


Fig. 3.30. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 280 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

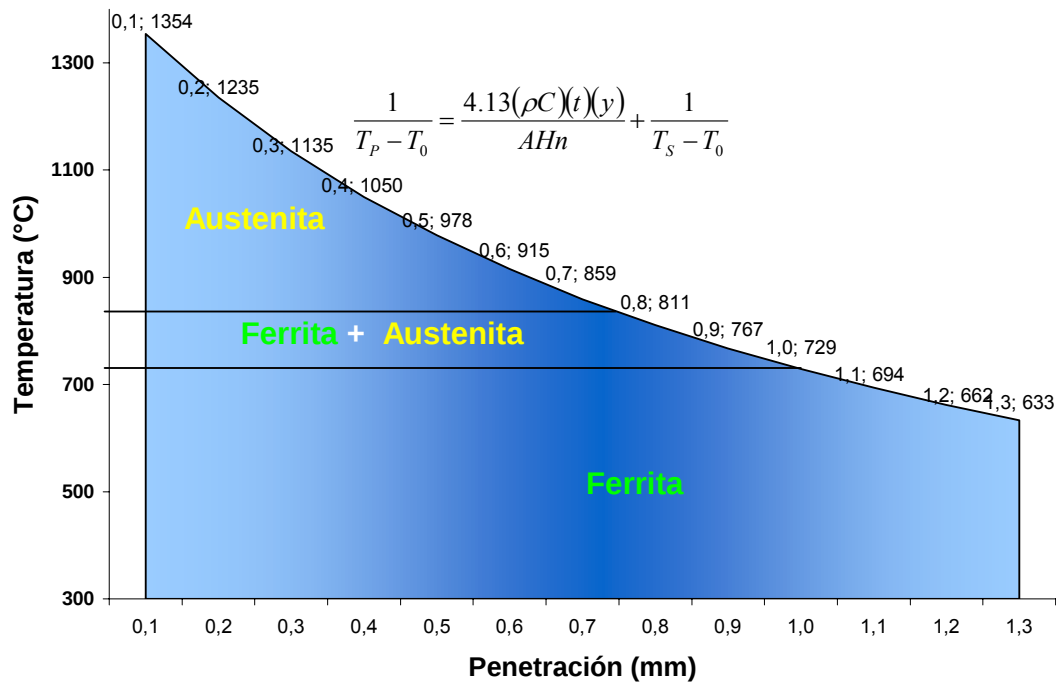


Figura 3.31. Perfil de temperatura interna de la placa (T_p), utilizando una potencia de 290 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

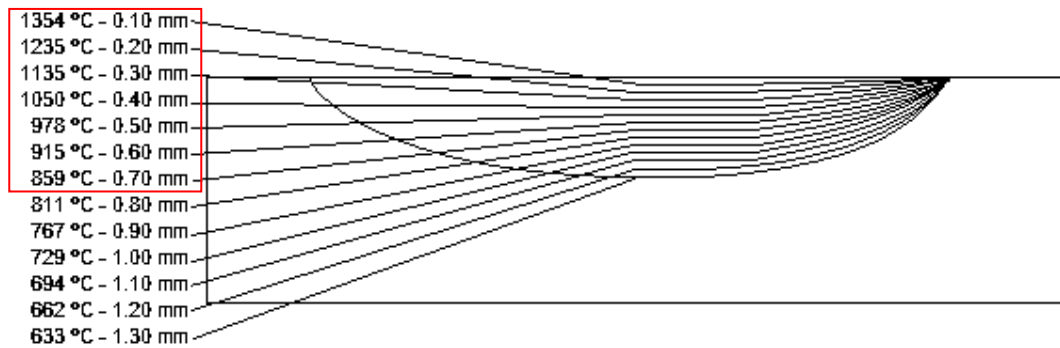


Figura 3.32. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 290 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

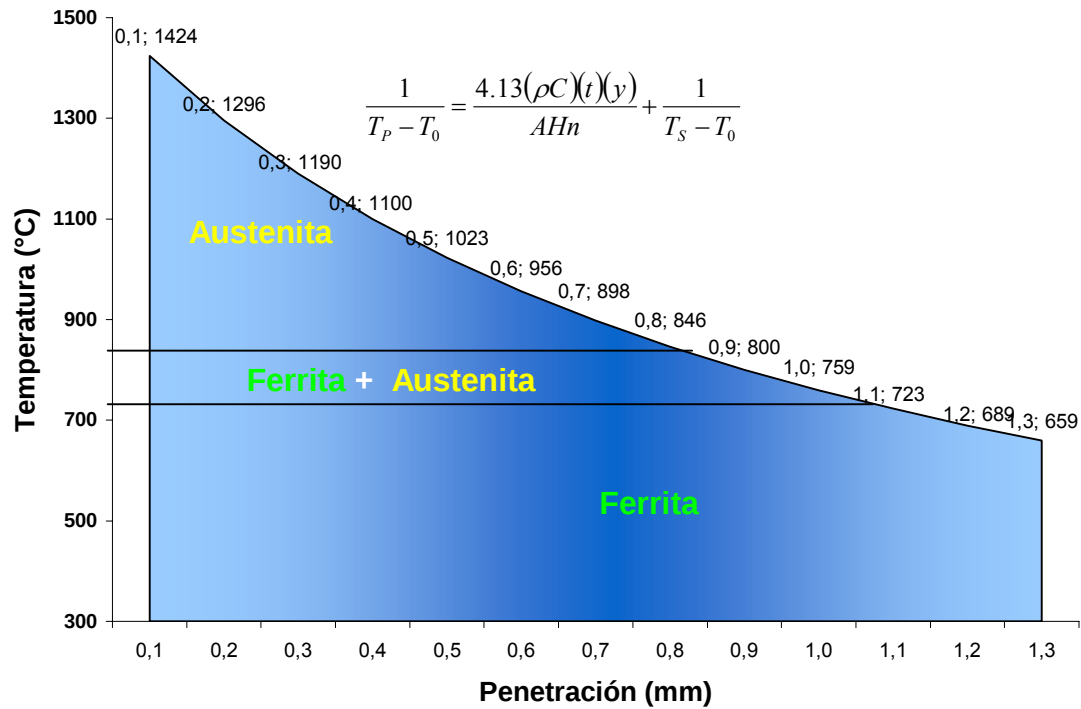


Figura 3.33. Perfil de temperatura interna de la placa (T_p), utilizando una potencia de 300 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

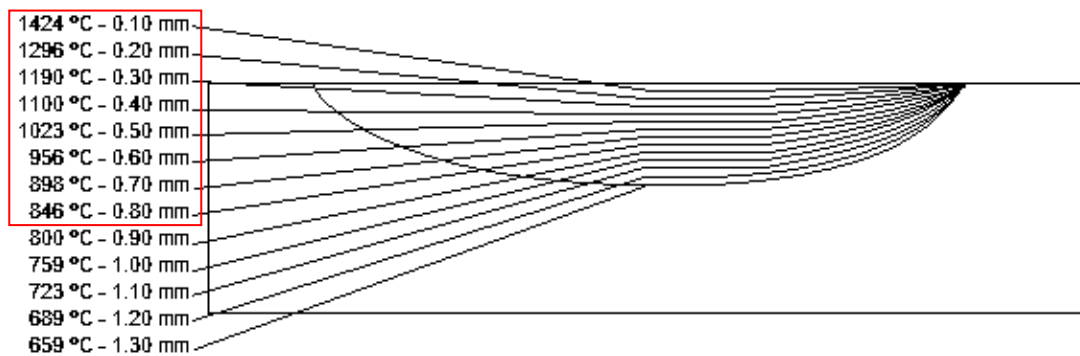


Figura 3.34. Penetración de la temperatura de austenización, utilizando una potencia de 300 W, hasta una penetración de 1.3 mm.

3.2.3 Pronóstico de la velocidad de enfriamiento

La Figura 3.35 muestra el diagrama característico CCT (Continuous cooling transformation) del acero AISI-1045, la curva de enfriamiento que pasa rozando la nariz de la curva del diagrama CCT (indicada por una línea roja), es la curva de enfriamiento que corresponde a la velocidad crítica de enfriamiento del acero AISI-1045, la cual indica cual es la velocidad mínima de enfriamiento que se requiere para obtener una transformación martensítica en el acero AISI-1045, como se puede observar en la Figura este valor corresponde a $93\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Mas sin embargo la forma correcta de determinar la velocidad crítica de enfriamiento es de acuerdo la Ecuación 4.1 del anexo 4. Con la que se obtiene una velocidad crítica de enfriamiento de $50.1985\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. El resultado que se obtiene con el método del anexo 4 es diferente al obtenido con el diagrama CCT, debido a que el método del anexo 4 involucra la composición química exacta del acero AISI-1045 de la Tabla 3.1, y el diagrama CCT es una aproximación, sin embargo al observar la diferencia entre los dos resultados, se observa que la velocidad crítica de enfriamiento obtenida mediante el diagrama CCT es mayor que la obtenida con el método del anexo 4, por lo que es confiable utilizar la velocidad crítica de enfriamiento obtenida del diagrama CCT.

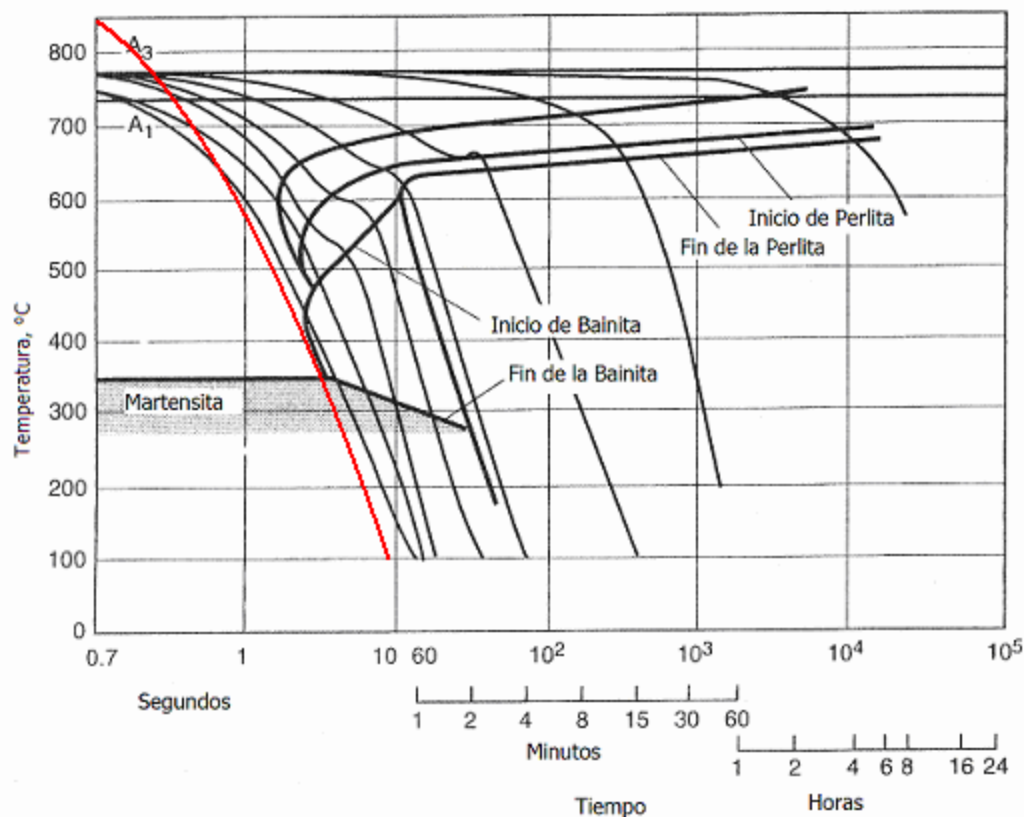


Figura 3.35. V_{cr} (curva roja) del acero AISI-SAE 1045 [22].

La primera aproximación de la velocidad de enfriamiento de la placa tratada, se determino con el modelo de Ashby y Easterling, utilizando los valores de temperatura superficial y temperatura interna obtenidos previamente con el modelo de Adams (temperatura interna).

En la Tabla 5.1 del anexo 5 se reportan los valores de la velocidad de enfriamiento, obtenidos con el modelo de Ashby y Easterling, para las diferentes velocidades de barrido del láser, a una penetración de 0.10 mm. En la Figura 3.36 se grafican los valores de la velocidad de enfriamiento obtenidos con respecto a la potencia, variando la potencia y manteniendo constante la velocidad de barrido del láser, a una penetración de 0.10 mm, en esta Figura se observa que la aumentar la potencia, la velocidad de enfriamiento es mayor, esto se debe a que al presentarse temperaturas mayores la diferencia de temperaturas con la del medio ambiente es mayor por lo tanto la velocidad de enfriamiento aumenta.

En la Figura 3.37 se grafican los valores de de la velocidad de enfriamiento con respecto a la velocidad de barrido del láser, variando la velocidad de barrido del láser y manteniendo constante la potencia, donde se observa que al aumentar la velocidad de barrido del láser la velocidad de enfriamiento disminuye.

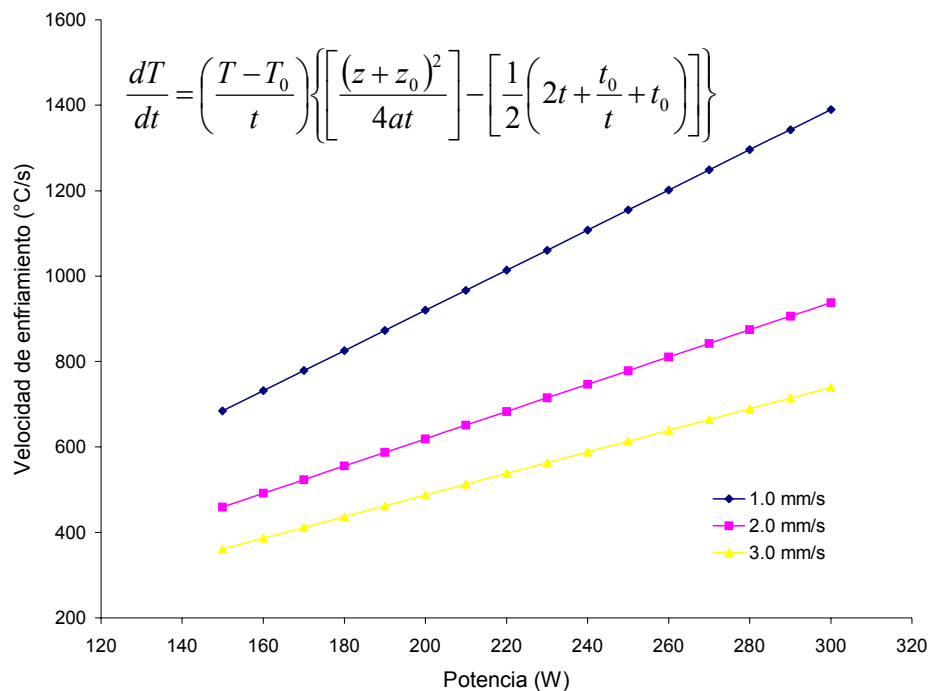


Figura 3.36. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.10 mm.

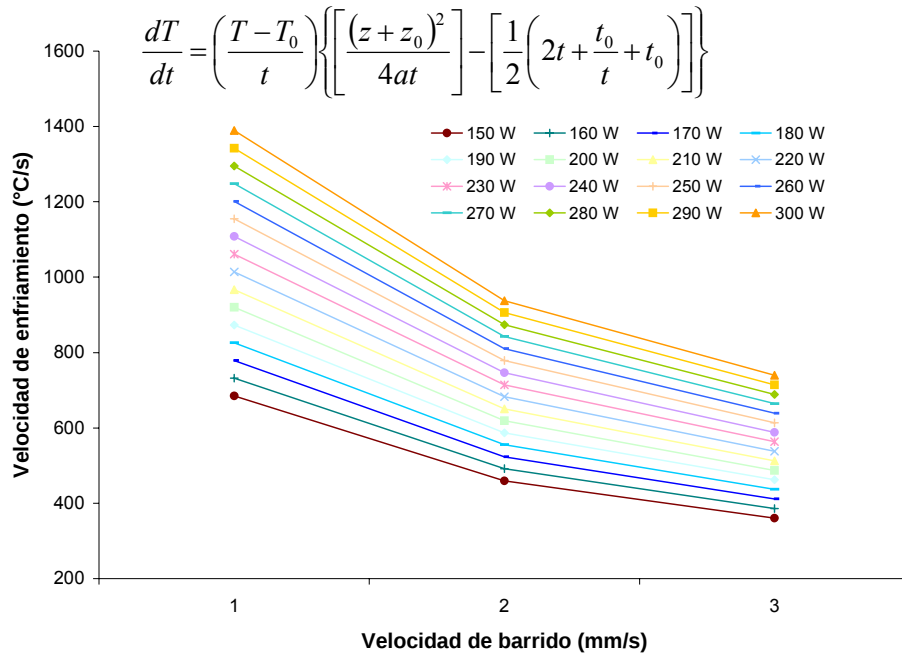


Figura 3.37. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.10 mm.

En las Figuras 3.38, 3.40, 3.42, 3.44, 3.46, 3.48, 3.50 y 3.52, se grafican las velocidades de enfriamiento con respecto a la potencia, manteniendo la velocidad de barrido del láser constante y variando la potencia, de la misma manera que en la Figura 3.36, con penetraciones de 0.20 mm, 0.30 mm, 0.40 mm, 0.50 mm, 0.60 mm, 0.70 mm, 0.80 mm y 0.90 mm, respectivamente (anexo 5), se puede observar que al aumentar la potencia, la velocidad de enfriamiento es mayor, y además, se observa en estas figuras que entre mayor es la penetración, la velocidad de enfriamiento es menor, considerando que la temperatura interna, disminuye con la penetración como ya se vio anteriormente, tenemos un enfriamiento más rápido.

En las Figuras 3.39, 3.41, 3.43, 3.45, 3.47, 3.49, 3.51 y 3.53 se grafican las velocidades de enfriamiento con respecto a la velocidad de barrido del láser, manteniendo constante la potencia y variando la velocidad de barrido del láser (anexo 5), se observa en estas Figuras que al aumentar la velocidad de barrido del láser la velocidad de enfriamiento es menor, esto se debe a que tanto la temperatura superficial como la temperatura interna de la placa son menores, por lo tanto se obtiene un enfriamiento más lento, esto se debe a que la diferencia de temperaturas con la temperatura del medio ambiente es menor.

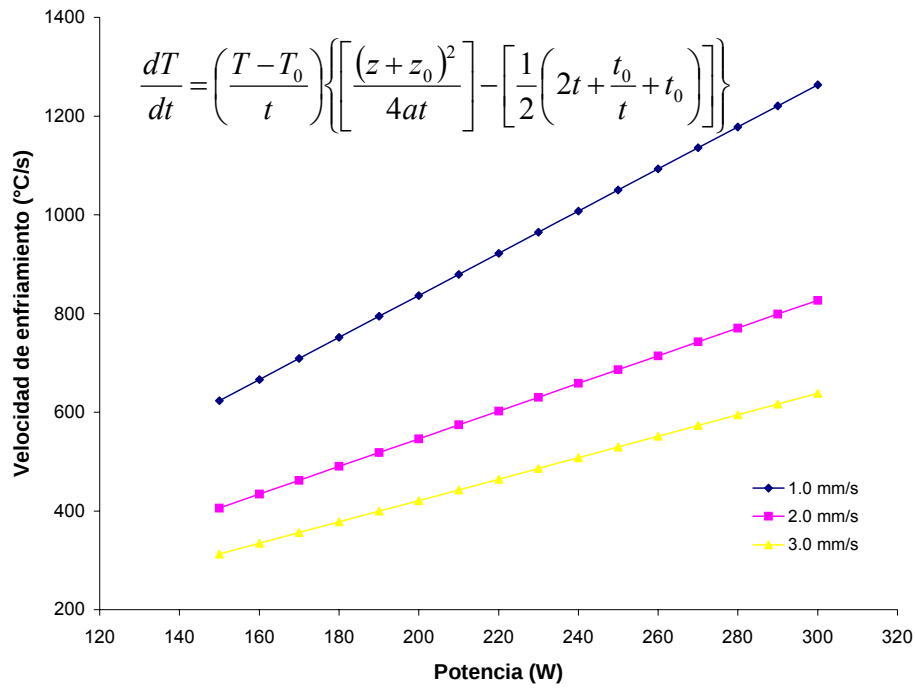


Figura 3.38. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.20 mm.

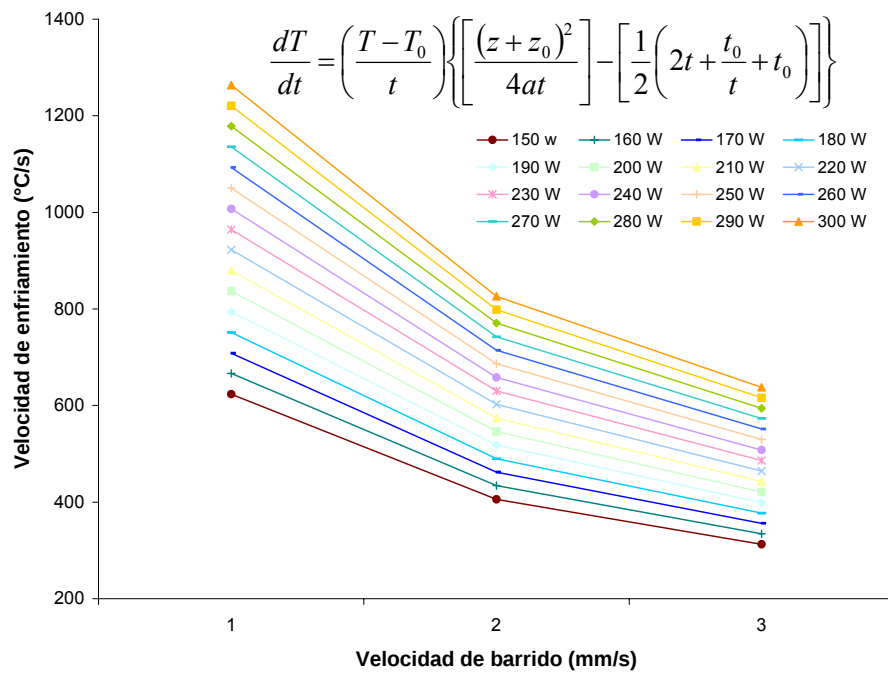


Figura 3.39. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.20 mm.

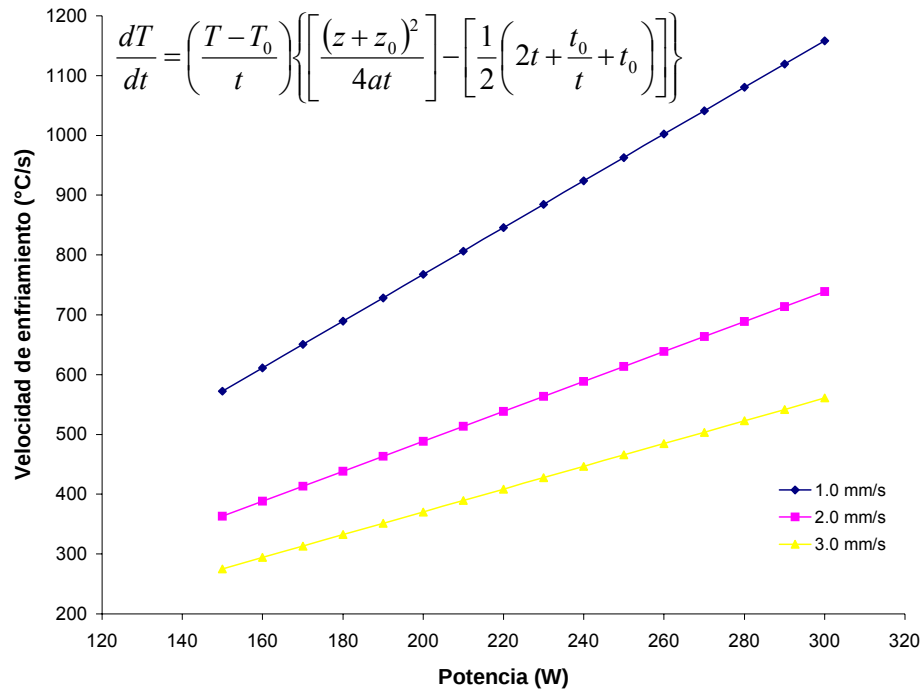


Figura 3.40. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.30 mm.

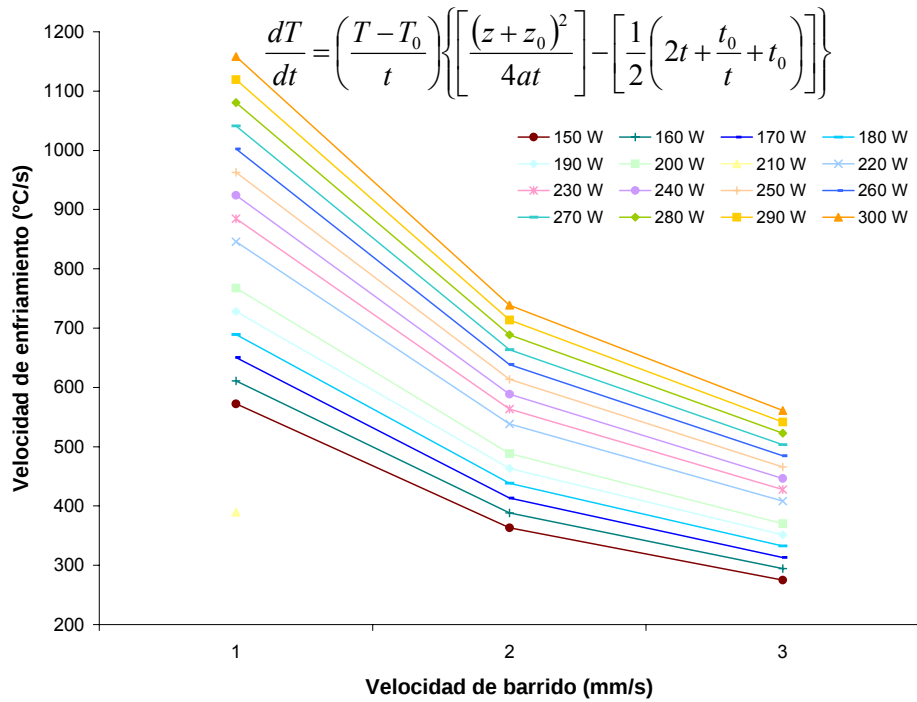


Figura 3.41. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.30 mm.

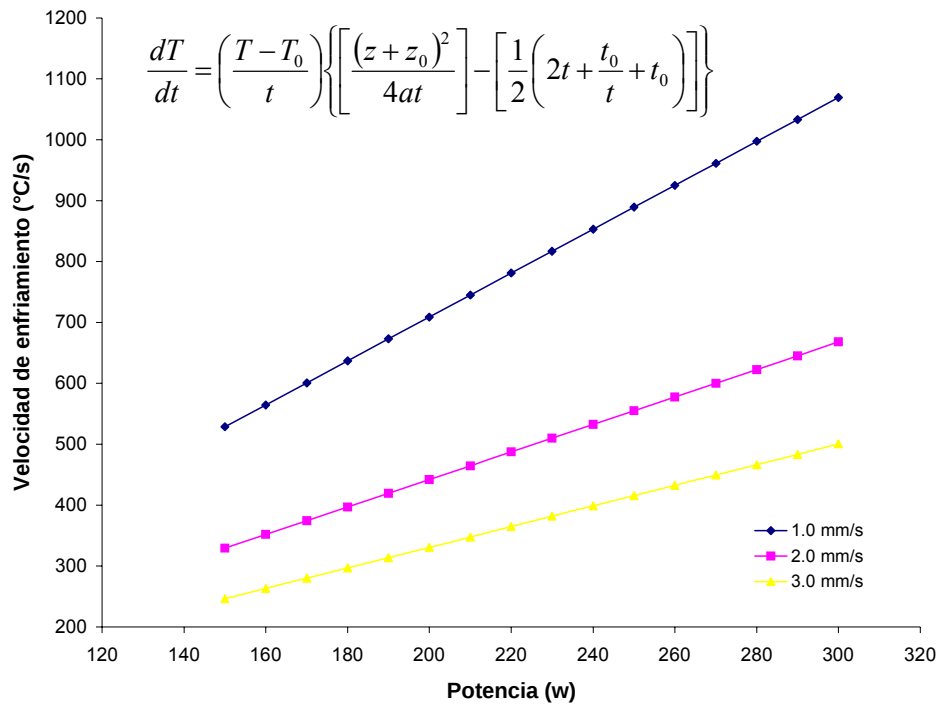


Figura 3.42. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.40 mm.

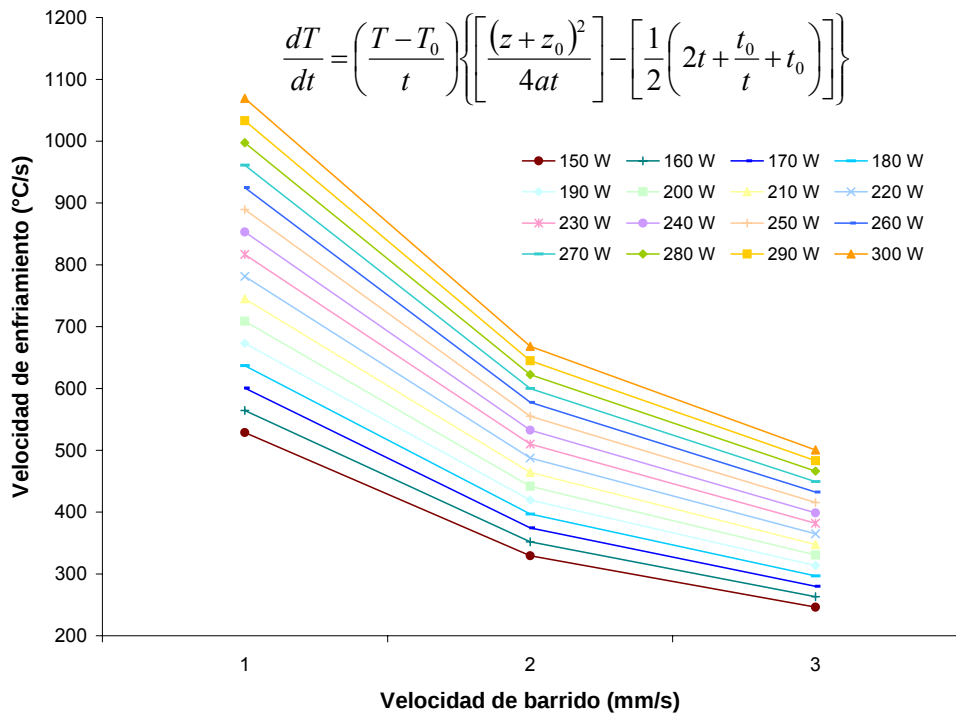


Figura 3.43. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la velocidad barrido del haz, a una penetración de 0.40 mm.

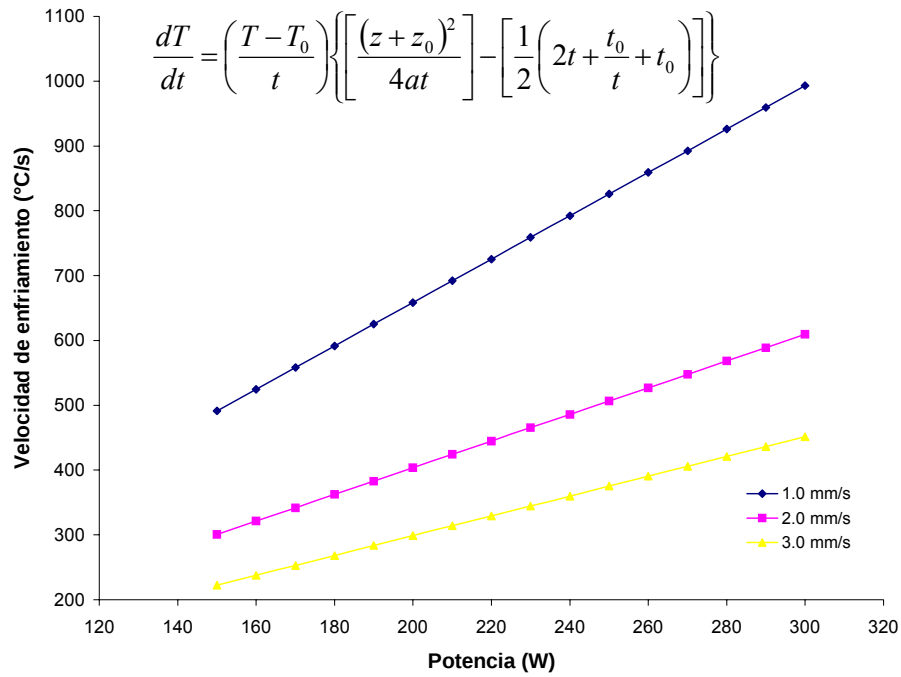


Figura 3.44. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.50 mm.

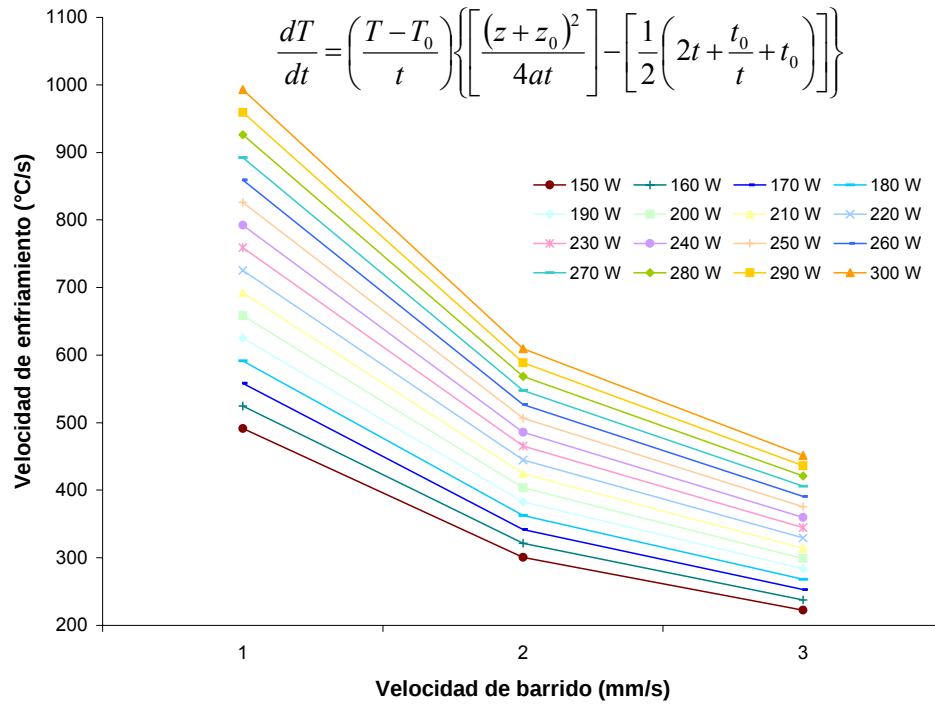


Figura 3.45. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.50 mm.

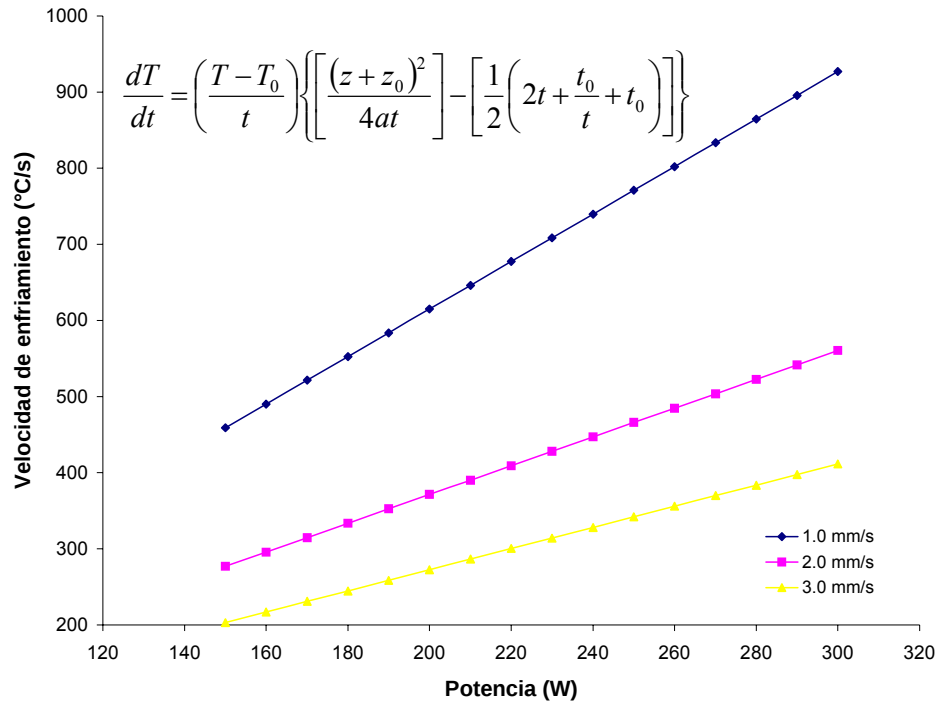


Figura 3.46. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.60 mm.

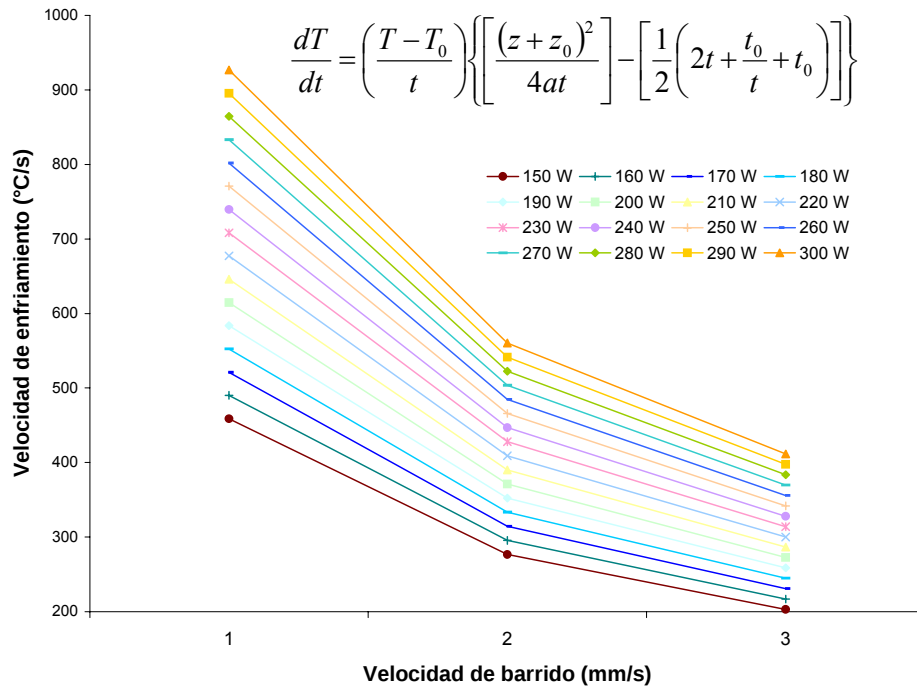


Figura 3.47. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.60 mm.

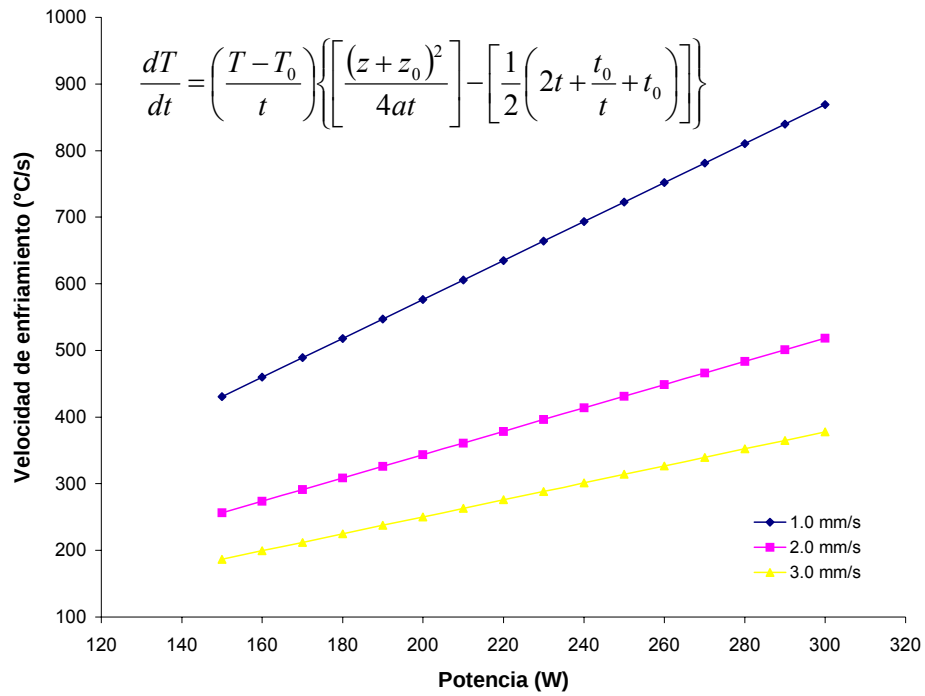


Figura 3.48. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.70 mm.

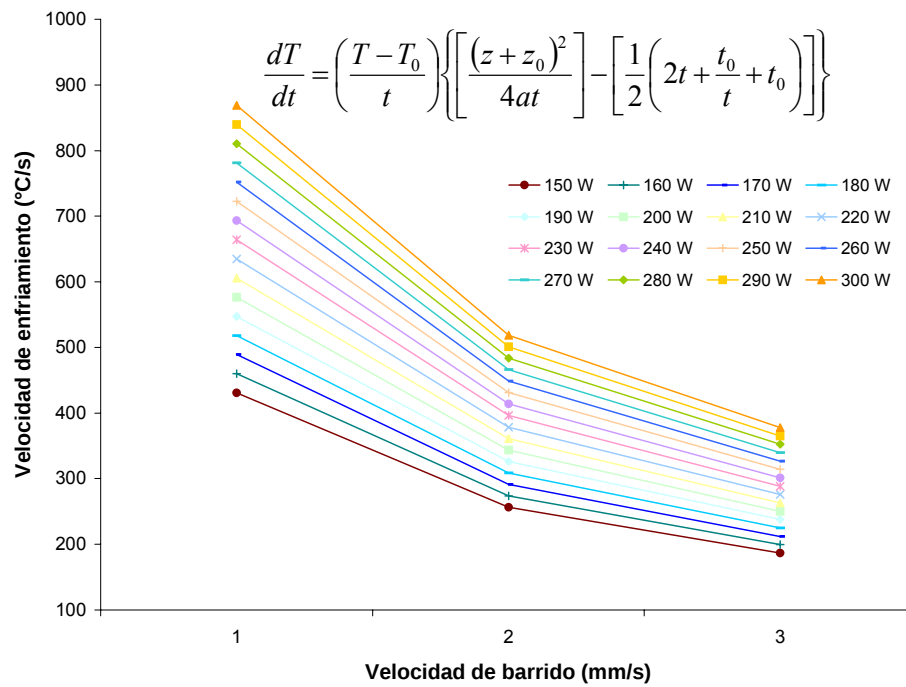


Figura 3.49. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.70 mm.

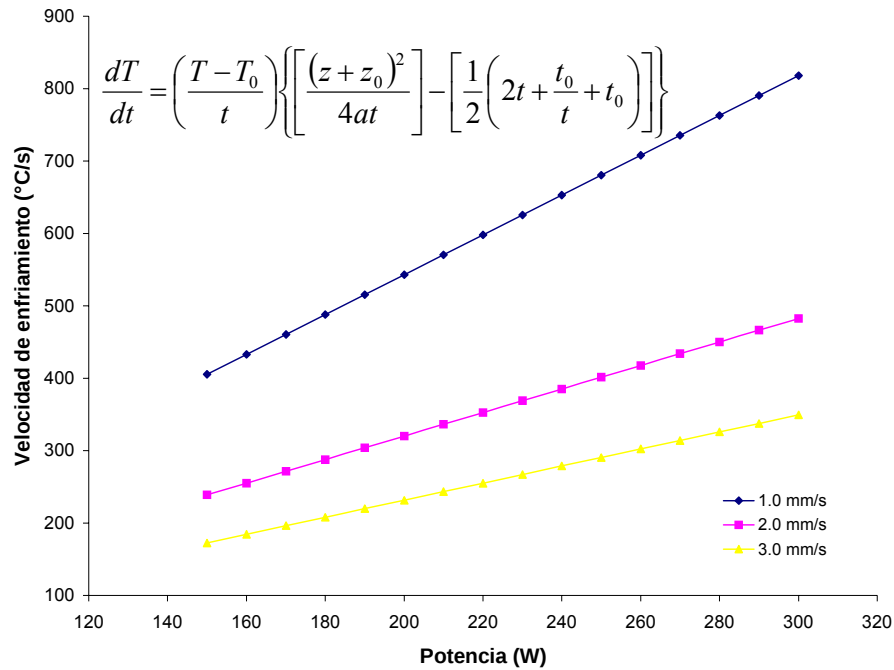


Figura 3.50. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.80 mm.

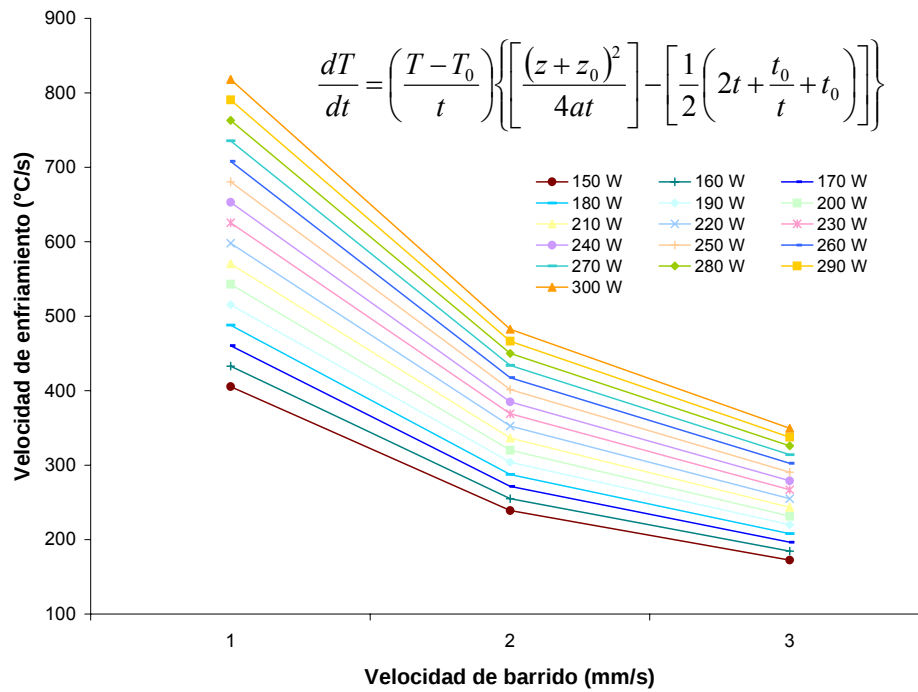


Figura 3.51. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento de la placa, con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.80 mm.

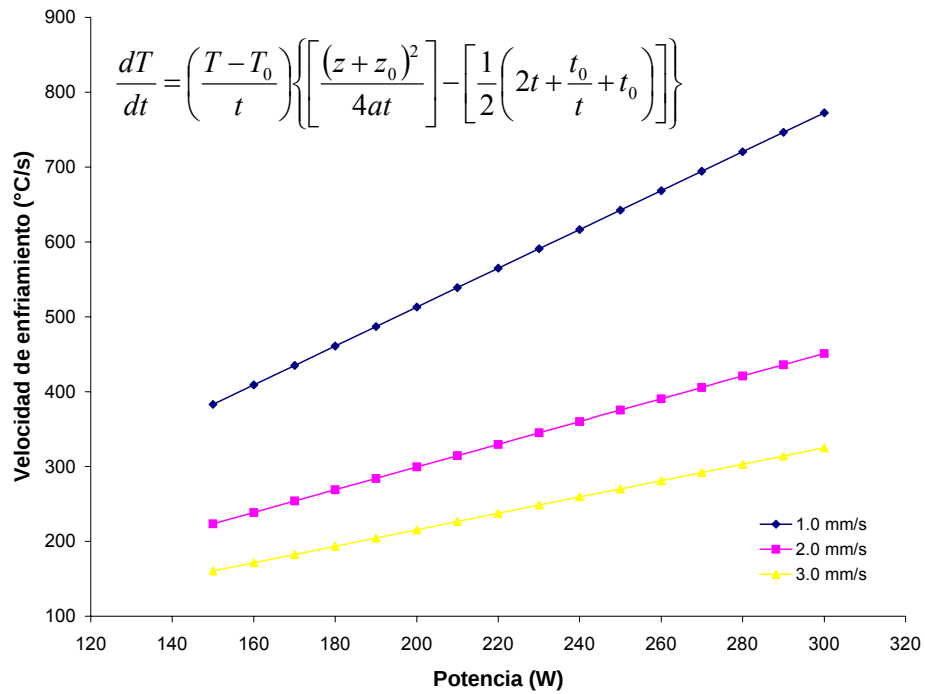


Figura 3.52. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento (dT/dt) de la placa, con respecto a la potencia del láser, a una penetración de 0.90 mm.

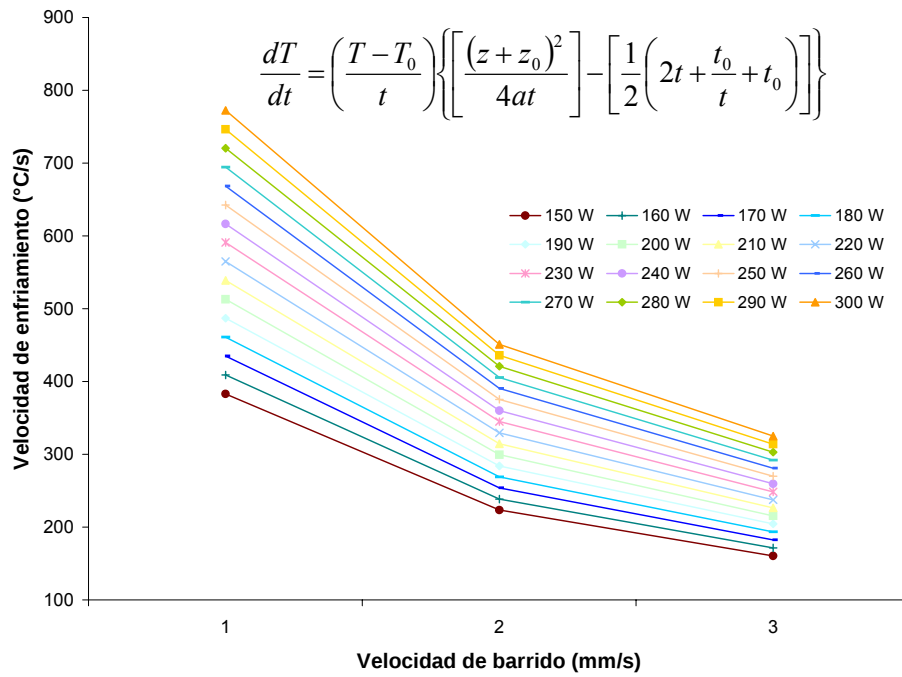


Figura 3.53. Comportamiento de la velocidad de enfriamiento de la placa (dT/dt), con respecto a la velocidad de barrido del haz, a una penetración de 0.90 mm.

3.2.4 Condiciones límite

Considerando los valores de temperatura superficial obtenidos previamente, con la aplicación del modelo de Bass, los valores de la temperatura interna obtenidos con la evaluación del modelo de Adams y los valores de la velocidad de enfriamiento obtenidos con la evaluación del modelo de Ashby y Easterling, se determinan las condiciones límite que formula la ventana de trabajo, en base al rango de temperatura de austenización para un acero AISI-1045, y tomando en cuenta que la temperatura superficial no debe llegar a la temperatura de fusión.

En la Figura 3.54, se grafican los valores de la temperatura superficial calculados con una velocidad de 1 mm/s y un rango de potencias de 100–300 W, ya que de los valores reportados en los resultados de las evaluaciones de los modelos teóricos, es el único que cubre por completo el rango de temperaturas, donde existe la fase austenítica para el acero AISI-SAE 1045.

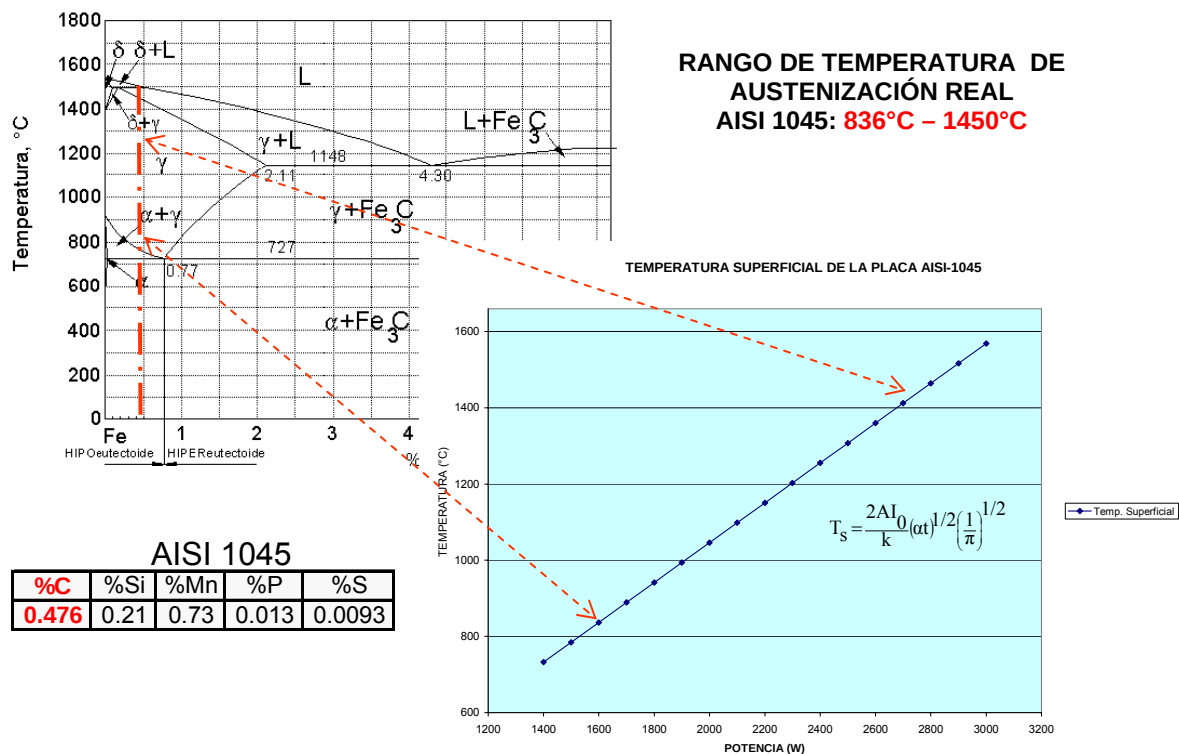


Figura 3.54. Condiciones límite para el tratamiento térmico de las placas de acero AISI-1045.

3.2.5 Rango de valores para potencia y velocidad de barrido

De acuerdo a la Tabla 3.2 del anexo 3 y a las Figuras 3.23, 3.25, 3.27, 3.29, 3.31 y 3.33 donde se grafica el perfil de temperatura interna de la placa con respecto a la penetración, utilizando potencias específicas de 250 W, 260 W, 270 W, 280 W, 290 W y 300 W respectivamente, con una velocidad de 1 mm/s, se obtuvieron los valores mas altos para la temperatura superficial como para la temperatura interna de la placa templada.

En la Tabla 3.2 del anexo 3 donde se reportan los valores de temperatura superficial, se observa que al utilizar las potencias de 290 W y 300 W, la temperatura superficial esta sobre los 1500 °C, temperatura muy cercana a la temperatura de fusión, es por esta razón que estas condiciones de potencia y velocidad de barrido del láser no son adecuadas para el tratamiento además de que a temperaturas mayores a 1250 °C el tamaño de grano austenítico es demasiado grande para poder producir una microestructura martensítica uniforme, por otro lado los valores de temperatura superficial y temperatura interna para las potencias menores a 250W, alcanzan muy poca penetración (por debajo de 0.7 mm), por lo que no es conveniente tomar en cuenta estos valores dentro del rango de valores de potencia y velocidad adecuados para realizar el tratamiento.

De acuerdo a lo anterior se selecciona el rango de potencia de **250 W a 280 W**, ya que en este rango, la penetración de la temperatura es mayor o bien de acuerdo las Figuras 3.23, 3.25, 3.27, 3.29, 3.31 y 3.33, la zona de la temperatura de austenización es mayor, lo que indica que la zona afectada por el calor es mas grande, por lo tanto con estas condiciones de potencia y velocidad se espera obtener una mayor capa de austenita.

3.3 Segunda aproximación: simulación con DEFORM 3D-HT

3.3.1 Simulación grafica

La modelación grafica con el software DEFORM 3D-HT, se realizo con las condiciones de potencia y velocidad de barrido del haz obtenidas previamente, con los modelos teóricos, en base a los resultados reportados en la tabla 3.2 y las Figuras 3.23 a 3.34. Se considera que las condiciones de potencia y velocidad de desplazamiento del haz adecuados para realizar la simulación grafica, son de 280 W con una velocidad de desplazamiento de 1

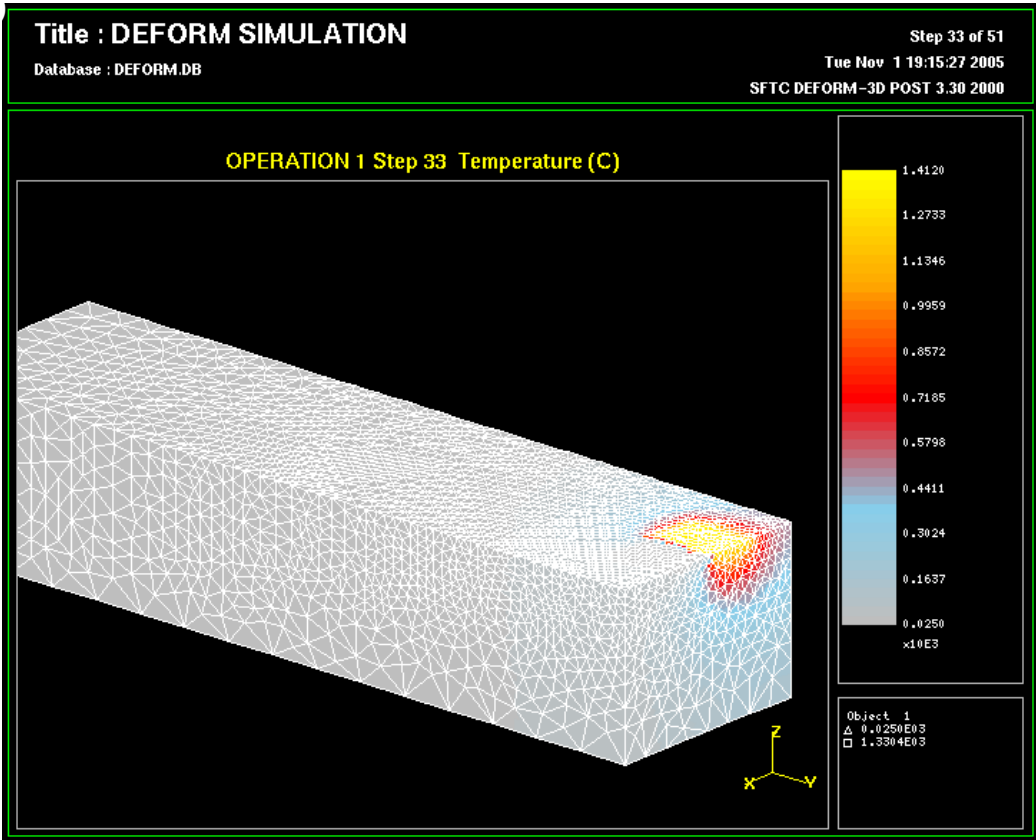
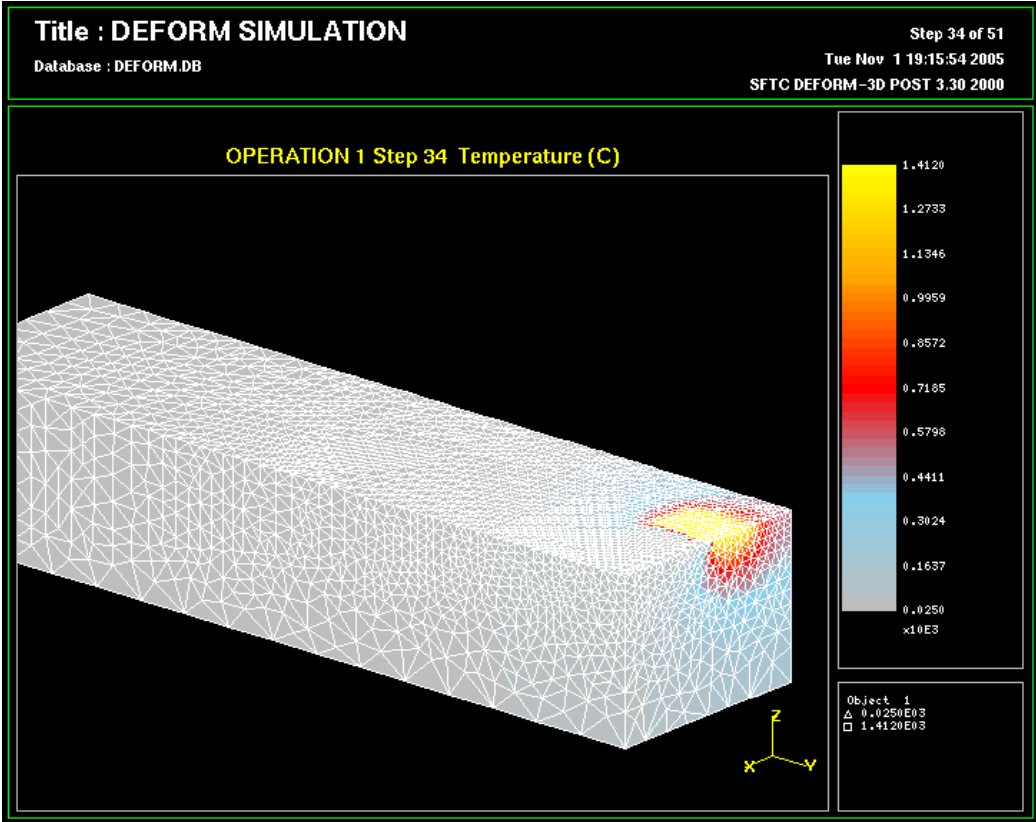
mm/s, ya que al utilizar estas condiciones en los modelos teóricos, se obtuvieron temperaturas superficiales y temperaturas internas dentro del rango de las condiciones límite (836-1450°C), sin llegar a la temperatura de fusión, o bien al utilizar estas condiciones el espesor de la capa austenizada es mayor.

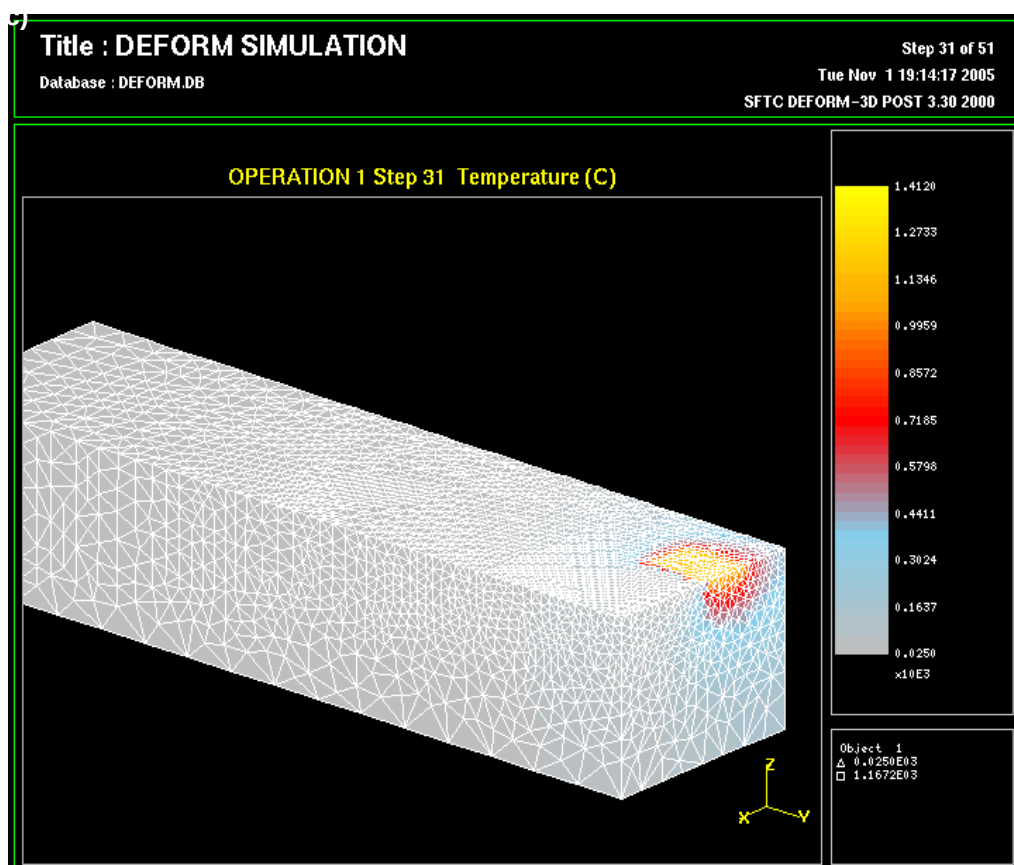
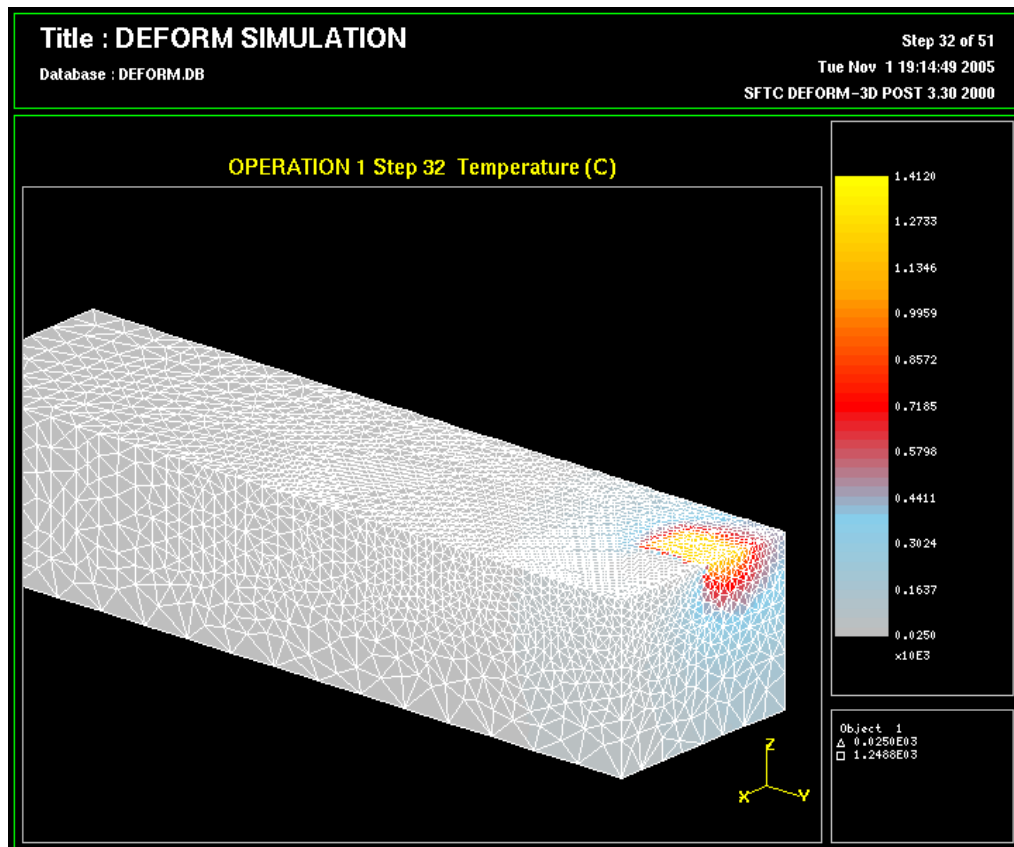
En la Figura 3.55 se muestra la simulación gráfica del tratamiento de temple superficial mediante láser. En esta figura se puede observar, la respuesta que tiene el acero AISI-1045 en el momento en que el haz del láser interactúa con la superficie de la placa tratada.

En la Figura 3.55 (a) se muestra la temperatura máxima alcanzada por la placa tratada, tomando en cuenta que el espesor de la placa es de 5 mm. Se puede observar que de acuerdo a la escala de temperatura ubicada a la derecha el espesor de la capa que alcanza la temperatura de austenización es aproximadamente de 1 mm, lo cual indica que se puede obtener una capa templada de 1 mm de espesor aproximadamente. En la Figura 3.55 (b), (c), (d), (e) y (f) se muestra el progreso de la etapa del enfriamiento a partir de que el haz del láser deja de interactuar con la placa.

En la Figura 3.56 se muestra el perfil de temperaturas de la placa, con respecto del tiempo, a diferentes penetraciones para la simulación gráfica, donde se puede observar que a una penetración de aproximadamente 0.80 mm, es donde se alcanza la temperatura de austenización durante el temple superficial con láser, por lo que es hasta esta profundidad a la que se espera la formación de la microestructura martensítica, estos resultados se aproximan bastante a los resultados de la Figura 3.29, reportados en la primera aproximación.

Además del perfil de temperatura, en la Figura 3.56 se puede apreciar la velocidad de enfriamiento, se observa la caída de la temperatura en 1 s aproximadamente, hasta una temperatura de 400 °C, con lo que se garantiza una transformación martensítica en base al diagrama CCT de la Figura 3.35.





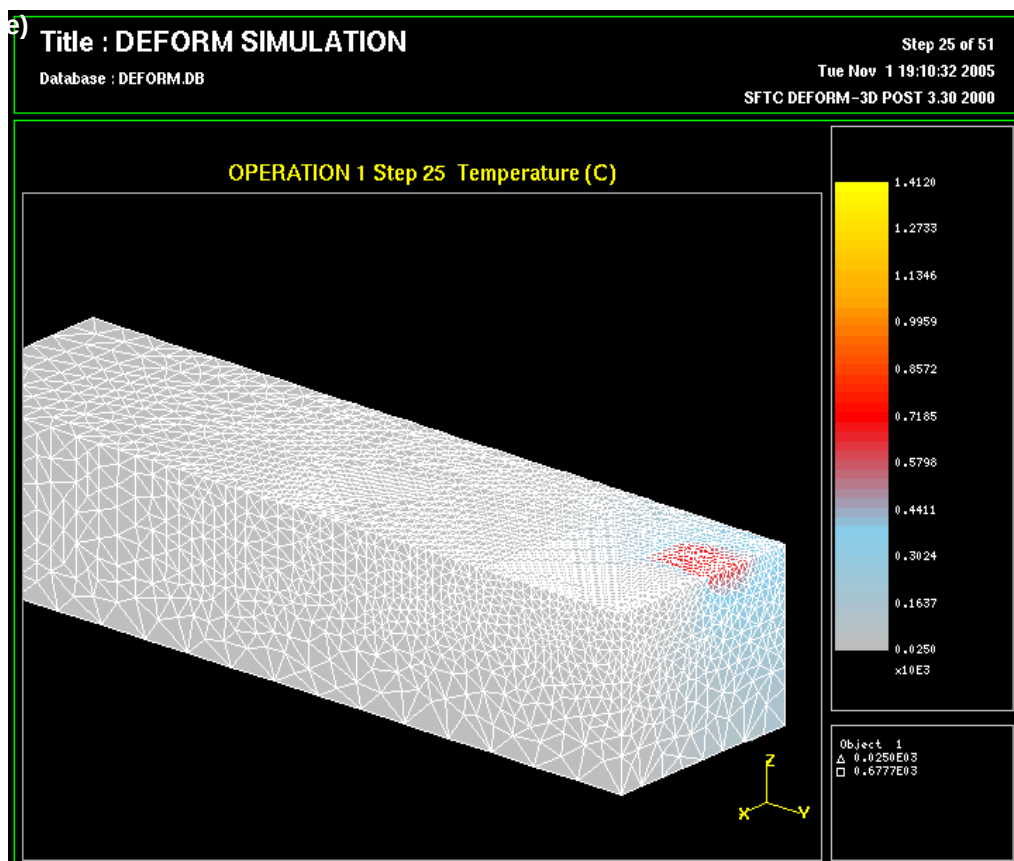
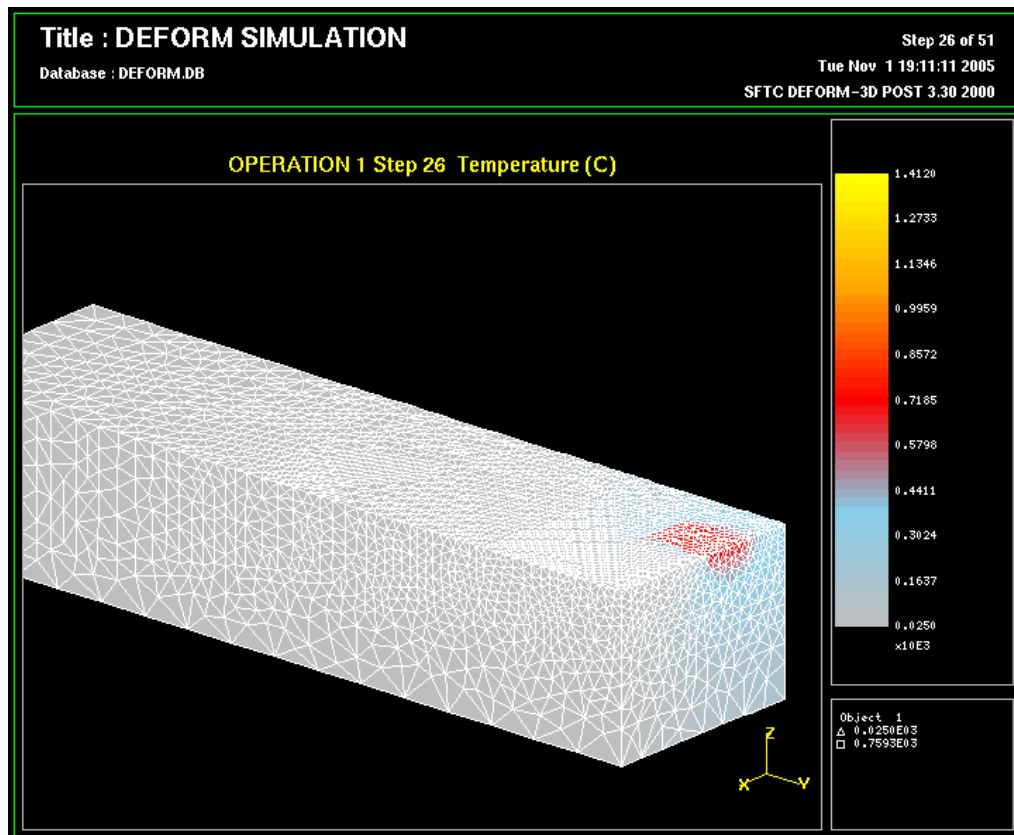


Figura 3.55 Imágenes de la simulación térmica haciendo un corte en la mitad de la placa en el centro del haz para obtener una mejor visualización del proceso de temple, en el costado derecho se indica la escala de temperaturas en base a los colores donde el amarillo indica la temperatura máxima y el color gris la temperatura ambiente, (a) temperatura superficial máxima cuando el haz láser interactúa con la superficie de la placa; (b) momento en que el haz láser deja de interactuar con la superficie de la placa e inicia el enfriamiento; (b), (c), (d) y (e) muestran el proceso de enfriamiento.

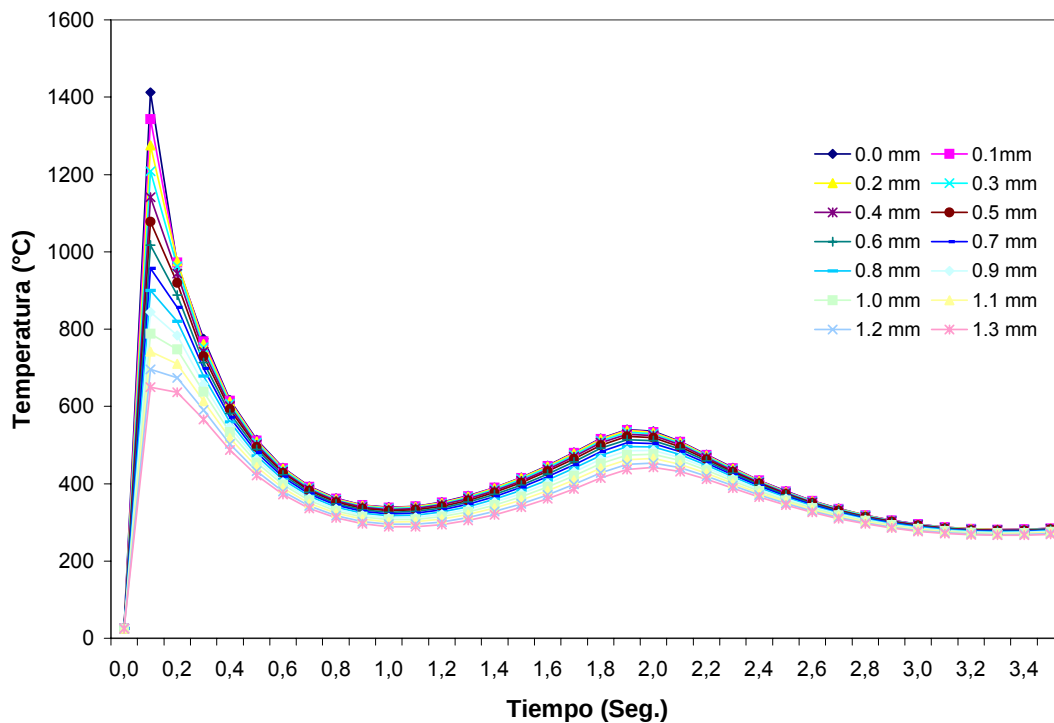


Figura 3.56. Perfil de temperatura con respecto del tiempo a diferentes penetraciones.

3.4 Tercera aproximación: Parte experimental (estación láser)

3.4.1 Parámetros de procesamiento

Se dispuso de un láser de diodos con una potencia máxima de 3000 W, y un tamaño de haz de $3.7 \times 20 \text{ mm}^2$. El tamaño del haz láser utilizado para templar las probetas, tiene dimensiones diferentes a las del haz contemplado en la aproximación por modelos teóricos como primera aproximación. Dado que el láser tiene la ventaja de ser escalable y el principal parámetro de procesamiento del temple superficial es la temperatura superficial alcanzada en la placa tratada.

En base a este hecho se determinaron las variables de procesamiento experimental, se templaron 8 probetas con diferentes parámetros de procesamiento, las primeras cuatro probetas se trataron sólo variando la velocidad de barrido del láser, utilizando una distancia focal de 400 mm, y una potencia de 2800 W, la superficie de las muestras se maquina. Con el fin de observar la influencia de las condiciones de la superficie tratada en la temperatura superficial, se seleccionaron los mejores resultados en base a la dureza obtenida en la capa templada, de estas cuatro probetas, que son las probetas 2 y 3 que obtuvieron los valores de dureza más altos, en base a esto se templaron 2 probetas mas solo variando la distancia focal para aumentar la densidad de energía (Joules) del láser y observar la influencia en la temperatura superficial; y por último se templaron 2 probetas más sin maquinar la superficie, utilizando una potencia de 2350 W, en la Tabla 3.20 se muestran los parámetros de procesamiento para cada una de las probetas.

Tabla 3.2. Parámetros de procesamiento.

Probeta	Potencia Nominal (W)	Potencia real (W)	Velocidad (mm/s)	Distancia Focal (mm)	Superficie
1	3000	2800	8.3	400	Maquinada
2	3000	2800	10.0	400	Maquinada
3	3000	2800	9.16	400	Maquinada
4	3000	2800	7.5	400	Maquinada
5	3000	2800	10.0	390	Maquinada
6	3000	2800	9.16	390	Maquinada
7	2500	2350	10.0	390	Oxidada
8	2500	2350	9.16	390	Oxidada

3.5 Resultados y análisis de las probetas templadas

3.5.1 Análisis metalográfico

La caracterización de las probetas templadas se levó a cabo por microscopia óptica. Cada una de las probetas se cortó transversalmente, para poder caracterizar la morfología de la huella del haz del láser a pocos aumentos, con la ayuda del microscopio estereográfico; posteriormente se caracterizaron con el microscopio metalográfico a 100X y 500X, para observar las microestructuras dearrolladas después del tratamiento. Este análisis de microestructuras se realizó en dos áreas de la huella del haz, debido a que la distribución de energía del haz del láser de diodos, tiene una distribución de energía gaussiana en el eje menor, y en forma de sombrero de copa en el eje mayor tal como se muestra en la Figura 3.57, por esta razón que la distribución de temperatura superficial en el área de la huella del haz, no es uniforme, por lo que se espera que la temperatura máxima se ubique en el centro del área de la huella del haz.

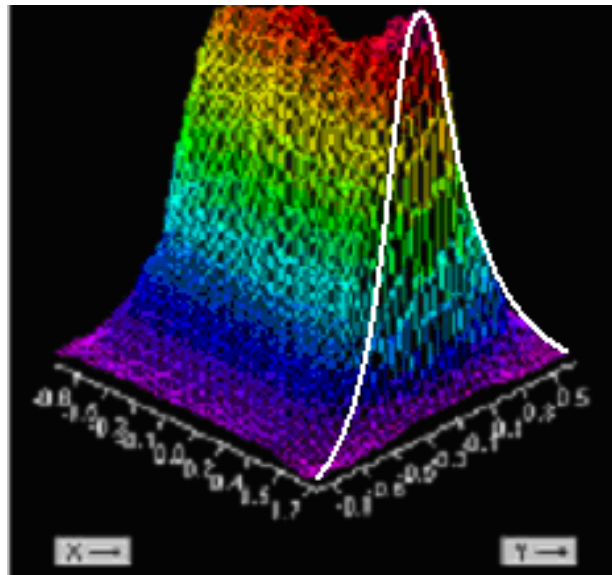


Figura 3.57. Distribución de energía del haz del láser, la linea blanca indica la distribución gaussiana, el eje x corresponde al eje mayor del haz, el eje y corresponde al eje menor del haz, el color rojo indica la mayor distribución de energía, y el color morado indica la menor distribución de energía, por lo que la mayor distribución de energía se encuentra en ele centro del área de la huella del haz [26].

En la Figura 3.58 se muestran las micrografías de la probeta 1, utilizando las siguientes condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 8.3$ mm/s, Distancia focal = 400 mm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Figura se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial, debido a la distribución de energía característico del haz del láser de diodos. Como se puede apreciar en esta misma Figura, el espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm, sin embargo claramente se observa, que el espesor de la capa de estructura martensítica, característica del temple que es el objetivo de este trabajo de investigación, se obtiene de aproximadamente 0.4 mm, y en el resto del área afectada por el calor se observa que existe una mezcla de microestructuras (perlita + bainita).

En la Figura 3.59, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 1, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es mayor, debido a la distribución de energía del haz. El espesor de la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.7 mm.

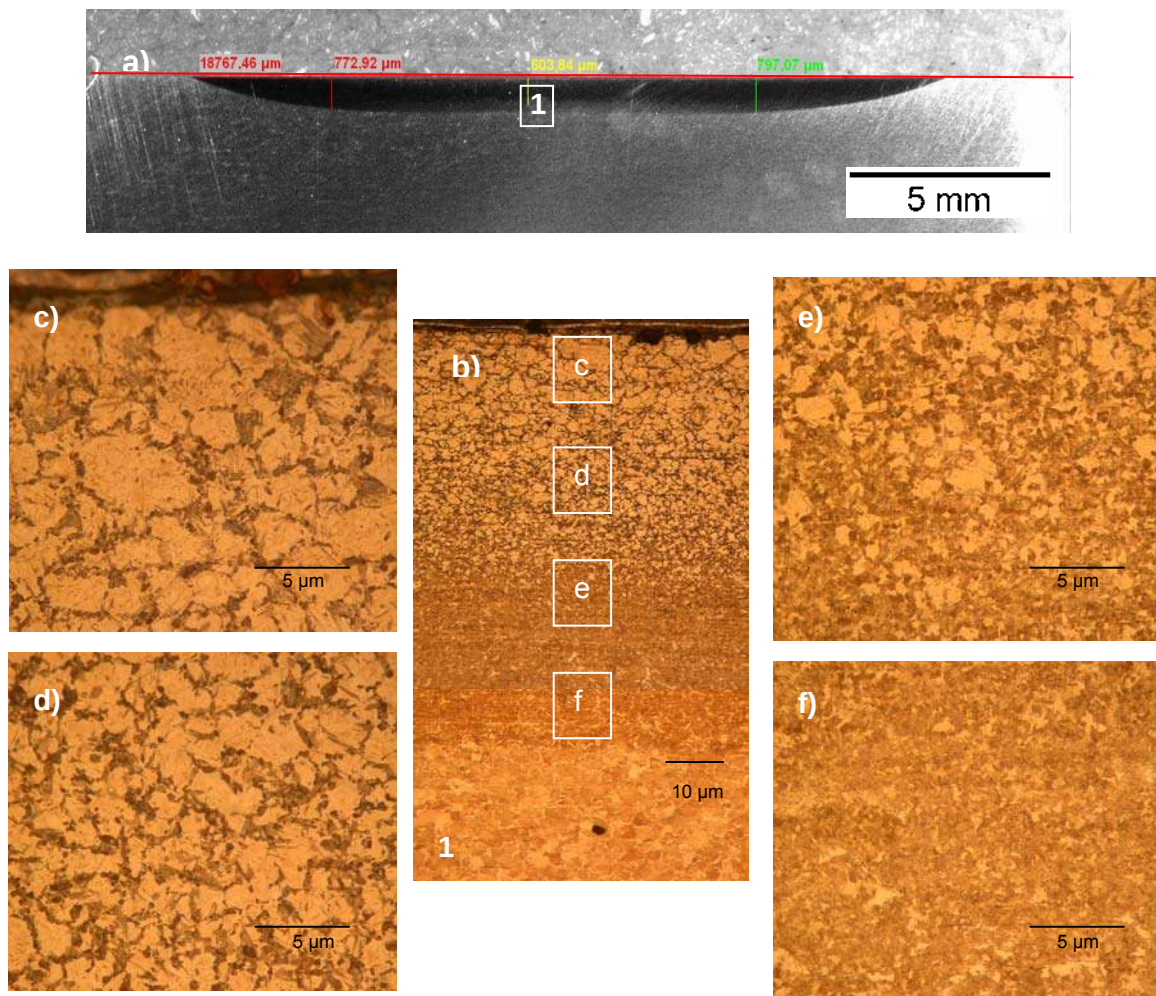


Figura 3.58 Microestructuras obtenidas en la probeta 1 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita + trazas de bainita, área superficial de la placa; d) Martensita + perlita; e) Perlita + bainita + trazas de martensita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita; el número 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital 2%.

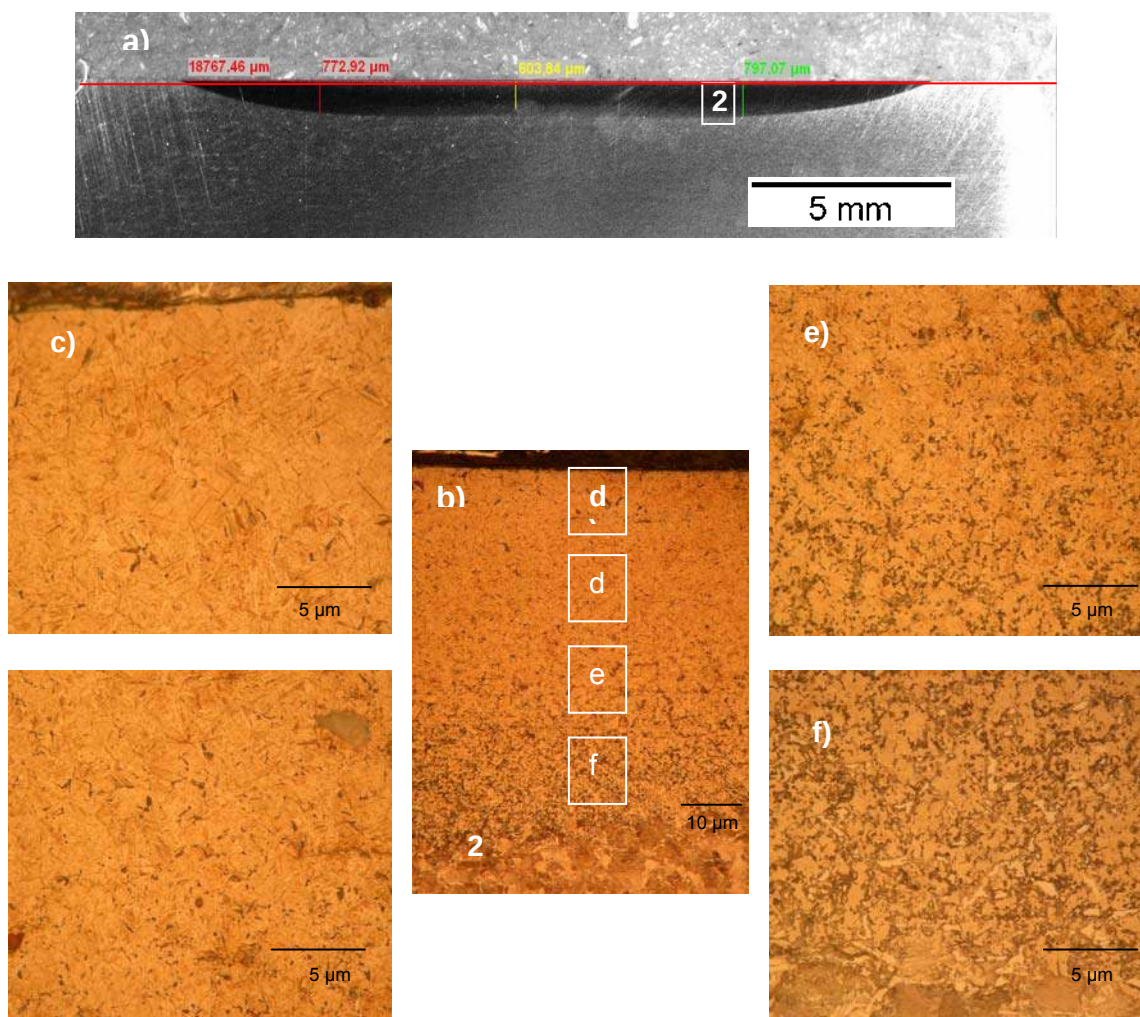


Figura 3.59 Microestructuras obtenidas en la probeta 1 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + trazas de bainita; e) Martensita + trazas de perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital 2%.

En la Figura 3.60 se muestran las micrografías de la probeta 2, utilizando las siguientes condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 10$ mm/s, Distancia focal = 40 cm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Fig. se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que en la que se encuentra la mayor temperatura superficial, debido a la distribución de energía característico del haz del láser de diodos. En esta Figura también se puede apreciar, que el espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm, sin embargo claramente se observa, que el espesor de la capa de estructura martensítica, característica del temple que es el objetivo de este trabajo de investigación, se obtiene de aproximadamente 0.5 mm, a diferencia de la probeta 1, en la probeta 2 la capa de la estructura martensítica es mas definida, en el resto del área afectada por el calor se observa que existe una mezcla de microestructuras (perlita + bainita), la interfase entre la capa templada y el material base se puede observar claramente.

En la Figura 3.61, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 2, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es mayor, debido a la distribución de energía del haz. El espesor de la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.8 mm en la parte mas profunda.

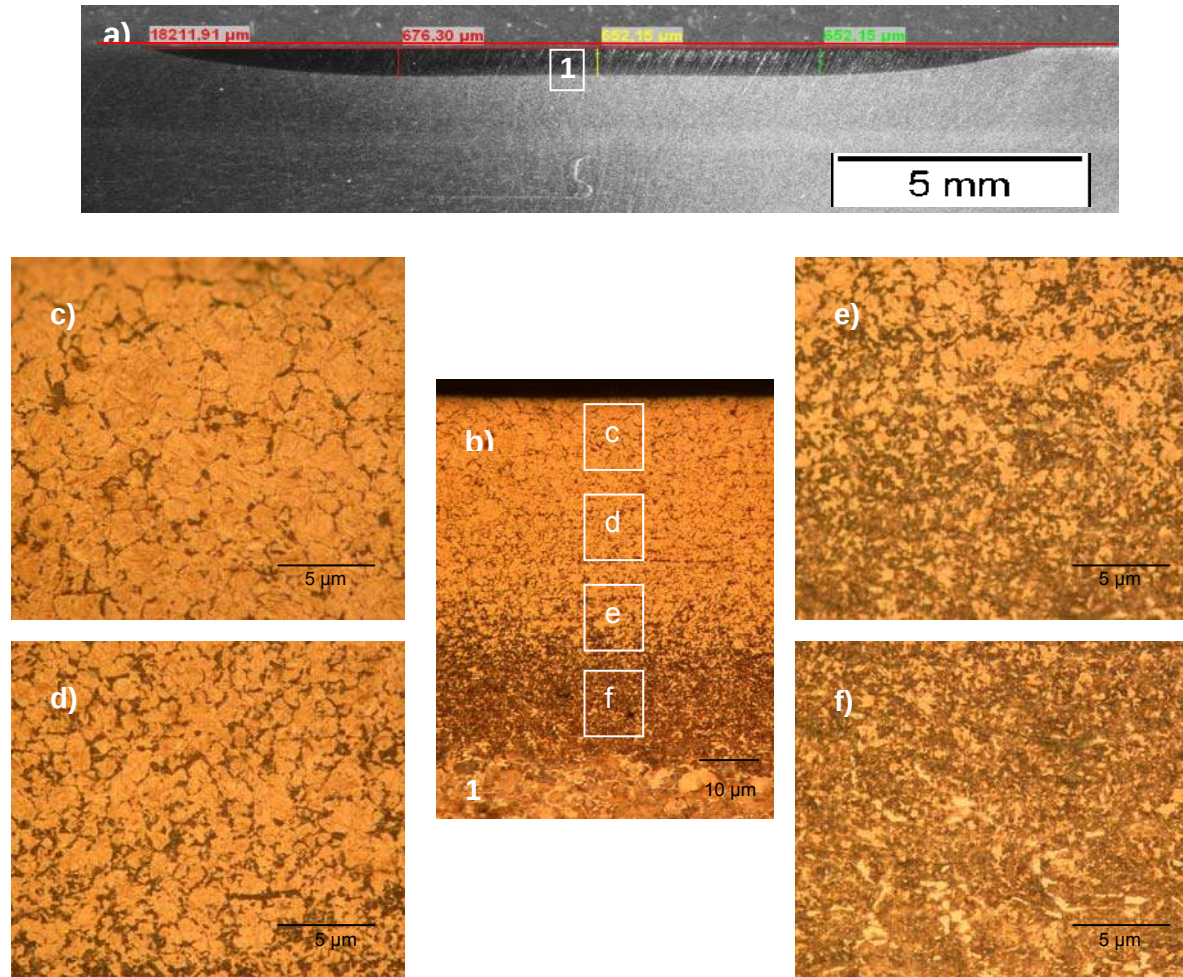


Figura 3.60 Microestructuras obtenidas en la probeta 2 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + trazas de bainita; e) Martensita + trazas de perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital 2%.

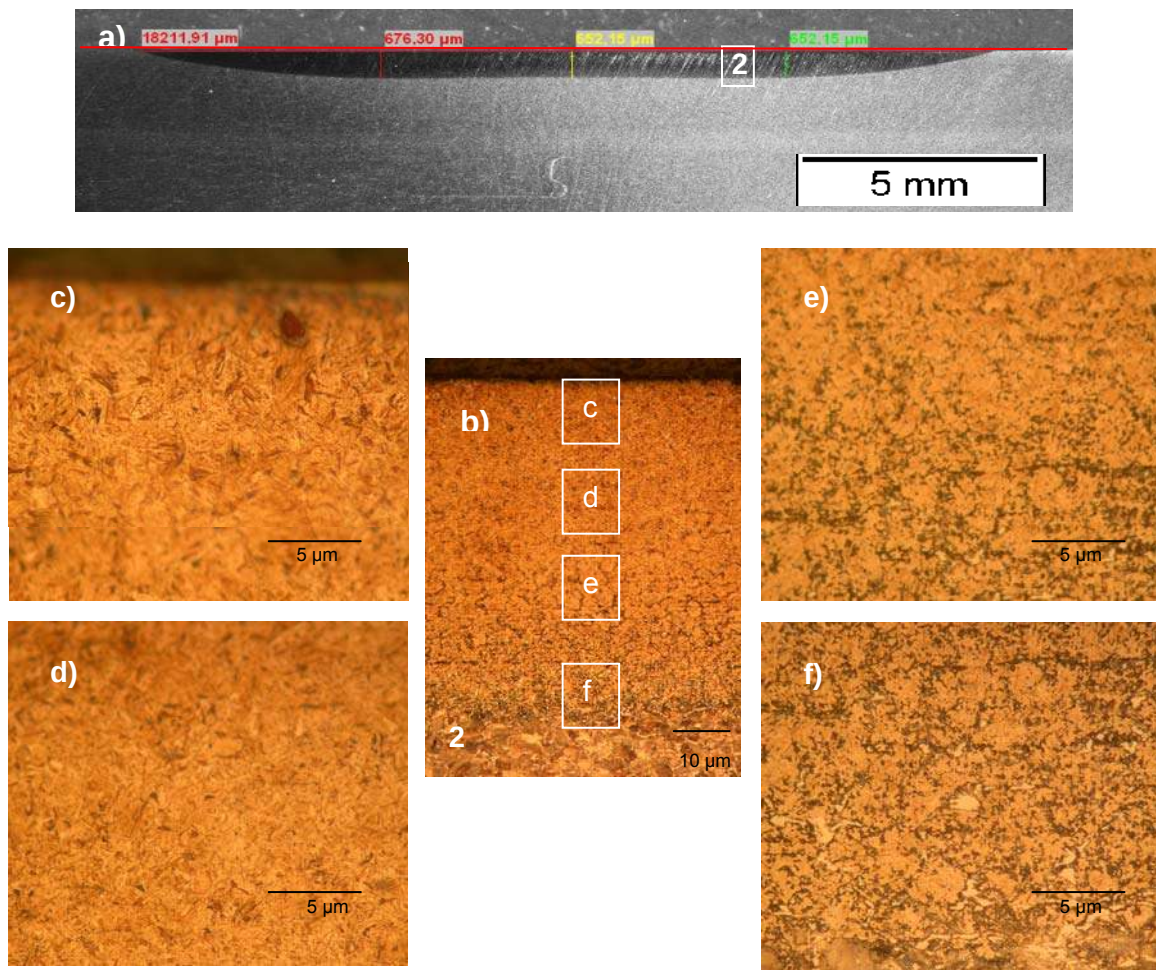


Figura 3.61. Microestructuras obtenidas en la probeta 2 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital 2%.

En la Figura 3.62 se muestran las micrografías de la probeta 3, utilizando condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 9.16$ mm/s, Distancia focal = 400 mm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Fig. se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial, debido a la distribución de energía característico del haz del láser de diodos. En esta Figura, se observa que el espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm, sin

embargo claramente se observa, que el espesor de la capa de estructura martensítica, obtiene de aproximadamente 0.5 mm, de la misma manera que en la Figura 3.60 la capa de la estructura martensítica esta más definida que en la probeta 1 Figura 3.58.

En la Figura 3.63, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 3, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.60 mm de espesor.

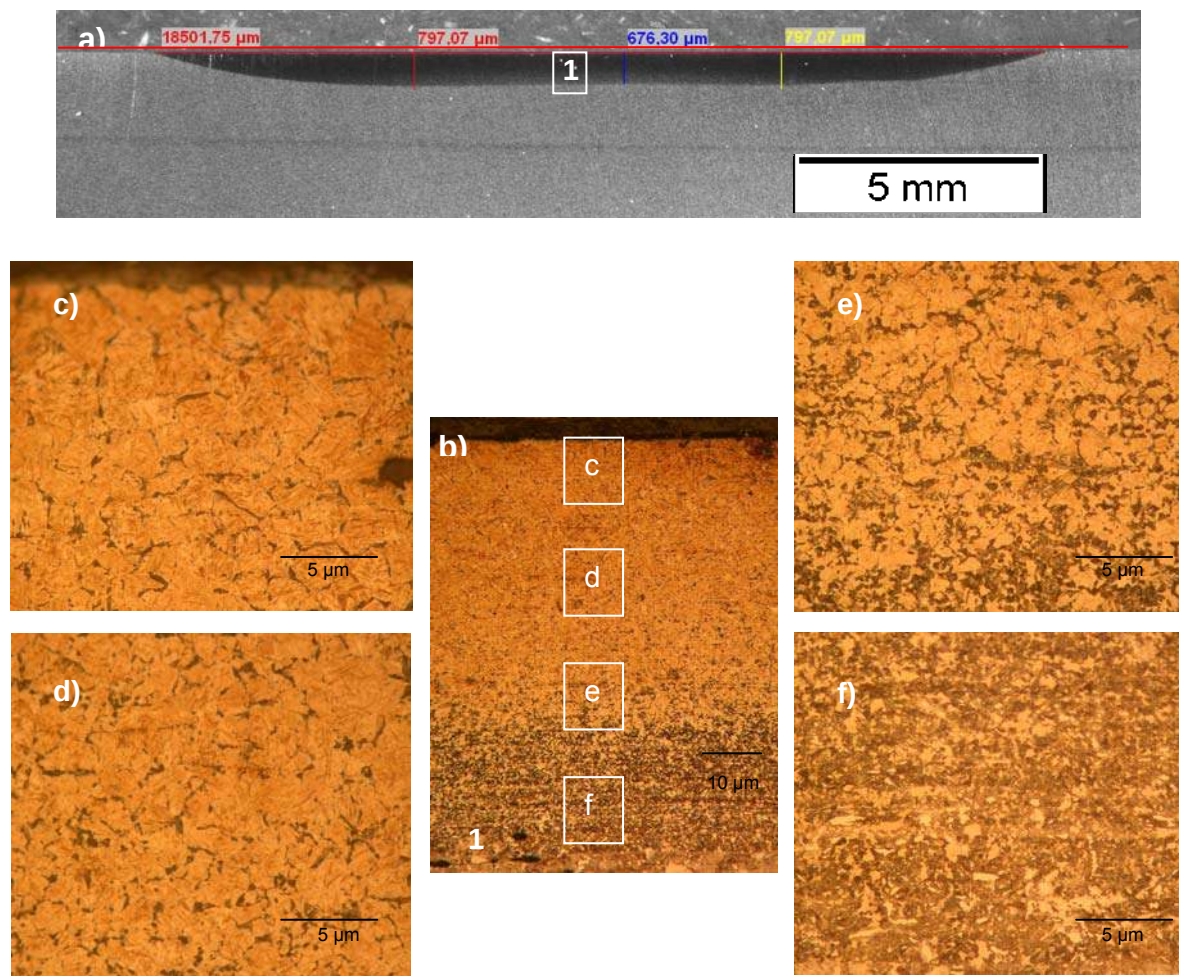


Figura 3.62 Microestructuras obtenidas en la probeta 3 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

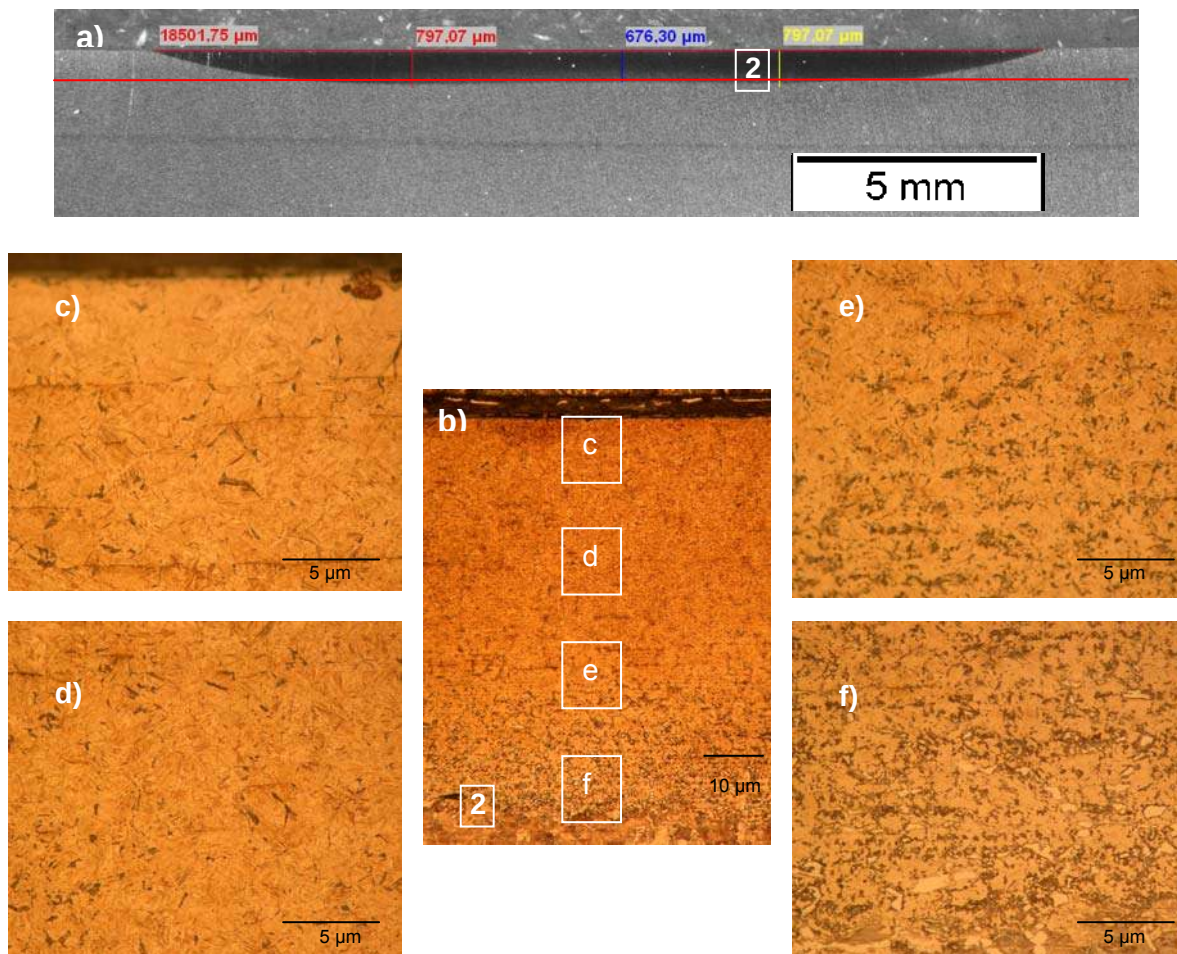


Figura 3.63 Microestructuras obtenidas en la probeta 3 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz(línea roja se ubica en la superficie de la placa) ; b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b).

En la Figura 3.64 se muestran las microfografías de la probeta 4, utilizando condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 7.5 \text{ mm/s}$, Distancia focal = 400 mm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Figura se observan las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser. Se observa que el espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm, sin embargo claramente se puede apreciar, que la capa de estructura martensítica no está definida de la misma manera, que en las probetas 1, 2 y 3, el tamaño de grano martensítico es considerablemente, mas grande que el de las probetas anteriores en esta misma zona, esto se debe a que la temperatura superficial que se alcanza con estas

condiciones es mayor, debido a que la velocidad de barrido del láser es menor por lo que el tiempo de interacción del haz del láser es mayor.

En la Figura 3.65, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 4, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.60 mm de espesor.

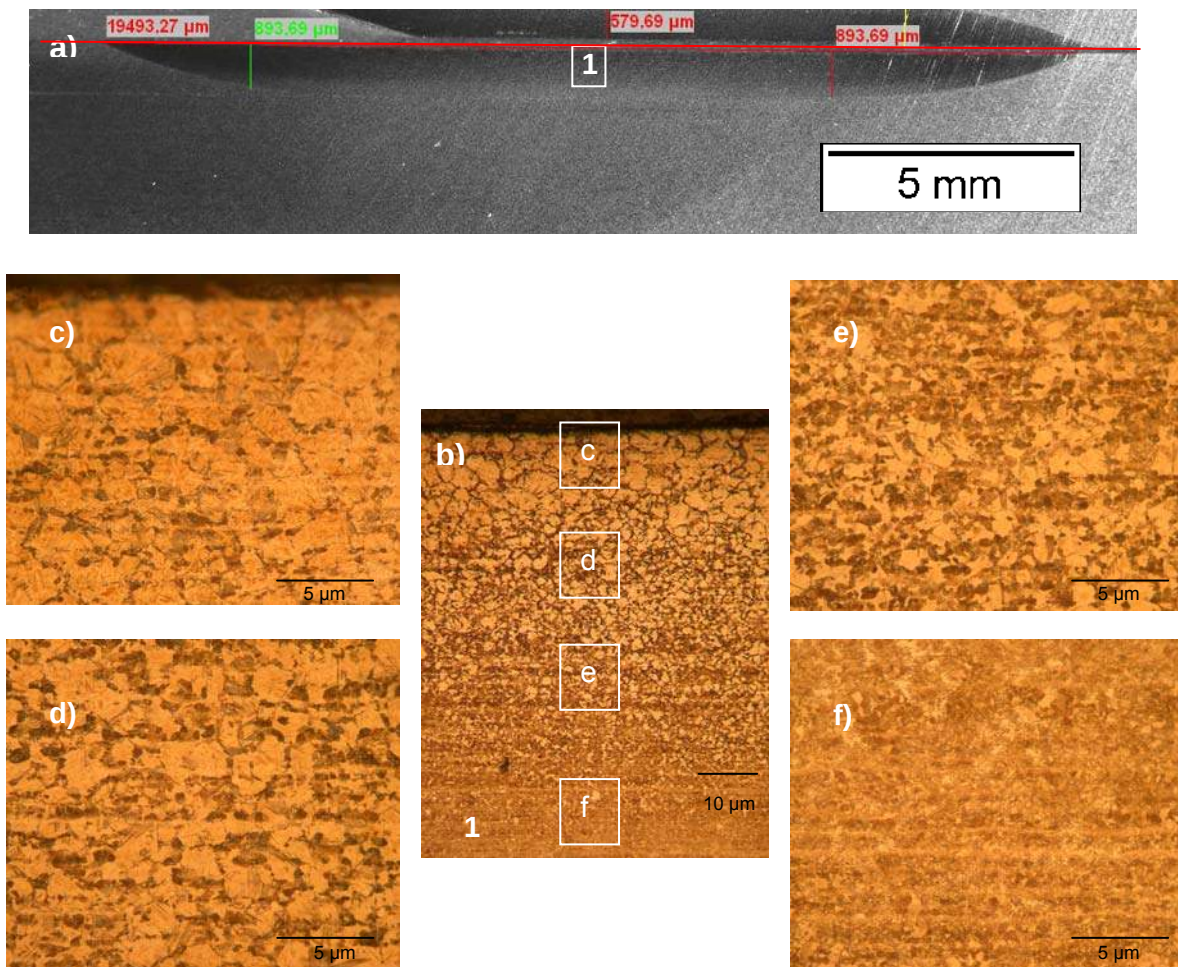


Figura 3.64 Microestructuras obtenidas en la probeta 4 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita + trazas de perlita, área superficial de la placa; d) Martensita + perlita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Bainita + Ferrita. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2 %.

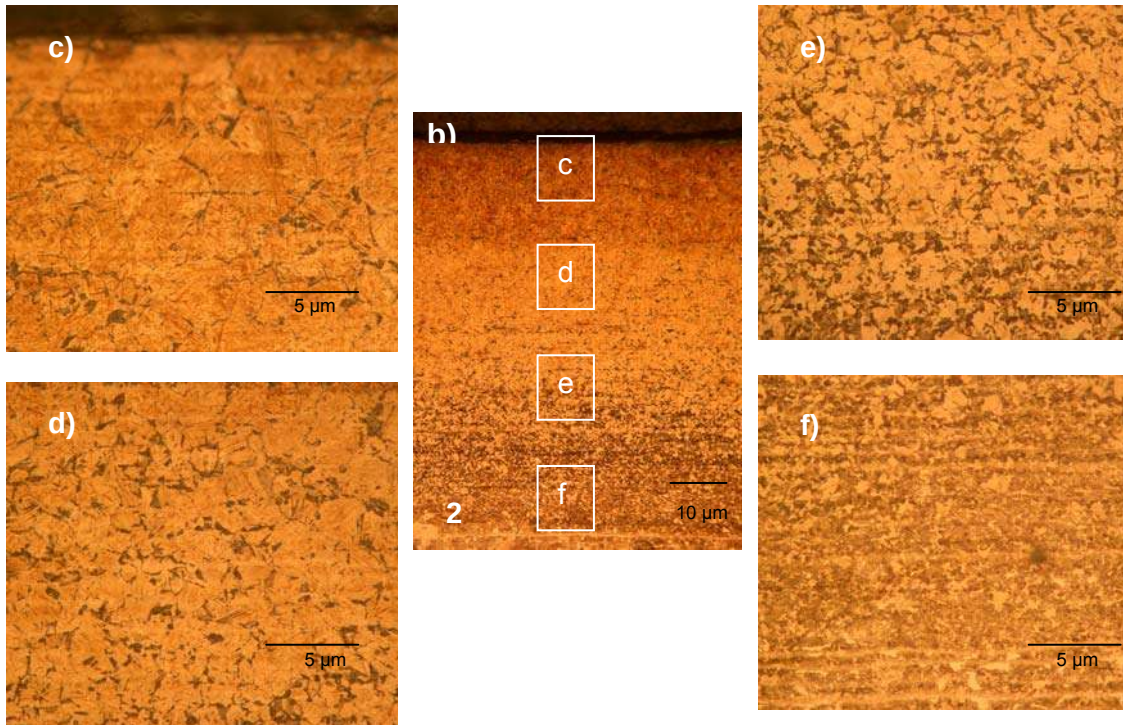
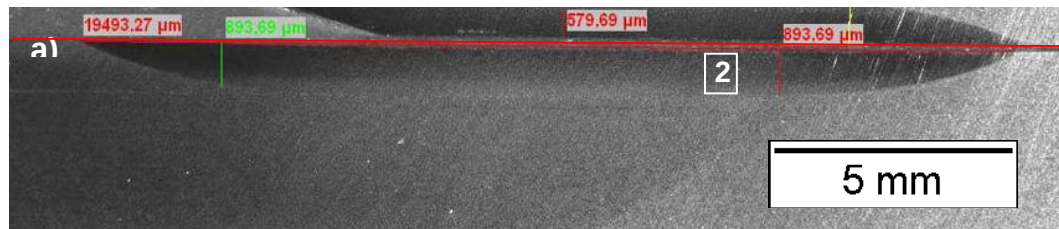


Figura 3.65 Microestructuras obtenidas en la probeta 4 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz; b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + perlita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

En la Figura 3.66 se muestran las microfografías de la probeta 5, utilizando las siguientes condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 10.0$ mm/s, Distancia focal = 390 mm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Fig. se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial. En esta Fig., se observa que el espesor de la capa tratada es de

aproximadamente 1 mm, sin embargo el espesor de la capa de microestructura martensítica, es de aproximadamente 0.5 mm,

En la Figura 3.67, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 5, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.70 mm de espesor.

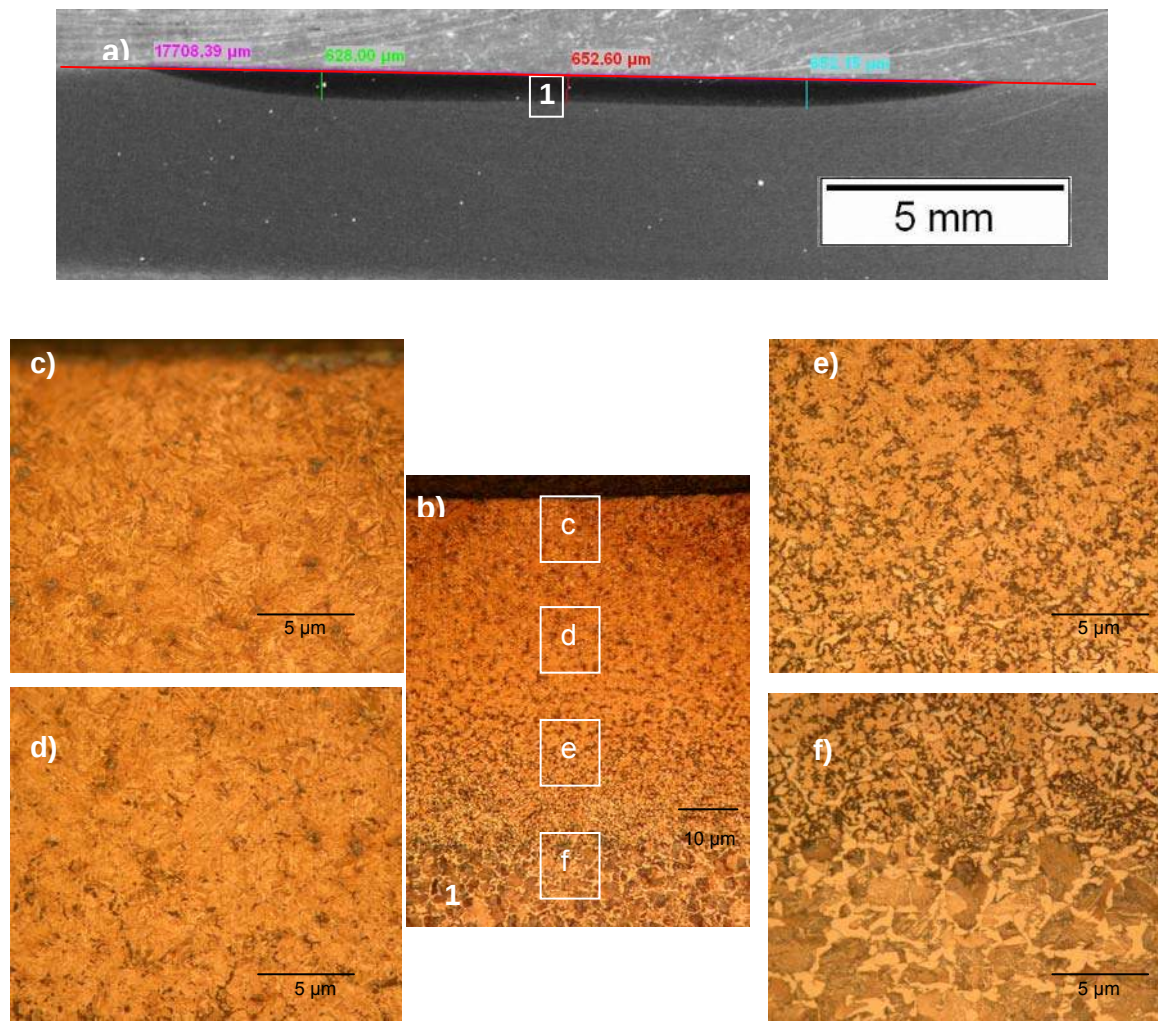


Figura 3.66 Microestructuras obtenidas en la probeta 5 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz; b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + trazas de perlita; e) Martensita + bainita + ferrita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2 %

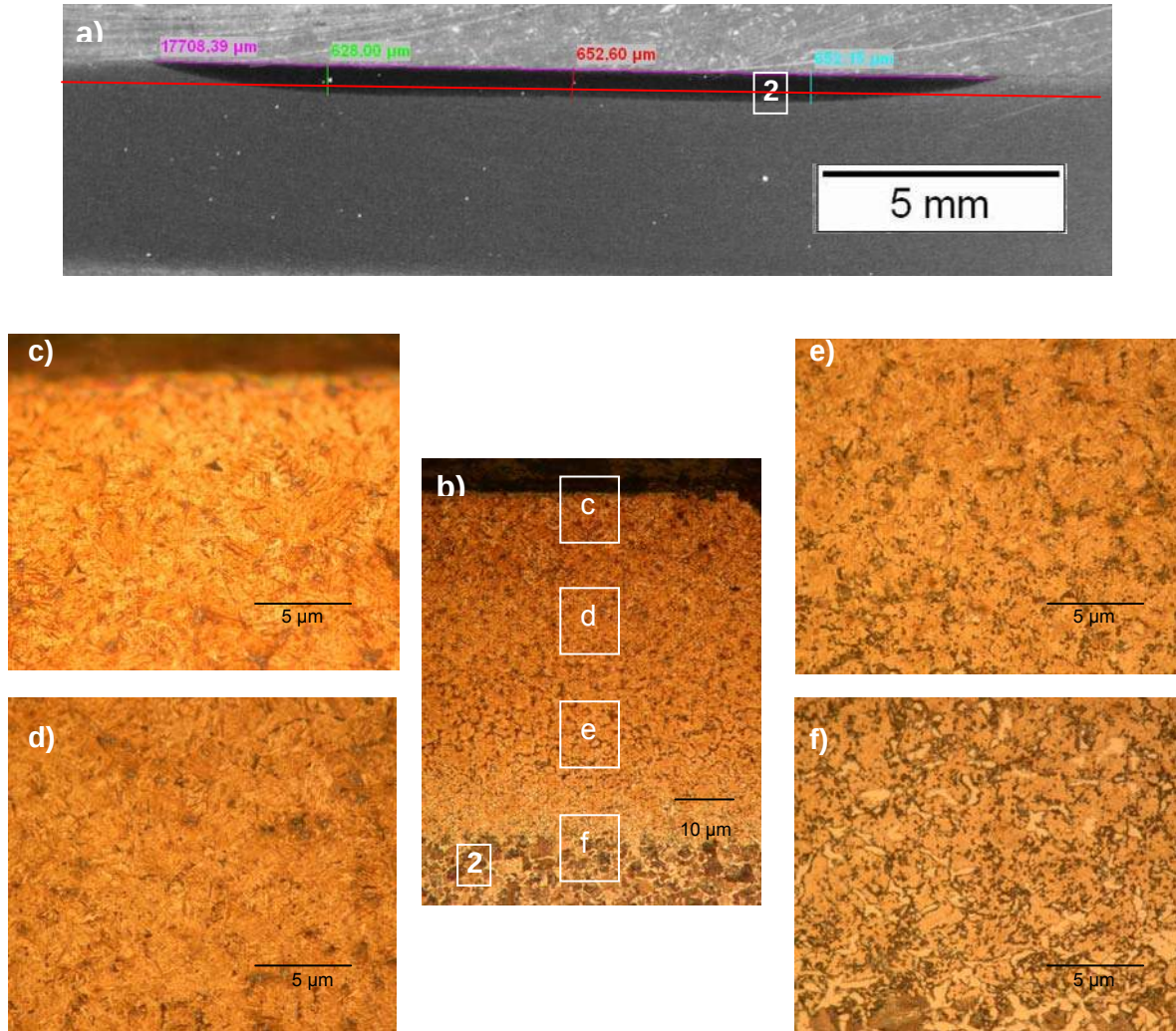


Figura 3.67 Microestructuras obtenidas en la probeta 5 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

En la Figura 3.68 se muestran las micrografías de la probeta 6, utilizando las condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 3000 W, Potencia real = 2800 W, $v = 9.16$ mm/s, Distancia focal = 390 mm, con una superficie de la placa maquinada, libre de óxidos. En esta Fig. se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial. En esta Figura, se observa que el espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm,

sin embargo el espesor de la capa de estructura martensítica, es de aproximadamente 0.5 mm,

En la Figura 3.69, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 6, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.60 mm de espesor.

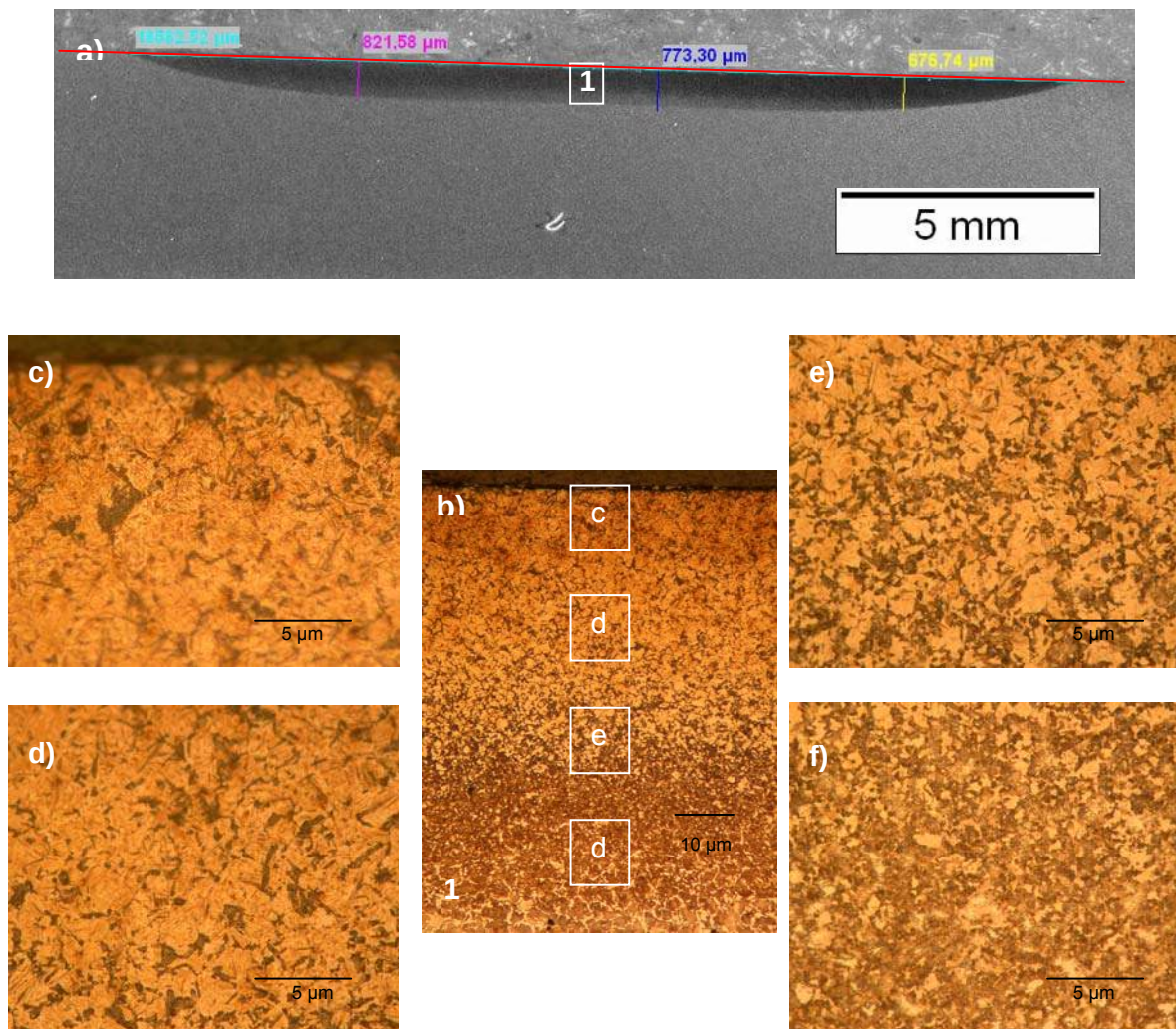


Figura 3.68 Microestructuras obtenidas en la probeta 6 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz; b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita + trazas de perlita, área superficial de la placa; d) Martensita + perlita; e) Martensita + perlita + bainita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%

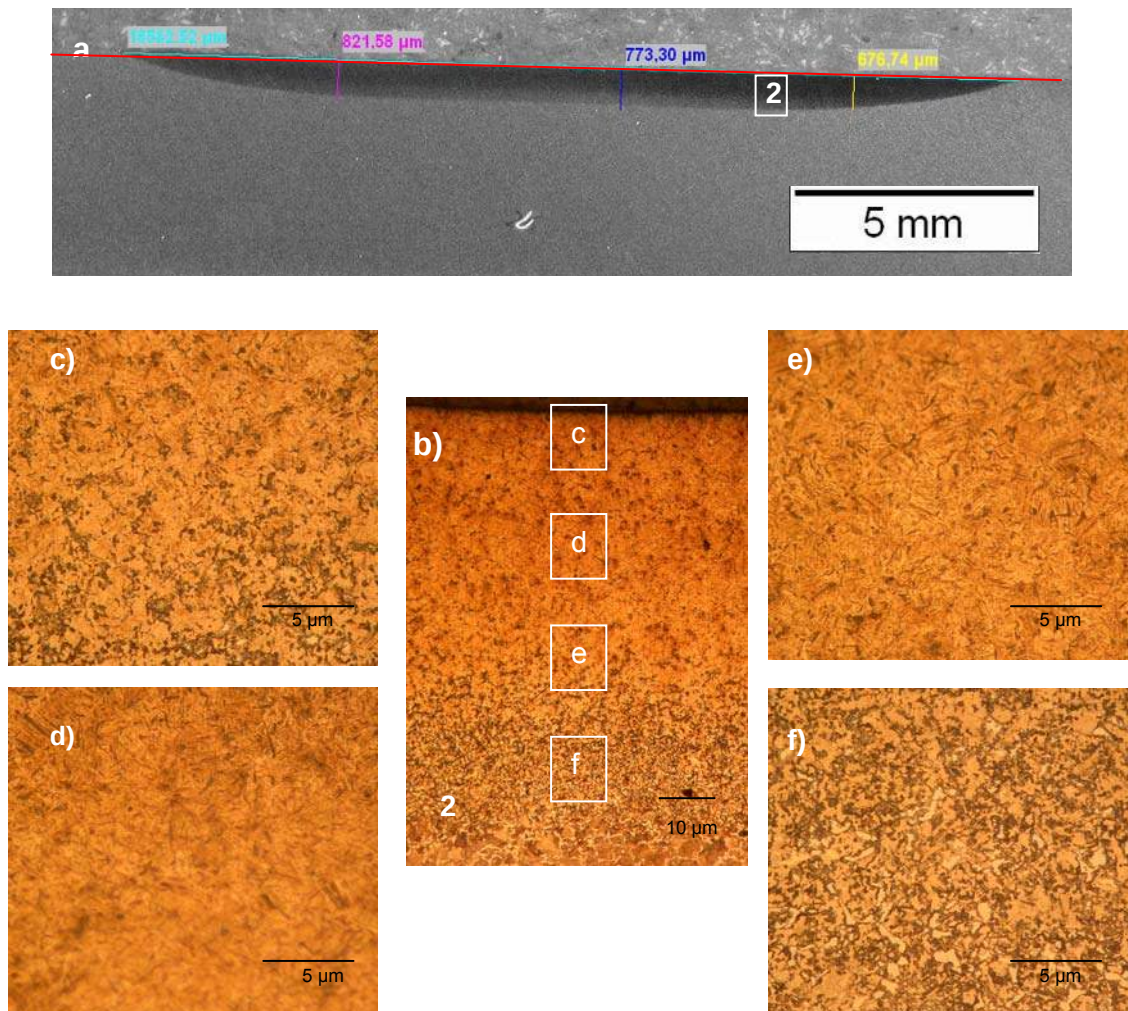


Figura 3.69 Microestructuras obtenidas en la probeta 6 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz; b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

En la Figura 3.70 se muestran las microfografías de la probeta 7, utilizando las siguientes condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 2500 W, Potencia real = 2350 W, $v = 10.0$ mm/s, Distancia focal = 390 mm, con una superficie oxidada, condición con la se aumenta la absorbancia del acero. En esta Figura se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial. En esta Figura, se observa que el

espesor de la capa tratada es de aproximadamente 1 mm, sin embargo el espesor de la capa de microestructura martensítica, es de aproximadamente 0.5 mm de espesor.

En la Figura 3.71, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 7, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.60 mm de espesor.

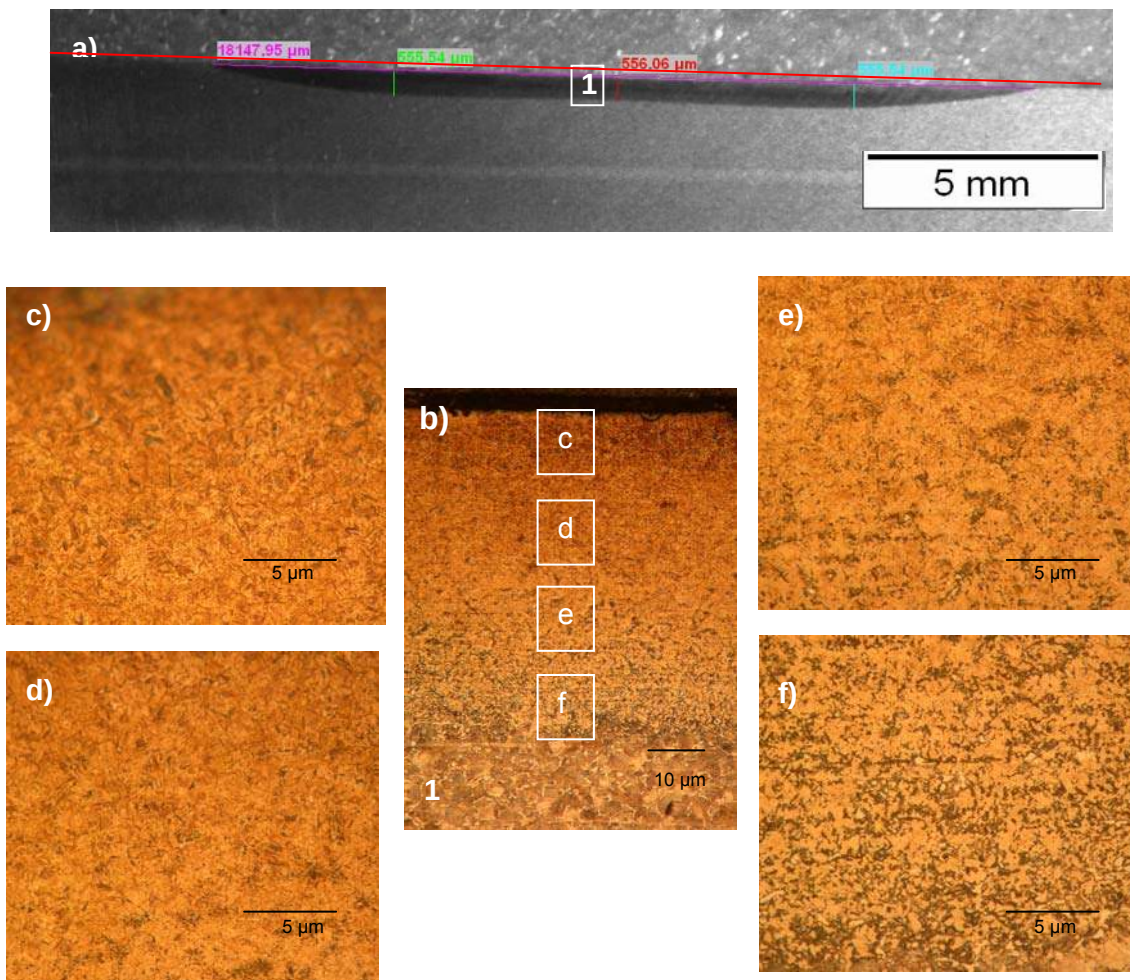


Figura 3.70 Microestructuras obtenidas en la probeta 7 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz(línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + trazas de bainita; e) Martensita + bainita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + Bainita + Ferrita + austenita retenida. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

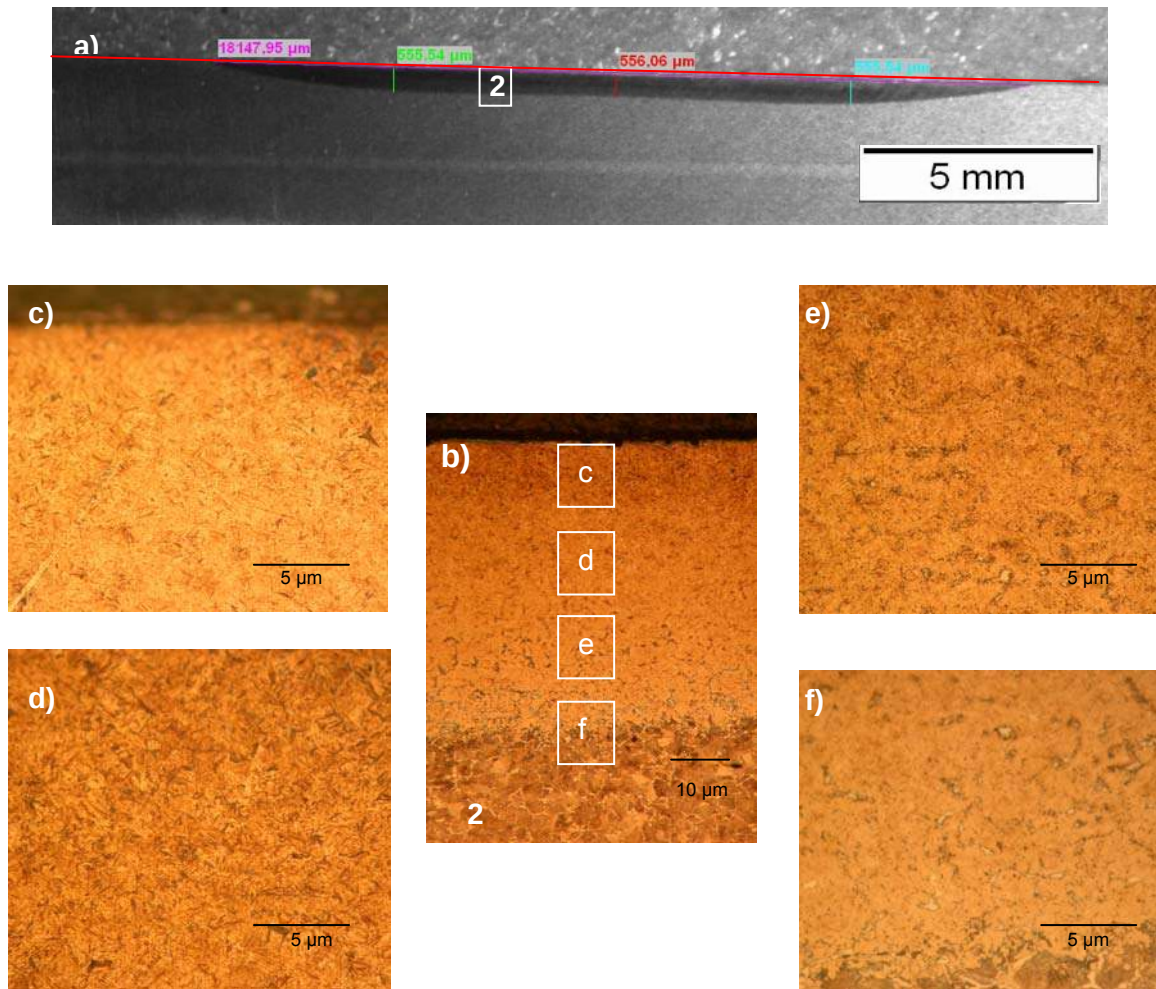


Figura 3.71 Microestructuras obtenidas en la probeta 7 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + bainita; f) interfase de la capa templada y el material base, trazas de bainita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

En la Figura 3.72 se muestran las microfografías de la probeta 8, utilizando condiciones de procesamiento: Potencia nominal = 2500 W, Potencia real = 2350 W, $v = 9.16$ mm/s, Distancia focal = 390 mm, con una superficie oxidada, condición con la se aumenta la absorvancia del acero. En esta Figura se pueden apreciar las microestructuras obtenidas en el centro de la huella del haz del láser, que es en la zona que se encuentra la mayor temperatura superficial. En esta Figura, se observa que el espesor de la capa tratada es

de aproximadamente 1 mm, sin embargo el espesor de la capa de estructura martensítica, esde aproximadamente 0.40mm.

En la Figura 3.73, se muestran las microestructuras obtenidas en la orilla de la huella del haz del láser en la probeta 8, en la que se puede observar que la capa afectada por el calor, tiene una distribución de microestructuras diferente a la que se obtiene en el centro de la huella del haz del láser, en este caso la capa de estructura martensítica es de aproximadamente 0.70 mm de espesor.

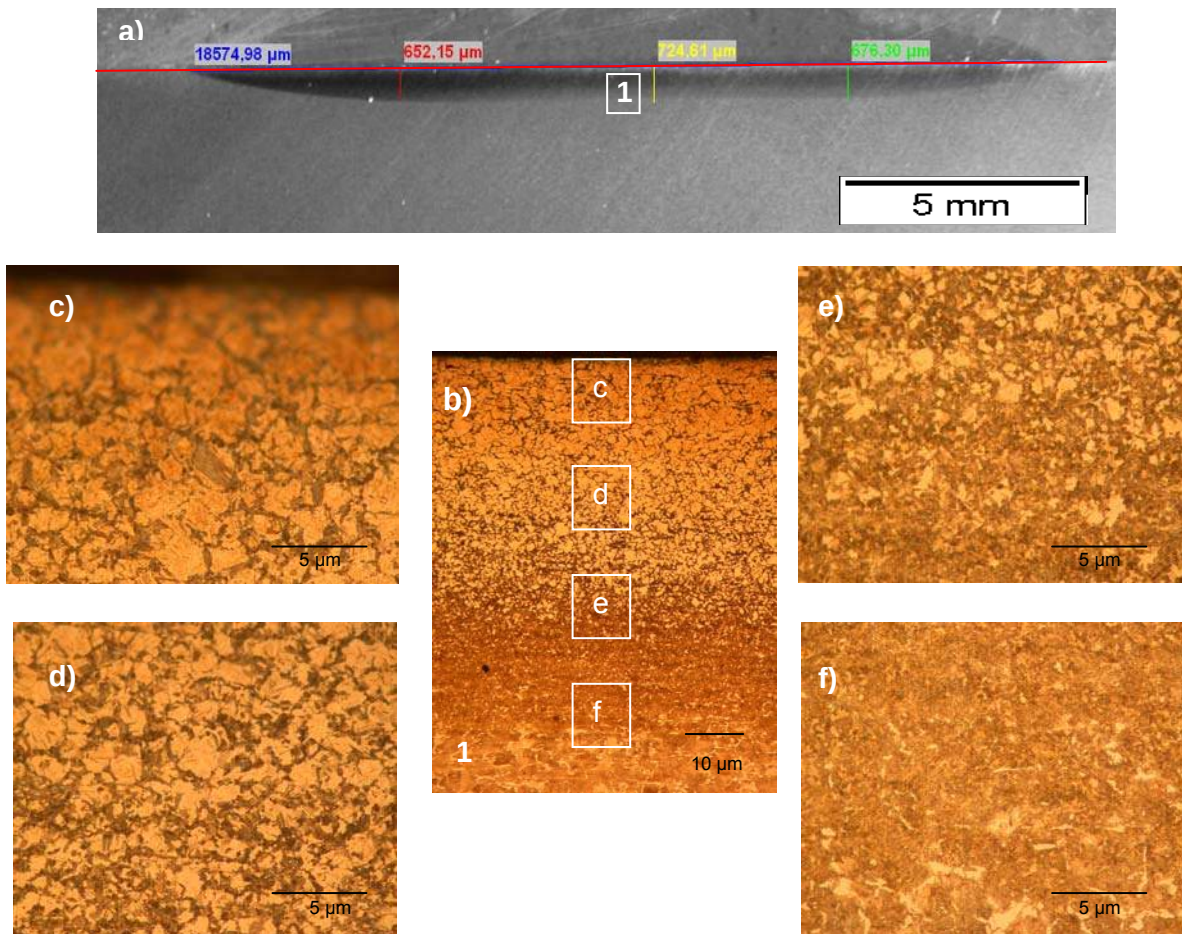


Figura 3.72 Microestructuras obtenidas en la probeta 7 en el centro de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita + bainita; e) Martensita + bainita + perlita; f) interfase de la capa templada y el material base, Perlita + bainita. El numero 1 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

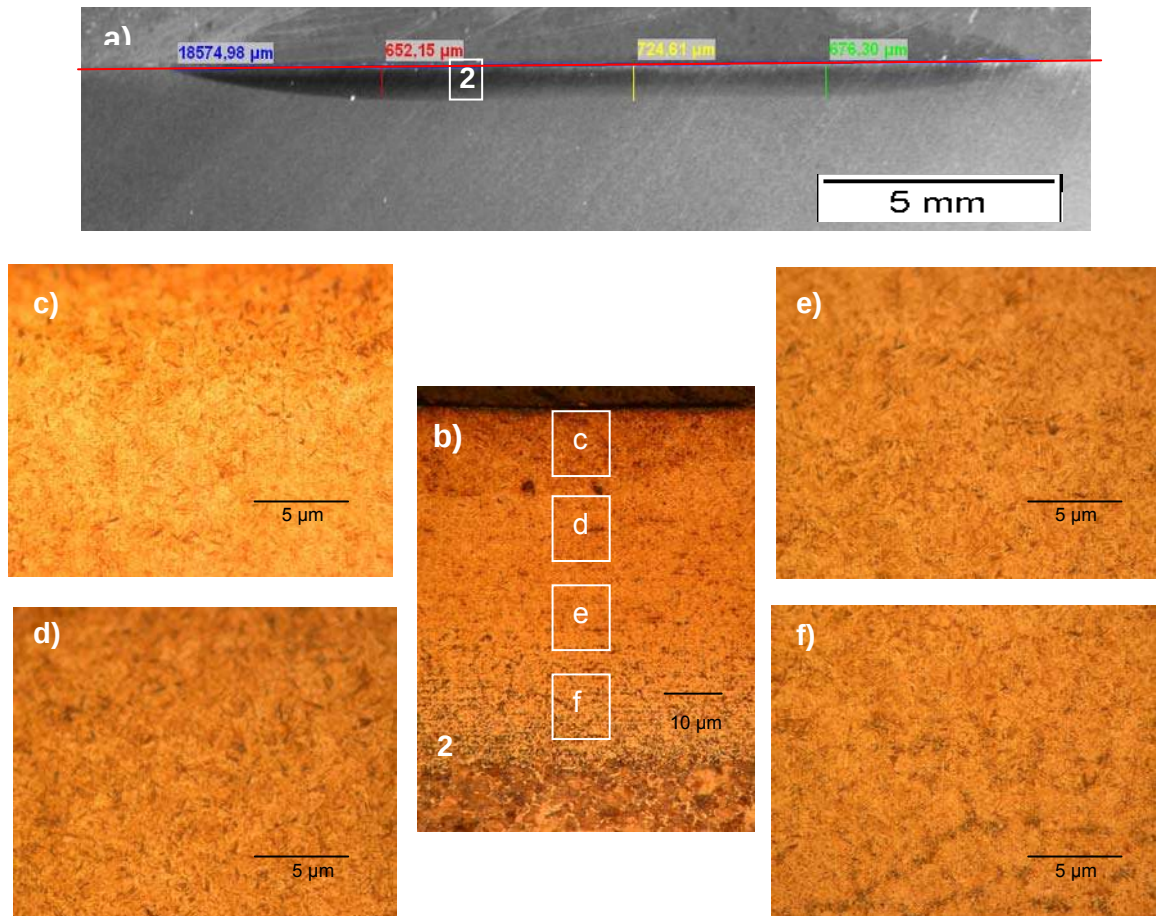


Figura 3.73 Microestructuras obtenidas en la probeta 8 en la orilla de la huella del haz del láser. a) Corte transversal, morfología de la huella del haz (línea roja se ubica en la superficie de la placa); b) Microestructuras obtenidas en la capa tratada; c) Martensita, área superficial de la placa; d) Martensita; e) Martensita + trazas de bainita; f) interfase de la capa templada y el material base, trazas de martensita + bainita + austenita retenida. El numero 2 indica la zona de la microfotografía b) en a). Ataque Nital al 2%.

3.5.2 Temperatura superficial experimental

En las Figuras 3.74, 3.75, 3.76, 3.77, 3.78, 3.79, 3.80 y 3.81 se grafican los resultados de las lecturas de la temperatura superficial real experimental, en estas Figuras se observa, entre las dos líneas punteadas azules una zona recta en la grafica, esta zona corresponde a longitud de la superficie de la placa tratada, la grafica presenta esta forma debido a que el láser se focaliza pocos milímetros antes de tocar la superficie que se desea tratar (placa), debido a que en el momento en que el láser comienza a funcionar, descarga un pulso de energía mayor por estar en reposo. Es importante mencionar que la temperatura superficial experimental reportada, es un promedio de la distribución de temperatura en el área del haz láser, ya que como se mencionó en el capítulo dos, la distribución de energía en el área del haz, no es uniforme (gaussiana en el eje menor y en forma de sombrero de copa en el eje mayor). Comparando los valores de la temperatura superficial promedio de estas gráficas con los valores de la segunda columna de la Tabla 3.2 del anexo 3, que es la que corresponde a la primera aproximación, se observa una diferencia de aproximadamente 300 °C, esto se debe a que como ya se ha mencionado anteriormente, la distribución de temperatura del haz no es uniforme en el área del haz. Por otro lado es importante mencionar que la temperatura real superficial no revasa los límites establecidos Figura 3.54.

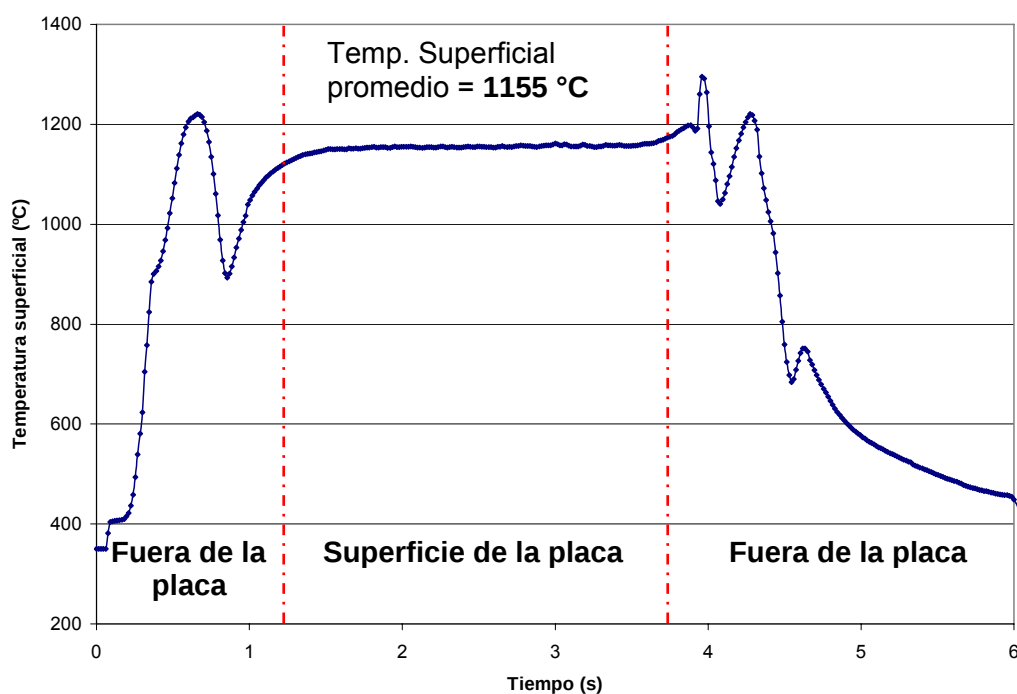


Figura 3.74. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 1.

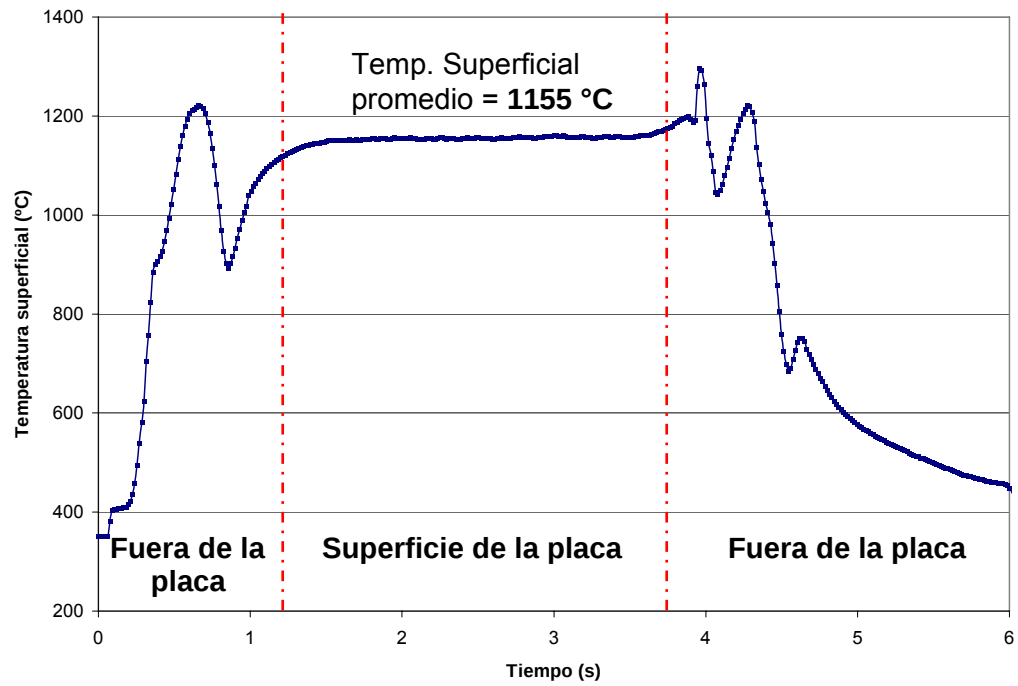


Figura 3.75. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 2.

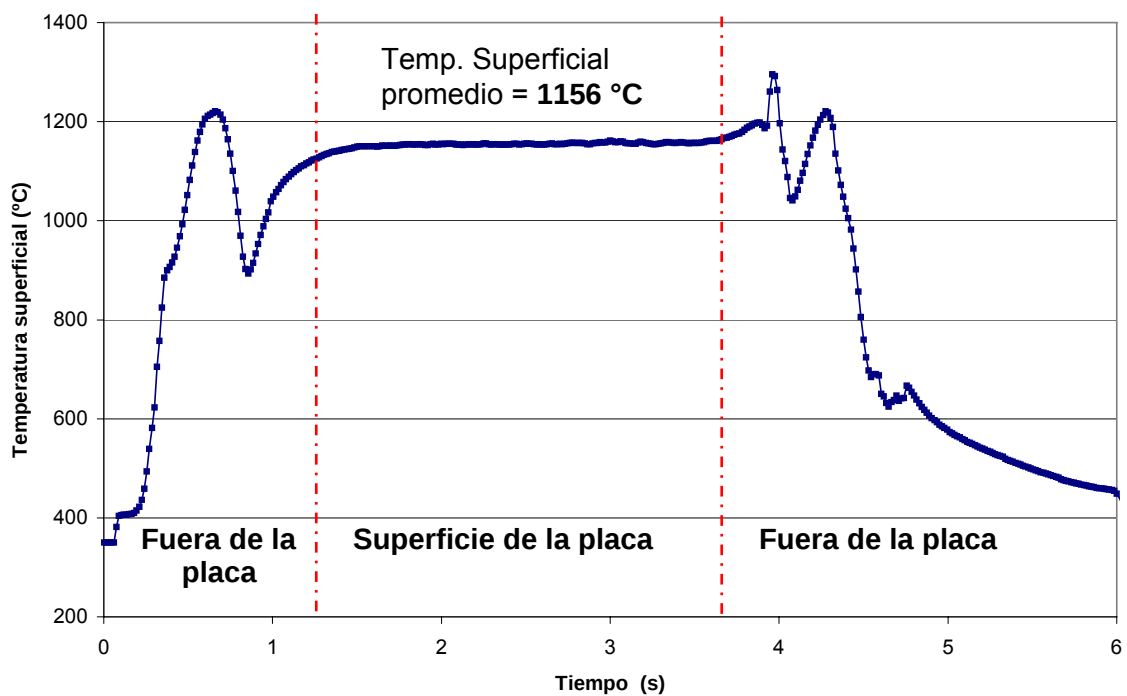


Figura 3.76. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 3.

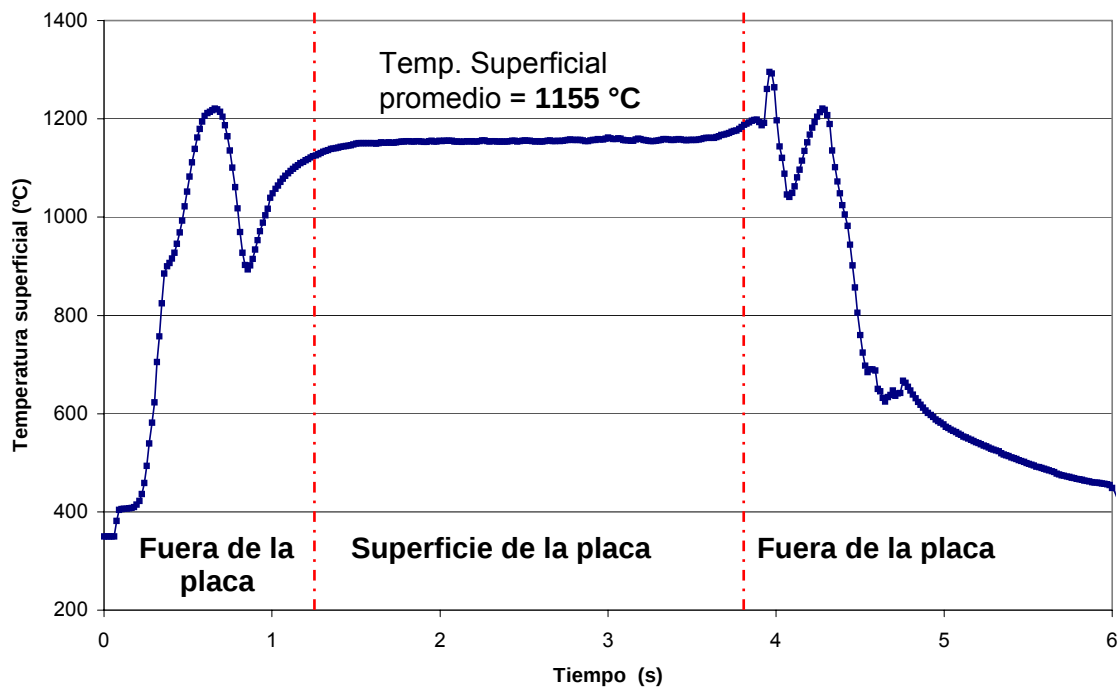


Figura 3.77. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 4.

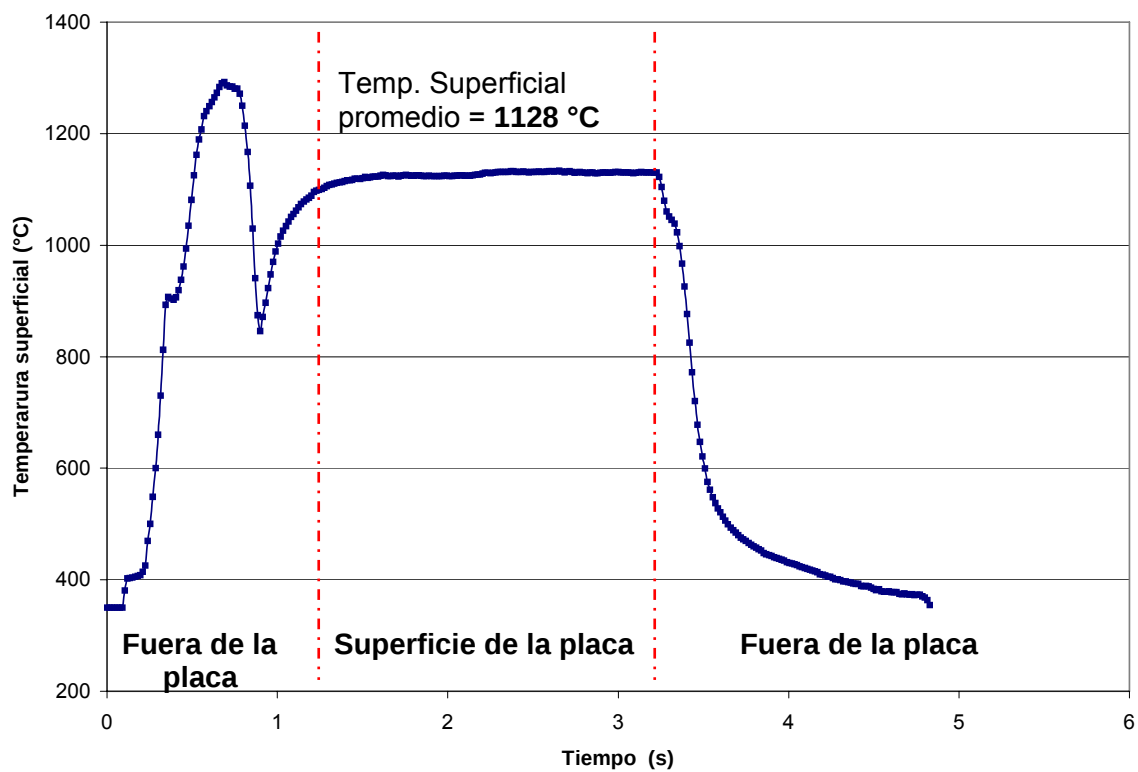


Figura 3.78. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 5.

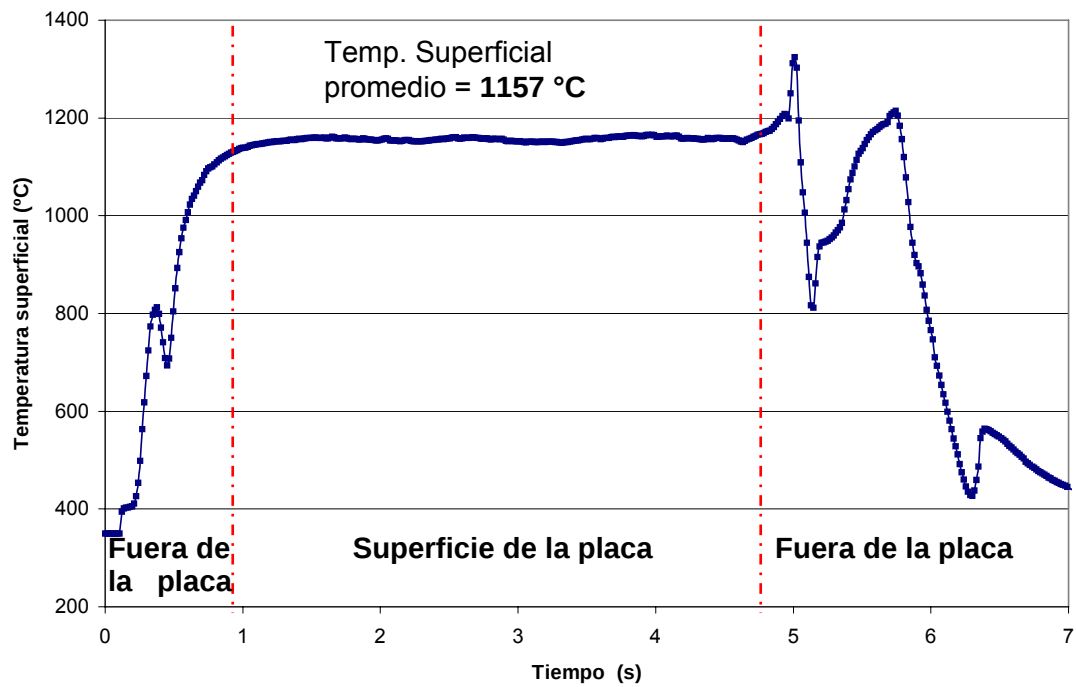


Figura 3.79. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 6.

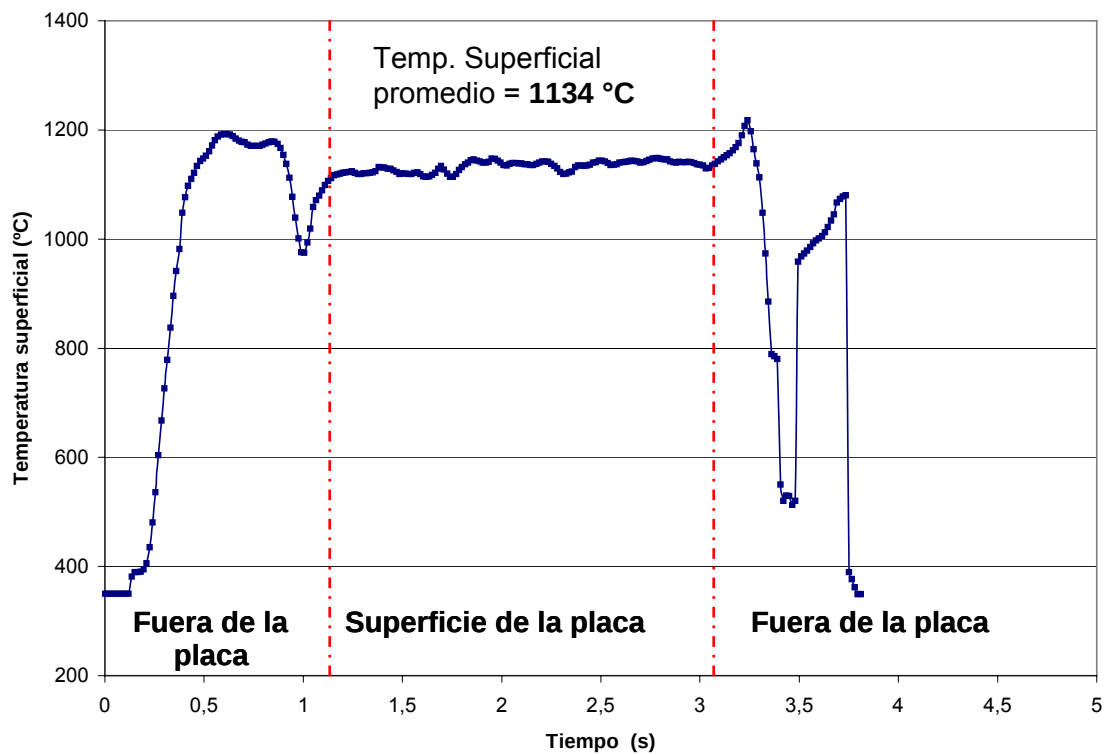


Figura 3.80. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 7.

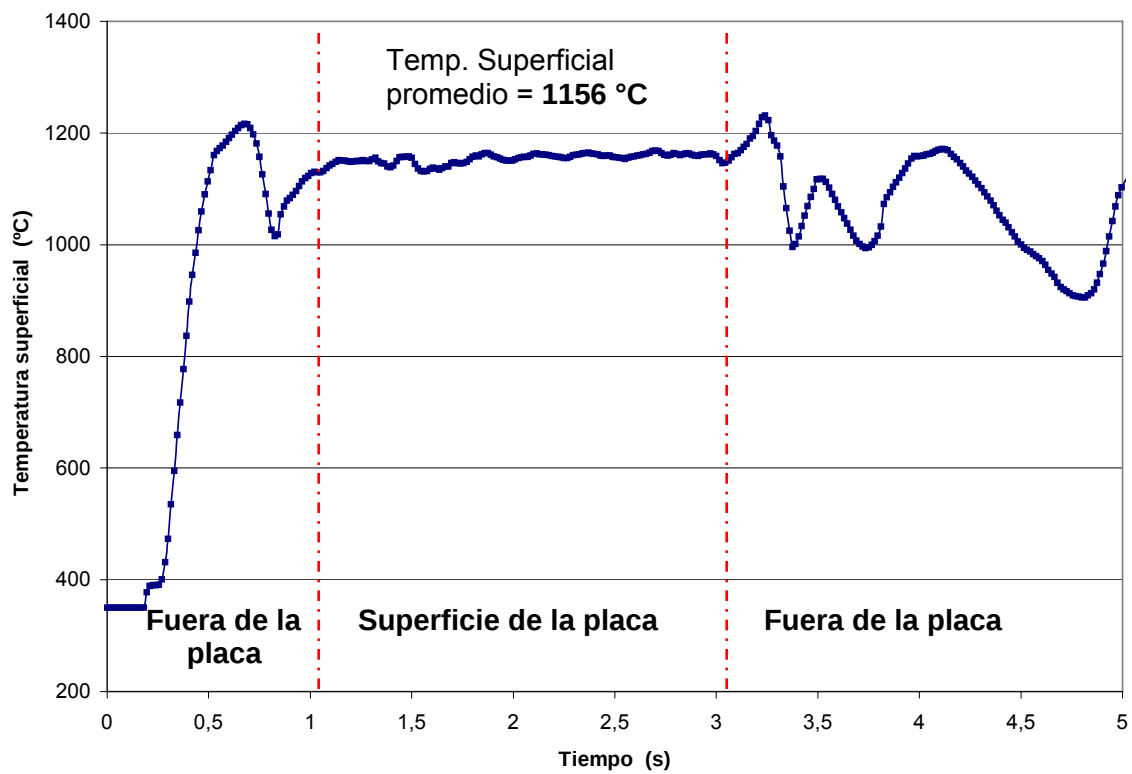


Figura 3.81. Lecturas de temperatura superficial, de la probeta 8.

3.5.3 Análisis de microdureza

En la Figura 3.82 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 1, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.58 a) -1), y el perfil de la orilla del haz (Figura 3.59 a) -2), en el cual se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, esto se debe a que la temperatura superficial en el centro del haz es mayor, por lo tanto el tiempo de enfriamiento es mayor que el de las orillas, la temperatura en las orillas del área del haz es menor, debido a la distribución de energía característica del haz láser es gaussiana en el eje menor y en forma de sombrero de copa en el eje mayor, por lo tanto, el perfil de durezas del extremo del haz presenta valores de durezas mayores, esto se debe a que el tiempo de enfriamiento en los extremos del haz es ligeramente más rápido que en el centro del área del haz, lo que indica que la estructura martensítica obtenida en los extremos del haz, es más uniforme que en el centro del mismo.

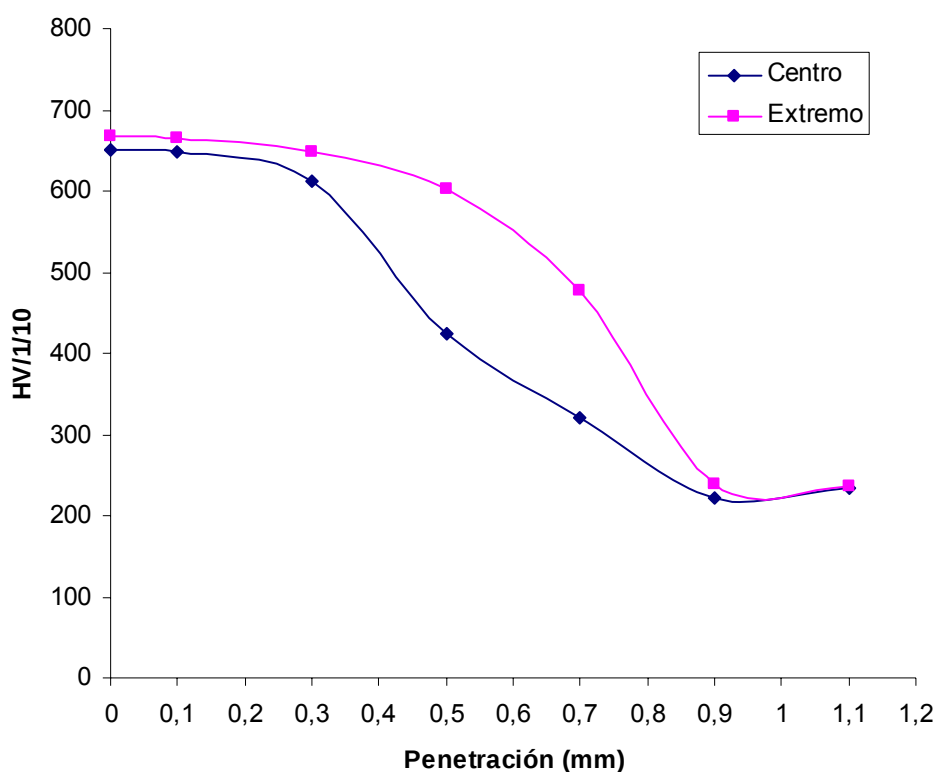


Figura 3.82. Distribución de microdurezas para la probeta 1.

En la Figura 3.83 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 2, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.60 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.61 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, de la misma manera que en la Figura 3.82. Sin embargo los valores de dureza que se obtienen en la probeta 2 son mayores a los obtenidos en la probeta 1, esto se debe a la diferencia en las temperaturas superficiales.

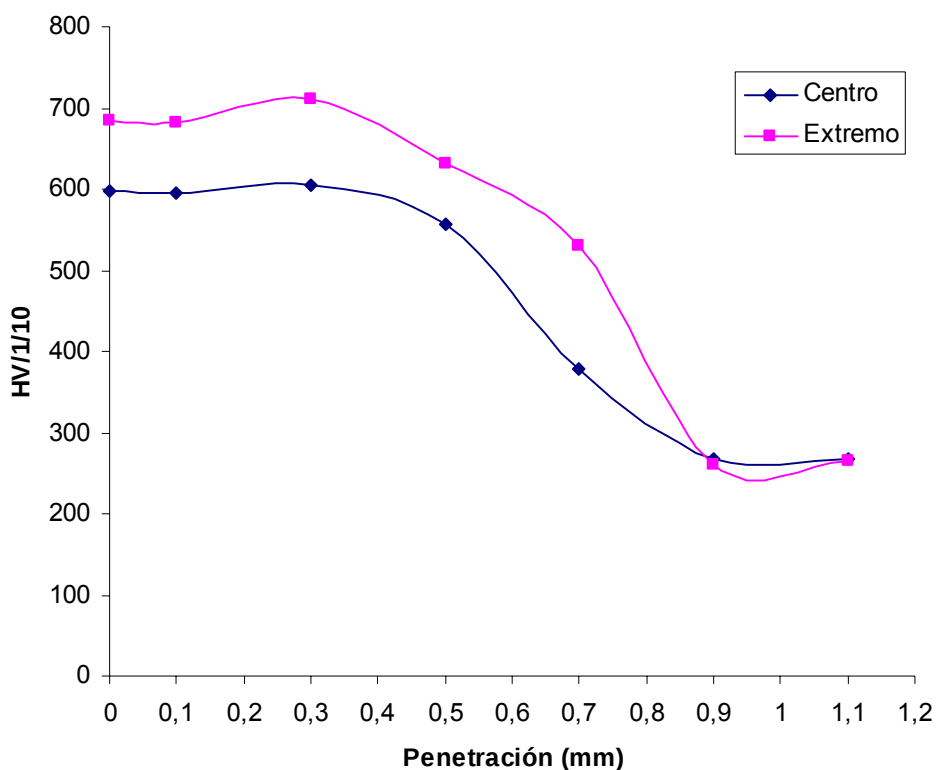


Figura 3.83. Distribución de microdurezas para la probeta 2.

En la Figura 3.84 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 3, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.62 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.62 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas mayores, a diferencia de las probetas 1 y 2, esto no quiere decir que la temperatura superficial en el centro del haz sea menor, si no que la distribución de temperatura interna alcanza penetraciones mayores en el centro del haz.

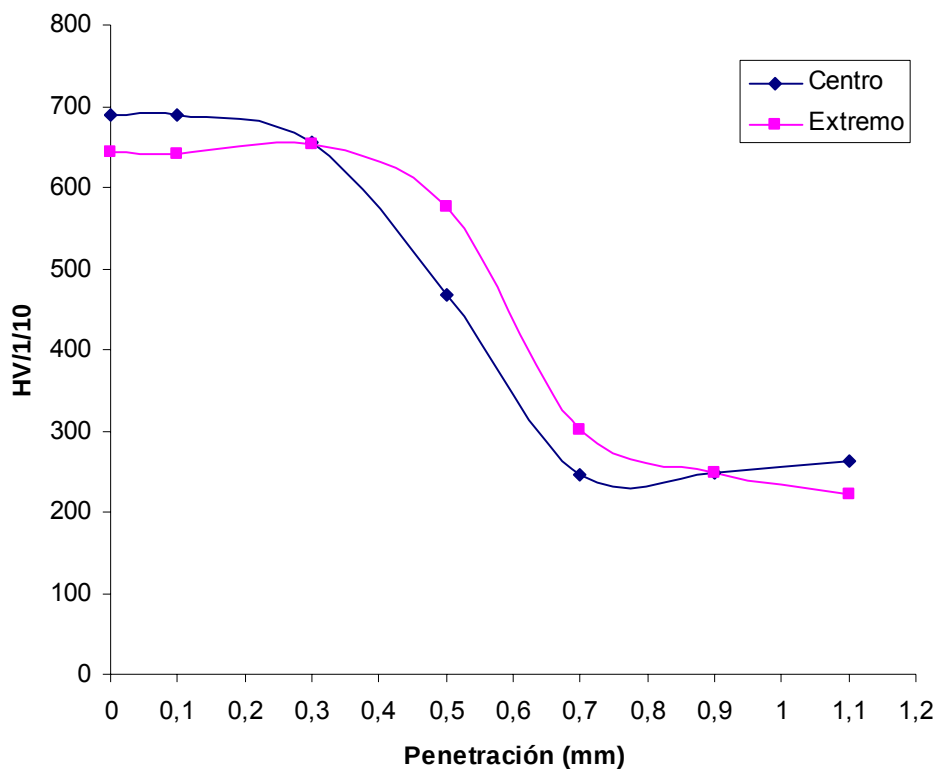


Figura 3.84. Distribución de microdurezas para la probeta 3.

En la Figura 3.85 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 4, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.63 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.64 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, de la misma manera que en la Figura 3.82 y 3.83. Sin embargo el perfil de dureza del extremo no presenta los valores de dureza máxima en la superficie, esto se debe a una posible decarburación del acero en la superficie, debido a las altas temperaturas superficiales que se obtienen con estas condiciones.

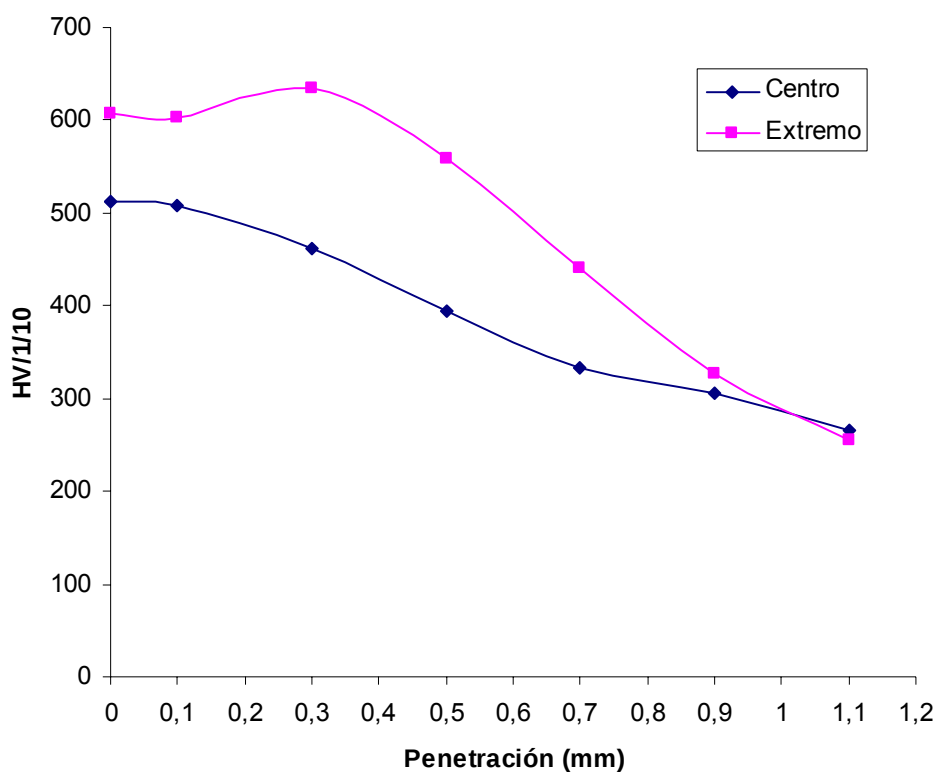


Figura 3.85. Distribución de microdurezas para la probeta 4.

En la Figura 3.86 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 5, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.65 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.66 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, de la misma manera que en la Figura 8.32 y 8.33. Sin embargo los valores de dureza que se obtienen en la probeta 5 son mayores a los obtenidos en las probetas 1, 2 y 4 esto se debe a la diferencia en las temperaturas superficiales.

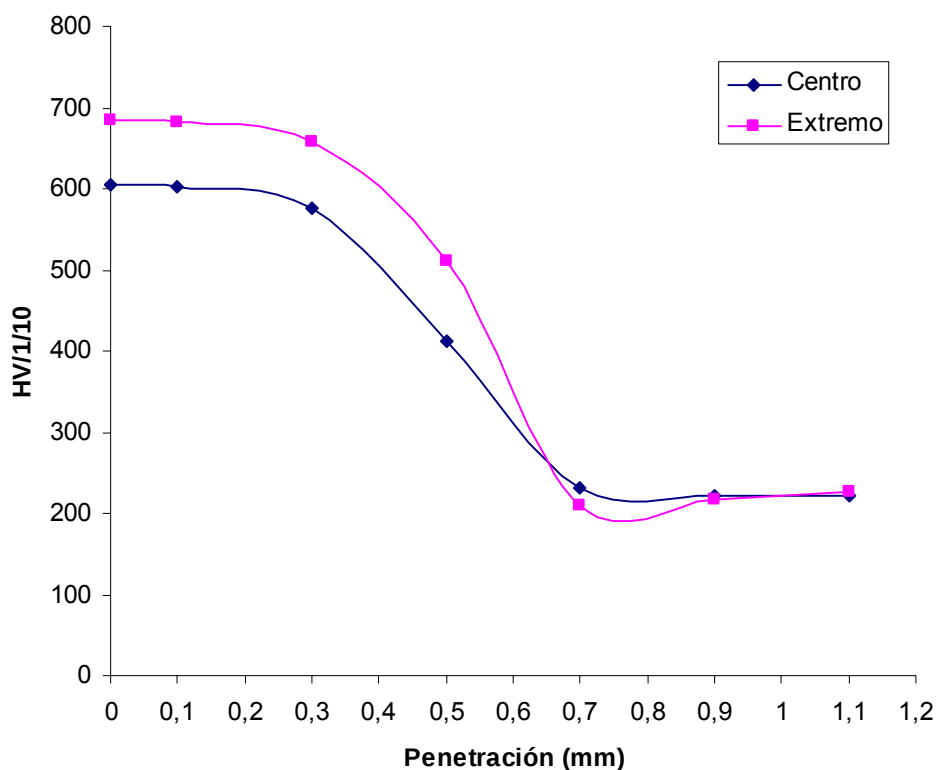


Figura 3.86. Distribución de microdurezas para la probeta 5.

En la Figura 3.87 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 6, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.67 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.68 a)-2), donde se observa que los perfiles de dureza en el centro y en el extremo del haz son casi iguales, lo que indica que al utilizar estas condiciones la distribución de temperatura interna de la placa es mas uniforme, por lo que se obtiene una microestructura mas homogénea en el área afectada por el calor.

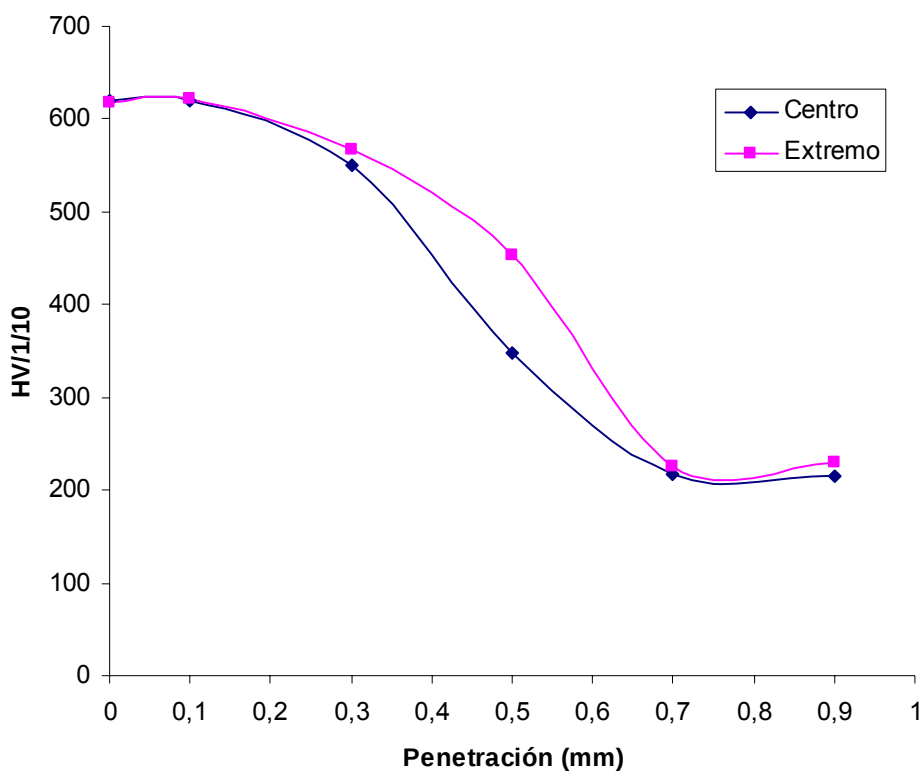


Figura 3.87. Distribución de microdurezas para la probeta 6.

En la Figura 3.88 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 7, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.69 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.70 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, de la misma manera que en la Figura 3.82, 3.83 y 3.85. Sin embargo los valores de dureza que se obtienen en la probeta 7 son mayores a los obtenidos en las probetas anteriores. Esto indica que al utilizar las condiciones de procesamiento de la probeta siete, se obtiene una estructura martensítica mas fina.

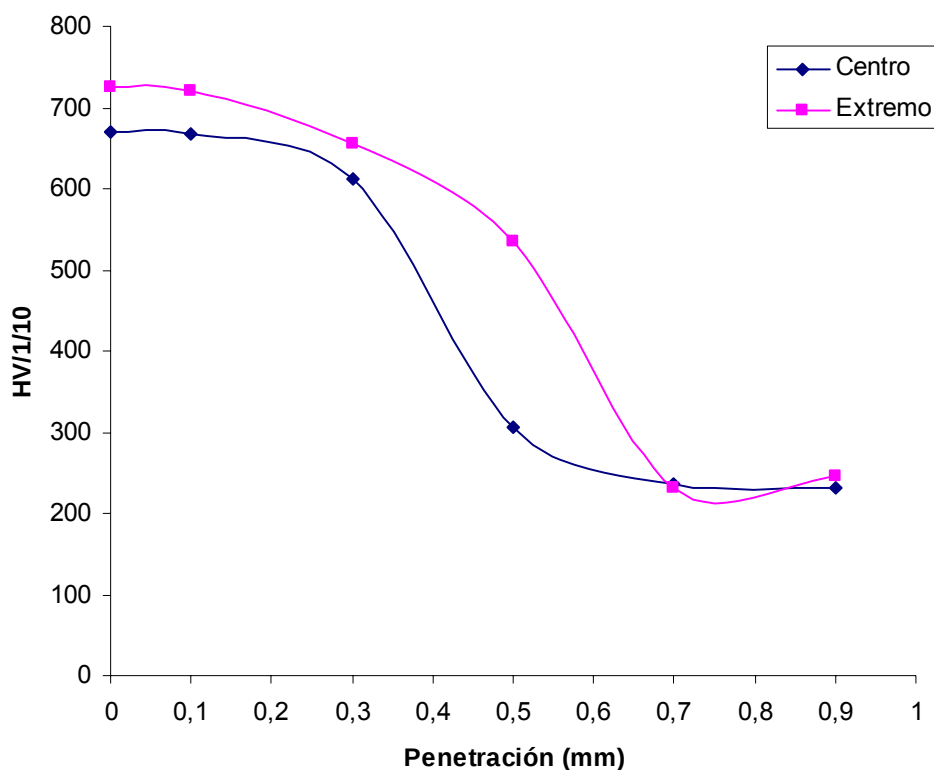


Figura 3.88. Distribución de microdurezas para la probeta 7.

En la Figura 3.89 se muestra el perfil de dureza que corresponde a la probeta 8, donde se grafican el perfil del centro de la huella del haz (Figura 3.71 a) -1), y el perfil del de la orilla del haz (Figura 3.72 a)-2), donde se observa que el perfil de dureza del centro del haz reporta durezas menores, de la misma manera que en la Figura 3.82 y 3.83. Sin embargo el perfil de dureza del extremo no presenta los valores de dureza máxima en la superficie, esto se debe a una posible decarburación del acero en la superficie, debido a las altas temperaturas superficiales que se obtienen con estas condiciones, de la misma manera que la Figura 3.85.

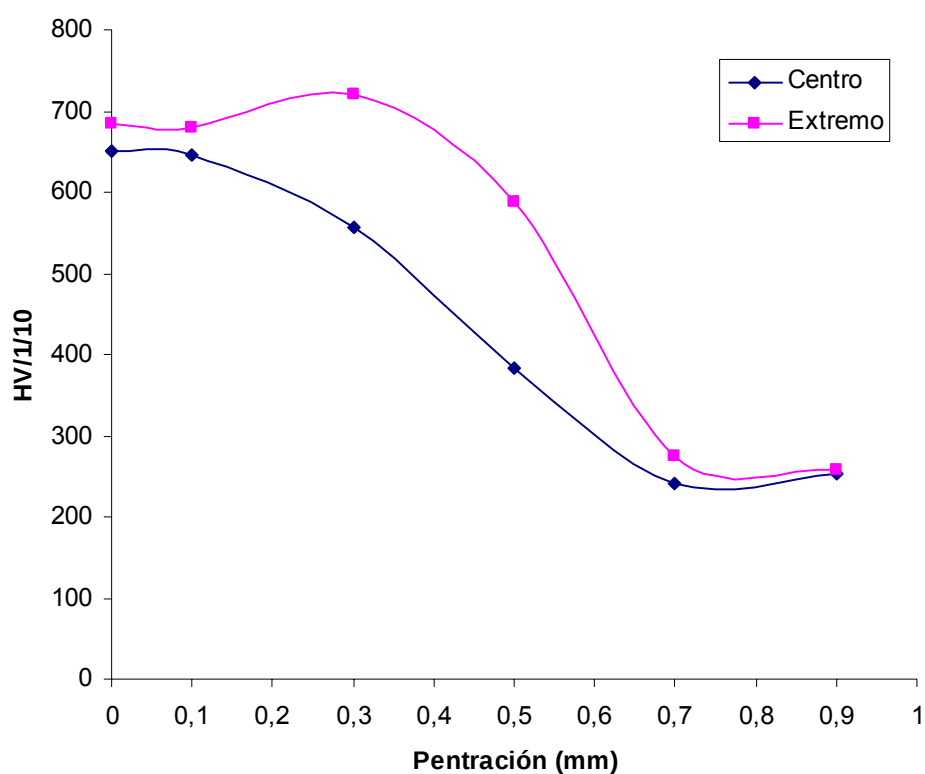


Fig.3.89. Distribución de microdurezas para la probeta 8.

3.5.1 Resumen de resultados

En la Tabla 3.3 se resumen los resultados obtenidos en las 8 probetas, con las diferentes condiciones de procesamiento. En esta tabla se observa que las condiciones óptimas de procesamiento, son las de la probeta 7, debido a los valores de dureza obtenidos y a la potencia utilizada.

Tabla 3.3. Resumen de resultados, para las 8 probetas a diferentes condiciones de procesamiento.

Probeta	1	2	3	4	5	6	7	8
Potencia (W)	2800	2800	2800	2800	2350	2350	2350	2350
Velocidad (mm/s)	8.333	10	9.166	7.5	10	9.166	10	9.166
Tiempo de interacción (s)	0.444	0.37	0.403	0.493	0.37	0.403	0.37	0.4036
Recubrimiento superficial	No	No	No	No	No	No	Oxido	Oxido
Absorvancia	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.70	0.70
Densidad de potencia (w/cm ²)	669.120	669.120	669.120	669.120	692.64	692.64	969.700	969.700
Densidad de energía (J)	297.1012	247.574	270.083	330.099	207.793	226.5	290.910	317.28
Velocidad de enfriamiento (°C/s)	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s	> 80 °C/s
Espesor aproximado de la capa endurecida teórica (mm)	0.80	0.80	0.80	0.80	0.80	0.80	0.80	0.80
Espesor de la capa endurecida experimental (mm)	0.784	0.712	0.790	0.894	0.700	0.797	0.556	0.637
Temperatura superficial teórica (°C)	1304	1191	1244	1375	1221	1234	1464	1480
Temperatura superficial experimental (°C)	1155.189	1155.32	1155.77	1155.448	1127.68	1156.99	1133.61 1	1154.811
Dureza superficial (HV)	665	710	688	635	685	640	721	722
Tamaño del haz (cm)	3.7x20	3.7x20	3.7x20	3.7x20	3.7x18	3.7x18	3.7x18	3.7x18
Área del haz (cm ²)	2.0923	2.0923	2.0923	2.0923	1.6964	1.6964	1.6964	1.6964

Conclusiones

Conclusiones

- La predicción de temperaturas por los modelos de Bass, Adams y Ashby y Easterling, son muy similares a los resultados que se obtienen experimentalmente, como se observa en la Tabla 3.3, lo que demuestra que existe la posibilidad de predecir el espesor de la capa templada, en base a la temperatura que se alcanza durante el proceso de temple superficial con láser de diodo.
- Con los resultados obtenidos en este trabajo, se demuestra que el Láser diodo de alta potencia es capaz de realizar un temple superficial y localizado en placas de acero.
- Se demuestra que mediante este proceso es posible obtener una estructura 100% martensítica, en un acero AISI-SAE 1045 en la superficie de la pieza templada.
- El método desarrollado no requiere ningún medio de enfriamiento especial ni atmósferas controladas, para que se lleve a cabo la transformación martensítica.
- La velocidad del proceso de temple por láser diodo de alta potencia supera en 4 veces la velocidad de proceso alcanzada por la aplicación de un temple por inducción (basado en los procesos industriales aplicados actualmente), debido a la velocidad que alcanza, a la eficiencia con la que cuenta y su flexibilidad para operar en variedad de geometrías con el mismo equipo.

Recomendaciones y trabajo a futuro

Recomendaciones y trabajo futuro

- En un trabajo futuro, se recomienda aplicar el temple superficial con láser en aceros de templabilidad diferente a los aceros al carbono, como es el caso de los aceros inoxidables y los aceros microaleados; para realizar una comparación de la respuesta que presenta cada uno de ellos, al ser sometidos a este proceso de transformación.
- Además de repetir el tratamiento, con las mismas condiciones de procesamiento, para demostrar la repetibilidad que caracteriza a este proceso.
- Por último se recomienda realizar un estudio con respecto a la absorvancia, en el acero AISI-1045, variando las condiciones superficiales de la placa (aplicando recubrimientos de grafito u óxido), para observar la respuesta que presenta bajo estas condiciones.

Anexos

Anexo 1

Ubicación de LORTEK en España – País Vasco.

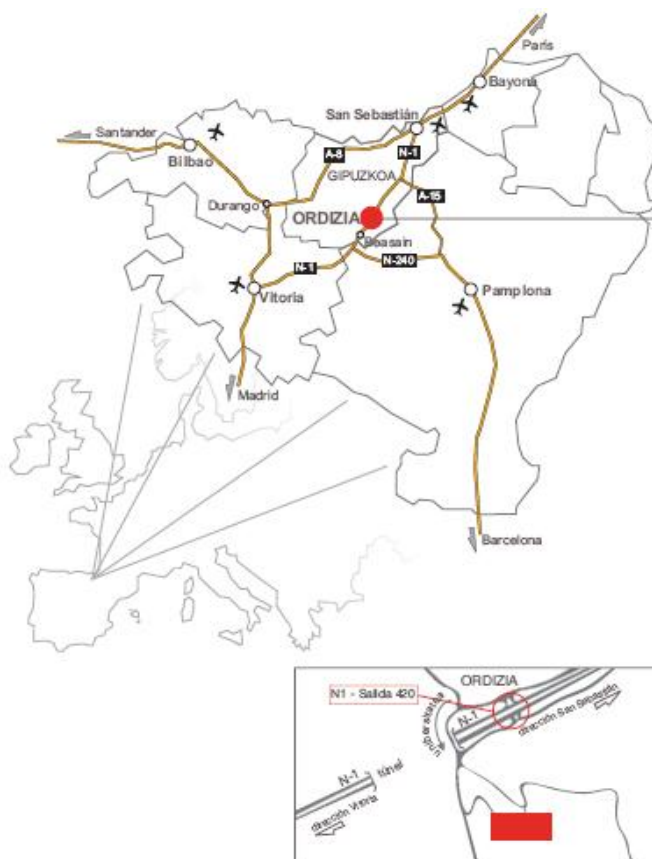


Figura 1.1. Ubicación geográfica del Centro de Investigación en Tecnologías de Unión, LORTEK.

Anexo 2

Tabla de equivalencias de microdurezas [11].

Tabla 2.1. Tabla comparativa de dureza y resistencia [11].

Brinell		Resistencia a la tracción (kg/mm ²)	Rockwell	Vickers
Dia. impr. mm. Carga 3,000 kg. Esfera 10 mm.	Dureza HB	Aceros al carbono HB × 0.36	HRC Cono de diamante Carga 150 kg	Pirámide de diamante
(2.05)	(898.0)	323.3		
(2.10)	(857.0)	308.5		
(2.15)	(817.0)	294.1		
(2.20)	(780.0)	280.8	70	1150
(2.25)	(745.0)	268.2	68	1050
(2.30)	(712.0)	256.3	66	960
(2.35)	(682.0)	245.5	64	885
(2.40)	(653.0)	235.1	62	820
(2.45)	(627.0)	225.7	60	765
(2.50)	(601.0)	216.4	58	717
2.55	578	208.1	57	675
2.60	555	199.8	55	633
2.65	534	192.2	53	598
2.70	514	185.0	52	567
2.75	495	178.2	50	540
2.80	477	171.7	49	515
2.85	461	166.0	47	494
2.90	444	159.8	46	472
2.95	429	154.4	45	454
3.00	415	149.4	44	437
3.05	401	144.4	42	420
3.10	388	139.7	41	404
3.15	375	135.0	40	389
3.20	363	130.7	38	375
3.25	352	129.7	37	363
3.30	341	122.8	36	350
3.35	331	119.2	35	339

3.40	321	115.6	34	327
3.45	311	112.0	33	316
3.50	302	108.7	32	305
3.55	293	105.5	31	296
3.60	285	102.6	30	287
3.65	277	99.7	29	279
3.70	269	96.9	28	270
3.75	262	94.3	26	263
3.80	255	91.8	25	256
3.85	248	89.3	24	248
3.90	241	86.8	23	241
3.95	235	84.6	22	235
4.00	229	82.4	21	229
4.05	223	80.3	20	223
4.10	217	78.1	(18.0)	217
4.15	212	76.3	(17.0)	212
4.20	207	74.5	(16.0)	207
4.25	202	72.7	(15.0)	202
4.30	197	70.9	(13.0)	197
4.35	192	69.1	(12.0)	192
4.40	187	67.3	(10.0)	187
4.45	183	65.9	(9.0)	183
4.50	179	64.4	(8.0)	179
4.55	174	62.6	(7.0)	174
4.60	170	61.2	(6.0)	170
4.65	166	59.8	(4.0)	166
4.70	163	58.7	(3.0)	163
4.75	159	57.2	(2.0)	159
4.80	156	56.2	(1.0)	156
4.85	153	55.1		153
4.90	149	53.6		149
4.95	146	52.6		146
5.00	143	51.5		143
5.05	140	50.4		140
5.10	137	49.3		137
5.15	134	48.2		134
5.20	131	47.2		131
5.25	128	46.1		128
5.30	126	45.4		126
5.35	124	44.6		124
5.40	121	43.6		121
5.45	118	42.5		118
5.50	116	41.8		116

5.55	114	41.0	114
5.60	112	40.3	112
5.65	109	39.2	109
5.70	107	38.5	107
5.75	105	37.8	105
5.80	103	37.1	103
5.85	101	36.4	101
5.90	99	35.6	99
5.95	97	34.9	97
6.00	95	34.2	95

Anexo 3

Tabla 3.1. Constantes utilizadas en los cálculos de la temperatura superficial, distribución de temperatura interna y la velocidad de enfriamiento.

Simbolo	Constante	Valor
k	Conductividad térmica	54 W/m°K
α	Difusividad térmica	1.474×10^{-5} m ² /s

Tabla 3.2. Valores de la temperatura superficial pronosticada por medio del modelo de Bass, con velocidades de 1.0 a 5.0 mm/s, en un rango de potencia de 100-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1 mm/s	v = 2 mm/s	v = 3 mm/s	v = 4 mm/s	v = 5 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
100	523	370	302	262	234
110	575	407	332	288	257
120	628	444	362	314	281
130	680	481	393	340	304
140	732	518	423	366	327
150	785	555	453	392	351
160	837	592	483	418	374
170	889	629	513	445	398
180	941	666	543	471	421
190	994	703	574	497	444
200	1046	740	604	523	468
210	1098	777	634	549	491
220	1151	814	664	575	515
230	1203	851	694	601	538
240	1255	888	725	628	561
250	1308	925	755	654	585
260	1360	962	785	680	608
270	1412	999	815	706	632
280	1464	1035	845	732	655
290	1517	1072	876	758	678
300	1569	1109	906	785	702

Tabla 3.3. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.10 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	710	485	386
160	757	517	412
170	804	549	437
180	851	580	462
190	898	612	487
200	945	644	513
210	992	676	538
220	1039	708	563
230	1086	740	588
240	1133	772	614
250	1180	804	639
260	1227	836	664
270	1274	868	689
280	1321	899	715
290	1368	931	740
300	1415	963	765

Tabla 3.4. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.20 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	648	431	338
160	691	459	359
170	734	487	381
180	776	515	403
190	819	543	424
200	862	571	446
210	904	599	468
220	947	627	490
230	990	655	511
240	1033	683	533
250	1075	712	555
260	1118	740	577
270	1161	768	598
280	1203	796	620
290	1246	824	642
300	1289	852	663

Tabla 3.5. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.30 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	597	389	300
160	636	414	319
170	675	439	339
180	714	464	358
190	753	489	377
200	793	514	396
210	832	539	415
220	871	564	434
230	910	589	453
240	949	614	472
250	988	639	491
260	1027	664	510
270	1066	689	529
280	1105	714	548
290	1144	739	567
300	1183	764	586

Tabla 3.6. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.40 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	554	354	271
160	590	377	288
170	626	399	305
180	662	422	322
190	698	445	339
200	734	467	356
210	770	490	373
220	806	512	390
230	842	535	407
240	878	557	424
250	914	580	441
260	950	603	458
270	986	625	475
280	1022	648	492
290	1058	670	509
300	1094	693	526

Tabla 3.7. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.50 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	516	326	248
160	550	346	263
170	583	367	278
180	617	388	293
190	650	408	309
200	684	429	324
210	717	449	339
220	750	470	355
230	784	490	370
240	817	511	385
250	851	532	400
260	884	552	416
270	918	573	431
280	951	593	446
290	985	614	462
300	1018	634	477

Tabla 3.8. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.60 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	484	302	228
160	515	321	242
170	546	340	256
180	578	359	270
190	609	377	284
200	640	396	298
210	671	415	312
220	702	434	325
230	734	453	339
240	765	472	353
250	796	491	367
260	827	510	381
270	858	529	395
280	890	548	409
290	921	566	423
300	952	585	437

Tabla 3.9. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.70 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	456	281	212
160	485	299	225
170	514	316	237
180	543	334	250
190	572	351	263
200	602	369	276
210	631	386	288
220	660	404	301
230	689	421	314
240	719	439	327
250	748	456	339
260	777	474	352
270	806	491	365
280	836	509	378
290	865	526	390
300	894	544	403

Tabla 3.9. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.80 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	430	264	198
160	458	280	210
170	485	296	221
180	513	313	233
190	540	329	245
200	568	345	257
210	595	361	269
220	623	378	280
230	650	394	292
240	678	410	304
250	705	426	316
260	733	443	328
270	760	459	339
280	788	475	351
290	815	491	363
300	843	508	375

Tabla 3.10. Valores de la temperatura interna a una penetración de 0.90 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las temperaturas de asutenización.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)	Temp. de pico (°C)
150	408	248	186
160	434	264	197
170	460	279	208
180	486	294	219
190	512	309	230
200	538	324	241
210	564	340	252
220	590	355	263
230	616	370	273
240	642	385	284
250	668	400	295
260	694	416	306
270	720	431	317
280	746	446	328
290	772	461	339
300	798	476	350

Anexo 4

Para determinar la mínima velocidad de enfriamiento para producir 100 % de martensita en la superficie de una plac de acero AISI 1045 templada mediante láser.

Solución:

$$V_{cr} = \frac{A_1 - T_{min}}{1.5(t_{min.})} (^{\circ}C / s) \dots\dots\dots(4.1)$$

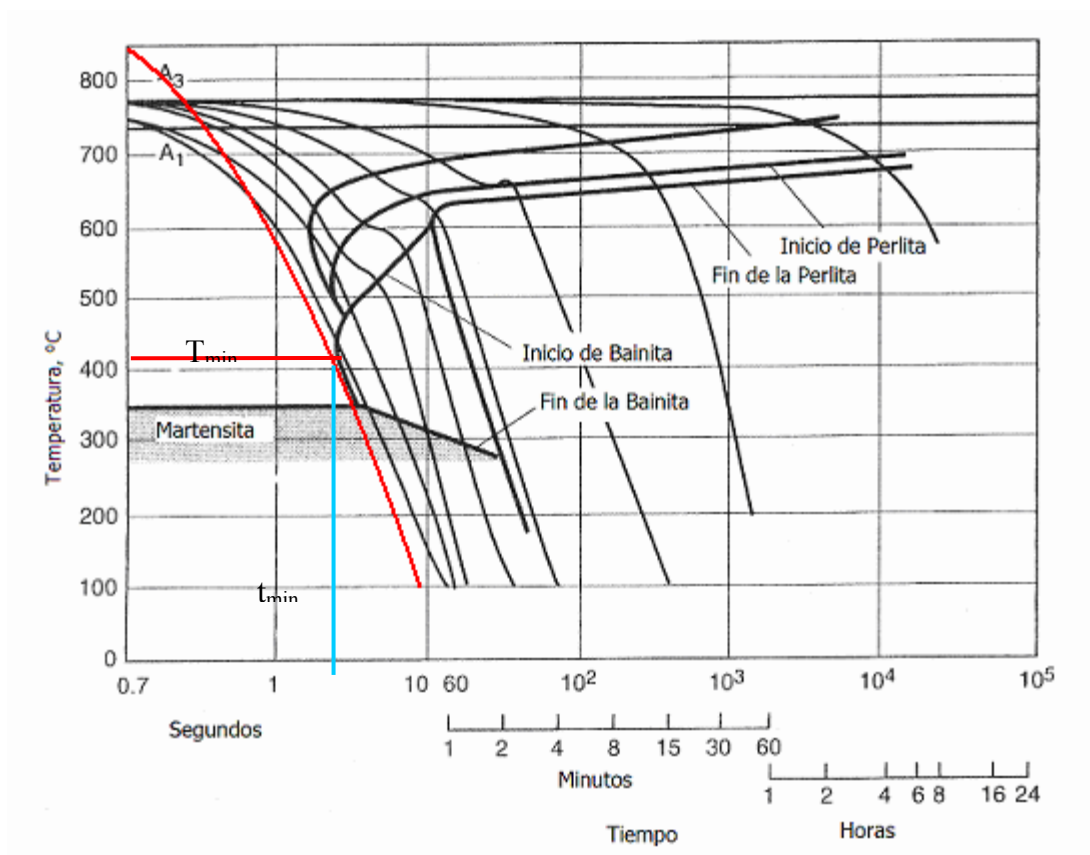
Donde:

V_{cr} = Velocidad crítica de enfriamiento ($^{\circ}C/s$).

A_1 = Temperatura A_1 ($^{\circ}C$).

T_{min} = Temperatura mínima ($^{\circ}C$).

t_{min} = tiempo mínimo (s).



Se calcula la temperatura Ac_1 de acuerdo a la Ecuación 4.1:

$$Ac_1 = 755 - 33 \%C + 23.3 \%Si - 77.8 \%Mn + 17.1 \%Cr + 4.5 \%Mo + 15.5 \%V$$

Datos de acuerdo al diagrama tenemos:

$$T_{min.} = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$t_{min.} = 4\text{ s.}$$

Aplicando la formula tenemos que $V_{cr} = 50.1985\text{ }^{\circ}\text{C/seg.}$

Anexo 5

Tabla 5.1. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.10 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	685	460	361
160	732	492	386
170	779	523	412
180	826	555	437
190	873	587	462
200	920	619	487
210	967	651	513
220	1014	683	538
230	1061	715	563
240	1108	747	588
250	1155	779	614
260	1202	810	639
270	1249	842	664
280	1296	874	689
290	1343	906	715
300	1390	938	740

Tabla 5.2. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.20 mm, con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica.

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	623	406	312
160	666	434	334
170	709	462	356
180	751	490	378
190	794	518	399
200	837	546	421
210	879	574	443
220	922	602	464
230	965	630	486
240	1007	658	508
250	1050	686	529
260	1093	714	551
270	1136	742	573
280	1178	770	595
290	1221	799	616
300	1264	827	638

Tabla 5.3. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.30 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	572	364	275
160	611	389	294
170	650	414	313
180	689	439	332
190	728	464	351
200	768	489	370
210	807	514	390
220	846	539	409
230	885	564	428
240	924	589	447
250	963	614	466
260	1002	639	485
270	1041	664	504
280	1080	689	523
290	1119	714	542
300	1158	739	561

Tabla 5.4. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.40 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1 mm/s	v = 2 mm/s	v = 3 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	529	329	246
160	565	352	263
170	601	374	280
180	637	397	297
190	673	419	314
200	709	442	331
210	745	465	348
220	781	487	365
230	817	510	382
240	853	532	399
250	889	555	416
260	925	578	433
270	961	600	449
280	997	623	466
290	1033	645	483
300	1069	668	500

Tabla 5.5. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.50 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	491	301	222
160	525	321	238
170	558	342	253
180	592	362	268
190	625	383	284
200	659	404	299
210	692	424	314
220	725	445	329
230	759	465	345
240	792	486	360
250	826	506	375
260	859	527	390
270	893	548	406
280	926	568	421
290	960	589	436
300	993	609	452

Tabla 5.6. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.60 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	459	277	203
160	490	296	217
170	521	315	231
180	553	333	245
190	584	352	259
200	615	371	272
210	646	390	286
220	677	409	300
230	708	428	314
240	740	447	328
250	771	466	342
260	802	485	356
270	833	504	370
280	864	522	384
290	896	541	398
300	927	560	411

Tabla 5.7. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.70 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	431	256	187
160	460	274	199
170	489	291	212
180	518	309	225
190	547	326	238
200	577	344	250
210	606	361	263
220	635	379	276
230	664	396	289
240	694	414	301
250	723	431	314
260	752	449	327
270	781	466	340
280	811	484	352
290	840	501	365
300	869	518	378

Tabla 5.8. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.80 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	405	239	173
160	433	255	185
170	460	271	196
180	488	288	208
190	515	304	220
200	543	320	232
210	570	336	243
220	598	353	255
230	625	369	267
240	653	385	279
250	680	401	291
260	708	418	302
270	735	434	314
280	763	450	326
290	790	466	338
300	818	483	349

Tabla 5.9. Valores de la velocidad de enfriamiento a una penetración de 0.90 mm con velocidades de 1.0 a 3.0 mm/s, en un rango de potencia de 150-300 W. El área gris representa las velocidades que están por encima de la velocidad crítica

Velocidad	v = 1.0 mm/s	v = 2.0 mm/s	v = 3.0 mm/s
Intensidad del haz láser (W)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)	Vel de enfriamiento (°C/s)
150	405	239	173
160	433	255	185
170	460	271	196
180	488	288	208
190	515	304	220
200	543	320	232
210	570	336	243
220	598	353	255
230	625	369	267
240	653	385	279
250	680	401	291
260	708	418	302
270	735	434	314
280	763	450	326
290	790	466	338
300	818	483	349

Bibliografía

Bibliografía

- [1] L. Li. **“The advances and characteristics of high-power diode laser materials processing”**. Elsevier. Optics and Lasers in Engineering, 34 (2000). pp. 231-253.
- [2] G. Muñiz, A. Conde, B. J. Fernández, R. Varela, I. García y J. de Damborenea. **“Tratamiento térmico con laser de cuchillas de acero para uso agrícola”**. 2ª ed., LIMUSA S. A. de C. V., Noriega Editores, 2001. pp. 167-174.
- [3] George Krauss. **“Steels: Heat Treatment and Processing Principles”**. ASM International. Metals Park, Ohio, 1990. Pp. 1,107-114.
- [4] American Society for Metals. **“Metals Handbook Heat Treating”**. 9th ed. American Society for Metals, Vol. 4, Metals Park, Ohio, 1985, pp 109-116, 455-470.
- [5] V. López, B. fernández, J. Ma. Belló, J. Ruiz y F. Zubiri. **“Influence of previous structure on laser surface hardening of a 1045 steel”**. ISIJ International, Vol. 35 (1995) 1394-1399.
- [6] G. Seibold, F. Dausinger y H. Hügel. **“Absorbity of Nd:YAG laser radiation in iron and steel depending on temperature and surface condition”**. SourceBook on Applications of the Laser in Metalworking, American Society for Metal, Metals Park, Ohio, pp. 9-13.
- [7] X. F. Wang, X. D. Lu, G. N. Chen, Sh. G. Hu y Y. P. Su. **“Resarch on the temperature field in laser hardening”**. Optics and laser technology 38 (2006) 8-13.
- [8] Amadeo Sánchez Castillo. **“Soldadura mediante láser diodo de alta potencia de aceros al carbono endurecibles”**. Tesis doctoral, Universidad de Vigo, 2002, pp. 45-48.
- [9] H. Panstar, V Kujanpää. **“Comparison of diode laser transformation hardening of heat treatable steels and martensitic stainless steels”**. International

conference on applications on laser and electro-optics (ICALEO). Miami (2003), pp. 29-36.

- [10] DEFORM-3D HT
- [11] American Society for Metals. **“Metals Handbook Properties and Selection: Iron and Steels”**. American Society for Metals. 9th ed. American Society for Metals, Vol. 1, Metals Park, Ohio, 1985, pp 109-116, 455-470.
- [12] G.H. Harth, W.C. Leslie, W.G. Gregson, B.A. Sander. **“Laser Heat Treating of the Steel”**. Source book on Application of laser in metalworking. ASM 1981. pp. 172-177.
- [13] Sánchez-Castillo, J. Pou, F. Lusquiños, F. Quintero, R. Soto, M. Boutinguiza, M. Saavedra, M. Pérez-Amor. **“Características dimensionales de soldaduras formadas sobre el acero AISI 1045 mediante la aplicación del láser diodo de alta potencia”**. Revista de Metalurgia. Vol 40. Madrid 2004, pp. 204-208.
- [14] Eng. S.N.G., A. Watson. **“Characterization of CO₂ and Diode Laser Welding of High Carbon Steels”**. Physical Metallurgy, Editado por R. W. Cahn, P. Haasen, North-Holland Physics Publishing, Oxford, 1983, pp. 934-1029.
- [15] Lankford W. T., Samways N. L., Craven R. F., Mc Cannon H. E. **“The Making, Shaping and Treating of Steel”**. 10^a ed. Association of Iron and Steels Engineers, Pittsburg, Pennsylvania, 1985 pp. 277-1238.
- [16] José María Lasheras y Esteban. **“Tecnología del acero”**. CEDEL 1978, Bilbao.
- [17] Society of Automotive Engineers, inc. **“SAE Handbook Standards Information Reports Recommended Practices”**. Society of Automotive Engineers, inc., Two Pennsylvania Plaza, New York, New York 10001, 1971. pp 6-13, 64.
- [18] Joseph W. Giachino, William Weeks. **“Técnica y Práctica de la Soldadura”**. Editorial Reverte. Barcelona 1981.

- [19] ESPASA-CALPE, **“Diccionario Enciclopédico”**. 8ª ed, Tomo 22, ESPASA-CALPE, Madrid, 1979, pp. 795.
- [20] E. Hornbogen. **“Physical Metallurgy of Steels”**. Physical Metallurgy, Editado por R. W. Cahn, P. Haasen, North-Holland Physics Publishing, Oxford, 1983, pp. 1076-1138.
- [21] H. Gleiter. **“Microstructures”**. Physical Metallurgy, Editado por R.W.Cahn, P. Haasen, North-Holland Physics Publishing, Oxford, 1983, pp. 650-712.
- [22] ASM International the Materials Information Society. **“Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel”**. Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue. Metals Park, Ohio 44073-0002. pp. 249.
- [23] Sir Robert Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia. **“STEELS Microstructure and Properties”**. 2ª ed. Ed. Edward Arnold. 1981. pp. 83-114.
- [24] Raymond A. Serway. **“Física”**. 4ª ed. Tomo 2, Ed. McGraw-Hill, 1997, pp. 905-919.
- [25] Sindo Kou. **“Welding Metallurgy”**. John-Wiley & Sons, New York, 1987, pp. 5-9.
- [26] Rofin-Sinar Technologies, GmbH. **“Introduction to Industrial Laser Materials Processing”**. Rofin-Sinar Technologies, GmbH.
- [27] G. Sayegh, R. Cazes, A.M. Sciaky. **“The laser’s position in the industrial marketplace”**. Source Book on Applications of the Laser in Metalworking, American Society for Metal, Metals Park, Ohio, pp. 9-13.
- [28] R. G. Green Managing Editor. **“The laser’s position in the industrial marketplace”**. Source Book on Applications of the Laser in Metalworking, American Society for Metal, Metals Park, Ohio, pp. 14-25.
- [29] G. W. Castellan. **“Fisicoquímica”**. Sistemas Técnicos de Edición, S.A. de C.V. Addison-Wesley Iberoamericana, México, 1987, 471-494.

- [30] E. Wichmann. **“Física Cuántica”**. Editorial Reverté, , Barcelona, España, 1972, pp. 104-155.
- [31] William T. Silvast. **“Laser Fundamentals”**. Cambridge University Press, New York, 1996, pp. 1-34.
- [32] J. Hecht. **“Understanding Lasers”**. IEEE Press, New York, 1992, pp. 263-303.
- [33] W.E. Gettys, F.J. Keller, M.J. Skove. **“Física Moderna”**. Mc Graw-Hill, Madrid, 1991, pp. 635, 1131-1135.
- [34] Donald R. Askeland. **“Ciencia e ingeniería de los materiales”**. 3ª Edición, Ed. Thomson, 1998, pp. 591-603.
- [35] M. Bradner, G. Seibold, C. Chang, F. Dausinger, H.Hügel. **“Soldering with solid state and diode lasers: Energy coupling, temperature process window”**. Journal of Laser Applications. Vol 12, No. 5, 2000, pp. 194-199.
- [36] M. Bass, **“Laser heating of solids. In Laser-Beam interactions with materials”**. Editado por M. Von Allmen y A. Blatter. Ed. Springer. New York (1995). pp. 77-115.
- [37] C. M. Adams Jr. **“Cooling rates and peak temperatures in fusion welding”**. Welding Journal, vol. 37, No. 5, American Welding Society, N. Y. (1958). pp. 210S-215S.
- [38] M. F. Ashby and Easterling. **“The transformation hardening of steel surfaces by laser beam. Hypo- eutectoid steels”**. Acta Metall. Vol. 32, No. 11 (1984), pp. 1935-1948.
- [39] American Society for Metals. **“Metals Handbook Metallographic Methods”**. 9th ed. American Society for Metals, Vol. 8, Metals Park, Ohio, 1985, pp 1-14.

- [40] American Society for Metals. "**Metals Handbook Atlas of microstructures of industrial alloys**". 7th ed. American Society for Metals. Vol. 7, Metals Park, Ohio 1972. pp. 30.