

Endurecimiento y revenido superficial mediante un haz láser oscilante

Autor: Carlos Soriano Reyes

Tesis doctoral UDC / 2022

Tutor: Armando José Yáñez Casal

Directores: Armando José Yáñez Casal / Ana Aranzabe García

Programa Oficial de Doctorado en Láser, Fotónica y Visión



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



D. Armando José Yáñez Casal, Catedrático de Ingeniería Mecánica de la Universidade da Coruña y Dña. Ana Aranzabe García, Subdirectora General y Directora de Tecnología de Tekniker, en calidad de directores de la Tesis Doctoral de D. Carlos Soriano Reyes, titulada “Endurecimiento y revenido superficial mediante un haz láser oscilante”, autorizan la presentación, lectura y defensa pública de la citada Tesis, por considerar que reúne los requisitos académicos, científicos y metodológicos requeridos.

A Coruña, 28 de febrero de 2022.

Eibar, 28 de febrero de 2022.

Fdo.: Armando José Yáñez Casal

Fdo.: Ana Aranzabe García

...“E dins havia molt singular letra e històries fetes d’estranya manera, e molt ben iluminades, que tots los qui les veren dehien que en aquell temps més pomposes ores no pogueren ésser trobades.”...

Tirant lo Blanch (1490), Joanot Martorell

Agradecimientos

Mis primeras palabras de agradecimiento van dirigidas a Tekniker, centro tecnológico ubicado en la ciudad de Eibar (Gipuzkoa), dónde se han realizado las actividades de investigación relacionadas con la tesis, facilitando y poniendo a mi disposición diferentes recursos del centro.

Quería expresar mi más sincero agradecimiento a mi tutor y director de tesis, Armando José Yáñez Casal por la ayuda prestada, paciencia y ánimos transmitidos a lo largo de todos estos años.

También quería agradecer a Ana Aranzabe García, codirectora de la tesis, por el ánimo y entusiasmo que me ha transmitido desde el principio, por los buenos consejos, tiempo dedicado y ayuda prestada para dar sentido y coherencia al trabajo.

Me gustaría dar las gracias a mis compañeros de la Unidad de Tecnologías Avanzadas de Fabricación de Tekniker, que de una y otra manera, me han animado y apoyando durante este periodo, y en especial a Goretti Alberdi, Jon Lambarri, Carmen Sanz, Iván Sáez, Josu Leunda, Mikel Madarieta y Maddi Sánchez, los cuales han contribuido en diferentes aspectos del trabajo. ¡Eskerrik asko guztioi!

Quería aprovechar para dar las gracias a mis padres, a mi hermano y su familia, por la fuerza que me han dado durante todo este tiempo, por el cariño constante recibido y estar siempre ahí cuando los necesito, a pesar de la distancia. Estoy ya saboreando la paella de la próxima reunión familiar.

No me puedo olvidar de mis suegros y de Begoña, los cuales me acogieron desde el principio en la familia como uno más, y que me han animado desde el comienzo a superar este reto, por lo que quería también mostrarles mi agradecimiento.

Finalmente, quería dedicar este trabajo a Mary y Markel, quienes me han apoyado en todo momento sin condiciones, bueno, aunque últimamente ya he oído unos cuantos ¡¡Aita a ver cuándo acabas la tesis!! y a quienes debo muchas horas de tiempo en familia que espero compensar a partir de hoy mismo con creces.

Carlos Soriano Reyes

Bilbao, a 28 de febrero de 2022

Resumo

A industria demanda cada vez máis solucións tecnolóxicas que permitan diversificar e personalizar os seus produtos. A tecnoloxía láser, dadas as súas calidades, é unha ferramenta ideal para o tratamento personalizado de superficies, sobre todo, pola flexibilidade que ofrece, grazas á posibilidade de conformar ou distribuír a enerxía do feixe de forma localizada e eficiente.

Neste traballo preséntase un estudo dos procesos de endurecemento e de revenido superficial mediante un feixe láser oscilante, conformado por medio dun escáner de espellos galvanométricos de alta dinámica e xerado por un láser de diodos de onda continua.

O estudo céntrase, por unha banda, en determinar a influencia do parámetro de frecuencia de oscilación durante o proceso de endurecemento superficial do aceiro 42CrMo4.

Doutra banda, invéstigase o efecto do proceso de revenido superficial realizado sobre unha rexión do material previamente endurecida pola mesma fonte láser, sobre a temperatura, microestrutura, estado tensional e dureza do aceiro tratado.

Finalmente, proponse unha estratexia particular de conformado, para obter un deseño optimizado de distribución de enerxía láser equivalente, capaz de endurecer e revenir de forma simultánea a superficie do material, sen necesidade de realizar ambos os procesos por separado.

Palabras chave: láser, endurecemento superficial, revenido superficial, feixe oscilante, martensita, martensita revenida, austenita retida, 42CrMo4.

Summary

Industry is increasingly demanding technological solutions for diversifying and customising its products. Laser technology, given its attributes, is an ideal tool for the personalised treatment of surfaces, above all, due to the flexibility it offers, thanks to the possibility of shaping or distributing the beam energy in a localised and efficient way.

This work presents a study of the surface hardening and tempering processes using an oscillating laser beam, shaped by means of a high-dynamic galvanometric mirror scanner and generated by a continuous wave diode laser.

The study focuses on the one hand, on determining the influence of the oscillation frequency parameter during the surface hardening process of 42CrMo4 steel.

On the other hand, the effect of the surface tempering process, carried out on a region of the material previously hardened by the same laser source, on the temperature, microstructure, stress state and hardness of the treated steel, is investigated.

Finally, a particular shaping strategy is proposed to obtain an optimised design of equivalent laser energy distribution, capable of simultaneously hardening and tempering the surface of the material, without the need to perform both processes separately.

Keywords: laser, surface hardening, surface tempering, oscillating beam, martensite, tempered martensite, retained austenite, 42CrMo4.

Resumen

La industria demanda cada vez más soluciones tecnológicas que permitan diversificar y personalizar sus productos. La tecnología láser, dadas sus cualidades, es una herramienta ideal para el tratamiento personalizado de superficies, sobre todo, por la flexibilidad que ofrece, gracias a la posibilidad de conformar o distribuir la energía del haz de forma localizada y eficiente.

En este trabajo se presenta un estudio de los procesos de endurecimiento y de revenido superficial mediante un haz láser oscilante, conformado por medio de un escáner de espejos galvanométricos de alta dinámica y generado por un láser de diodos de onda continua.

El estudio se centra, por un lado, en determinar la influencia del parámetro de frecuencia de oscilación durante el proceso de endurecimiento superficial del acero 42CrMo4.

Por otro lado, se investiga el efecto del proceso de revenido superficial realizado sobre una región del material previamente endurecida por la misma fuente láser, sobre la temperatura, microestructura, estado tensional y dureza del acero tratado.

Finalmente, se propone una estrategia particular de conformado, para obtener un diseño optimizado de distribución de energía láser equivalente, capaz de endurecer y revenir de forma simultánea la superficie del material, sin necesidad de realizar ambos procesos por separado.

Palabras clave: láser, endurecimiento superficial, revenido superficial, haz oscilante, martensita, martensita revenida, austenita retenida, 42CrMo4.

ÍNDICE DE CONTENIDOS

ÍNDICE DE FIGURAS.....	XVII
ÍNDICE DE TABLAS.....	XXI
SÍMBOLOS.....	XXIII
ACRÓNIMOS	XXV
CAPÍTULO 1. MOTIVACIÓN, HIPÓTESIS Y OBJETIVOS DE LA INVESTIGACIÓN	1
1.1 INTRODUCCIÓN.....	1
1.2 CONTEXTO DEL TRABAJO.....	3
1.2.1 <i>Endurecimiento superficial por láser</i>	5
1.2.2 <i>Revenido superficial por láser</i>	8
1.3 HIPÓTESIS DE INVESTIGACIÓN	9
1.4 OBJETIVOS.....	10
1.5 ESTRUCTURA DE LA TESIS	11
1.6 REFERENCIAS.....	13
CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE	15
2.1 INTRODUCCIÓN.....	15
2.2 FUNDAMENTOS DEL ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DE MATERIALES CON LÁSER	16
2.3 PARTICULARIDADES DEL TRATAMIENTO POR LÁSER FRENTE A OTRAS TÉCNICAS	21
2.4 MATERIALES TRATABLES Y APLICACIONES DEL PROCESO DE ENDURECIMIENTO LÁSER	23
2.5 FUENTES LÁSER.....	25
2.6 MÉTODOS DE CONDUCCIÓN DE LA RADIACIÓN LÁSER	26
2.6.1 <i>Conformado estático</i>	26
2.6.2 <i>Conformado dinámico: Haces oscilantes</i>	28
2.7 TRATAMIENTO DE REVENIDO SUPERFICIAL MEDIANTE TECNOLOGÍA LÁSER	33
2.7.1 <i>Revenido convencional</i>	33
2.7.2 <i>Revenido por láser</i>	37
2.8 REFERENCIAS.....	40
CAPÍTULO 3. MATERIAL, EQUIPAMIENTO Y METODOLOGÍA DE CARACTERIZACIÓN.....	49
3.1 INTRODUCCIÓN.....	49
3.2 MATERIAL.....	49
3.3 CELDA DE TRATAMIENTOS SUPERFICIALES POR LÁSER	52
3.3.1 <i>Introducción</i>	52
3.3.2 <i>Elementos auxiliares, estructura y seguridad</i>	52
3.3.3 <i>Fuente láser</i>	54
3.3.4 <i>Camino óptico</i>	54
3.3.5 <i>Caracterización del haz láser</i>	58
3.3.6 <i>Sistema de monitorización y control</i>	60
3.4 EQUIPAMIENTO Y METODOLOGÍA DE CARACTERIZACIÓN	63
3.4.1 <i>Introducción</i>	63

3.4.2	<i>Preparación metalográfica</i>	63
3.4.3	<i>Caracterización macroscópica: defectos y geometría</i>	67
3.4.4	<i>Caracterización microscópica: microestructura y tamaño de grano</i>	68
3.4.5	<i>Caracterización mecánica</i>	69
3.5	REFERENCIAS.....	73
CAPÍTULO 4. ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA FRECUENCIA DE OSCILACIÓN EN EL PROCESO DE ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL MEDIANTE UN HAZ LÁSER OSCILANTE		75
4.1	INTRODUCCIÓN.....	75
4.2	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	75
4.3	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	78
4.3.1	<i>Introducción</i>	78
4.3.2	<i>Temperatura en superficie</i>	78
4.3.3	<i>Apariencia superficial y geometría del área tratada</i>	83
4.3.4	<i>Microestructura y tamaño de grano</i>	86
4.3.5	<i>Microdureza</i>	90
4.3.6	<i>Tensiones residuales</i>	91
4.4	CONCLUSIONES.....	93
4.5	REFERENCIAS.....	95
CAPÍTULO 5. ESTUDIO DEL PROCESO DE REVENIDO SUPERFICIAL POR LÁSER SOBRE UN ACERO PREVIAMENTE ENDURECIDO.....		97
5.1	INTRODUCCIÓN.....	97
5.2	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	97
5.3	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	100
5.3.1	<i>Introducción</i>	100
5.3.2	<i>Temperatura en superficie</i>	101
5.3.3	<i>Microestructura y tamaño de grano</i>	102
5.3.4	<i>Composición estructural de fases</i>	104
5.3.5	<i>Microdureza</i>	107
5.3.6	<i>Tensiones residuales</i>	109
5.4	CONCLUSIONES.....	111
5.5	REFERENCIAS.....	113
CAPÍTULO 6. ENDURECIMIENTO Y REVENIDO SIMULTÁNEO MEDIANTE UN HAZ LÁSER OSCILANTE		115
6.1	INTRODUCCIÓN.....	115
6.2	DISEÑO DE UN SPOT Y PERFIL DE INTENSIDAD LÁSER EQUIVALENTES	115
6.3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	120
6.4	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	125
6.4.1	<i>Introducción</i>	125
6.4.2	<i>Temperatura en superficie</i>	126
6.4.3	<i>Apariencia exterior, geometría y microestructura del área tratada</i>	130
6.4.4	<i>Microdureza</i>	133
6.4.5	<i>Tensiones residuales</i>	137

6.5	CONCLUSIONES.....	139
6.6	REFERENCIAS.....	141
CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES Y LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN FUTURAS		143
7.1	CONCLUSIONES FINALES.....	143
7.2	LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN FUTURAS	145
PUBLICACIONES		147

Índice de figuras

Figura 1.1	<i>Clasificación de los ingresos de la tecnología láser en función de la aplicación en el año 2019 [2]...</i>	<i>1</i>
Figura 1.2	<i>Ingresos totales y crecimiento esperado de los procesos láser más comunes en 2015 [4].....</i>	<i>2</i>
Figura 2.1	<i>Endurecimiento superficial por láser de una barra cilíndrica del acero SAE 1080 (Fuente: Tekniker).....</i>	<i>17</i>
Figura 2.2	<i>Dependencia de la densidad de potencia y tiempo de interacción para diferentes procesos láser comunes [3].....</i>	<i>17</i>
Figura 2.3	<i>a) Esquema de los cambios microestructurales producidos sobre un acero hipoeutectoide durante el proceso de calentamiento mediante un haz láser. b) Detalle de la homogenización de la austenita [5, 6].....</i>	<i>18</i>
Figura 2.4	<i>Variación de las temperaturas críticas Ac1 y Ac3 del acero 42CrMo4 con el tiempo de interacción y velocidad de calentamiento [7].....</i>	<i>19</i>
Figura 2.5	<i>Posiciones de los átomos de Fe y C en la estructura cristalina típica de la austenita, ferrita y martensita [9].....</i>	<i>20</i>
Figura 2.6	<i>Influencia del contenido de carbono en los aceros según la temperatura de inicio y final de la transformación martensítica [11].....</i>	<i>20</i>
Figura 2.7	<i>Influencia de varios tratamientos de acabado superficial sobre la absorción del acero CK 45 frente a la incidencia mediante láseres de CO₂ y de Nd:YAG [29].....</i>	<i>22</i>
Figura 2.8	<i>Endurecimiento superficial por láser de apoyos y levas de un árbol de levas de un acero hipereutectoide (Fuente: Engine Power Components y Tekniker).....</i>	<i>25</i>
Figura 2.9	<i>Endurecimiento superficial por láser de una región crítica de un troquel de estampación en frío para la mejora de su resistencia al desgaste (Fuente: Matrici y Tekniker).....</i>	<i>25</i>
Figura 2.10	<i>Distribuciones de irradiancia empleados en el proceso de endurecimiento de materiales con láser [71].....</i>	<i>27</i>
Figura 2.11	<i>Esquema del proceso de endurecimiento superficial con láser mediante un sistema de espejos poligonales [82].....</i>	<i>29</i>
Figura 2.12	<i>Esquema de la trayectoria seguida por un haz láser guiado mediante un sistema de espejos para llevar a cabo una pasada de endurecimiento: a) amplitud de la oscilación, b) velocidad de avance del haz, c) y d) ejemplos de otras trayectorias de oscilación [88].....</i>	<i>30</i>
Figura 2.13	<i>Relación entre la dureza y temperatura de revenido en función del contenido al carbono de un acero genérico (Fe-Fe₃C) en función de la temperatura de revenido durante un tratamiento de 1 hora de duración [101].....</i>	<i>34</i>
Figura 2.14	<i>Pasadas de endurecimiento superficial por láser, dónde se pueden apreciar zonas oscurecidas en las tres primeras pasadas de la derecha, correspondientes a la zona revenida por la pasada siguiente (Fuente: Tekniker).....</i>	<i>37</i>
Figura 3.1	<i>Diagrama CCT del acero de baja aleación 42CrMo4 [4].....</i>	<i>51</i>
Figura 3.2	<i>Dependencia de las temperaturas a) M_s y b) M_f con la velocidad de calentamiento y diferentes temperaturas máximas de austenización [5].....</i>	<i>51</i>
Figura 3.3	<i>Celda de tratamientos térmicos superficiales mediante láser de Tekniker.....</i>	<i>53</i>
Figura 3.4	<i>Espectro de emisión del láser de diodos utilizado en el estudio (Fuente: Laserline).....</i>	<i>54</i>
Figura 3.5	<i>Detalle del área de trabajo de la celda de tratamientos térmicos superficiales de Tekniker.....</i>	<i>55</i>
Figura 3.6	<i>Dimensiones del escáner de espejos galvanométricos de la empresa Raylase.....</i>	<i>57</i>

Figura 3.7	<i>Dimensiones del escáner de espejos galvanométricos de Scanlab.....</i>	<i>57</i>
Figura 3.8	<i>Potencia medida con respecto a la potencia de consigna y a la suministrada por la propia fuente láser a través del camino óptico y el escáner Raylase SS-LD-30.....</i>	<i>58</i>
Figura 3.9	<i>Detalle del montaje experimental utilizado para realizar la caracterización del perfil del haz.....</i>	<i>59</i>
Figura 3.10	<i>Distribución de irradiancia bidimensional generado en el plano focal por el sistema óptico de guiado. El spot o huella láser resultante es uniforme (tipo sombrero de copa) de 3.9 mm de radio..</i>	<i>60</i>
Figura 3.11	<i>Perfil de irradiancia resultante de la caracterización del haz láser de diodos utilizado.....</i>	<i>60</i>
Figura 3.12	<i>Interfaz Gráfica de Usuario (GUI, por sus siglas en inglés) del control de temperatura de la celda.....</i>	<i>62</i>
Figura 3.13	<i>Geometría típica de la muestra extraída de la probeta cilíndrica para su posterior caracterización y análisis.....</i>	<i>64</i>
Figura 3.14	<i>Pastilla de resina con varias de las muestras endurecidas y revenidas superficialmente con láser.....</i>	<i>65</i>
Figura 3.15	<i>Esquema del ensayo de microdureza Vickers (Fuente PRNews)</i>	<i>70</i>
Figura 3.16	<i>Puntos de medida seleccionados para la caracterización de las tensiones residuales en la superficie de las zonas tratadas.....</i>	<i>72</i>
Figura 3.17	<i>Captura de la pantalla principal del software Diffract.EVA para el análisis y caracterización de los patrones de difracción obtenidos durante la experimentación (Fuente: Tekniker).....</i>	<i>72</i>
Figura 4.1	<i>Esquema del proceso de endurecimiento superficial llevado a cabo mediante un haz láser oscilante.....</i>	<i>76</i>
Figura 4.2	<i>a) Spot de láser equivalente de 25.8 x 7.8 mm² y b) perfil de intensidad equivalente empleados.....</i>	<i>76</i>
Figura 4.3	<i>Temperatura superficial en función del tiempo de ensayo para cada frecuencia de oscilación seleccionada.....</i>	<i>79</i>
Figura 4.4	<i>Valor promedio, máximo y mínimo de la temperatura calculados desde los 4 s a los 22 s del tiempo de duración del ensayo, para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.....</i>	<i>80</i>
Figura 4.5	<i>Dispersión del valor promedio de la temperatura representada por la desviación estándar para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.....</i>	<i>81</i>
Figura 4.6	<i>Evolución de la temperatura medida por un pirómetro de dos colores en el punto central fijo de la trayectoria seguida por el haz láser sobre la superficie del material para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.....</i>	<i>82</i>
Figura 4.7	<i>Tasas de calentamiento y enfriamiento de cada una de las frecuencias de oscilación seleccionadas.....</i>	<i>83</i>
Figura 4.8	<i>Apariencia y estado superficial de los ensayos realizados a frecuencias de oscilación de a) 5 Hz, b) 10 Hz y c) 20 Hz.....</i>	<i>83</i>
Figura 4.9	<i>Esquema del grado de solape entre pasadas en los máximos de oscilación.....</i>	<i>84</i>
Figura 4.10	<i>Geometría de la zona tratada para los ensayos de endurecimiento de a) 5 Hz y b) 150 Hz.....</i>	<i>86</i>
Figura 4.11	<i>Microestructura de la zona tratada del ensayo correspondiente a una frecuencia de oscilación de 5 Hz, revelada mediante una solución de Nital al 4 %. Región tratada cercana a la superficie: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Región tratada intermedia a 0.5 mm de la superficie: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos. Región de transición a 1 mm de la superficie e) 1000x aumentos, f) 5000x aumentos.....</i>	<i>88</i>
Figura 4.12	<i>Microestructura de la zona tratada más cercana a la superficie de los tratamientos realizados a frecuencias de oscilación de a) 5 Hz, b) 10 Hz, c) 50 Hz y d) 100 Hz, revelada mediante reactivo de tipo Vilella.....</i>	<i>89</i>

Figura 4.13	<i>Microestructura de la zona tratada del ensayo correspondiente a una frecuencia de oscilación de 150 Hz, revelada mediante una solución de Nital al 4 %. Región tratada cercana a la superficie: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Región tratada intermedia a 0.5 mm de la superficie: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos. Región de transición a 1 mm de la superficie e) 1000x aumentos, f) 5000x aumentos.....</i>	<i>90</i>
Figura 4.14	<i>Microdureza Vickers desde la superficie al interior del material base inalterado para cada uno de los ensayos realizados a diferentes frecuencias de oscilación.....</i>	<i>91</i>
Figura 4.15	<i>Tensiones residuales en superficie medidas en la dirección circunferencial y desde la región central hacia uno de los extremos de la zona tratada de cada ensayo llevado a cabo a diferentes frecuencias de oscilación.....</i>	<i>92</i>
Figura 4.16	<i>Tensiones residuales de los ensayos de 5 Hz y 150 Hz medidas en la dirección circunferencial, desde la superficie hasta el interior de la zona endurecida.....</i>	<i>93</i>
Figura 5.1	<i>Esquema del proceso de revenido por láser sobre región previamente endurecida por la misma fuente láser.....</i>	<i>98</i>
Figura 5.2	<i>Diagrama de las etapas de endurecimiento y revenido de cada ensayo, llevadas a cabo durante la experimentación.....</i>	<i>99</i>
Figura 5.3	<i>Detalle de los puntos de medida de las tensiones residuales en el área tratada del ensayo realizado a 585 W/cm².....</i>	<i>100</i>
Figura 5.4	<i>Valores de temperatura promedio, máximo y mínimo obtenidos para cada ensayo de revenido realizados en función de la potencia láser empleada.....</i>	<i>101</i>
Figura 5.5	<i>Secciones transversales del área procesada por láser a diferentes densidades de potencia a) 585 W/cm² b) 1065 W/cm² y c) 1385 W/cm².....</i>	<i>102</i>
Figura 5.6	<i>Microestructura resultante de la zona tratada correspondiente a una densidad de potencia de 585 W/cm²: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos, y de 905 W/cm²: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos, revelada mediante una solución de Nital.....</i>	<i>103</i>
Figura 5.7	<i>Microestructura resultante de la zona tratada correspondiente a una densidad de potencia de 1385 W/cm². Zona endurecida: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Zona revenida: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos, revelada mediante una solución de Nital.....</i>	<i>104</i>
Figura 5.8	<i>Patrón de difracción del material base 42CrMo4 sin tratamiento de láser.....</i>	<i>105</i>
Figura 5.9	<i>Patrones de difracción de las regiones tratadas del material 42CrMo4.....</i>	<i>105</i>
Figura 5.10	<i>Patrón de difracción correspondiente al plano cristalográfico (211)_α de las regiones tratadas del material 42CrMo4.....</i>	<i>107</i>
Figura 5.11	<i>Cadena de microdurezas Vickers HV 0.3 desde la superficie al interior del material para los ensayos de 265 W/cm² a 1065 W/cm².....</i>	<i>108</i>
Figura 5.12	<i>Cadena de microdurezas Vickers HV 0.3 desde la superficie al interior del material para los ensayos de 1225 W/cm² a 1705 W/cm².....</i>	<i>109</i>
Figura 5.13	<i>Tensiones residuales en superficie desde el centro de la región tratada a la superficie de material para los ensayos de 265 W/cm² a 1065 W/cm².....</i>	<i>110</i>
Figura 5.14	<i>Tensiones residuales en superficie desde el centro de la región tratada a la superficie de material para los ensayos de 1225 W/cm² a 1705 W/cm².....</i>	<i>111</i>
Figura 6.1	<i>Diseño de partida del spot láser equivalente desarrollado para realizar el proceso de endurecimiento y revenido simultáneo con láser.....</i>	<i>116</i>
Figura 6.2	<i>Irradiancia equivalente del ensayo A1 con R_{t-h} del 27 %: a) planta y perfil, b) isométrica.....</i>	<i>122</i>
Figura 6.3	<i>Esquema del proceso de endurecimiento y revenido superficial simultáneo llevado a cabo sobre la probeta cilíndrica en dirección longitudinal.....</i>	<i>123</i>

Figura 6.4	<i>Señal de temperatura de la etapa de endurecimiento del ensayo A1 generada por el pirómetro de dos colores.....</i>	<i>124</i>
Figura 6.5	<i>Imagen de la cámara infrarroja correspondiente a un instante al ensayo A4 con R_{t-h} del 45 % y distancia de 60 mm o tiempo de espera de 12 s entre las dos principales distribuciones de energía.....</i>	<i>126</i>
Figura 6.6	<i>Perfil de temperatura de los ensayos A1, A2 y A3 realizados con un ratio R_{t-h} del 27 %, 45 % y 64 % respectivamente y un tiempo de espera entre etapas de 15 s.....</i>	<i>127</i>
Figura 6.7	<i>Señal de temperatura, obtenida por el pirómetro de dos colores, de las etapas de revenido correspondientes a los ensayos B1, B2 y B3, con R_{t-h} del 27 %, 45 % y 64 % respectivamente.....</i>	<i>128</i>
Figura 6.8	<i>Mapa de temperatura de un instante intermedio del ensayo A1 con ratio R_{t-h} del 27 %.....</i>	<i>129</i>
Figura 6.9	<i>Mapa de temperatura de un instante intermedio del ensayo A4 con ratio R_{t-h} del 27 %.....</i>	<i>130</i>
Figura 6.10	<i>Apariencia exterior del tratamiento combinado de endurecimiento y revenido del ensayo A1 con R_{t-h} del 27 %.....</i>	<i>130</i>
Figura 6.11	<i>Apariencia exterior del tratamiento combinado de endurecimiento y revenido del ensayo A4 con R_{t-h} del 27 %.....</i>	<i>131</i>
Figura 6.12	<i>Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo con distancia de transición 75 mm (a) A1, (b) A2 y (c) A3.....</i>	<i>132</i>
Figura 6.13	<i>Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo con distancia de transición 60 mm (a) A4, (b) A5 y (c) A6.....</i>	<i>132</i>
Figura 6.14	<i>Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento-revenido y endurecimiento de referencia (a) B1, (b) B2, (c) B3 y (d) C1.....</i>	<i>133</i>
Figura 6.15	<i>Microdurezas Vickers desde la superficie al interior del material para la región de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A1, A2, A3, y de la región endurecida del ensayo A2.....</i>	<i>133</i>
Figura 6.16	<i>Microdurezas Vickers desde la superficie al interior del material para la región de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A4, A5, A6, y de la región endurecida del ensayo A5.....</i>	<i>134</i>
Figura 6.17	<i>Microdureza Vickers desde la superficie al interior del material para los ensayos de endurecimiento y revenido B1, B2, B3, y del ensayo de endurecimiento de referencia C1.....</i>	<i>135</i>
Figura 6.18	<i>Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A1, A2, A3, y de la región endurecida del ensayo A2.....</i>	<i>137</i>
Figura 6.19	<i>Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A4, A5, A6, y de la región endurecida del ensayo A5.....</i>	<i>138</i>
Figura 6.20	<i>Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido de los ensayos B1, B2, B3, y de la región endurecida del ensayo C1.....</i>	<i>139</i>

Índice de tablas

Tabla 2.1	<i>Durezas HRc de diferentes materiales comúnmente endurecidos superficialmente mediante láser en la industria.....</i>	<i>24</i>
Tabla 3.1	<i>Condiciones de tratamiento típicos para diferentes tratamientos térmicos del acero 42CrMo4 [2]..</i>	<i>50</i>
Tabla 3.2	<i>Composición química (wt. %) del material base tratado.....</i>	<i>52</i>
Tabla 3.3	<i>Principales características del escáner de espejos galvanométricos empleado en la celda de tratamientos térmicos superficiales por láser.....</i>	<i>56</i>
Tabla 3.4	<i>Parámetros característicos del haz obtenidos por un analizador de haz tipo varilla giratoria, calculados según el método del 2º momento.....</i>	<i>59</i>
Tabla 3.5	<i>Parámetros característicos de los pirómetros de dos colores integrados en el cabezal de tipo escáner.....</i>	<i>61</i>
Tabla 3.6	<i>Principales características de la cámara termográfica.....</i>	<i>62</i>
Tabla 4.1	<i>Frecuencias de oscilación empleadas en el proceso de endurecimiento mediante un haz láser oscilante.....</i>	<i>77</i>
Tabla 4.2	<i>Distancia entre centros, anchura solapada y grado de solape en los máximos de amplitud de oscilación para cada uno de los ensayos de endurecimiento llevados a cabo a diferentes frecuencias.....</i>	<i>84</i>
Tabla 4.3	<i>Anchura, profundidad, área y ratio de uniformidad del área tratada en cada uno de los ensayos de endurecimiento llevados a cabo a diferentes frecuencias de oscilación.....</i>	<i>85</i>
Tabla 4.4	<i>Valor del tamaño de grano medio ASTM de las regiones tratadas a diferentes frecuencias de oscilación cercanas a la superficie.....</i>	<i>89</i>
Tabla 6.1	<i>Principales parámetros empleados para realizar los seis ensayos de endurecimiento y revenido superficial simultáneo definidos.....</i>	<i>121</i>
Tabla 6.2	<i>Principales parámetros empleados para realizar el proceso de endurecimiento y revenido superficial con láser de forma secuencial, con un tiempo de espera entre ambos tratamientos de 60 s.....</i>	<i>123</i>
Tabla 6.3	<i>Temperatura promedio generada a partir de la señal de temperatura obtenida por el pirómetro de dos colores dirigido sobre la etapa de endurecimiento, junto con la emisividad calculada por la cámara.....</i>	<i>125</i>
Tabla 6.4	<i>Temperaturas máximas de endurecimiento y revenido y temperaturas mínimas de cada uno de los ensayos realizado a diferentes R_{T-h}.....</i>	<i>127</i>

Símbolos

α , ferrita o fase alfa del hierro.

β , martensita beta o de baja temperatura.

γ , austenita o fase gamma del hierro.

ϵ , carburos épsilon, $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$.

ξ , deformación elástica.

η , elipticidad del haz.

θ , ángulo de incidencia de los rayos X.

θ_d , semi-ángulo de divergencia.

λ , longitud de onda.

ω , velocidad angular.

\emptyset_{fibra} , diámetro de la fibra.

Ω , grado de solape máximo.

d , espaciado interplanar.

d_0 , espaciado interplanar de una muestra libre de tensiones.

d_s , cintura o diámetro del haz en el plano focal.

f , frecuencia de oscilación.

$f_{\text{col.}}$, distancia focal del sistema de colimación.

$f_{\text{enf.}}$, distancia focal del sistema de enfoque.

l , distancia entre centros.

n , orden de reflexión.

r , radio del spot del láser.

s , distancia solapada.

t , tiempo total de un ciclo de endurecimiento y revenido.

t_e , tiempo de la etapa de transición.

t_h , tiempo de la etapa de endurecimiento.

t_i , tiempo de la etapa de revenido.

v , velocidad lineal de avance del spot equivalente de endurecimiento y revenido.

v_c , velocidad lineal de conexión o de transición.

v_s , velocidad lineal de oscilación.

x , distancia entre la etapa de endurecimiento y la de revenido.

A_{c1} , temperatura a la cual comienza a formarse austenita durante el calentamiento (la c deriva del francés *chauffant*, que significa calentamiento).

A_{c3} , transformación crítica austenítica superior.

E_c , energía equivalente de la etapa de la etapa de transición.

E_h , energía equivalente de la etapa de endurecimiento.

E_t , energía equivalente de la etapa de revenido.

I_c , irradiancia o densidad de potencia equivalente de la etapa de la etapa de transición.

I_h , irradiancia o densidad de potencia equivalente de la etapa de endurecimiento.

I_t , irradiancia o densidad de potencia equivalente de la etapa de revenido.

L , longitud de la trayectoria rectilínea de endurecimiento y revenido.

M^2 , factor de calidad de haz relativo a la difracción.

M_f , temperatura de fin de la transformación martensítica.

M_s , temperatura de inicio de la transformación martensítica.

N_c , número de oscilaciones en la etapa de transición.

N_h , número de oscilaciones a lo largo de la trayectoria de endurecimiento.

N_t , número de oscilaciones a lo largo de la trayectoria de revenido.

P , potencia del haz láser.

P_c , potencia promedio equivalente de la etapa de transición.

P_h , potencia promedio equivalente de la etapa de endurecimiento.

P_t , potencia promedio equivalente de la etapa de revenido.

R , bondad del ajuste según el método del 2º momento.

R_{t-h} , proporción de potencia equivalente de revenido con respecto a la potencia equivalente de endurecimiento.

Z_R , profundidad de campo o longitud de Rayleigh.

Acrónimos

bcc, estructura cúbica centrada en el cuerpo, en inglés *body-centred cubic*.

bct, estructura tetragonal centrada en el cuerpo, en inglés *body-centred tetragonal*.

cw, onda continua, del inglés *continuous wave*.

fcc, estructura cúbica centrada en las caras, en inglés *face-centred cubic*.

AISI, instituto americano del hierro y el acero, del inglés *American Iron and Steel Institute*.

ANSI, instituto americano de normas, del inglés *American National Standards Institute*.

ASTM, asociación americana de ensayos y materiales, del inglés *American Society for Testing and Materials*.

BPP, parámetro de haz, del inglés *Beam Parameter Product*.

CAD, diseño asistido por ordenador, del inglés *Computer-Aided Design*.

CCT, diagrama de transformación de enfriamiento continuo, del inglés *Continuous Cooling Transformation*.

DOE, elemento óptico difractivo, del inglés *Diffraction Optical Element*.

EN, norma europea. Cuando la norma europea es adoptada y ratificada como norma española aparece como UNE-EN.

FE-SEM, microscopio electrónico de barrido de emisión de campo, del inglés *Field Emission-Scanning Electron Microscope*

FWHM, anchura a media altura, del inglés *Full Width at Half Maximum*.

GUI, del inglés *Graphical User Interface*.

HPDL, láser de diodos de alta potencia, del inglés *High Power Diode Laser*.

HRC, durezas Rockwell C, del inglés *Hardness Rockwell C*.

HV, microdureza Vickers, del inglés *Hardness Vickers*.

JIS, norma industrial japonesa, del inglés *Japanese Industrial Standard*

NA, apertura numérica, del inglés *Numeric Aperture*.

PI, Proporcional-Integral, del inglés *Proportional Integral*.

PID, Proporcional Integral Derivativo, del inglés *Proportional Integral Derivative*.

PSD, detector sensible a la posición, por sus siglas en inglés *Position Sensitive Detector*.

SAE, sociedad de ingenieros de automoción, por sus siglas en inglés *Society of Automotive Engineers*.

SEM, microscopio electrónico de barrido, del inglés *Scanning Electron Microscope*.

UNE, Una Norma Española.

VCSEL, del inglés *Vertical-Cavity Surface Emitting Laser-Diode*.

VDA, asociación alemana de la industria del automóvil, del alemán *Verband der Automobilindustrie*.

W. Nr., norma alemana, del alemán *Werkstoff Nummer*.

YAG, del inglés *Yttrium Aluminium Garnet*.

Capítulo 1. Motivación, hipótesis y objetivos de la investigación

1.1 Introducción

“Una solución en busca de un problema”, así es como definía gran parte de la comunidad científica a mediados del siglo XX al descubrimiento de Charles Hard Townes [1], dado el desconocido potencial y falta de aplicaciones prácticas de la tecnología láser por aquel entonces. Hoy en día, la tecnología láser se emplea ampliamente en un gran número de aplicaciones industriales, médicas, científicas y de entretenimiento (**Figura 1.1**) y, además, está clasificada como una de las tecnologías de fabricación industrial de mayor desarrollo y proyección de futuro de los últimos años, tal y como muestran diferentes estudios de mercado [2].

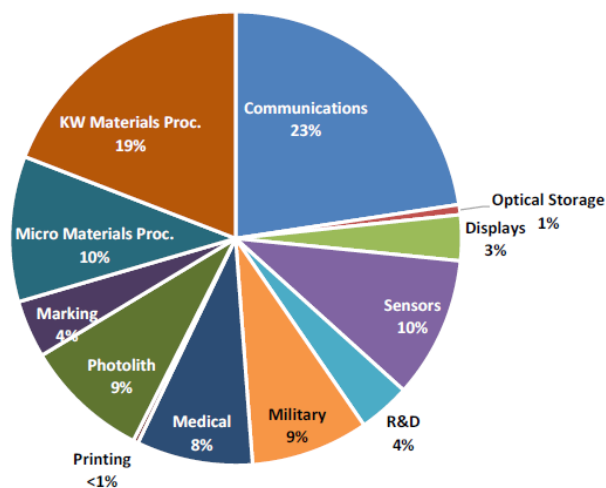


Figura 1.1. Clasificación de los ingresos de la tecnología láser en función de la aplicación en el año 2019 [2].

Desde el punto de vista de la fabricación industrial se utiliza en infinidad de aplicaciones, tales como, la monitorización de procesos, metrología, inspección de calidad y el procesado de materiales (corte, soldadura, tratamientos superficiales, fabricación aditiva, etc.), entre otros. Es de hecho, el procesado de materiales una de las áreas de aplicación más activa, de mayor facturación y dónde más avances se están produciendo tanto a nivel científico como industrial, sobre todo, por las innumerables ventajas que ofrece frente a otras tecnologías convencionales, tales como, la alta direccionalidad, facilidad de automatización, calidad de acabados, elevada reproducibilidad y productividad.

Cabe destacar, a su vez, que es una tecnología sin contacto, dónde no existe desgaste de la herramienta de trabajo, tal y como ocurre con las tecnologías tradicionales de arranque de viruta, y produce mínima afectación térmica en la región tratada del material. Por otra parte, dadas las nuevas fuentes láser que ofrece el mercado, requiere de escasas operaciones de mantenimiento, lo que la convierte en una tecnología asequible para un gran número de procesos industriales, tanto a escala macro como microscópica. Se trata, además, de una tecnología donde confluyen y complementan disciplinas tales como, la fotónica, mecatrónica y electrónica.

El estudio desarrollado en el presente trabajo está orientado al procesamiento de materiales por láser, concretamente a los procesos de endurecimiento (o temple) y revenido superficial. El proceso de endurecimiento superficial por láser es uno de los primeros procesos industriales en aparecer tras el descubrimiento de la tecnología. De hecho, la primera aplicación conocida de la técnica data de 1978, la cual consistía en el endurecimiento de las camisas de los cilindros de motores diésel para locomotoras mediante un láser de CO₂ de 5 kW de potencia máxima [3].

Hoy en día, los procesos de tratamiento superficial por láser, entre ellos los de endurecimiento y revenido, son, junto con los procesos de corte, marcado, soldadura y fabricación aditiva, de los más extendidos y de mayor crecimiento en la industria (**Figura 1.2**). Sin embargo, a pesar de su creciente uso industrial, todavía quedan aspectos por resolver, principalmente aquellos relacionados con la **distribución de la energía de forma localizada y eficiente** aplicada al tratamiento de superficies geométricas complejas.

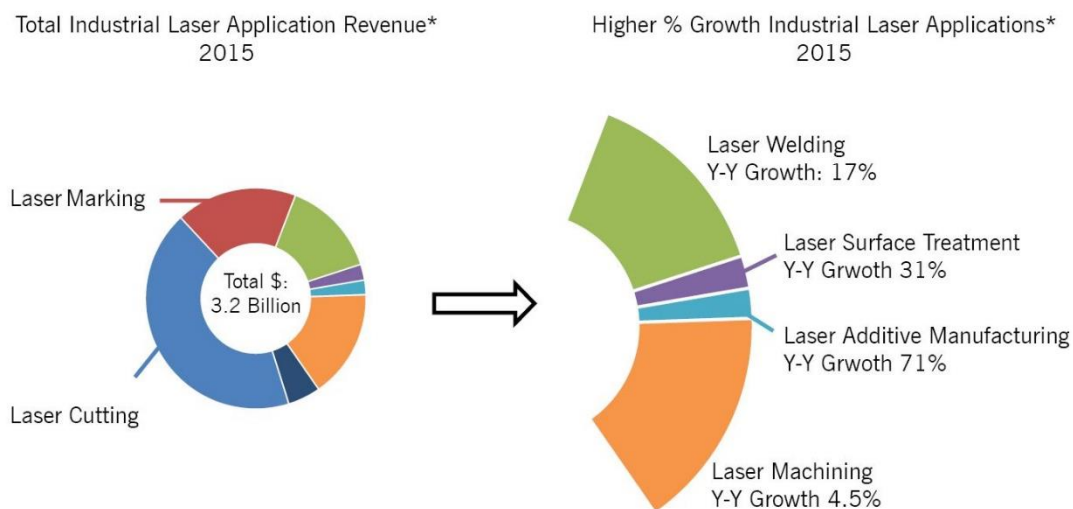


Figura 1.2. Ingresos totales y crecimiento esperado de los procesos láser más comunes en 2015 [4].

El presente estudio está motivado por el interés de optimizar y extender industrialmente los procesos de endurecimiento y de revenido superficial mediante tecnología láser, de forma que se erijan como alternativa clara a los tratamientos térmicos convencionales llevados a cabo a nivel superficial mediante tecnologías convencionales en componentes industriales de alto valor y de geometría compleja. En este trabajo de tesis se presentan diferentes mejoras y soluciones innovadoras para la optimización de los procesos de endurecimiento y revenido superficial, haciendo uso principalmente de un haz láser oscilante de alta potencia.

1.2 Contexto del trabajo

El endurecimiento superficial de materiales férricos, principalmente aceros, es uno de los tratamientos térmicos más conocidos y comunes en la industria. El proceso se emplea principalmente para aumentar la resistencia al desgaste y la durabilidad de un componente a través del aumento de la dureza en superficie. A diferencia del endurecimiento convencional a núcleo, el tratamiento se lleva a cabo de forma selectiva sobre la superficie de las regiones del componente que lo requiere, dejando el interior prácticamente inalterado, manteniendo un núcleo dúctil y tenaz. Para realizar el tratamiento se suelen emplear diferentes tecnologías como fuentes de calor, que dan lugar a la denominación del proceso de endurecimiento. Así, entre los procesos más conocidos se encuentran el temple a la llama, el temple por inducción, el temple por haz de electrones y el temple o endurecimiento mediante láser. De todos ellos, el endurecimiento superficial por inducción es el más extendido a nivel industrial.

En el proceso de endurecimiento por inducción el calentamiento de la superficie del material se lleva a cabo mediante la acción de un campo electromagnético, generado por una corriente alterna de alta frecuencia a través de un inductor, normalmente una bobina de cobre refrigerada por agua. La técnica se basa en el efecto Joule, mediante el cual las corrientes de Eddy, inducidas por la bobina, calientan el material por encima de su temperatura de austenización. Una vez alcanzada la temperatura de austenización se realiza un proceso de enfriamiento mediante agua, aceite o una solución polimérica, dependiendo del tipo de material a endurecer, con el fin de transformar la estructura austenítica en una fase martensítica. Así, la técnica permite genera áreas endurecidas de hasta aproximadamente 4 mm de profundidad, con relativa alta productividad y capacidad para cubrir áreas extensas, dependiendo de las características de la fuente, el tipo de material y de la geometría del componente [5].

En la industria es común encontrar tratamientos combinados de endurecimiento y revenido superficial mediante la tecnología de inducción, sobre todo de aceros de medio y alto contenido de carbono, aceros de fundición y algunos aceros aleados [5, 6]. En muchos componentes, tras el proceso

de endurecimiento, el material presenta una dureza en superficie muy elevada y, por tanto, una estructura martensítica frágil, consecuencia de su composición original, así como, del tratamiento térmico previo al endurecimiento por inducción llevado a cabo. Con el fin de reducir la dureza y la concentración de austenita retenida de la región del material previamente endurecida, se suele realizar un proceso posterior de revenido superficial mediante la misma fuente de inducción. El proceso consiste en el calentamiento a través de una bobina de inducción de la superficie del acero previamente endurecido, a temperaturas por debajo de la temperatura de transformación austenítica, lo que produce un ablandamiento de la estructura martensítica previa, generando una fase más tenaz y de menor dureza, consistente principalmente en martensita revenida. El tratamiento se realiza de forma secuencial, teniendo lugar en un primer momento el proceso de temple y posteriormente, en segundo lugar, una vez generada la transformación de fase martensítica, la operación de revenido.

Sin embargo, los tratamientos de temple y revenido superficial mediante la tecnología de inducción no están exentos de inconvenientes, principalmente relacionados con aspectos económicos y de calidad, tanto superficial como microestructural.

Por un lado, estos procesos tienen un peso importante en el coste del ciclo de vida durante la fabricación de un componente. Las máquinas de inducción, empleadas para el tratamiento de componentes de alto valor añadido, por ejemplo, en sectores tan exigentes como el de automoción, generan altos consumos de electricidad, agua y agentes contaminantes (productos químicos para el desengrase de las piezas y para la mejora del proceso de endurecimiento) durante el proceso de enfriamiento, que es necesario gestionar. Ambos tratamientos, de endurecimiento y revenido por inducción requieren, además, un inductor específico para cada geometría de pieza, lo que reduce su flexibilidad de uso y productividad.

Por otro lado, el tratamiento por inducción suele generar altas distorsiones en la zona tratada, haciendo normalmente necesaria una operación de rectificado posterior. Además, es posible la aparición de heterogeneidades microestructurales a lo largo de la región tratada, crecimientos excesivos de granos, regiones fundidas y quemadas, etc. durante el tratamiento de geometrías complejas.

En definitiva, el uso de **la tecnología de inducción para endurecer y revenir implica tiempos de producción muy largos, altos consumos** y, por tanto, **altos costes de fabricación** para un mismo componente.

1.2.1 Endurecimiento superficial por láser

Una de las principales tecnologías competidoras de la de inducción para el tratamiento superficial de componentes es la tecnología láser. El endurecimiento superficial por láser es un tratamiento utilizado en un gran número de aplicaciones industriales. A pesar de su elevada inversión inicial se ha ido extendiendo en la industria rápidamente en los últimos años, debido al número significativo de ventajas que presenta sobre las técnicas convencionales de endurecimiento por inducción o a la llama. Entre sus principales cualidades cabe destacar la ausencia de líquido refrigerante, su fácil automatización, debido a las propiedades relativas a la alta direccionalidad del haz y, sobre todo, la reducida deformación generada sobre el componente, debido a un aporte de calor muy localizado que implica una mínima afectación térmica sobre la región irradiada.

En resumen, incluir **la tecnología láser** en un proceso de temple **supone menores consumos de electricidad** y sobre todo **mínima distorsión** sobre el componente tratado **frente a los métodos convencionales**.

Sin embargo, la técnica tampoco está exenta de complicaciones. En primer lugar, la mayor parte de los sistemas de endurecimiento por láser empleados en instalaciones industriales actuales incorporan un cabezal de proceso basado en elementos ópticos fijos (colimadores, homogenizadores, sistemas de enfoque, etc.), que permiten proyectar sobre la superficie del material un spot o huella láser de un tamaño y forma determinada (circular, cuadrada, rectangular, etc.), con perfil de irradiancia típicamente uniforme [7, 8]. No obstante, a pesar de su uso extendido, este tipo de cabezales presenta varias limitaciones. El área a tratar está condicionada por las características de los elementos ópticos que componen el camino óptico, además de por la potencia máxima de la propia fuente y, por tanto, por las dimensiones del spot láser resultante. Por ejemplo, a nivel industrial, la anchura del haz, raramente superior a los 30-40 mm de longitud, es fija e invariante durante el tratamiento. Si se desea endurecer superficies geométricas de diferente tamaño, es necesario solapar pasadas de endurecimiento, que provocan un revenido y, en consecuencia, una bajada importante de la dureza en la región solapada [9, 10].

En segundo lugar, a pesar del uso extendido de lazos cerrados de control, basados en la medida de la temperatura a través de un pirómetro, y que actúan sobre la potencia de la propia fuente láser para mantener durante el tratamiento una temperatura en superficie uniforme, el endurecimiento homogéneo de geometrías complejas, tales como, esquinas, orificios, biseles, etc. es complicado y difícil de alcanzar. En estos casos el volumen de material juega un papel importante. El enfriamiento de la zona irradiada por el láser se produce por la rápida conducción del calor generado a través del volumen del

material; si este presenta poca masa, la evacuación del calor no es completa, lo que provoca la aparición de defectos de tipo fusión superficial, quemados o crecimiento excesivo del grano a nivel microestructural, que reducen las propiedades mecánicas y tribológicas de la región tratada y, favorecen la aparición de grietas en su superficie [11].

En definitiva, **los sistemas convencionales de guiado de haz basados en óptica fija están limitados para endurecer de forma continua y homogénea superficies de geometría variable y compleja.**

Por otra parte, diferentes dispositivos y sistemas ópticos han aparecido en los últimos años para solventar los mencionados inconvenientes, sin embargo, son soluciones parciales que no resuelven la problemática en su conjunto.

Destacan, por ejemplo, los últimos desarrollos en cabezales de óptica variable de baja dinámica que permiten cambiar la anchura del spot láser a lo largo del tratamiento, sin necesidad de parar el proceso y, por tanto, tratar superficies geométricas diferentes de forma continuada [12]. No obstante, en estos dispositivos, las geometrías de spot posibles están limitadas a rectángulos, cuadrados y líneas, siendo el cambio de unos a otros lento y, además, no permiten el tratamiento de superficies complejas como las mencionadas anteriormente.

Por otra parte, superficies de geometría compleja se pueden tratar con los llamados de sistemas ópticos difractivos, los cuales, permiten conformar el haz generado por la fuente láser y transformarlo en uno de perfil de intensidad y geometría adecuada para una aplicación en particular. Sin embargo, el desarrollo de dichas ópticas es complejo y costoso. Asimismo, al igual que las soluciones basadas en óptica fija, son poco flexibles y de difícil uso en aplicaciones diferentes a aquellas para las que fueron concebidas [13, 14].

Finalmente, los sistemas de conformado de haz de alta dinámica pueden ser una solución a los citados inconvenientes. De hecho, el desarrollo reciente de nuevas fuentes láser y mejorados sistemas de guiado de alta dinámica, como aquellos basados en uno o más espejos galvanométricos, está permitiendo la aparición de nuevos procesos de tratamiento superficial a elevadas velocidades, como, por ejemplo, los conocidos como el marcado al vuelo [15], la soldadura remota [16], el corte remoto [17], la fabricación aditiva [18] y el endurecimiento remoto o mediante haces láser oscilantes [19].

En el caso particular del endurecimiento remoto, el uso de haces láser oscilantes generados mediante sistemas de conformado de alta dinámica constituye una alternativa a los métodos de endurecimiento citados, así como, a la metodología de endurecimiento láser convencional, dado que,

ofrece mayor flexibilidad para adecuar el tratamiento térmico a las exigencias de la aplicación, así como, un control preciso del mismo.

Estos sistemas, permiten, por un lado, cambiar las dimensiones y la forma del spot del láser durante el proceso, de forma rápida y precisa. Por ejemplo, en el caso de un escáner de espejos galvanométricos, el movimiento angular combinado de los espejos junto con el uso de lentes de enfoque tipo *f-theta*, permite generar prácticamente cualquier patrón geométrico deseado sobre la zona a tratar, debido a la baja inercia de los mismos, y a las altas frecuencias de oscilación, maximizando el área de trabajo posible [20]. También, permite integrar dispositivos de monitorización y control, como pirómetros o cámaras de visión en el propio camino óptico del láser, lo que garantiza obtener información instantánea del proceso en la misma zona de interacción.

Además, estos dispositivos de conformado dinámico permiten cambiar o redistribuir la densidad de energía sobre la superficie irradiada con gran libertad, generando spots equivalentes con el perfil de irradiancia requerido. En términos prácticos, esta cualidad se traduce en la habilidad para evitar zonas críticas de las piezas, como puedan ser canales, orificios de engrase o refrigeración, radios de acuerdo, bordes, etc. y, por tanto, tratar superficies de geometría variable y compleja.

No obstante, la técnica de endurecimiento remoto mediante haces láser oscilantes presenta una serie de características y nuevas variables a tener en cuenta que complican el control óptimo del proceso de endurecimiento, las cuales, no se han estudiado en profundidad.

Por un lado, no es posible generar experimentalmente un spot equivalente adecuado e idéntico a un spot convencional, principalmente por la dinámica del propio movimiento oscilatorio del haz.

Por otro lado, el uso de un haz láser oscilante exige controlar una variable adicional, la frecuencia de oscilación del haz láser incidente y, por tanto, nada garantiza que los efectos sobre el material deban de seguir siendo similares según aumenta la frecuencia más allá de los límites accesibles del sistema de movimiento. Los estudios publicados revelan cierta dispersión en cuanto al valor de frecuencia recomendado [19, 21-23], dando a entender, además, de la existencia de una frecuencia de oscilación umbral, entendida como un valor a partir del cual los efectos sobre el material serían equivalentes a los alcanzados por un sistema de endurecimiento por láser basado en óptica fija convencional, o dicho de otra manera, aquella a partir de la cual los cambios microestructurales sean indistinguibles (distribución de fases en profundidad, morfología de la martensita, grado de disolución de carburos en la zona afectada, durezas, etc.).

En definitiva, a pesar de los estudios mencionados y el auge creciente de la técnica, **la información relativa al parámetro de la frecuencia de oscilación disponible en la bibliografía es escasa y su influencia sobre los parámetros de proceso, la temperatura y las propiedades y funcionalidades del material tratado no se ha estudiado de forma extensa y en profundidad.**

1.2.2 Revenido superficial por láser

En cuanto al tratamiento de revenido superficial mediante tecnología láser, cabe destacar que la técnica está poco desarrollada, sobre todo, comparada con el proceso de revenido superficial por inducción, tanto a nivel científico como industrial.

Desde el punto de vista científico, la mayor parte de las referencias disponibles en la literatura se centran en el estudio del reblandecimiento producido en la región solapada durante el proceso de endurecimiento por láser de pasadas adyacentes, sobre diferentes tipos de aceros [9, 10, 24, 25].

Sin embargo, el tratamiento combinado de los procesos de endurecimiento y revenido por láser, aplicados de forma secuencial, sobre la superficie de un material ha sido poco estudiado. En este caso, destacan, por ejemplo, los estudios pioneros realizados por Gureev *et al.* centrados en aceros hipereutectoides [26, 27].

No obstante, existe cierta incertidumbre sobre el efecto del calentamiento y enfriamiento rápido del proceso de revenido sobre la dureza, microestructura y estado tensional en el material, debido a la propia naturaleza del proceso, dónde el calor se conduce a altas velocidades desde la superficie hasta el interior de este, generando un gradiente de temperaturas en la región tratada previamente endurecida.

Por otra parte, a nivel industrial, el proceso de revenido se ha empezado a utilizar recientemente en el sector de automoción para el reblandecimiento selectivo de aceros de alta resistencia mecánica, con el fin de reducir el desgaste de los troqueles durante el proceso de conformado [28, 29]. Sin embargo, el tratamiento de revenido en componentes previamente endurecidos por láser es prácticamente desconocido. Este desconocimiento se debe a la incertidumbre asociada a la técnica descrita. Además, la tecnología de inducción para llevar a cabo tratamientos combinados de temple y revenido está muy extendida en la industria, a pesar de los problemas mencionados anteriormente.

En definitiva, tal y como se ha expuesto, ambos procesos, de **endurecimiento y revenido**, se utilizan hoy en día para diferentes aplicaciones, ya sea por separado o de forma combinada, aunque

siempre de manera secuencial. Sin embargo, **no hay evidencia de que ambos procesos se puedan llevar a cabo de forma simultánea**, lo que reduciría considerablemente los tiempos de procesado y, además, sobre superficies de geometría variable y relativamente compleja.

Las incertidumbres y deficiencias identificadas y expuestas anteriormente constituyen la principal motivación para llevar a cabo un estudio de optimización de los procesos de endurecimiento y revenido superficial mediante un haz láser oscilante de alta potencia.

1.3 Hipótesis de investigación

A raíz de los citados inconvenientes de la tecnología láser para el endurecimiento de superficies mediante un haz oscilante generado por sistemas opto-mecánicos de alta dinámica, así como, la incertidumbre asociada al proceso de revenido por láser, a continuación, se postulan las principales hipótesis de investigación sobre las que se estructura y basa el presente trabajo de tesis.

La **primera hipótesis** se formula a partir de la incertidumbre existente sobre la influencia del parámetro de la frecuencia de oscilación en el proceso de endurecimiento con láser mediante un haz oscilante:

“Desde un punto de vista práctico, la frecuencia de oscilación tiene un efecto directo sobre las características de la región endurecida resultante. Existe un intervalo de frecuencias de oscilación propio para cada material, que permite mantener la temperatura de calentamiento y enfriamiento entre sus valores óptimos de transformación microestructural y, por tanto, llevar a cabo un tratamiento uniforme y comparable a los procesos de endurecimiento con láser convencional”.

La **segunda hipótesis** está asociada con el proceso de revenido con láser:

“La tecnología láser es una herramienta adecuada para llevar a cabo un tratamiento controlado de revenido superficial sobre aceros que hayan sido sometidos previamente a un tratamiento de endurecimiento superficial mediante la tecnología láser u otras tecnologías alternativas. El control preciso de los parámetros de revenido, tales como, el tiempo de interacción y la densidad de potencia del haz láser y, por tanto, de la temperatura que alcanza el material en la superficie, permite obtener tras el tratamiento la dureza deseada, que irá asociada con un estado tensional y microestructural determinado, particular para cada material”.

Finalmente, la **tercera hipótesis**, ligada al proceso de endurecimiento y revenido simultáneo se formula de la siguiente forma:

“Dadas las cualidades de la tecnología láser en cuanto a flexibilidad, direccionalidad y fácil automatización, junto con las nuevas fuentes láser de diodos de alta eficiencia y optimizados sistemas de guiado de alta dinámica, basados en espejos galvanométricos, disponibles en el mercado, es posible diseñar un spot láser equivalente con perfil de intensidad adecuado que permita mediante el conformado del haz láser, realizar los tratamientos de temple y revenido al mismo tiempo, de forma simultánea, sobre la superficie de un material. Este tratamiento combinado permitiría reducir los tiempos de proceso de forma considerable, así como, tratar superficies de geometría variable y relativamente compleja”.

1.4 Objetivos

A continuación, se definen los principales objetivos específicos del trabajo que pretenden dar solución a los inconvenientes e incertidumbres previamente descritos.

El **primer objetivo** está relacionado con la optimización del proceso de endurecimiento superficial mediante haces láser oscilantes. Se trata de determinar la influencia de la frecuencia de oscilación durante el proceso de endurecimiento superficial de un acero al carbono hipoeutectoide de baja aleación sobre la temperatura, geometría, microestructura, microdureza y estado tensional de la región tratada, así como, su relación con los parámetros más relevantes del proceso como son la densidad de potencia y el tiempo de interacción.

Un objetivo técnico relacionado es, establecer los criterios de selección de la frecuencia de oscilación mínima, necesaria para llevar a cabo el proceso de endurecimiento de forma uniforme, y comparable a los resultados típicamente alcanzados mediante las técnicas de guiado por elementos ópticos fijos, teniendo en cuenta las especificaciones de los componentes que forman el camino óptico de guiado, las limitaciones de funcionamiento del escáner y las propiedades termo-mecánicas del material.

El **segundo objetivo** de la investigación está relacionado con el proceso de revenido superficial de aceros mediante láser. Se trata de determinar el efecto del proceso de revenido sobre la temperatura, la microestructura, estado tensional y dureza del acero 42CrMo4, previamente endurecido superficialmente por láser.

El **tercer objetivo** está asociado con el tratamiento simultáneo de temple y revenido mediante un haz láser oscilante. En este caso se trata de diseñar un spot láser equivalente, generado con la ayuda de un escáner de espejos galvanométricos, con distribución de energía tal que permita endurecer y

revenir de forma instantánea la superficie de un acero de baja aleación, reduciendo considerablemente el tiempo de proceso.

1.5 Estructura de la tesis

Este trabajo de tesis está formado por siete capítulos claramente diferenciados e interrelacionados entre sí. A continuación, se muestra de forma resumida el contenido de cada uno de los capítulos.

En el “**Capítulo 1.** Motivación, hipótesis y objetivos de la investigación” se expone el contexto de partida del estudio y las incertidumbres actuales asociadas a los procesos de temple y revenido superficial mediante tecnología láser, haciendo uso de un haz láser oscilante. En este capítulo se definen los principales objetivos del trabajo y las hipótesis de la investigación ligadas a cada uno de los objetivos marcados.

En el “**Capítulo 2.** Estado del arte”, se recogen los principales fundamentos y aplicaciones de los tratamientos térmicos superficiales de endurecimiento y revenido mediante haces láser, haciendo hincapié en los métodos de conducción de la radiación láser existentes para llevar a cabo los procesos mencionados.

En el “**Capítulo 3.** Material, equipamiento y metodología de caracterización” se describe las características del material tratado más interesantes para el estudio, así como, el equipamiento singular empleado en la experimentación. A su vez, se detalla también la metodología genérica de caracterización llevada a cabo con cada equipo.

En el “**Capítulo 4.** Estudio de la influencia de la frecuencia de oscilación en el proceso de endurecimiento superficial mediante un haz láser oscilante” se lleva a cabo un estudio experimental centrado en el proceso de endurecimiento superficial mediante un haz láser oscilante guiado mediante un escáner de espejos galvanométricos y generado por un láser de diodos de onda continua (*cw*). En concreto se busca determinar el efecto del parámetro de frecuencia, sobre la temperatura, geometría, microestructura, microdureza y estado tensional de la región tratada, su relación con los parámetros más relevantes del proceso como son la densidad de potencia y el tiempo de interacción, así como, en establecer los criterios de selección de la frecuencia de oscilación mínima necesaria para llevar a cabo el proceso de endurecimiento de forma uniforme y comparable a los resultados típicamente alcanzados mediante las técnicas convencionales de guiado por elemento ópticos fijos.

En el “**Capítulo 5.** Estudio del proceso de revenido superficial por láser sobre un acero previamente endurecido” se lleva cabo un estudio relacionado con proceso de revenido por láser, posterior a un tratamiento de endurecimiento realizado también mediante tecnología láser, con el fin de determinar el efecto de los principales parámetros de proceso sobre la microestructura, microdureza, composición estructural de las fases y tensiones residuales del acero 42CrMo4.

Posteriormente, en el “**Capítulo 6.** Endurecimiento y revenido simultáneo mediante un haz láser oscilante”, se lleva a cabo el diseño y validación de una distribución de irradiancia equivalente de endurecimiento y revenido simultáneo sobre el acero 42CrMo4, generado por la acción de un cabezal de espejos galvanométricos bidimensional.

Finalmente, en el último apartado, correspondiente al “**Capítulo 7.** Conclusiones y líneas de investigación futuras”, se contrastan las hipótesis iniciales con los resultados obtenidos y se detallan las conclusiones globales del trabajo. Asimismo, en este apartado, se detallan las actividades futuras y de continuación posibles.

1.6 Referencias

- [1] C.H. Townes, *How the Laser Happened: Adventures of a Scientist*, Oxford University Press, 2002.
- [2] Strategies Unlimited, *The Worldwide Market for Lasers: Trends and Five-Year Forecast (2019 - 2025)*, 2020.
- [3] J.F. Ready, *Industrial Applications of Lasers*, 2nd Edition, Academic Press, 1997.
- [4] C. Bratt, R. Patwa, *High Growth Areas in Industrial Laser Processing & Monitoring*, (2017). www.laserchirp.com.
- [5] V. Rudnev, D. Loveless, R.L. Cook, *Handbook of Induction Heating*, 2nd Edition, CRC Press, Boca Raton (EEUU), 2017.
- [6] D. Kaiser, J. Damon, F. Mühl, B. de Graaff, D. Kiefer, S. Dietrich, V. Schulze, Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140, *Journal of Materials Processing Technology*. 279 (2020) 116485.
- [7] I.R. Pashby, S. Barnes, B.G. Bryden, Surface hardening of steel using a high power diode laser, *Journal of Materials Processing Technology*. 139 (2003) 585–588.
- [8] J.S. Selvan, K. Subramanian, A.K. Nath, Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel, *Journal of Materials Processing Technology*. 91 (1999) 29–36.
- [9] E. Kennedy, G. Byrne, D.N. Collins, A review of the use of high power diode lasers in surface hardening, *Journal of Materials Processing Technology*. 155–156 (2004) 1855–1860.
- [10] C. Yao, B. Xu, J. Huang, P. Zhang, Y. Wu, Study on the softening in overlapping zone by laser-overlapping scanning surface hardening for carbon and alloyed steel, *Optics and Lasers in Engineering*. 48 (2010) 20–26.
- [11] D. Schuöcker, J. Aichinger, R. Majer, O. Spitzer, A. Rau, T. Harrer, Improved laser hardening process with temperature control avoiding surface degradation, in: *Proceedings of the 8th International Conference on Photonic Technologies LANE, Erlangen (Germany)*, 2014.
- [12] OTZ Zoom Optics: always the perfect spot, Laserline GmbH, (2020). www.laserline.com/en-int/otz-series/.
- [13] S. Bonss, J. Hannweber, U. Karsunke, S. Kuehn, M. Seifert, E. Beyer, Laser heat treatment with latest system components, in: *Proceedings of SPIE, High Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications*, 2012.
- [14] A. Laskin, V. Laskin, Applying of refractive beam shapers of circular symmetry to generate non-circular shapes of homogenized laser beams, in: *Proceedings of SPIE, Laser Resonators and Beam Control XIII*, 2011.
- [15] M. Pothen, K. Winands, F. Klocke, Compensation of scanner based inertia for laser structuring processes, *Journal of Laser Applications*. 29 (2017) 012017.

- [16] M. Kos, E. Arko, H. Kosler, M. Jezeršek, Remote-laser welding system with in-line adaptive 3D seam tracking and power control, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 103 (2019) 4577–4583.
- [17] A. Mahrle, M. Lütke, E. Beyer, Fibre laser cutting: Beam absorption characteristics and gas-free remote cutting, in: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2010: pp. 1007–1018.
- [18] M. Carraturo, B. Lane, H. Yeung, S. Kollmannsberger, A. Reali, F. Auricchio, Numerical Evaluation of Advanced Laser Control Strategies Influence on Residual Stresses for Laser Powder Bed Fusion Systems, *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*. 9 (2020) 435–445.
- [19] F. Qiu, V. Kujanpää, Surface hardening of AISI 4340 steel by laser linear oscillation scanning, *Surface Engineering*. 28 (2012) 569–575.
- [20] D.A. Sabo, D. Brunner, A. Engelmayer, Advantages of digital servo amplifiers for control of a galvanometer based optical scanning system, in: *Proceedings of SPIE 5873, Optical Scanning 2005*, 2005.
- [21] J.S. Eckersley, Laser applications in metal surface hardening, in: *Proceedings of the 4th Industrial Energy Technology Conference*, Houston (EEUU), 1982: pp. 141–152.
- [22] S. Martínez, A. Lamikiz, E. Ukar, A. Calleja, J.A. Arrizubieta, L.N. López de Lacalle, Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process, *Optics and Lasers in Engineering*. 90 (2017) 72–80.
- [23] P. Sancho, F. Cordovilla, J. Domínguez, M.A. Montealegre, J. Isaza, A. García-Beltrán, J.L. Ocaña, Customized laser beam intensity distribution for the laser surface treatment of geometrically convoluted components, *Journal of Materials Processing Technology*. 263 (2019) 223–232.
- [24] H.J. Hegge, H. De Beurs, J. Noordhuis, J.T.M. De Hosson, Tempering of steel during laser treatment, *Metallurgical Transactions A*. 21 (1990) 987–995.
- [25] R.S. Lakhkar, Y.C. Shin, M.J.M. Krane, Predictive modeling of multi-track laser hardening of AISI 4140 steel, *Materials Science and Engineering A*. 480 (2008) 209–217.
- [26] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, Combination of Laser Quenching and Tempering for Hardening Tool Steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 18 (1988) 1054–1057.
- [27] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, V.K. Shukhostanov, S.V. Yamshchikov, Influence of laser tempering on the characteristics of surface layers of tool steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 20 (1990) 1003–1006.
- [28] A. Järvenpää, M. Jaskari, M. Hietala, K. Mäntyjärvi, Local Laser Heat Treatments of Steel Sheets, in: *Physics Procedia*, 2015: pp. 296–304.
- [29] S.A. Gunnarsdóttir, A.R. Basurto, K. Wärmefjord, R. Söderberg, L. Lindkvist, O. Albinsson, F. Wandebäck, S. Hansson, Towards Simulation of Geometrical Effects of Laser Tempering of Boron Steel before Self-Pierce Riveting, in: *Procedia CIRP*, 2016.

Capítulo 2. Estado del arte

2.1 Introducción

El endurecimiento superficial del acero se puede conseguir fundamentalmente de dos maneras, por un lado, modificando la composición química de la superficie del material mediante la difusión de algún elemento químico (carbono, nitrógeno, azufre, etc.), en cuyo caso al proceso se le conoce como tratamiento termoquímico. Los tratamientos termoquímicos más comunes como la carburización, nitruración y carbonitruración, se aplican normalmente a componentes de acero con un contenido de carbono muy bajo, con el fin de lograr una capa exterior más dura y resistente al desgaste, manteniendo un núcleo tenaz y dúctil.

Por otro lado, el endurecimiento superficial del acero se puede obtener modificando únicamente la microestructura de la superficie mediante un tratamiento térmico, conociéndose entonces como tratamiento térmico superficial.

El proceso de endurecimiento superficial de materiales férricos mediante un tratamiento térmico es similar al proceso de endurecimiento convencional a núcleo. En ambos casos se busca aumentar la resistencia al desgaste y la durabilidad del componente a través de un aumento de dureza. Sin embargo, el endurecimiento superficial difiere del convencional en que sólo se calienta una pequeña capa del material por encima de la temperatura de austenización, para después enfriarlo o templearlo, dejando el interior de la pieza inalterado. Para llevar a cabo el tratamiento, se emplean diferentes fuentes de calor que dan lugar a la denominación del proceso de endurecimiento. De entre todas ellas, a nivel industrial, la tecnología láser es hoy en día una de las más demandadas para el tratamiento térmico superficial de los aceros.

En este capítulo se presenta el estado del arte actual de los procesos de endurecimiento y revenido superficial de materiales por láser, principalmente aceros. Se muestran los fundamentos de la transformación de fases que tiene lugar en el proceso de endurecimiento por láser, las particularidades del tratamiento láser frente a otras técnicas de endurecimiento más convencionales, así como, los materiales tratados más comunes y aplicaciones implantadas a nivel industrial.

Por otra parte, en el capítulo, se presentan las principales fuentes láser utilizadas para llevar a cabo el proceso, y se hace un repaso a los métodos de conducción de la radiación láser conocidos,

detallando las principales investigaciones y resultados mostrados en la bibliografía en cuanto a los tratamientos térmicos de endurecimiento realizados mediante haces oscilantes.

Finalmente, se dedica un apartado al proceso de revenido por láser. En este apartado se repasan los procesos de revenido más comunes utilizados en la industria, las diferentes etapas de transformación que tienen lugar a nivel microestructural durante el proceso, así como, el estado del arte del proceso de revenido superficial por láser, dónde se resumen los principales trabajos publicados hoy en día.

2.2 Fundamentos del endurecimiento superficial de materiales con láser

Cuando un haz láser de alta potencia incide en la superficie de un material, es reflejado, absorbido e incluso transmitido parcialmente. Una vez que la energía del haz incide en la superficie, la parte absorbida es la más influyente desde el punto de vista del procesado del material.

Los mecanismos específicos por los que se produce la absorción dependen de las propiedades del material, tales como, su temperatura y acabado superficial, aunque otros factores como la longitud de onda, la polarización y el ángulo de incidencia del haz láser incidente, entre otros, también pueden influir significativamente [1].

En los metales, la absorción óptica está dominada por los electrones libres que interactúan entre sí, a través de diferentes mecanismos como, por ejemplo, la radiación de frenado o también llamada de Bremsstrahlung inversa [2]. Posteriormente, la energía se transfiere a los fonones de la red mediante colisiones. La luz es absorbida en forma de excitación electrónica y de vibración de los átomos, y la energía se convierte en calor, el cual se disipa en los átomos adyacentes. A medida que se absorben más y más fotones, la temperatura del material aumenta, aumentando también la fracción de luz absorbida. El proceso genera una reacción en cadena que resulta en un rápido aumento de la temperatura en un tiempo muy corto, típicamente del orden de milisegundos, siendo, además, la velocidad de calentamiento dependiente del equilibrio entre la absorción de energía y la energía disipada por el material. En función del tiempo de interacción entre el haz láser y el material, la densidad de potencia del láser y las propiedades termo-físicas del material, la temperatura de la superficie puede llegar incluso a exceder el punto de fusión o alcanzar el punto de ebullición en poco tiempo. Así, fruto de esta interacción, se pueden obtener varios regímenes, como el calentamiento por debajo del punto de fusión, la fusión y la evaporación, propios de diferentes procesos láser, como por ejemplo los procesos de temple, soldadura y ablación respectivamente.

En el caso particular del proceso de temple o endurecimiento superficial por láser, la superficie del material se ilumina mediante un haz láser de alta potencia, con el fin de calentarla rápidamente sin llegar a fundirla, normalmente a velocidades de calentamiento superiores a los 1000 K/s (**Figura 2.1**). Para ello, se suelen emplear densidades de potencia relativamente bajas, comparadas con las que se utilizan en otros procesos láser, de entre 1000 W/cm² a 5000 W/cm² y largos tiempos de interacción, desde los 0.01 s a los 5 s aproximadamente, tal y como se puede apreciar en el diagrama de la **Figura 2.2**.

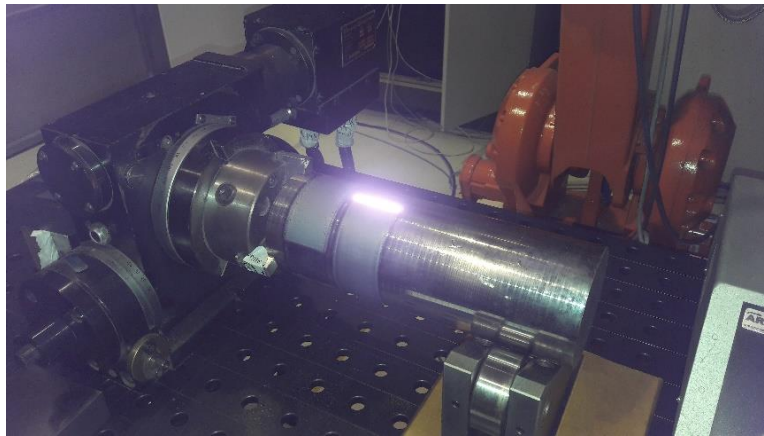


Figura 2.1. Endurecimiento superficial por láser de una barra cilíndrica del acero SAE 1080 (Fuente: Tekniker).

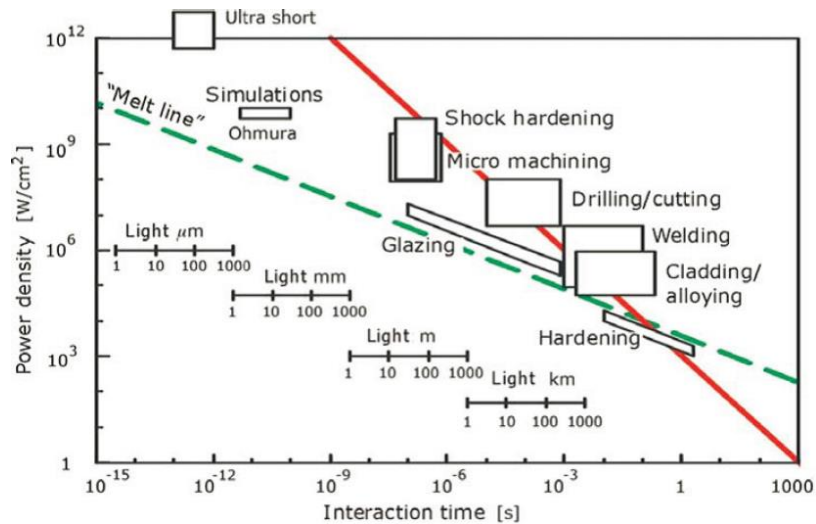


Figura 2.2. Dependencia de la densidad de potencia y tiempo de interacción para diferentes procesos láser comunes [3].

El proceso de calentamiento se lleva a cabo por encima de la temperatura crítica de austenización A_{c3} del material, durante el tiempo suficiente para facilitar la difusión del carbono y

obtener una transformación completa de las fases iniciales en austenita, microestructura también conocida como la fase gamma del hierro (γ -Fe).

Así, por ejemplo, en el caso de un acero hipoeutectoide con una microestructura típica de equilibrio inicial a temperatura ambiente de ferrita (proeutectoide) o hierro alfa (α -Fe) y perlita, combinación de ferrita eutectoide y carburo de hierro Fe_3C o cementita, el mecanismo de transformación sigue los siguientes pasos, tal y como se muestra en la **Figura 2.3a**. En un primer momento, por encima de la temperatura eutectoide A_{c1} la solubilidad del carbono en la matriz aumenta, lo que provoca que las colonias de perlita comiencen a transformarse en austenita mientras la ferrita se mantiene inalterada; conforme aumenta la temperatura, el carbono de la austenita recién formada se difunde en la ferrita circundante, aumentando la fracción de volumen de la austenita con alto contenido de carbono (**Figura 2.3b**); si la temperatura se mantiene por encima de la A_{c1} el tiempo suficiente, la distribución del carbono se homogeniza y una vez superada la temperatura A_{c3} el remanente de ferrita se transforma en austenita [4].

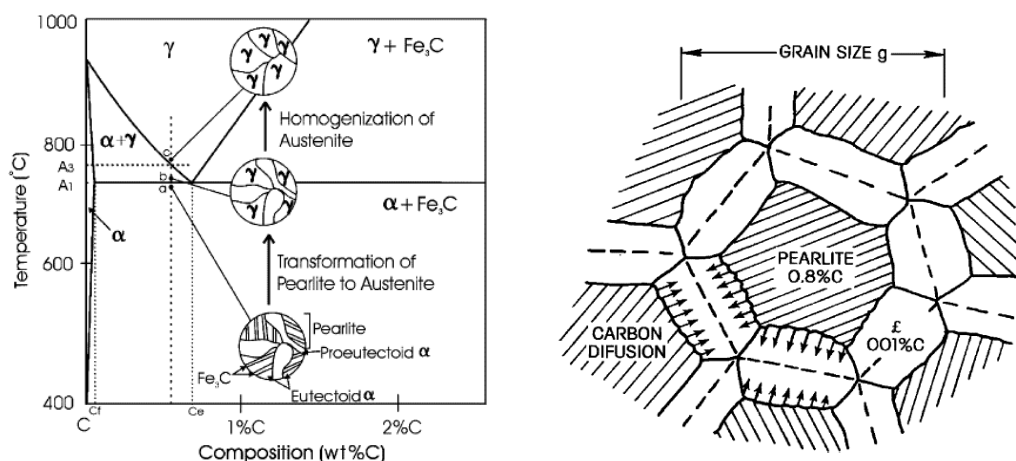


Figura 2.3. a) Esquema de los cambios microestructurales producidos sobre un acero hipoeutectoide durante el proceso de calentamiento mediante un haz láser. b) Detalle de la homogenización de la austenita [5, 6].

Es importante tener en cuenta que las temperaturas A_{c1} y A_{c3} dependen de la velocidad de calentamiento, de la aleación de acero y de la microestructura subyacente. Por ejemplo, a una mayor velocidad de calentamiento durante el proceso de austenización, las temperaturas relevantes A_{c1} y A_{c3} aumentarán, ya que para una temperatura determinada habrá menos tiempo para que se produzcan los procesos de difusión necesarios, tal y como se muestra a modo de ejemplo en la **Figura 2.4**, para el caso concreto del acero hipoeutectoide 42CrMo4.

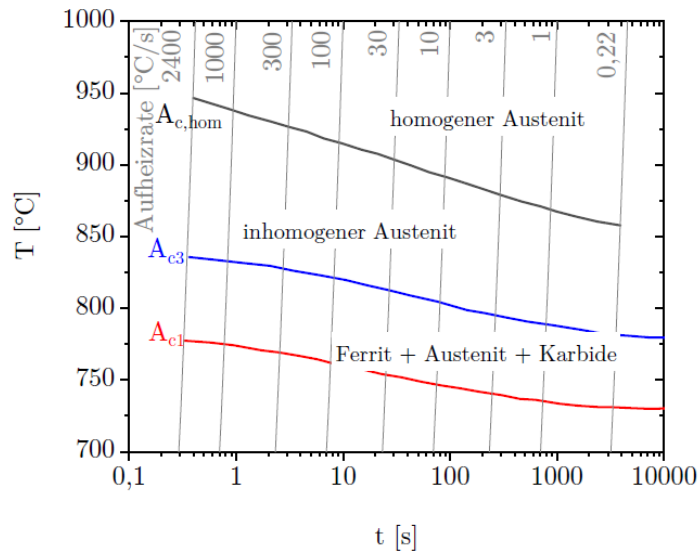


Figura 2.4. Variación de las temperaturas críticas A_{c1} y A_{c3} del acero 42CrMo4 con el tiempo de interacción y velocidad de calentamiento [7].

En el caso particular de los aceros hipereutectoides, el mecanismo de transformación es similar, la microestructura de partida suele estar formada por carburos globulares de hierro Fe_3C o cementita (proeutectoide) y perlita. Conforme aumenta la temperatura por encima de la temperatura A_{c1} , comienza la transformación de la microestructura inicial en austenita, gracias a la disolución de la cementita y la difusión del carbono hacia la matriz. A medida que la temperatura aumenta y la disolución de la cementita se acerca a su fin, se produce un proceso de homogeneización del carbono. Si la temperatura máxima es lo suficientemente alta y el ciclo térmico lo suficientemente lento, la distribución del carbono se vuelve cada vez más homogénea [8].

Una vez interrumpida la incidencia del haz sobre el material, la región tratada se enfría rápidamente a una tasa de velocidad de en torno a los 1000 K/s, generándose un efecto de autotemple, consecuencia del volumen de material colindante que se encuentra a temperatura ambiente, y que debe de constituir una fuente de enfriamiento lo suficientemente grande para enfriar la superficie del material a una elevada velocidad.

Si la fase austenítica se enfría rápidamente, la difusión del carbono fuera de su red se ve obstaculizada, de esta forma, el enfriamiento rápido permite suprimir la descomposición normal de la austenita en las fases iniciales (ferrita, perlita, bainita, etc.) y producir martensita en su lugar. La transformación de austenita en martensita implica la súbita reorientación de los átomos de carbono y hierro desde una solución sólida cúbica centrada en las caras (fcc), propia de la austenita, a una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), reteniendo el carbono intersticial. Generalmente, esta

estructura cúbica de hierro alfa (ferrita) no puede alojar carbono en una cantidad superior al 0.2 % en peso, por lo que, a partir de este valor, generalmente el cristal se distorsiona a una solución sólida tetragonal centrada en el cuerpo (*bct*), propia también de la estructura de la martensita (**Figura 2.5**).

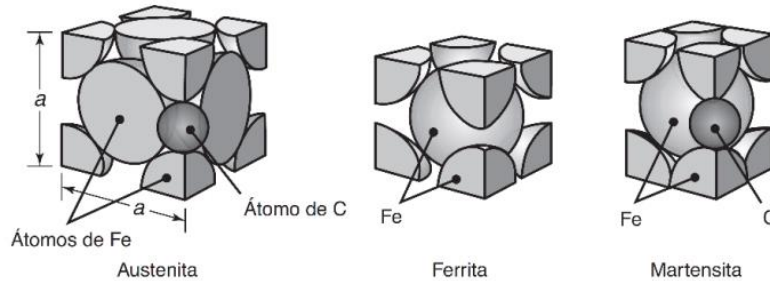


Figura 2.5. Posiciones de los átomos de Fe y C en la estructura cristalina típica de la austenita, ferrita y martensita [9].

Desde el punto de vista del material, la formación de la martensita está altamente influenciada por el contenido de carbono, el tamaño previo del grano de austenita y los elementos de aleación. Los tres parámetros también están asociados con la templabilidad del acero. De hecho, las temperaturas de inicio M_s y fin M_f de la fase martensítica dependen de estos parámetros. Así, tanto un mayor contenido de carbono en el acero (**Figura 2.6**), como un mayor contenido de elementos de aleación, implica una reducción de las temperaturas M_s y M_f de la transformación. M_s y M_f también pueden variar en función de la temperatura máxima de austenización y de la velocidad de calentamiento y enfriamiento [10].

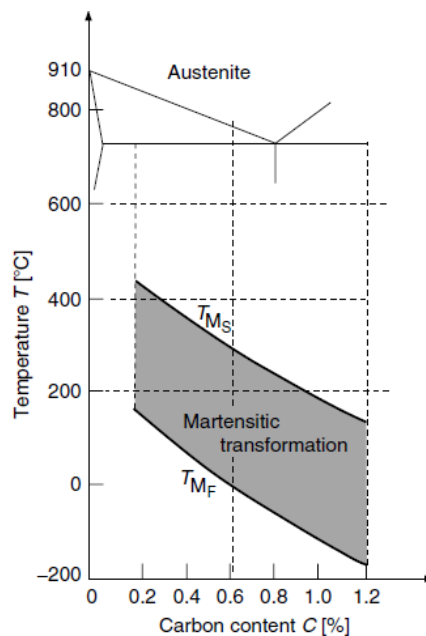


Figura 2.6. Influencia del contenido de carbono de los aceros en las temperaturas M_s y M_f [11].

Con respecto a la morfología de la microestructura martensítica, esta se presenta generalmente en forma de agujas y lajas individuales.

Por otra parte, cabe destacar que la propia naturaleza del proceso de endurecimiento implica la generación de una pequeña cantidad de austenita retenida en la microestructura martensítica final resultante. Este efecto es debido principalmente, a la insuficiente homogenización de la concentración de carbono generado por un proceso rápido de austenización, combinado con una incompleta disolución de los carburos en la austenita [12-17]. Además, la proporción de austenita retenida suele aumentar con la distancia a la superficie tal y como muestran algunos autores [18, 19].

2.3 Particularidades del tratamiento por láser frente a otras técnicas

El proceso de endurecimiento superficial por láser es una técnica extendida hoy en día en el entorno industrial de la fabricación, siendo todavía una tecnología de tratamiento térmico superficial en auge. El tratamiento presenta un número importante de ventajas sobre las técnicas convencionales de endurecimiento superficial (llama, inducción, etc.), siendo las más significativas, el aporte de calor controlado sobre la superficie del material, lo que permite generar una mínima distorsión en el componente, la ausencia de líquido refrigerante (agua, aceite, etc.), que implica la ocupación de un reducido espacio en planta, y la direccionalidad, propia de la tecnología láser. Gracias a estas características la técnica permite endurecer la superficie de materiales metálicos, obteniendo una capa efectiva de entre 0.5 mm y 1.5 mm, llegando en ocasiones a los 2 mm, y alcanzando durezas elevadas, normalmente en torno a los 600 - 700 HV, dependiendo de la aleación metálica [20, 21].

Otras ventajas, están relacionadas con la fácil automatización y flexibilidad de la técnica. Durante el proceso de endurecimiento, es posible mantener la temperatura del tratamiento en la superficie del material de forma uniforme, mediante el uso de controles tipo PID (*Proportional Integral Derivative*) de potencia-temperatura, que permitan regular la potencia de la fuente láser a través de la señal recibida por un pirómetro, orientado sobre la superficie del material a tratar. Además, el tamaño ajustable del haz láser, junto con el reducido tamaño del cabezal, permiten endurecer componentes de diferente geometría e incluso alcanzar lugares de difícil acceso. Así, otra posibilidad importante es utilizar la tecnología láser para tratar componentes de formas complejas en los que un robot, por ejemplo, puede programarse de acuerdo con el CAD (*Computer-Aided Design*) de la pieza y procesar sólo las áreas de interés seleccionadas.

Sin embargo, el proceso muestra algunos inconvenientes, por ejemplo, la dificultad de tratar superficies extensas. El solape entre pasadas suele presentar una banda de dureza reducida entre las

mismas, consecuencia del revenido y, por tanto, reblandecimiento de la pasada adyacente anterior. Por otra parte, la eficiencia del proceso es limitada, dado que la absorción, que tiene lugar a escasos $0.1 \mu\text{m}$ de la superficie [22], es reducida, perdiéndose parte de la energía incidente, lo que supone un sobrecoste adicional a la hora de adquirir un nuevo generador láser, sabiendo que la potencia de este es el factor que más encarece el coste del equipo.

Tal y como se ha mostrado anteriormente, existen diferentes factores que afectan de manera directa a la absorción del haz láser por el material durante el proceso de endurecimiento, algunos son inherentes al propio haz láser (longitud de onda, estado de polarización, distribución de irradiancia, etc.), otros dependientes del material (composición, propiedades ópticas, tratamiento previo, etc.), del acabado superficial (véase a modo de ejemplo la **Figura 2.7**) y del propio proceso (temperatura, oxidación, etc.) [23-26].

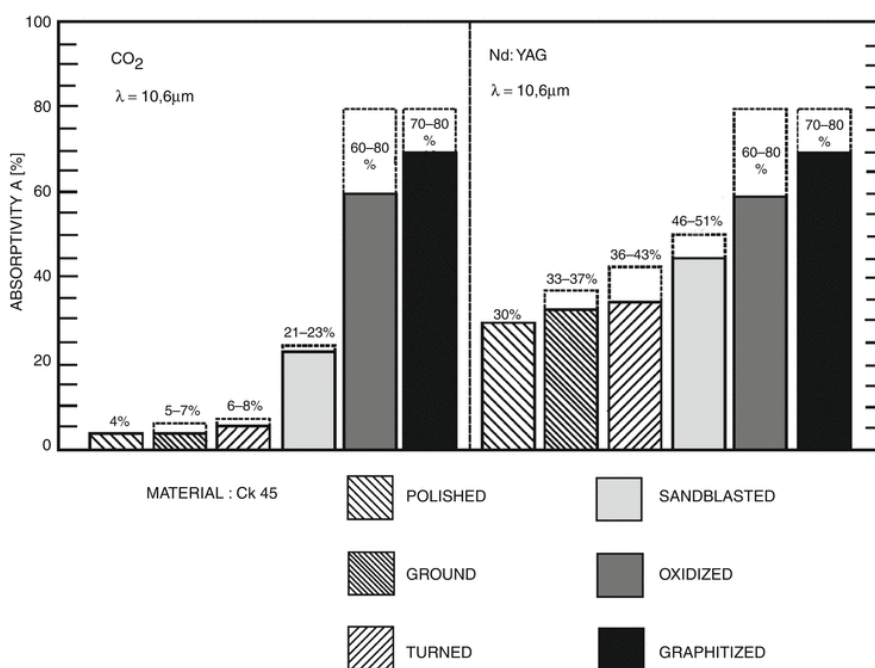


Figura 2.7. Influencia de varios tratamientos de acabado superficial sobre la absorción del acero CK 45 frente a la incidencia mediante láseres de CO₂ y de Nd:YAG [27].

De los factores mencionados, la longitud de onda es uno de los más influyentes. Por ejemplo, la absorción de los aceros se sitúa entre un 2 % y un 10 % para los láseres de CO₂, los cuales emiten en el espectro infrarrojo medio, en torno a los 10600 nm. Aun así, estas fuentes, fueron de las más utilizadas en la década de los años 80 y 90 del pasado siglo para aplicaciones de endurecimiento superficial con láser. Con el fin de aumentar la eficiencia del proceso haciendo uso de una fuente láser de CO₂, se pueden encontrar en la bibliografía numerosos estudios que muestran la aplicación de

recubrimientos de diferente tipo sobre la superficie del material previo paso a la incidencia del haz láser, entre los más extendidos destacan los de grafito, SiO₂, alúmina (Al₂O₃) y Fe₃O₄, por ser de los más eficaces [28, 29].

Otras fuentes más eficientes son las de Nd:YAG, de longitud de onda de emisión en 1064 nm, también empleadas ampliamente para aplicaciones de endurecimiento entre los años 1990 y 2010, debido a una absorptividad de en torno al 30 % a temperatura ambiente para el caso de los aceros [30].

Hoy en día, las fuentes más extendidas para el endurecimiento superficial de materiales con láser son las de semiconductor o diodos HPDL (*High Power Diode Lasers*), con emisiones en el espectro infrarrojo cercano, de entre 800 nm y 1030 nm, las cuales, presentan eficiencias muy superiores a las de los láseres de CO₂, sin embargo, no superan el 50 % en la mayoría de los casos. Por otra parte, uno de los factores que se puede aprovechar para la mejora de la eficiencia energética es la polarización del haz del láser. Bien es sabido que si un haz de láser linealmente polarizado (vibración del campo eléctrico contenida en el plano de incidencia) incide sobre un material con un ángulo de incidencia coincidente con el ángulo de Brewster, la absorción es máxima, mejorándola considerablemente frente a la incidencia normal [31].

Finalmente, cabe destacar que existen también otros tratamientos superficiales por láser que pueden inducir un endurecimiento superficial en diferentes materiales, como son los procesos de *laser remelting* y *laser peening* o también conocido como *laser shock peening* [32]. En este último caso particular, se utilizan pulsos láser de alta intensidad ($> 10^9$ W/cm²) con duración del orden de los nanosegundos, para crear una potente onda de choque en el material (aleaciones a base de Al, Fe y Ti) que genere tensiones residuales de compresión, hasta 1-2 mm de profundidad, induciendo una reducción en el rendimiento a fatiga del componente. Además, el proceso permite también endurecer la superficie del material debido a la dislocación generada en las regiones afectadas por el tratamiento [33-35].

2.4 Materiales tratables y aplicaciones del proceso de endurecimiento láser

El tratamiento de endurecimiento superficial por láser ha sido aplicado con éxito sobre distintos tipos de aleaciones de base hierro con una proporción de carbono superior al 0.1 % en peso [4], principalmente aceros y fundiciones, tales como, aceros de herramientas [26, 30, 36], aceros de baja aleación [6, 18, 37-39], aceros rápidos [40], aceros de rodamientos [41], aceros inoxidables [42, 43] y fundiciones grises, nodulares y austemperadas [44-47], entre otras. Además, el tratamiento ha

sido estudiado sobre otros tipos de materiales como, por ejemplo, en aleaciones de titanio [48, 49] y de cobre [50].

A modo de resumen, en la **Tabla 2.1** se recogen las durezas tipo HRc (Rockwell C) alcanzadas tras el tratamiento de endurecimiento por láser de diferentes tipos de aleaciones comunes en la industria.

Tabla 2.1. Durezas HRc de materiales comúnmente endurecidos superficialmente mediante láser en la industria.

Familia	Norma		Dureza [HRc ± 3]
	W. Nr.	UNE-EN	
Aceros al carbono	1.1191	C45K	60
Aceros aleados para temple y revenido	1.7225	42CrMo4	60
	1.8159	51CrV4	57
Aceros de herramientas	1.2311	40CrMnMo-7	57
	1.2343	X38CrMoV5-1	55
	1.2344	X40CrMoV5-1	58
	1.2738	40CrMnNiMo8-6	57
	1.2767	X45NiCrMo4	57
	1.2080	X210Cr12	58
	1.2379	X160CrMoV12-1	58
Aceros especiales	1.4923	X22CrMoV5-1	50
	1.6510	39NiCrMo3	54
Fundiciones	0.6025	GG25CrMo	59
	0.7060	GGG60	59
	0.7070	GGG70L	61

Por otra parte, el proceso se ha empleado satisfactoriamente de forma selectiva sobre determinadas regiones de diferentes componentes y herramientas industriales, para mejorar principalmente su resistencia al desgaste y en circunstancias favorables la resistencia a fatiga mediante la generación de tensiones residuales compresivas en la región tratada, en definitiva, con el fin de aumentar su vida en servicio. Sin embargo, en los márgenes de la región tratada, en la zona afectada por el calor, suele producirse un aumento de las tensiones residuales, que dependen principalmente del estado de tensión inicial de la superficie del material y, por tanto, del tratamiento térmico original, del método de acabado utilizado (fresado, rectificado, etc.) antes del tratamiento de endurecimiento, así como, de las condiciones de parámetros utilizadas en el propio proceso [51-53].

La técnica se aplica hoy en día en la industria sobre componentes de automoción, tales como, cigüeñales, árboles de levas (**Figura 2.8**), válvulas de asientos, ejes, pistones y engranajes [54-60],

entre otros. También, sobre componentes del sector del molde y matriz, como por ejemplo herramientas de corte y troqueles de estampación con el fin de reforzar zonas críticas (**Figura 2.9**) [61, 62], sobre herramientas y utillajes del sector minero y agrícola [63], ferroviario [64, 65], e incluso en el sector energético para el endurecimiento de álabes de turbinas de gas en centrales térmicas [66].

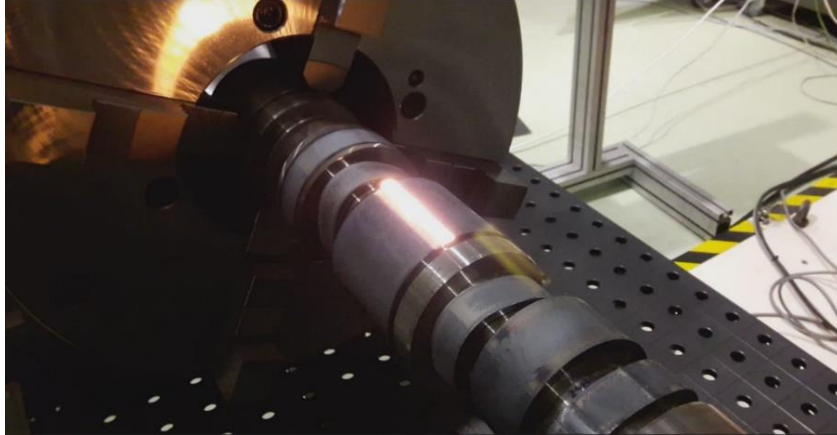


Figura 2.8. Endurecimiento superficial por láser de apoyos y levas de un árbol de levas de un acero hipereutectoide (Fuente: Engine Power Components y Tekniker).

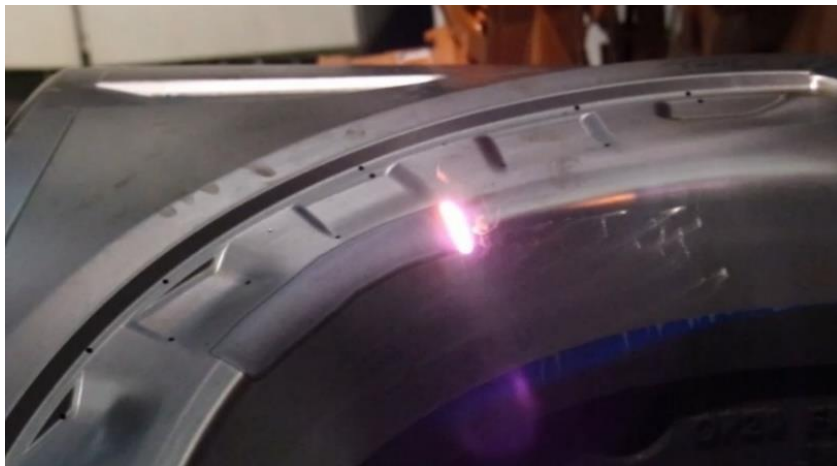


Figura 2.9. Endurecimiento superficial por láser de una región crítica de un troquel de estampación en frío para la mejora de su resistencia al desgaste (Fuente: Matrici y Tekniker).

2.5 Fuentes láser

Respecto al tipo de fuente empleada, tal y como se avanzaba anteriormente, los láseres de onda continua y alta potencia, como los de diodos, de fibra y disco, son los más comúnmente empleados hoy en día a nivel industrial. Estas fuentes han ido sustituyendo gradualmente a los láseres de Nd:YAG y de CO₂, debido fundamentalmente a los reducidos costes de mantenimiento, alta fiabilidad, alta eficiencia

eléctrica, cercana al 50 % en el caso de los láseres de fibra, y mejorada absorptividad que presentan los materiales metálicos a las longitudes de onda típicas de emisión de estas fuentes, entre 800 nm y 1030 nm para las de diodos y 1070 nm para las de fibra y disco respectivamente.

Recientemente, han aparecido en el mercado nuevas fuentes láser de diodos, llamadas VCSEL (*Vertical-Cavity Surface Emitting Laser-Diode*), las cuales permiten iluminar de forma homogénea grandes áreas y con diferente geometría, mediante el control espacial y temporal rápido y preciso de una matriz de emisores de diodos directos que forman la fuente. Estos nuevos láseres se están empleando en la actualidad para diferentes tratamientos térmicos, tales como, soldadura de polímeros, curado de resinas, sinterizado, revenido y endurecimiento, entre otros [67].

Por otro lado, cabe destacar que, para llevar a cabo el proceso de endurecimiento superficial por láser, también se han utilizado fuentes láser pulsadas, anteriormente de CO₂ y Nd:YAG y últimamente de fibra, normalmente con duraciones de pulso de varios milisegundos y frecuencias de repetición de pulso de entre 10 y 1000 Hz [68-70]. En la literatura podemos encontrar varios trabajos relacionados con el uso de este tipo de fuentes, donde la mayoría de los autores subrayan que es posible tener un mayor control del proceso en comparación con el proceso de endurecimiento mediante láseres de onda continua, dada la capacidad de controlar la frecuencia y duración de los pulsos. Además, en general, se consigue un mayor alcance o profundidad del tratamiento, aunque es cierto que el límite de profundidad sigue estando por debajo de los 2 mm. En este tipo de tratamiento, un control de temperatura pulso a pulso es necesario con el fin de evitar fundir la superficie del material tratado.

2.6 Métodos de conducción de la radiación láser

2.6.1 Conformado estático

Desde el punto de vista de la conducción de la radiación láser, es posible encontrar en la literatura varios métodos de guiado y conformado de haces láser empleados para endurecer la superficie de un material. Estos, se pueden dividir en métodos de conducción y conformado estático, basados en elementos ópticos fijos, y en métodos de conformado dinámico, basados en óptica móvil.

Los métodos de conducción y conformado estático, más extendidos, se basan en el uso de diferentes elementos ópticos capaces de iluminar un área del material a tratar más o menos extensa. Por ejemplo, destacan los métodos de endurecimiento utilizados normalmente con láseres de CO₂ y Nd:YAG, basados en el desenfocado de haces con perfil de irradiancia gaussiano (**Figura 2.10a**), mediante el uso de lentes de enfoque convencionales empleadas en el procesado de materiales [49, 71],

o aquellos basados en el enfoque de haces laser gaussianos rectangulares o alargados (*large-sized Gaussian beams*) tal y como se muestra en la **Figura 2.10c**, mediante el uso, por ejemplo, de lentes cilíndricas [47], entre otros.

Estas estrategias de tratamiento superficial mencionadas permiten endurecer la superficie de los materiales irradiados, sin embargo, generan un perfil endurecido heterogéneo a lo largo de toda la zona tratada, dónde la profundidad obtenida en la región central de la pasada única es mayor que la obtenida en los laterales de la misma.

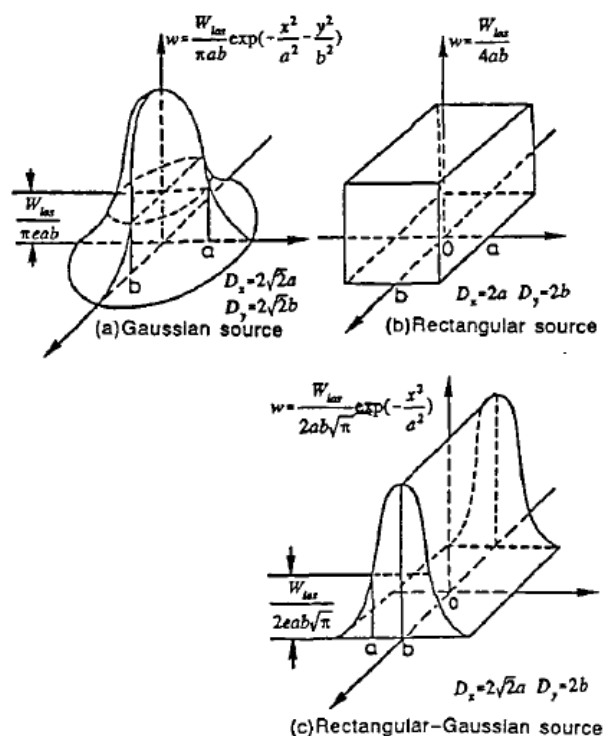


Figura 2.10. Distribuciones de irradiancia empleados en el proceso de endurecimiento de materiales con láser [72].

Otros estudios, se han centrado en la generación de perfiles de irradiancia uniformes, mucho más eficientes que las versiones descritas anteriormente, y mediante los cuales se obtienen regiones endurecidas más homogéneas, aunque siguen sin ofrecer un patrón de temperatura capaz de generar un área endurecida uniforme. Así, destaca la generación de spots circulares, cuadrados y rectangulares con distribución de energía tipo sombrero de copa, mediante el uso elementos ópticos estáticos tales como, caleidoscopios [73] y homogeneizadores [38], siendo esta última la configuración más extendida en la industria, sobre todo tras la llegada de las fuentes láser de alta potencia de fibra activa y de diodos acoplados a fibra.

Dentro de la misma clasificación, otros trabajos se han centrado en el estudio del proceso de endurecimiento superficial con láser a través del empleo de spots de diferente geometría, con distribución de irradiancia uniforme, mediante el uso de máscaras [74].

Con el fin de obtener una distribución de temperatura en el material lo más homogénea posible y, por tanto, un perfil de endurecimiento de la región afectada uniforme, otros autores han optado por el diseño de perfiles de intensidad personalizados, más complejos, con distribución de energía variable, mediante elementos ópticos difractivos DOEs (*Diffractive Optical Elements*) basados en espejos o elementos ópticos de transmisión [72, 75-77], elementos ópticos basados en hologramas generados por ordenador [78], conformadores de haz refractivos [79] y espejos con superficies asimétricas (*freeform mirrors*) [80].

Aunque en general el tratamiento resultante suele ser bastante uniforme, cabe señalar que estos últimos elementos ópticos mencionados suelen presentar como principal inconveniente la dificultad de cambiar tanto las dimensiones y forma geométrica del spot láser como el perfil de intensidad durante el tratamiento de endurecimiento, lo que imposibilita adecuar el haz láser a las particularidades geométricas de la superficie de la pieza o componente a tratar. Además, suelen estar diseñados para el tratamiento de una aleación de material concreta, así como, para un uso en condiciones de proceso, como el tiempo de interacción y densidad de potencia, específicos. Otro aspecto importante a tener en cuenta son las pérdidas de potencia considerables de algunas soluciones de conformado estático asociadas a la complejidad de sus superficies.

2.6.2 Conformado dinámico: Haces oscilantes

Por otra parte, los sistemas de conformado basados en elementos ópticos móviles, de baja y alta dinámica, son cada vez más empleados en aplicaciones industriales para el endurecimiento de componentes por láser. Entre los primeros, destaca el uso de los llamados *zoom optics*, basados típicamente en el movimiento controlado sobre el mismo eje óptico de ópticas cilíndricas [80], u homogenizadores [82] independientes, que permitan la transformación de la estructura espacial del haz láser y, por tanto, capaces de generar spot cuadrados y rectangulares de dimensión variable, manteniendo una densidad de potencia uniforme al menos en la dirección de movimiento.

Por otra parte, los métodos de conformado de haces de alta dinámica para el proceso de endurecimiento láser, como aquellos basados en espejos poligonales giratorios y escáneres de espejos galvanométricos, son los elegidos en la mayoría de los casos para tratar áreas extensas de forma uniforme, dado que permiten extender y cambiar durante el tratamiento la anchura del área iluminada

realizando una única pasada de láser, sin necesidad de generar pasadas adyacentes, lo que supone un reblandecimiento de las regiones solapadas, tal y como ocurre en los sistemas de conformado estáticos, limitados por el tamaño de los elementos ópticos que los componen.

En el caso de los espejos poligonales giratorios, la configuración más utilizada es la de espejos piramidales truncados con un eje común giratorio, dado que permiten una mejor distribución de intensidad a lo largo de la longitud barrida para una anchura determinada. En estos dispositivos el movimiento del spot láser es unidimensional y la frecuencia de barrido depende directamente de la velocidad de giro del dispositivo y el número de espejos facetados [83-85]. En la **Figura 2.11** se muestra un ejemplo del funcionamiento de estos sistemas.

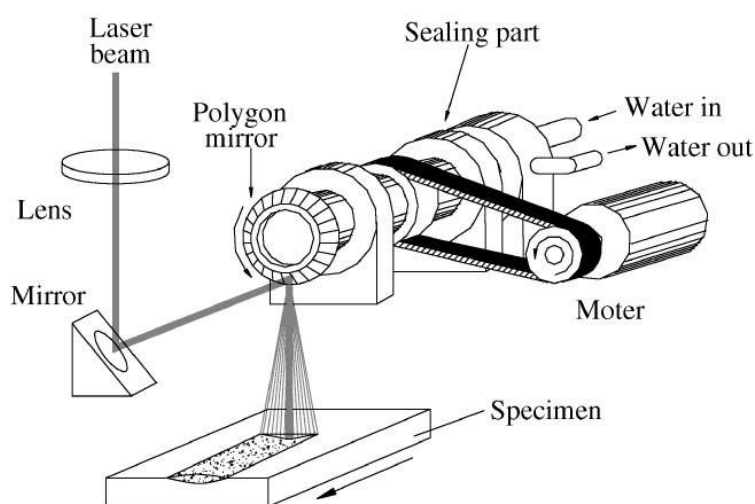


Figura 2.11. Esquema del proceso de endurecimiento superficial con láser mediante un sistema de espejos poligonales [83].

En cuanto a los escáneres de espejos galvanométricos, recientemente se presentan como una alternativa flexible y robusta para personalizar el perfil de intensidad durante el proceso de endurecimiento superficial de un material frente a los métodos descritos anteriormente. El hecho de que los espejos sean elementos de muy baja masa e inercia hace posible que el movimiento de rotación propio se traduzca en altas velocidades lineales del haz láser sobre la zona de trabajo, siguiendo de forma precisa la trayectoria definida, si bien, el valor exacto de velocidad es función de la focal de la lente de enfoque y, por tanto, de la distancia de trabajo. Así, los espejos galvanométricos permiten desplazar el haz láser rápidamente a lo largo de una trayectoria definida sobre la superficie del material generando un spot y distribución de energía equivalentes, entendida esta última como la integración del movimiento del haz en el periodo de tiempo que dura una oscilación o un ciclo de barrido. Por tanto,

esta simplificación es válida siempre y cuando se asuma que la velocidad de movimiento del spot en la superficie es mayor que la velocidad de conducción del calor en el material [86].

La técnica de endurecimiento superficial de componentes de acero mediante la oscilación lineal de un haz láser, a través del uso de escáneres unidimensionales y generadores de CO₂, comienza a reportarse desde principios de los años 80. De hecho, se pueden encontrar varios estudios pioneros en la bibliografía [85, 87-89], donde se postula la posibilidad de alcanzar resultados similares a los obtenidos mediante sistemas de guiado tradicionales de óptica fija y, se pone de manifiesto, la capacidad de la técnica para modificar la anchura del tratamiento durante el proceso de endurecimiento, cambiando simplemente la amplitud de oscilación (**Figura 2.12**). Sin embargo, las limitaciones de los medios existentes en la época, como la complejidad y reducida flexibilidad de los sistemas ópticos de guiado, los altos costes de mantenimiento y sobre todo la baja absorción de los aceros frente a las longitudes de onda típicas de emisión de las fuentes de CO₂, provocaban que el proceso fuera de difícil control y de elevado coste.

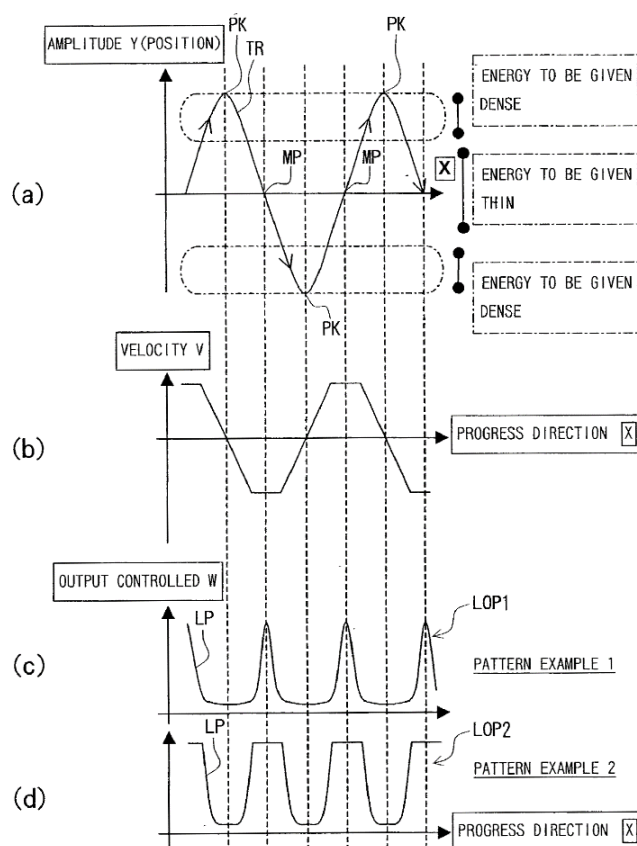


Figura 2.12. Esquema de la trayectoria seguida por un haz láser guiado mediante un sistema de espejos para llevar a cabo una pasada de endurecimiento: a) amplitud de la oscilación, b) velocidad de avance del haz, c) y d) ejemplos de otras trayectorias de oscilación [89].

Más adelante, la irrupción en el mercado de nuevas fuentes láser de alta potencia, tales como, de disco, diodo y fibra, más eficientes, de bajo mantenimiento y guiadas mediante fibra óptica, han permitido demostrar las ventajas de la técnica y avanzar en su desarrollo y aplicación en un entorno industrial [90-92].

Otro aspecto disruptivo ha sido la mejora de la tecnología de los escáneres, sobre todo en lo referente al aumento de la dinámica, precisión y estabilidad a largo plazo de los galvanómetros junto con nuevos diseños, materiales y recubrimientos de los espejos para la mejor disipación del calor, transmisión de diferentes longitudes de onda y aumento de la densidad de potencia umbral permitida [93].

De esta forma, estudios recientes, han demostrado la posibilidad de generar spots con geometrías y perfiles de intensidad equivalentes personalizados, a través del movimiento del spot láser a lo largo de una trayectoria o patrón bidimensional, mediante el uso de escáneres equipados con dos espejos galvanométricos situados en posición ortogonal, como sistemas de control capaces de actuar sobre la velocidad de oscilación del haz a lo largo de su trayectoria o incluso modular la potencia de la fuente láser, con el fin de endurecer de forma uniforme geometrías complejas y, por tanto, satisfacer diferentes aplicaciones industriales [94-96].

Comparado con el proceso de endurecimiento superficial con láser mediante técnicas de guiado convencionales, en el proceso de endurecimiento mediante un haz láser oscilante la frecuencia de oscilación se erige como uno de los parámetros de especial relevancia para mantener un tratamiento uniforme en la superficie del material. Recientemente, varios autores han destacado la importancia del parámetro en el proceso a través del uso de fuentes láser de diodos y de fibra, aunque los estudios relacionados que se pueden encontrar en la bibliografía son escasos. Por ejemplo, en el trabajo de Seifert *et al.* [92] se muestra el desarrollo de un cabezal de espejos, incluyendo los recubrimientos apropiados para la radiación proveniente de un láser de diodos de alta potencia de 4 kW y software de control, para depositar sobre la superficie del material la energía con diferentes perfiles. Los autores estudian la forma de la función de escaneo, e introducen variaciones más allá de una velocidad constante, hasta alcanzar una temperatura superficial homogénea a lo largo de toda la línea barrida. En el estudio se apunta que son necesarias frecuencias de entre 100 y 200 Hz para lograr dicho objetivo.

Qiu *et al.* [97] presentan un estudio sobre el proceso de endurecimiento mediante un haz láser oscilante de probetas planas del acero al carbono de baja aleación 25CrMo4. El trabajo se centra en determinar el efecto de varias amplitudes (de 4.5 mm a 11 mm) y frecuencias de oscilación (10 Hz, 20 Hz, 40 Hz y 100 Hz), sobre la dureza de la región tratada, utilizando potencias de 2020 W y 3020 W,

velocidad de avance lineal de 15 mm/s y spot láser desenfocado de 2.1 mm de diámetro. Para ello se utiliza un láser de fibra de 5 kW, un escáner unidimensional equipado con un espejo parabólico y una unidad de control capaz de modular la potencia del haz láser y adecuarla a la señal sinusoidal generada por la velocidad de oscilación, según los autores, con el fin de evitar fundidos en los máximos de amplitud o extremos de cada barrido durante un ensayo.

El método de endurecimiento láser se compara a su vez con el proceso convencional de endurecimiento mediante óptica fija y spot con perfil de intensidad uniforme. Los autores ponen de manifiesto que el régimen de funcionamiento o de operación más favorable de un dispositivo de escaneo se alcanza a frecuencias de oscilación elevadas. En el centro de la zona irradiada, el perfil de dureza resultante a 100 Hz es más homogéneo que a 10 Hz, 20 Hz y 40 Hz, y muy similar al obtenido con un sistema de óptica fija. Además, para una velocidad de avance de 15 mm/s, por debajo de 20 Hz se distinguen las oscilaciones individuales, es decir, el proceso es discontinuo.

Los autores también destacan que es posible aumentar la profundidad de la capa endurecida mediante un aumento de la frecuencia de barrido, sobre todo en la región central, dado que una posición local en el centro de la oscilación recibe un gran número de barridos del haz láser. Además, considerando una profundidad de temple de 0.6 mm, el proceso de endurecimiento remoto mediante un haz láser oscilante a 40 Hz y 100 Hz produce una dureza mayor que el proceso convencional. Finalmente, en el trabajo se concluye que la profundidad máxima posible a alcanzar mediante un haz oscilante es menor que en el temple láser convencional mediante óptica fija.

Otro estudio similar se puede encontrar en el trabajo de Hruska *et al.* [98], donde se compara también el proceso de endurecimiento láser mediante un escáner de espejos galvanométricos con el proceso convencional por medio de óptica fija. En este caso, se emplea, por un lado, un láser de diodos de 4.3 kW con un spot de 6 x 12 mm² y, por otro, un láser de disco de 5.3 kW, con un spot de 0.8 mm de diámetro, acoplado a un escáner capaz de proporcionar una velocidad lineal de hasta 21.5 m/s, lo que produce frecuencias de oscilación muy altas, de entre 300 Hz y 700 Hz. El material objeto de estudio es el acero al carbono C45K.

En este trabajo, los autores plantean tres estrategias de movimiento diferentes. En primer lugar, una oscilación lineal de frecuencias entre 300 Hz y 700 Hz, en segundo una estrategia de llenado basada en el solape de trayectorias rectilíneas (*hatching*) y finalmente otra de llenado basada en el solape de trayectorias circulares (*wobbling*). La discusión de resultados se basa exclusivamente en el análisis de dureza, y las conclusiones apuntan a que los valores de dureza son comparables a los

obtenidos mediante óptica fija. En lo que respecta al movimiento de oscilación lineal, los mejores resultados se obtienen para una frecuencia de 500 Hz.

Otro trabajo centrado en el tratamiento del material C45K es el de Martínez *et al.* [99]. En el estudio se emplea un láser de fibra de 1 kW, con un spot circular de 0.1 mm, acoplado a un escáner bidimensional de espejos galvanométricos integrado en una máquina de 5 ejes. Los parámetros de proceso se describen en términos de velocidad y no de frecuencia, si bien, se mantiene la longitud de barrido fija, por lo que son directamente comparables. El estudio se centra en determinar la influencia de la velocidad de barrido sobre la forma y dimensiones de la región tratada, la microdureza y la profundidad de capa endurecida.

Los autores concluyen que la velocidad de barrido es uno de los parámetros clave del proceso y afecta de forma significativa a la temperatura y a la geometría de la región tratada. La profundidad de capa máxima alcanzada ha sido de 0.6 mm, obteniéndose con los valores de frecuencia más altos. Los autores defienden, además, la existencia de dos regímenes diferentes de endurecimiento dependientes de la velocidad de barrido. El primero, tiene lugar a velocidades de barrido superiores a 750 mm/s y temperatura de consigna superior a 1150 °C, en este caso el campo de temperaturas es suave y los resultados son similares a los obtenidos mediante el proceso de endurecimiento láser convencional. El segundo régimen, se da a velocidades de barrido inferiores a 200 mm/s y la curva de temperatura presenta una forma de rizado, siendo, además, mayor el área tratada en los extremos del ensayo.

Finalmente, cabe citar también el trabajo de Sancho *et al.* [100] centrado en determinar un perfil de intensidad equivalente que permita endurecer muñequillas y apoyos de un cigüeñal, así como, determinar la frecuencia de oscilación mínima necesaria para que el tratamiento sea uniforme. Para ello, los autores hacen uso de una fuente láser de fibra de 6 kW y un escáner bidimensional de espejos galvanométricos. Los autores defienden que frecuencias superiores a los 150 Hz son deseables a velocidades de proceso elevadas, en aplicaciones de generación de patrones o spots equivalentes bidimensionales.

2.7 Tratamiento de revenido superficial mediante tecnología láser

2.7.1 Revenido convencional

El proceso de revenido es un tratamiento térmico muy extendido en la industria. Este se lleva a cabo normalmente sobre componentes de acero previamente endurecidos superficialmente o a núcleo que presentan una microestructura martensítica. El tratamiento busca reducir la fragilidad, aumentar la

tenacidad, la ductilidad y aliviar el estado tensional de la región tratada del material. El proceso conlleva una reducción de la dureza y de la resistencia mecánica con el aumento de la temperatura de revenido [101].

El tratamiento de revenido convencional, realizado habitualmente en horno, consiste en un calentamiento lento del material desde la temperatura ambiente hasta una temperatura inferior a la A_{c1} , manteniendo la temperatura de revenido requerida durante un tiempo prolongado. El enfriamiento posterior desde la temperatura de revenido es generalmente al aire, aunque en ocasiones, según la aleación de acero, conviene realizar un enfriamiento en agua o aceite.

El proceso de revenido depende, por tanto, de la temperatura de revenido y del tiempo de mantenimiento de la misma. Una selección inadecuada de estos parámetros de proceso puede afectar potencialmente a la dureza, a la tenacidad al impacto, a la transformación de la austenita retenida y a la tensión residual. Además de estos parámetros, depende del contenido de carbono y de la composición de la aleación del acero. A modo de ejemplo, la **Figura 2.13** ilustra la interdependencia de la dureza resultante y el contenido de carbono de un acero al carbono genérico a distintas temperaturas de revenido.

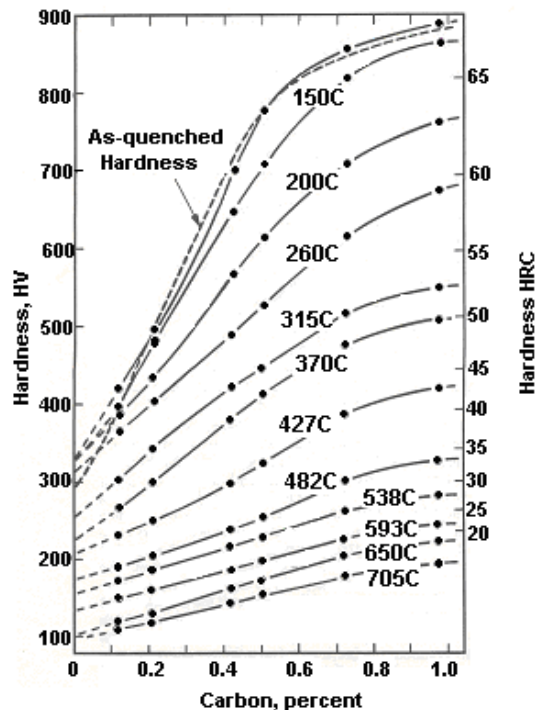


Figura 2.13. Relación entre la dureza y temperatura de revenido en función del contenido al carbono de un acero genérico ($Fe-Fe_3C$) en función de la temperatura de revenido durante un tratamiento de 1 hora de duración [102].

En general, la evolución de la región tratada en el tratamiento de revenido se suele clasificar en diferentes etapas dependientes de la temperatura. En la primera, cuando la temperatura es inferior a 250 °C, el revenido comienza por la descomposición de la martensita de estructura cristalina *bct* en carburos de transición, denominados carburos épsilon (ϵ), de estructura hexagonal compacta y fórmula aproximada $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$, que conlleva una disminución del contenido de carbono de la matriz martensítica hasta alcanzar aproximadamente el 0.25 % en peso, pasando la martensita a una estructura tipo *bcc*, llamada de baja temperatura o martensita beta (β).

La segunda etapa tiene lugar entre los 200 °C y 300 °C. En este caso, si el acero contiene austenita retenida, esta se transforma en un agregado de ferrita y cementita. Esta etapa conlleva un aumento de volumen y, en ocasiones, aumento de dureza cuando existe un contenido elevado de austenita retenida.

Entre los 300 °C y 350 °C tiene lugar una redisolución de los carburos ϵ acompañada por la precipitación de cementita en forma tubular. Esta etapa se caracteriza por una importante pérdida de tenacidad y aumento de la fragilidad.

A partir de los 400 °C comienza la esferificación de las partículas de cementita y una recrystalización de la ferrita con el consiguiente aumento de la tenacidad. En esta cuarta etapa la microestructura consiste en glóbulos de cementita embebidos en una matriz ferrítica, conocida comúnmente como martensita revenida.

Finalmente, a partir de los 450 °C, conforme aumenta la temperatura, los glóbulos de cementita se hacen más gruesos. A estas temperaturas, en algunos aceros aleados con Ni, Cr, Mn e impurezas como Sb, Sn y P se produce una fragilización, la cual, se suele reducir añadiendo otros elementos de aleación, tales como, Mo y Cr.

En aquellos aceros que disponen de elementos carburígenos¹ como Mo, V, W, Ti, Ta, Nb, entre otros, suele producirse una etapa llamada de endurecimiento secundario, producida por la precipitación de los carburos de estos elementos a partir de los 600 °C y que conlleva un aumento de la dureza de la matriz. Este fenómeno se produce siempre y cuando se supere una concentración mínima de estos elementos, que varía en función del contenido de carbono de la aleación de acero [103-105].

¹ Elementos de aleación que favorecen la aparición del carbono en forma de carburos y, por tanto, la formación de cementita.

En la industria es también muy común el tratamiento de revenido superficial mediante la tecnología de calentamiento por inducción, sobre todo de aceros de medio y alto contenido de carbono, aceros de fundición y algunos aceros aleados [106]. Este proceso se lleva a cabo típicamente después del tratamiento de endurecimiento, usando la misma tecnología de inducción, con el fin de reducir la fragilidad del material, a través de la disminución de la concentración de austenita retenida y la elevada dureza, asociadas al proceso previo de endurecimiento. Se suele aplicar sobre componentes, tales como, ejes, cigüeñales, árboles de levas y engranajes de diferentes tamaños y para sectores diversos.

El tratamiento de revenido suele tener lugar a una velocidad de calentamiento alta, de entre 100 y 1000 K/s. Estas tasas de calentamiento rápido inducen un refinamiento de la microestructura, de hecho, tal y como apuntan varios autores [107-109], altas tasas de calentamiento combinado con tiempos relativamente cortos de revenido permiten reducir el tamaño de las partículas de cementita y redistribuirlas uniformemente en la matriz. A su vez, el aumento de la tasa de calentamiento genera la precipitación de los carburos ϵ y Fe_3C (cementita), a temperaturas más elevadas que en condiciones normales de calentamiento.

El proceso de revenido rápido por inducción, tal y como apunta Kaiser *et al.* [110, 111], afecta de forma significativa a la dureza y a las tensiones residuales de la región tratada. La dureza disminuye conforme aumenta la temperatura de revenido y las tensiones residuales, tanto en la dirección axial como longitudinal, se transforman en tractivas a medida que aumenta también la temperatura. Tal y como apuntan los autores, estos efectos son similares a los obtenidos mediante tratamiento de revenido al horno convencional, si bien, para una misma temperatura de revenido la dureza obtenida tras el tratamiento es inferior en el caso del revenido al horno.

En cuanto a las tensiones residuales, en el caso convencional de revenido en horno, conforme aumenta la temperatura se observa también un aumento de las tensiones residuales, pasando de compresivas a tractivas, pero en menor medida que en el caso del endurecimiento superficial por inducción. Según los autores, el principal motivo radica en los diferentes gradientes de temperatura que se producen en ambas técnicas de revenido. Las tensiones térmicas y la plasticidad inducida por la transformación son elevadas en el caso del revenido rápido. En este caso, durante el enfriamiento las capas superficiales comprimidas plásticamente se contraen, lo que conduce a una reducción de las tensiones residuales, ya sean de tracción o de compresión.

2.7.2 Revenido por láser

Uno de los tratamientos dónde más se ha estudiado el proceso de revenido con láser es en el endurecimiento de superficies extensas, a través de pasadas adyacentes. En la región solapada suele tener lugar una reducción de dureza importante, consecuencia del revenido generado por la última pasada de endurecimiento sobre la anterior (**Figura 2.14**). En la literatura se pueden encontrar diferentes estudios que presentan estrategias para minimizar el reblandecimiento del área solapada. Si bien, alguna de ellas consigue minimizar la caída de dureza, en general es difícil mantener una dureza uniforme tras un tratamiento de este tipo [39, 112-114].

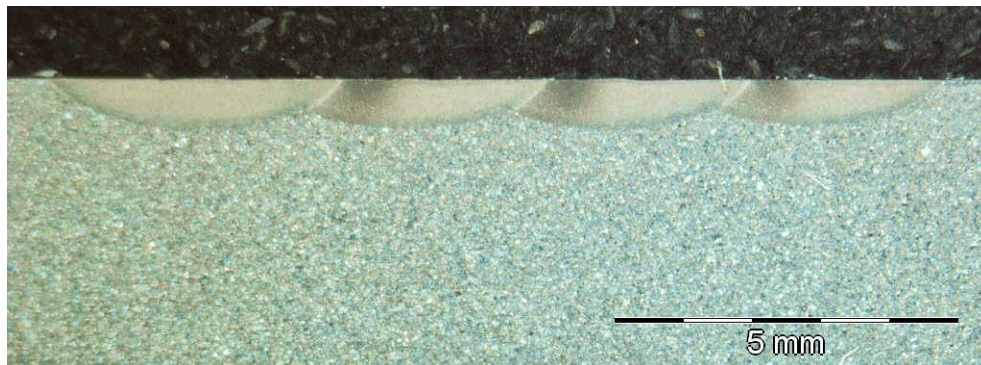


Figura 2.14. Pasadas de endurecimiento superficial por láser, dónde se pueden apreciar zonas oscurecidas en las tres primeras pasadas de la derecha, correspondientes a la zona revenida por la pasada siguiente (Fuente: *Tekniker*).

Sin embargo, con respecto al proceso de revenido con láser directo sobre superficies previamente endurecidas superficialmente o a núcleo, la técnica ha sido poco estudiada. El proceso consiste en el calentamiento de la superficie por la acción de un haz láser por debajo de la temperatura eutéctica A_{c1} y el subsiguiente enfriamiento rápido consecuencia del volumen de material del componente irradiado.

A diferencia del proceso de revenido tradicional, el calentamiento y enfriamiento tienen lugar en un espacio de tiempo muy corto. Durante el proceso el acero sufre las mismas transformaciones de fase y cambios estructurales que durante el revenido lento convencional realizado en horno, sin embargo, las diferentes etapas del proceso de revenido tienen lugar a temperaturas superiores, especialmente la temperatura de descomposición de la austenita retenida. El corto tiempo de interacción del haz de láser con el material produce carburos muy finos y una dureza significativamente mayor que la obtenida por el proceso de endurecimiento convencional, tal y como apuntan Burakowski y Wierzchon en su libro [115].

Similares resultados reporta, por ejemplo, D'yachenko [116] en un artículo en el que se lleva a cabo un estudio microestructural, mecánico, a través del análisis de la dureza, y de la transformación de fases por difracción de rayos X, del proceso de revenido por láser de diferentes tipos de aceros rápidos, previamente endurecidos, mediante pulsos de hasta 32 kW/cm² generados por una fuente láser pulsada. El revenido por láser genera en los materiales tratados durezas superiores a las obtenidas en el caso del revenido a la misma temperatura mediante un horno. Según el autor, el efecto es debido a que, en el caso convencional, la reducción de la dureza se debe a la descomposición de la martensita y a la coagulación de la cementita, sin embargo, en el proceso de revenido por láser la caída de dureza se debe principalmente a la descomposición de la solución sólida de martensita.

En la misma línea, destaca el trabajo de Gureev *et al.* [117], centrado en el estudio de la influencia del tratamiento secuencial de temple y revenido por láser sobre la composición estructural de fases de dos aceros de herramientas hipereutectoides, previamente tratados en todo su volumen mediante un tratamiento convencional de temple y revenido al horno. Para ello los autores utilizan una fuente láser de Nd:YAG pulsada con un diámetro de spot de 5 mm sobre la superficie del material y duraciones y energías por pulso de 4-5 ms y de hasta 18.9 J. Los autores afirman que el tratamiento de revenido transforma la estructura de martensita generada tras el proceso de endurecimiento por láser en martensita revenida. A partir del análisis cualitativo de los difractogramas obtenidos mediante difracción de rayos X, los autores afirman, por un lado, que el tratamiento de revenido permite reducir la cantidad de austenita retenida y, por otro, el tratamiento aumenta la intensidad de los picos de difracción de la fase de martensita revenida con respecto a los de la martensita y, además, tal y como ocurre también en un tratamiento convencional en horno, los desplaza hacia ángulos superiores.

Gureev *et al.* completan el estudio anterior en un nuevo trabajo [118], en el cual, se estudia la influencia del proceso de revenido con láser sobre la precipitación de las fases de martensita, martensita revenida y austenita retenida de diferentes aceros de herramientas hipereutectoides endurecidos, previa y posteriormente, con láser. El estudio se lleva a cabo a partir del análisis de la microdureza, composición estructural de fases y tensiones residuales resultantes, por medio de un difractor de rayos X con radiación de cobalto y cromo. Para ello, los autores muestran diferentes resultados generados mediante un spot de 11 x 1 mm² de perfil de intensidad uniforme, generado por una fuente láser continua de CO₂, haciendo uso de potencias de hasta 700 W y velocidades de avance de entre 0.5 mm/s y 20 mm/s.

Los autores destacan que la precipitación de la fase martensítica tiene lugar a altas temperaturas de revenido. Esta etapa está, además, fuertemente influenciada por la concentración de

elementos de aleación y por el estado microestructural inicial del material. Por otra parte, los autores afirman que la estabilidad de la austenita retenida durante el proceso de revenido por láser depende también del estado microestructural inicial del material, del grado de homogeneidad de los elementos de aleación, así como, de las condiciones de proceso. De hecho, para un mismo material, mayores velocidades de movimiento del spot láser durante el proceso de temple conllevan la disminución de la concentración de austenita retenida. Tras el proceso de revenido, la concentración de austenita retenida disminuye sobre todo en aquellos ensayos previamente endurecidos a 4 mm/s. Por encima de este valor la mejora es muy reducida. Con respecto a las tensiones residuales, para un estado tensional inicial de la superficie del material, la amplitud y signo de las tensiones dependen fuertemente de la secuencia de endurecimiento y revenido seguidos, así como, del grado de finalización de estos procesos. El temple por láser genera tensiones compresivas mientras que el proceso de revenido tensiones tractivas. Finalmente, los autores concluyen que la combinación del proceso de temple y de revenido por láser permite optimizar la composición de fases, la microestructura y el estado tensional de las superficies irradiadas, y puede utilizarse eficientemente para prevenir la formación de grietas durante el proceso de endurecimiento.

Por otra parte, otros trabajos se han centrado en el tratamiento de revenido láser para reducir la fragilidad de determinadas regiones endurecidas superficialmente o nitruradas, sometidas a esfuerzos y altas cargas dinámicas, en las que se concentran tensiones [119].

Otros autores, se han centrado en el modelizado y estudio del proceso de revenido de aceros hipereutectoides para aumentar su maquinabilidad, a través de una reducción controlada de la dureza en superficie [120, 121].

Recientemente, diferentes trabajos han aparecido relacionados con el reblandecimiento local específico de aceros de alta resistencia para mejorar sus propiedades de conformado de piezas de carrocería y chasis para la industria del automóvil [122, 123].

Finalmente, destaca el estudio de Leunda *et al.*, orientado al proceso de endurecimiento secundario, a través de un revenido por láser de recubrimientos de aceros de herramientas pulvimetalúrgicos, generados mediante *laser cladding*, con el fin de aumentar la dureza del recubrimiento [124].

2.8 Referencias

- [1] G.E. Totten, *Steel Heat Treatment Handbook - Equipment and Process Design*, 2nd Edition, CRC Press, New York, 2006.
- [2] B.N. Chichkov, C. Momma, S. Nolte, F. Von Alvensleben, A. Tünnermann, Femtosecond, picosecond and nanosecond laser ablation of solids, *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 63 (1996) 109–115.
- [3] E. Beyer, K. Wissenbach, *Oberflächenbehandlung mit Laserstrahlung*, 1st Edition, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998.
- [4] M.F. Ashby, K.E. Easterling, The transformation hardening of steel surfaces by laser beams-I. Hypo-eutectoid steels, *Acta Metallurgica*. 32 (1984) 1935–1937, 1939–1948.
- [5] R. Patwa, Y.C. Shin, Predictive modeling of laser hardening of AISI5150H steels, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 47 (2007) 307–320.
- [6] N.S. Bailey, W. Tan, Y.C. Shin, Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser, *Surface and Coatings Technology*. 203 (2009) 2003–2012.
- [7] D. Kaiser, Experimentelle Untersuchung und Simulation des Kurzzeitanlassens unter Berücksichtigung thermisch randschichtgehärteter Zustände am Beispiel von 42CrMo4, Fakultät für Maschinenbau des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT), 2019. <https://publikationen.bibliothek.kit.edu/1000100278>
- [8] W.B. Li, K.E. Easterling, M.F. Ashby, Laser transformation hardening of steel-II. Hypereutectoid steels, *Acta Metallurgica*. 34 (1986) 1533–1543.
- [9] M.P. Groover, *Fundamentos de manufactura moderna*, 3rd Edition, McGraw-Hill, Mexico, 2007.
- [10] T. Mioković, J. Schwarzer, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Description of short time phase transformations during the heating of steels based on high-rate experimental data, *Journal de Physique IV France*. 120 (2004) 591–598.
- [11] J. Grum, Laser surface hardening, in: G.E. Totten, *Steel Heat Treatment: Equipment and Process Design*, 2nd Edition, Taylor & Francis, Boca Raton, 2007: pp. 435–566.
- [12] V.S. Kraposhin, K.V. Shakhlevich, T.M. Vyaz'mina, Influence of laser heating on the quantity residual austenite in steels and cast irons, *Metal Science and Heat Treatment*. 31 (1989) 745–757.
- [13] A.N. Safonov, V.M. Tarasenko, A.F. Baskov, A.A. Nikitin, I.V. Lyasotskii, É.V. Safonov, Influence of the original structure on hardening of ShKh15 steel in treatment by CO₂-laser radiation, *Metal Science and Heat Treatment*. 27 (1985) 252–257.
- [14] L. Blaes, P. Bauer, U. Gonser, R. Kern, Depth profile of a laser irradiated steel, *Zeitschrift Fuer Metallkunde*. 79 (1988) 278–281.
- [15] R.K. Shiue, C. Chen, Microstructural observations of the laser-hardened 1045 steel, *Scripta Metallurgica et Materialia*. 25 (1991) 1889–1894.
- [16] M.L. Bernshteyn, S.D. Prokoshkin, L.N. Kaputkina, Y.V. Kal'Ner, A.M. Bernshteyn, X-ray diffraction examination of the structure of carbon steels after laser heat treatment, *Physics of Metals and Metallography*. 67 (1989) 128–135.
- [17] S.A. Fedosov, Laser beam hardening of carbon and low alloyed steels: discussion of increased quantity of retained austenite, *Journal of Materials Science*. 34 (1999) 4259–4264.

- [18] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening, *Acta Materialia*. 55 (2007) 589–599.
- [19] A.V. Makarov, L.G. Korshunov, I.Y. Malygina, A.L. Osintseva, Effect of laser quenching and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of a cemented steel 20KhN3A, *Physics of Metals and Metallography*. 103 (2007) 507–518.
- [20] W.M. Steen, J. Mazumder, *Laser Material Processing*, 4th Edition, Springer, London, 2010.
- [21] J. Ion, *Laser Processing of Engineering Materials*, 1st Edition, Butterworth-Heinemann, 2005.
- [22] J.F. Ready, *Industrial Applications of Lasers*, 2nd Edition, Academic Press, 1997.
- [23] J. Meijer, K. Du, A. Gillner, D. Hoffmann, V.S. Kovalenko, T. Masuzawa, A. Ostendorf, R. Poprawe, W. Schulz, Laser machining by short and ultrashort pulses, state of the art and new opportunities in the age of the photons, *CIRP Annals*. 51 (2002) 531–550.
- [24] J. Grum, T. Kek, The influence of different conditions of laser-beam interaction in laser surface hardening of steels, *Thin Solid Films*. 453–454 (2004) 94–99.
- [25] H. Pantsar, V. Kujanpää, Effect of oxide layer growth on diode laser beam transformation hardening of steels, *Surface and Coatings Technology*. 200 (2006) 2627–2633.
- [26] M.J. Tobar, C. Álvarez, J.M. Amado, A. Ramil, E. Saavedra, A. Yáñez, Laser transformation hardening of a tool Steel: Simulation-based parameter optimization and experimental results, *Surface and Coatings Technology*. 200 (2006) 6362–6367.
- [27] K. Wissenbach, A. Gillner, F. Dausinger, Umwandlungshärten mit CO₂-Laser-Strahlung, *Laser Und Optoelektronik*. 3 (1985) 291–296.
- [28] V.S. Kovalenko, L.F. Golovko, The role of dimensional factors and absorption efficiency in laser surface hardening, *Optics and Lasers in Engineering*. 12 (1990) 55–65.
- [29] V.S. Kovalenko, D.F. Dauw, Ways to intensify laser hardening technology, *CIRP Annals*. 47 (1998) 133–136.
- [30] H. Pantsar, V. Kujanpää, Effect of processing parameters on the microstructure and hardness of laser transformation hardened tool steel, in: *Proceedings of ICALEO 2004 - 23rd International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics*, San Francisco, California (EEUU), 2004.
- [31] I. Gutu, C. Petre, I.N. Mihailescu, M. Taca, E. Alexandrescu, I. Ivanov, Surface treatment with linearly polarized laser beam at oblique incidence, *Optics and Laser Technology*. 34 (2002) 381–388.
- [32] J. Grum, Comparison of different techniques of laser surface hardening, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 24 (2007) 17–25.
- [33] F. Vollertsen, K. Partes, J. Meijer, State of the art of Laser Hardening and Cladding, in: *Proceedings of the 3rd International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing (LIM)*, Munich (Germany), 2005.
- [34] C.S. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, Y.W. Mai, Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review, *International Journal of Fatigue*. 24 (2002) 1021–1036.
- [35] D. Karthik, S. Kalainathan, S. Swaroop, Surface modification of 17-4 PH stainless steel by laser peening without protective coating process, *Surface and Coatings Technology*. 278 (2015) 138–145.

- [36] H.J. Shin, Y.T. Yoo, Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment, *Journal of Materials Processing Technology*. 201 (2008) 342–347.
- [37] H.J. Shin, Y.T. Yoo, D.G. Ahn, K. Im, Laser surface hardening of S45C medium carbon steel using Nd:YAG laser with a continuous wave, *Journal of Materials Processing Technology*. 187–188 (2007) 467–470.
- [38] V. Kostov, J. Gibmeier, A. Wanner, Local residual stress distributions induced by repeated austenite-martensite transformation via laser surface hardening of steel AISI 4140, *Materials Science Forum*. 681 (2011) 321–326.
- [39] R.S. Lakhkar, Y.C. Shin, M.J.M. Krane, Predictive modeling of multi-track laser hardening of AISI 4140 steel, *Materials Science and Engineering A*. 480 (2008) 209–217.
- [40] G. Shi, P. Ding, J. Liu, H. Yin, J. Wang, Microstructure and properties of laser surface hardened M2 high speed steel, *Acta Metallurgica et Materialia*. 43 (1995) 217–223.
- [41] D. Sorgente, O. Corizzo, A. Ancona, L.D. Scintilla, G. Palumbo, L. Tricarico, Laser hardening of AISI 52100 bearing steel with a discrete fiber laser spot, in: *Proceedings of SPIE 8963 - High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications III*, 2014.
- [42] S. Tianmin, H. Meng, T.H. Yuen, Impact wear behavior of laser hardened hypoeutectoid 2Cr13 martensite stainless steel, *Wear*. 255 (2003) 444–455.
- [43] B. Mahmoudi, M.J. Torkamany, A.R.S.R. Aghdam, J. Sabbaghzade, Laser surface hardening of AISI 420 stainless steel treated by pulsed Nd:YAG laser, *Materials and Design*. 31 (2010) 2553–2560.
- [44] J. Grum, R. Šturm, Laser surface melt-hardening of gray and nodular irons, *Applied Surface Science*. 109–110 (1997) 128–132.
- [45] L. Ceschini, G. Campana, N. Pagano, V. Angelini, Effect of laser surface treatment on the dry sliding behaviour of the EN-GJS400-12 ductile cast iron, *Tribology International*. 104 (2016) 342–351.
- [46] S.K. Putatunda, L. Bartosiewicz, R.J. Hull, M. Lander, Laser hardening of Austempered Ductile cast Iron (ADI), *Materials and Manufacturing Processes*. 12 (1997) 137–151.
- [47] C. Soriano, J. Leunda, J. Lambarri, V. García Navas, C. Sanz, Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades, *Applied Surface Science*. 257 (2011) 7101–7106.
- [48] P. Chandrasekar, V. Balusamy, K.S.R. Chandran, H. Kumar, Laser surface hardening of titanium-titanium boride (Ti-TiB) metal matrix composite, *Scripta Materialia*. 56 (2007) 641–644.
- [49] D.S. Badkar, K.S. Pandey, G. Buvanashakaran, Laser transformation hardening of unalloyed titanium using Nd:YAG laser, *International Journal of Material Science*. 4 (2009) 239–250.
- [50] V. Anchev, Laser hardening of copper-based alloys, *Key Engineering Materials*. 46–47 (1990) 103–110.
- [51] P. Ganesh, H. Kumar, R. Kaul, L.M. Kukreja, Microstructural characterisation of laser surface treated AISI 1040 steel with portable X-ray stress analyzer, *Surface Engineering*. 29 (2013) 600–607.
- [52] D. Grevey, L. Maiffredy, A.B. Vannes, A simple way to estimate the level of the residual stresses after laser heating, *Journal of Mechanical Working Technology*. 16 (1988) 65–78.

- [53] A. Filep, M. Benke, V. Mertinger, G. Buza, Residual stress distribution caused by laser hardening and conventional quenching in plain carbon steel, *Advanced Materials Research*. 996 (2014) 538–543.
- [54] K.K. Yoon, W.B. Kim, S.J. Na, Shape deformation of a piston ring groove by laser surface hardening, *Surface and Coatings Technology*. 78 (1996) 157–167.
- [55] X. bo Liu, G. Yu, J. Guo, Q. yi Shang, Z. guo Zhang, Y. jie Gu, Analysis of Laser Surface Hardened Layers of Automobile Engine Cylinder Liner, *Journal of Iron and Steel Research International*. 14 (2007) 42–46.
- [56] G. Claus, M. Seifert, High speed rotation hardening of steel shafts and holes with high power diode lasers, in: *Proceedings of ICALEO 2007 - The 26th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics*, 2007.
- [57] A. Gabilondo, J. Domínguez, C. Soriano, J.L. Ocaña, Method and system for laser hardening of a surface of a workpiece, WO 2014/037281, 2014.
- [58] I. Gutu, I.N. Mihailescu, N. Comaniciu, V. Draganescu, N. Denghel, A. Mehlmann, Heat Treatment of Gears In Oil Pumping Units Reductor, in: *Proceedings of SPIE 0398, Industrial Applications of Laser Technology*, 1983: pp. 393–397.
- [59] E.I. Tesker, S.E. Tesker, Surface Laser Treatment of Gears, *Russian Engineering Research*. 34 (2014) 285–289.
- [60] N.V. Grezev, I.A. Begunov, E.M. Shamov, Laser hardening of gear teeth using a powerful fibre laser, *Welding International*. 30 (2016) 875–879.
- [61] P. Hoffmann, R. Dierken, Temperature controlled hardening of single part tools for automotive industry with high power diode laser systems, in: *Proceedings of the 2nd International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing*, Munich (Germany), 2003.
- [62] N. Asnafi, T. Johansson, M. Miralles, A. Ullman, Laser surface-hardening of dies for cutting, blanking or trimming of uncoated DP600, in: *Proceedings of the International Conference on Recent Advances in Manufacture and Use of Tools and Dies and Stamping of Steel Sheets*, Olofström (Sweden), 2004: pp. 193–214.
- [63] G. Muñiz, A. Conde, B.J. Fernández, R. Varela, I. García, J. de Damborenea, Laser heat treatment of steel cutting blades for agricultural uses, *Revista de Metalurgia (Madrid)*. 39 (2003) 443–451.
- [64] C.Y. Liu, L.Y. Yu, W. Tian, J.C. Tang, Experiments of laser surface engineering for the green remanufacturing of railway coupler, *Key Engineering Materials*. 373–374 (2008) 354–357.
- [65] X. Cao, L.B. Shi, Z.B. Cai, Q.Y. Liu, Z.R. Zhou, W.J. Wang, Investigation on the microstructure and damage characteristics of wheel and rail materials subject to laser dispersed quenching, *Applied Surface Science*. 450 (2018) 468–483.
- [66] V.V. Girzhon, A.V. Ovchinnikov, Application of laser treatment for hardening parts of gas turbine engines from titanium alloys, *Metal Science and Heat Treatment*. 58 (2017) 719–723.
- [67] A. Pruijmboom, R. Apetz, R. Conrads, C. Deppe, G. Derra, S. Gronenborn, J. Sophie Kolb, H. Moench, F. Ogiawa, P. Pekarski, J. Pollmann-Retsch, U. Weichmann, X. Gu, M. Miller, Vertical-cavity surface emitting laser-diodes arrays expanding the range of high-power laser systems and applications, *Journal of Laser Applications*. 28 (2016) 032005.
- [68] Y.K. Danileiko, A.M. Prokhorov, A.I. Pchelintsev, A.V. Sidorin, Heat hardening of steel by pulse-periodic laser radiation, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 16 (1986) 1611–1613.

- [69] G. Habedank, J. Woitschig, T. Seefeld, W. Jüptner, F. Vollertsen, R. Baierl, H. Bomas, P. Mayr, R. Schröder, F. Jablonski, R. Kienzler, Endurance limit of pulsed laser hardened component-like specimens-Experiment and simulation, *Materials Science and Engineering A*. 488 (2008) 358–371.
- [70] A.K. Nath, A. Gupta, F. Benny, Theoretical and experimental study on laser surface hardening by repetitive laser pulses, *Surface and Coatings Technology*. 206 (2012) 2602–2615.
- [71] R.K. Shiue, C. Chen, Laser transformation hardening of tempered 4340 steel, *Metallurgical Transactions A*. 23 (1992) 163–170.
- [72] I. Miyamoto, H. Maruo, Development of novel laser beam shaping optics and its applications to materials processing (Report 2). Transformation hardening by linear-polarized laser beam., *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. 12 (1994) 351–357.
- [73] I. Miyamoto, H. Maruo, Shaping of CO₂ laser beam by kaleidoscope, in: *Proceedings of SPIE 1031, 7th International Symposium on Gas Flow and Chemical Lasers*, 1989: pp. 512–519.
- [74] S. Safdar, L. Li, M.A. Sheikh, Z. Liu, An analysis of the effect of laser beam geometry on laser transformation hardening, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 128 (2006) 659–667.
- [75] A. Primartomo, Laser surface treatment using customised heat source profiles, Loughborough University, 2005.
- [76] M.K.H. Leung, H.C. Man, J.K. Yu, Theoretical and experimental studies on laser transformation hardening of steel by customized beam, *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 50 (2007) 4600–4606.
- [77] P. Sun, S. Li, G. Yu, X. He, C. Zheng, W. Ning, Laser surface hardening of 42CrMo cast steel for obtaining a wide and uniform hardened layer by shaped beams, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 70 (2014) 787–796.
- [78] H. Hagino, S. Shimizu, H. Ando, H. Kikuta, Design of a computer-generated hologram for obtaining a uniform hardened profile by laser transformation hardening with a high-power diode laser, *Precision Engineering*. 34 (2010) 446–452.
- [79] D. Wellburn, S. Shang, S.Y. Wang, Y.Z. Sun, J. Cheng, J. Liang, C.S. Liu, Variable beam intensity profile shaping for layer uniformity control in laser hardening applications, *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 79 (2014) 189–200.
- [80] F. Klocke, M. Schulz, S. Gräfe, Optimization of the laser hardening process by adapting the intensity distribution to generate a top-hat temperature distribution using freeform optics, *Coatings*. 7(6) (2017) 1–16.
- [81] B. Ehlers, U. Walz, S. Heinemann, Cylindrical zoom optics for high-power diode lasers, in: *Proceedings of SPIE 3929, Solid State Lasers IX*, 2000: pp. 185–192.
- [82] M.A. Ruetering, Laser hardening: The known but unknown application, *Laser Technik Journal*. 3 (2016) 30–33.
- [83] J. Do Kim, J.K. Jung, B.C. Jeon, C. Du Cho, Wide band laser heat treatment using pyramid polygon mirror, *Optics and Lasers in Engineering*. 35 (2001) 285–297.
- [84] H. Yamamoto, K. Minamida, M. Oikawa, M. Kido, H. Kawasumi, Development of a continuous laser hardening method without tempering zone, *Proceedings of the Laser Materials Processing Conference ICALEO '97*. 83 (1997) 83–90.

- [85] G.G. Gladush, I. Smurov, *Physics of Laser Materials Processing*, 1st Edition, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, 2011.
- [86] L. Giorleo, A. Liu, B. Previtali, Apparent spot in circular laser hardening: Effect of process parameters, *International Journal of Material Forming*. 3 (2010) 1119–1122.
- [87] S.L. Engel, Surface hardening – Basics of laser heat treating, in: E.A. Metzbower, *Source Book on Applications of the Laser in Metalworking*, American Society for Metals, Ohio, 1981: pp. 149–171.
- [88] J.S. Eckersley, Laser applications in metal surface hardening, in: *Proceedings of the 4th Industrial Energy Technology Conference*, Houston (EEUU), 1982: pp. 141–152.
- [89] T. Yamazaki, N. Miyagawa, T. Inoue, T. Asari, M. Matsumura, Method of controlling hardening with laser beam and laser beam hardening device, US 2003/0080098, 2003.
- [90] D. Schuöcker, J. Aichinger, R. Majer, O. Spitzer, A. Rau, Th. Harrer, Improved laser hardening process with temperature control avoiding surface degradation, in: *Proceedings of the 8th International Conference on Photonic Technologies LANE*, Erlangen (Germany), 2014.
- [91] S. Bonss, M. Seifert, B. Brenner, E. Beyer, Precise hardening with high-power diode lasers using beam-shaping mirror optics, in: *Proceedings of SPIE 4973, High-Power Diode Laser Technology and Applications*, San Jose (EEUU), 2003: pp. 86–93.
- [92] M. Seifert, S. Bonß, B. Brenner, E. Beyer, High Power Diode Laser Beam Scanning in Multi-Kilowatt Range, in: *Proceedings of ICALEO 2004 - The 23rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics*, San Francisco, California (EEUU), 2004: pp. 1201–1207.
- [93] P. Von Jan, M. Axtner, Mirror technology is the key, *Laser Technik Journal*. 8 (2011) 20–23.
- [94] P. Sancho, M.A. Montealegre, J. Domínguez, P. Alvarez, J. Isaza, Dynamic control of laser beam shape for heat treatment, *Journal of Laser Applications*. 30 (2018) 032507.
- [95] G.H. Farrahi, M. Sistaninia, Thermal analysis of laser hardening for different moving patterns, *International Journal of Engineering, Transactions A: Basics*. 22 (2009) 169–180.
- [96] H.S. Dewi, J. Volpp, Impact of laser beam oscillation strategies on surface treatment of microalloyed steel, *Journal of Laser Applications*. 32 (2020).
- [97] F. Qiu, V. Kujanpää, Surface hardening of AISI 4340 steel by laser linear oscillation scanning, *Surface Engineering*. 28 (2012) 569–575.
- [98] M. Hruška, M. Vostřák, E. Smazalová, M. Švantner, Standard and scanning laser hardening procedure, in: *Proceedings of the International Conference on Metallurgy and Materials (METAL)*, Brno (Czech Republic), 2013: pp. 1009–1014.
- [99] S. Martínez, A. Lamikiz, E. Ukar, A. Calleja, J.A. Arrizubieta, L.N. López de Lacalle, Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process, *Optics and Lasers in Engineering*. 90 (2017) 72–80.
- [100] P. Sancho, F. Cordovilla, J. Domínguez, M.A. Montealegre, J. Isaza, A. García-Beltrán, J.L. Ocaña, Customized laser beam intensity distribution for the laser surface treatment of geometrically convoluted components, *Journal of Materials Processing Technology*. 263 (2019) 223–232.
- [101] ASM, *ASM Handbook - Heat Treatment*, 10th Edition, ASM International, 1991.

- [102] L.C.F. Canale, X. Yao, J. Gu, G.E. Totten, A historical overview of steel tempering parameters, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*. 3 (2008).
- [103] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, 4th Edition, 2017.
- [104] M. Jung, S.J. Lee, Y.K. Lee, Microstructural and dilatational changes during tempering and tempering kinetics in martensitic medium-carbon steel, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 40 (2009) 551–559.
- [105] A. Kulawik, J. Winczek, Influence of heating rate on sorbitic transformation temperature of tempering, *Archives of Foundry Engineering*. 11 (2011) 131–134.
- [106] V. Rudnev, D. Loveless, R.L. Cook, *Handbook of Induction Heating*, 2nd Edition, CRC Press, Boca Raton (EEUU), 2017.
- [107] T. Furuhashi, K. Kobayashi, T. Maki, Control of cementite precipitation in lath martensite by rapid heating and tempering, *ISIJ International*. 44 (2004) 1937–1944.
- [108] C. Revilla, B. López, J.M. Rodríguez-Ibabe, Carbide size refinement by controlling the heating rate during induction tempering in a low alloy steel, *Materials and Design*. 62 (2014) 296–304.
- [109] D. Kaiser, B. de Graaff, S. Dietrich, V. Schulze, Investigation of the precipitation kinetics and microstructure evolution of martensitic AISI 4140 steel during tempering with high heating rates, *Metallurgical Research & Technology*. 115 (2018) 404.
- [110] D. Kaiser, J. Damon, F. Mühl, B. de Graaff, D. Kiefer, S. Dietrich, V. Schulze, Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140, *Journal of Materials Processing Technology*. 279 (2020) 116485.
- [111] D. Kaiser, B. de Graaff, S. Dietrich, V. Schulze, Investigation of the Tempering Process of Martensitic AISI 4140 Steel at High Heating Rates, *IFHTSE Congress*. (2017).
- [112] H.J. Hegge, H. De Beurs, J. Noordhuis, J.T.M. De Hosson, Tempering of steel during laser treatment, *Metallurgical Transactions A*. 21 (1990) 987–995.
- [113] T. Hirogaki, H. Nakagawa, Y. Kobori, Y. Kita, Y. Kakino, In-situ heat treatment system using YAG laser source - Tempering process after laser quenching, *Seimitsu Kogaku Kaishi/Journal of the Japan Society for Precision Engineering*. 68 (2002) 1595–1599.
- [114] G. Tani, L. Orazi, A. Fortunato, Prediction of hypo eutectoid steel softening due to tempering phenomena in laser surface hardening, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 57 (2008) 209–212.
- [115] T. Burakowski, T. Wierzchon, *Surface Engineering of Metals: Principles, Equipment, Technologies*, CRC Press, Boca Raton (EEUU), 1998.
- [116] V.S. D'yachenko, Features of the structure and properties of high-speed steels after laser treatment, *Metal Science and Heat Treatment*. 27 (1985) 616–621.
- [117] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, Combination of Laser Quenching and Tempering for Hardening Tool Steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 18 (1988) 1054–1057.
- [118] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, V.K. Shukhostanov, S.V. Yamshchikov, Influence of laser tempering on the characteristics of surface layers of tool steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 20 (1990) 1003–1006.
- [119] V.A. Gur'ev, E.I. Tesker, Laser treatment of parts with stress raisers, *Metal Science and Heat Treatment*. 33 (1991) 172–174.

- [120] S. Raghavan, S. Melkote, F. Hashimoto, Laser tempering based turning process for efficient machining of hardened AISI 52100 steel, *Journal of Manufacturing Processes*. 15 (2013) 318–328.
- [121] S. Raghavan, S.N. Melkote, J.I. Hong, Modeling of laser-tempering process for hyper-eutectoid steels, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 45 (2014) 2612–2625.
- [122] A. Järvenpää, M. Jaskari, M. Hietala, K. Mäntyjärvi, Local Laser Heat Treatments of Steel Sheets, in: *Physics Procedia*, 2015: pp. 296–304.
- [123] S. Arnþrúður-Gunnarsdóttir, A. Rodríguez-Basurto, Geometry Effects of Laser Tempering in Boron Steel before Self-Pierce Riveting, 2015.
- [124] J. Leunda, V. García Navas, C. Soriano, C. Sanz, Effect of laser tempering of high alloy powder metallurgical tool steels after laser cladding, *Surface and Coatings Technology*. 259 (2014) 570–576.

Capítulo 3. Material, equipamiento y metodología de caracterización

3.1 Introducción

En este capítulo se muestra, en primer lugar, las propiedades y características más significativas y relevantes de la aleación de acero tratado en el estudio.

En segundo lugar, se detallan las instalaciones y equipamiento empleado en los siguientes capítulos de desarrollo experimental. De forma específica se describe el equipamiento utilizado, tanto para llevar a cabo los procesos de endurecimiento y revenido por láser, como para caracterizar los materiales y muestras tratadas. Así, se muestran diferentes medidas de caracterización de los equipos para asegurar la reproducibilidad de los ensayos experimentales realizados.

Finalmente, se detalla la metodología más relevante de caracterización de las muestras tratadas.

3.2 Material

En este trabajo se ha utilizado como material de referencia para los tratamientos térmicos de endurecimiento y de revenido superficial el acero UNE-EN ISO² 42CrMo4 [1]. Este acero, también conocido como AISI 4140 y W.Nr 1.7225 según normativa americana y alemana respectivamente, es un acero al carbono y al cromo-molibdeno de baja aleación. Su contenido medio de carbono le confiere una alta capacidad de tratamiento térmico y, por tanto, es adecuado para su uso en componentes que deben soportar altas cargas dinámicas o impactos. De hecho, el material se utiliza comúnmente como un acero de temple y revenido en aplicaciones en las que se requiere una alta resistencia al desgaste, resistencia a la tracción y elevada tenacidad. Además, presenta un buen comportamiento frente a la fatiga y muy buena maquinabilidad. Sin embargo, es una aleación de pobre soldabilidad y propenso a la generación de grietas durante procesos de soldadura.

² Organización internacional de normalización.

Esta aleación se utiliza ampliamente en la industria del transporte, sobre todo automóvil y en otros muchos sectores, por ejemplo, minería y eólica, para la fabricación de importantes componentes estructurales como engranajes, acoplamientos, bielas, árboles de levas, cigüeñales y ejes, entre otros.

A nivel comercial, dependiendo de la aplicación, se puede presentar en diferentes estados, tales como, temple y revenido, normalizado y recocido, entre otros, siendo la condición de suministro más común la de temple y revenido. A modo de ejemplo, en la **Tabla 3.1**, se muestran las condiciones de calentamiento y enfriamiento recomendadas para los diferentes los tratamientos térmicos convencionales más comunes a los que se suele someter el material. También, cabe mencionar que el formato de suministro es variable, si bien, el más común es en forma de barra cilíndrica.

Tabla 3.1. Condiciones de tratamiento típicos para diferentes tratamientos térmicos del acero 42CrMo4 [2].

	Calentamiento	Enfriamiento
Forjado	900 - 1200 °C	Enfriamiento al aire
Normalizado	850 - 880 °C	Enfriamiento al aire
Recocido suave	680 - 720 °C	Enfriamiento en horno
Alivio de tensiones	450 - 650 °C	Enfriamiento al aire
Endurecimiento	820 - 880 °C (al menos 30 minutos)	Enfriamiento con aceite o agua
Revenido	540 - 680 °C (al menos 60 minutos)	Enfriamiento al aire

El acero 42CrMo4 es un material de tipo hipoeutectoide, dado que presenta un contenido al carbono de alrededor de 0.4 % en peso. La aleación contiene, además, entre 0.90 % y 1.20 % de cromo, 0.15 % a 0.30 % de molibdeno y 0.60 % a 0.90 % como principales elementos de refuerzo.

Tal y como se ha avanzado anteriormente, después de templado y revenido, el acero 42CrMo4 obtiene alta resistencia, buena tenacidad al impacto a baja temperatura, con una resistencia a la tracción típica que puede alcanzar los 1300 MPa y elongación del orden del 10 % [3].

En cuanto a sus propiedades térmicas, la temperatura crítica de austenización A_{c1} se sitúa en torno a los 750 °C y la de austenización superior A_{c3} en alrededor de 800 °C, tal y como se puede ver en el diagrama de enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) de la **Figura 3.1**. A su vez, presenta una temperatura de fusión aproximada de 1420 °C y una conductividad térmica a temperatura ambiente de alrededor de 40 W/mK.

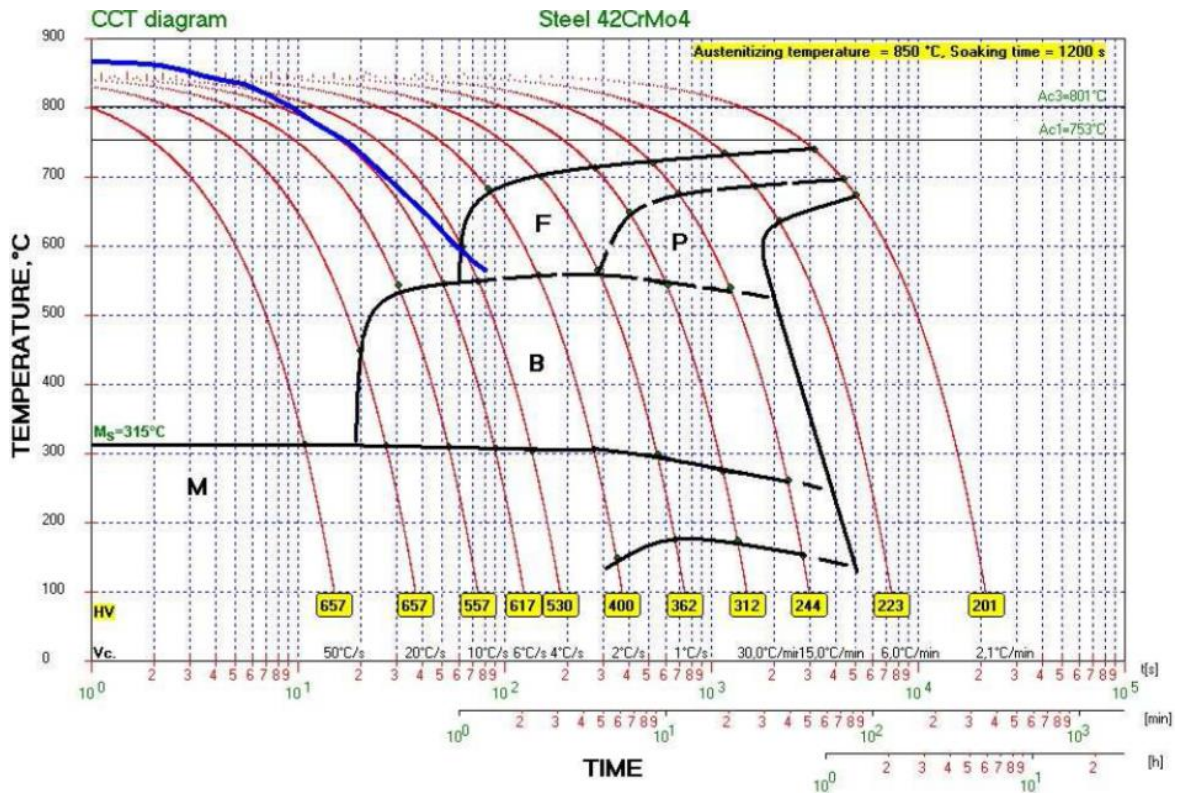


Figura 3.1. Diagrama CCT del acero de baja aleación 42CrMo4 [4].

Por otra parte, las temperaturas M_s y M_f para velocidades de calentamiento y enfriamiento del orden de 1000 K/s, comunes en los tratamientos superficiales con láser, se sitúan en valores de alrededor de 340 °C y 140 °C respectivamente, tal y como se muestra en la Figura 3.2.

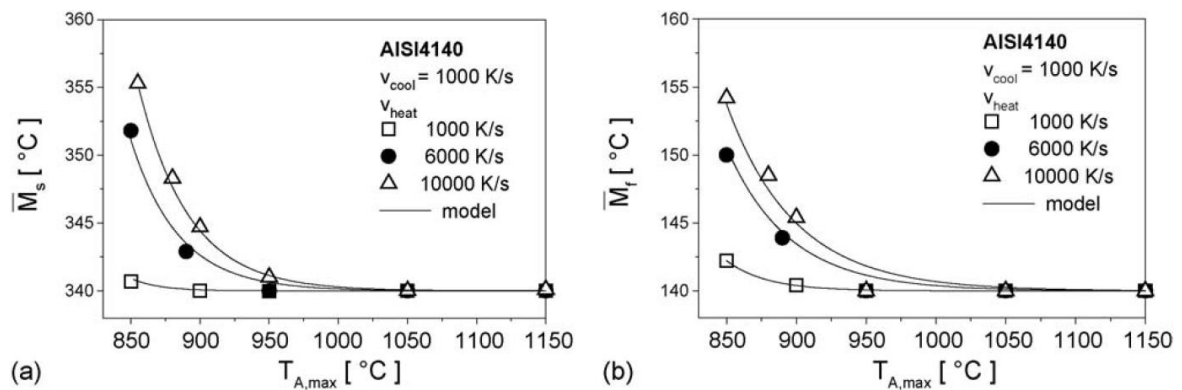


Figura 3.2. Dependencia de las temperaturas a) M_s y b) M_f , con la velocidad de calentamiento y diferentes temperaturas máximas de austenización [5].

Para llevar a cabo los tratamientos superficiales con láser se han utilizado en este estudio barras cilíndricas de diferente diámetro del acero 42CrMo4 mencionado. La composición química de

las barras de material utilizadas se muestra en la **Tabla 3.2**. El material ha sido previamente recocido, mostrando una estructura de matriz ferrítica con colonias de perlita globular y carburos dispersos en la misma, con una dureza de 173 HV y un tamaño de grano G6-7 caracterizado según el método planimétrico de intercepción, definido en la norma ASTM E-112-13 [6]. La superficie de las barras ha sido previamente torneada, presentando en su superficie una rugosidad en la dirección radial de 1.07 μm en Ra, caracterizada mediante un rugosímetro portátil, según la norma EN ISO 4288:1997 [7].

Tabla 3.2. Composición química (wt. %) del material base tratado.

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
UNE-EN ISO 42CrMo4	0.400	0.820	0.017	0.010	0.330	1.020	0.160

3.3 Celda de tratamientos superficiales por láser

3.3.1 Introducción

En este trabajo se ha empleado una celda láser robotizada ubicada en el Taller de Procesos de Fabricación del centro tecnológico Tekniker. La instalación, de 4.8 x 4.8 x 3.5 m³, ha sido diseñada a medida por Tekniker, para llevar a cabo tratamientos térmicos superficiales mediante tecnología láser de alta potencia, tales como, los procesos de endurecimiento y de revenido. La celda incorpora diferentes equipos y dispositivos singulares, seleccionados de forma específica para el tratamiento superficial de componentes metálicos, los cuales, han sido integrados bajo un mismo control unitario.

A continuación, se describen los principales dispositivos integrados en la celda robotizada, organizados en diferentes categorías: elementos auxiliares, estructura y seguridad, fuente láser, camino óptico y sistema de monitorización y control. Finalmente, se muestra el resultado de la caracterización de los parámetros básicos de propagación y de potencia del haz láser resultante a la salida de la lente del enfoque del escáner.

3.3.2 Elementos auxiliares, estructura y seguridad

La celda dispone de un cerramiento combinado de paredes de ladrillo de hormigón y compuertas correderas de acero de 1.5 mm de espesor (**Figura 3.3**). Una de las compuertas dispone de una ventana de protección frente a la radiación láser de emisión en el espectro infrarrojo (900-940 nm DIR LB5 y 980-1030 nm DIR LB6) según la normativa vigente [8]. La celda incorpora, además, diferentes elementos de seguridad, tales como balizas, enclavamientos en las compuertas, interruptores de seguridad y diversa señalización de advertencia y de seguridad frente a la radiación láser [9].

La celda dispone a su vez, de una toma de aire comprimido de 6 bar de presión máxima con filtros de aceite de diferente grado, así como, instalación independiente de argón, nitrógeno y helio, con capacidad para trabajar a una presión máxima de 10 bar en cada caso, con el fin de asistir a los procesos láser.

La celda incorpora también una mesa de soldadura de altura rebajada, con una superficie útil de 1500 x 1000 mm², capacidad de carga superior a 1 Tn y con diferentes tipos de herramientas y utillajes para amarrar probetas y componentes de diversa geometría y dimensión. Tal y como se muestra en la **Figura 3.3**, sobre la misma mesa se ha dispuesto un plato divisor de giro con posibilidad de trabajo en diferentes ángulos con respecto a la superficie de apoyo y capacidad para amarrar piezas cilíndricas de hasta 450 mm de diámetro y de 145 kg de peso.

El sistema de posicionamiento lo completa un robot de 6 ejes de movimiento, modelo ABB IRB2400-16, con un alcance máximo de 1.55 m y capacidad de carga de hasta 16 kg. A través de un cambiador de herramienta de carga fácil, permite sujetar el cabezal láser y elementos auxiliares, como utillajes de soporte de las boquillas de aire comprimido para la protección de las ópticas, así como, el amarre de la óptica de uno de los pirómetros de dos colores, empleados para el control de la temperatura.

Los movimientos del plato divisor y el robot están sincronizados por medio de un autómeta, el cual, permite controlar todos los dispositivos situados en la celda desde una posición remota, fuera de esta.

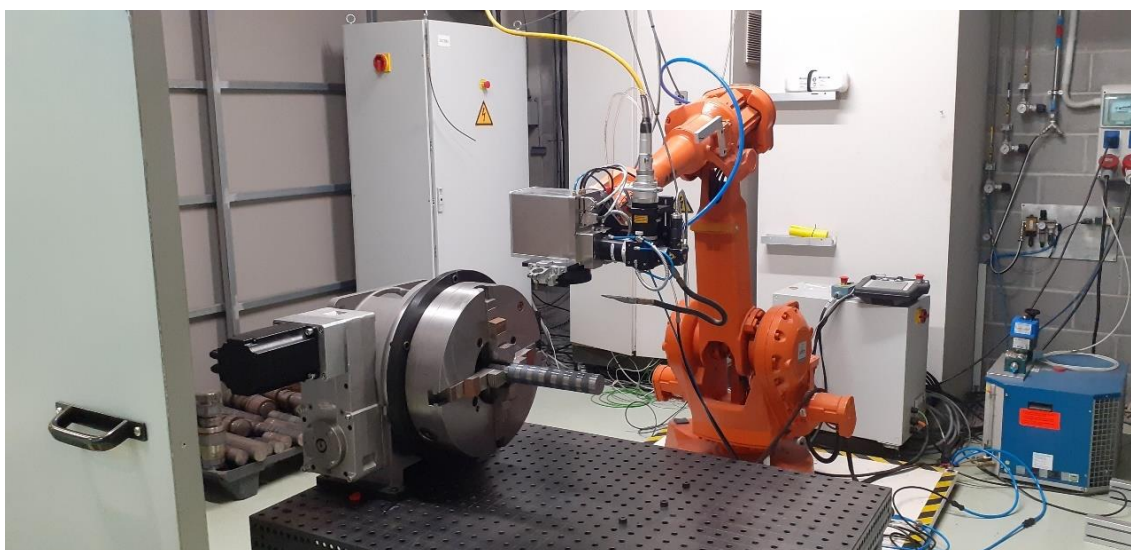


Figura 3.3. Celda de tratamientos térmicos superficiales mediante láser de Tekniker.

3.3.3 Fuente láser

La celda descrita integra una fuente láser de diodos de alta potencia (HPDL, por sus siglas en inglés) de la empresa Laserline, modelo LDF 10000-100, de 10 kW de potencia máxima y emisión en modo continuo (*cw*, por sus siglas en inglés), ubicada en el exterior de la misma.

La fuente láser emite en cuatro longitudes de onda diferentes, 903.5 ± 1.8 nm, 936.0 ± 1.3 nm, 974.1 ± 1.3 nm y 1018.8 ± 1.7 nm, de acuerdo con la medida de la anchura a media altura (FWHM, por sus siglas en inglés) de los picos de intensidad del espectro de emisión que se muestra en la **Figura 3.4**. Cada una de las longitudes de onda puede emitir a una potencia máxima nominal de 2500 W, siendo posible emplear las 4 de forma independiente o conjunta.

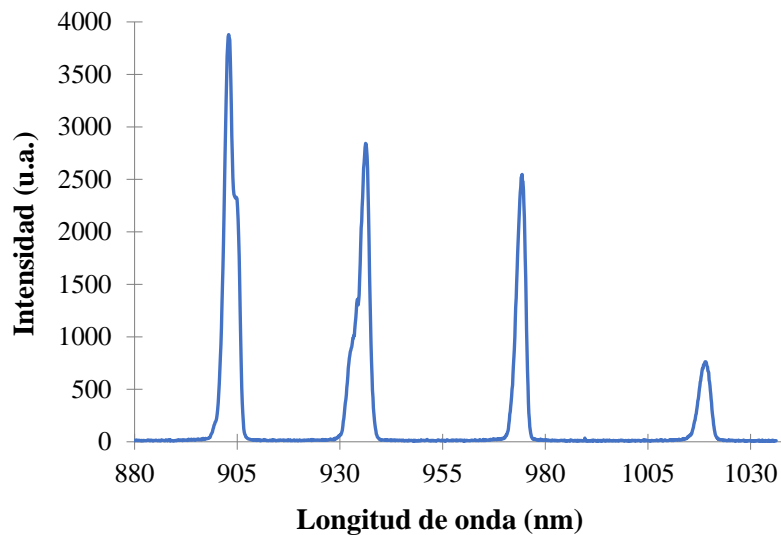


Figura 3.4. Espectro de emisión del láser de diodos utilizado en el estudio (Fuente: Laserline).

A su vez, la fuente está refrigerada por una enfriadora agua-aire, modelo Riedel PC 251. 1L4LE.I, con una capacidad de refrigeración de hasta 20 kW, caudal del flujo de agua de hasta 2.7 m³/h y presión de bombeo de 2.3 bar.

3.3.4 Camino óptico

El haz láser proveniente de la fuente se ha dirigido a la zona de trabajo de la celda a través de una fibra óptica circular de 20 m de longitud, de 1 mm de diámetro y de apertura numérica (NA, por sus siglas en inglés) de 0.22.

La bayoneta de la fibra está conectada a un sistema óptico de guiado formado por un colimador de 72 mm de distancia focal, seguido por un divisor de haz con puerto óptico para instalar un dispositivo de monitorización (cámara, pirómetro, etc.) y un telescopio o reductor de haz con factor de reducción de 1.2, tal y como se muestra en la **Figura 3.5**.

El sistema óptico lo completa el cabezal láser. Concretamente, a lo largo del estudio, se han utilizado dos escáneres bidimensionales de espejos galvanométricos con recubrimiento dieléctrico y metálico. Los ejes de giro ortogonal de los espejos de los escáneres son capaces de dirigir el haz láser a lo largo de un área de trabajo de 200 x 200 mm² con la ayuda de una lente de enfoque tipo f-theta de 555 mm de distancia focal.

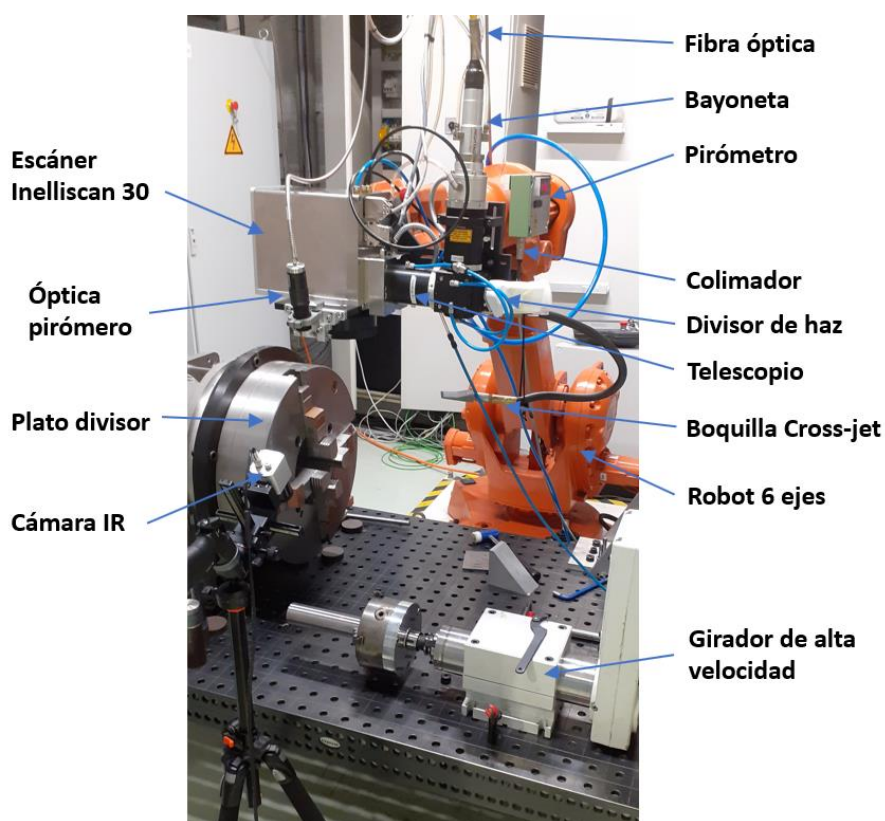


Figura 3.5. Detalle del área de trabajo de la celda de tratamientos térmicos superficiales de Tekniker.

Los cabezales empleados, aunque de similares características, proceden de dos fabricantes diferentes, concretamente de Raylase y de Scanlab, siendo los modelos suministrados SS-LD-30 e Intelliscan III 30 respectivamente (**Figura 3.5**). Las principales características de ambos dispositivos se recogen en la **Tabla 3.3**. Además, en las **Figuras 3.6** y **3.7** se muestran las dimensiones de los dos equipos.

El conjunto del escáner lo completa una boquilla plana de soplado de aire comprimido (**Figura 3.5**). Esta, sujeta a la estructura del escáner, se sitúa varios milímetros por debajo de la lente de enfoque y se activa junto con la señal de encendido de láser en marcha, con el fin de evitar que se adhieran salpicaduras o proyecciones de material fundido, así como vapores y humos, sobre la superficie de la ventana de protección que protege la lente de enfoque de 555 mm de focal, durante el tratamiento térmico.

Por otra parte, cada uno de los componentes ópticos mencionados, incluido el escáner, está refrigerado por un circuito de agua desionizada, bombeada por medio de una enfriadora agua-aire modelo Hyfra Chilly-15-S de 1.3 kW de potencia máxima y caudal de flujo de agua de 2.6 m³/h. Esta refrigeradora solo actúa cuando la fuente láser está en modo de emisión, con el fin de evitar el daño de las ópticas durante el guiado del haz, por la condensación de agua que se puede generar en su superficie mientras la señal de láser en marcha está inactiva.

Tabla 3.3. Principales características del escáner de espejos galvanométricos empleado en la celda de tratamientos térmicos superficiales por láser.

Especificación	Raylase SS-LD-30	Scanlab Intelliscan III 30
Diámetro de la apertura de entrada	30 mm	30 mm
Protocolo de comunicación	XY2-100 standard	SL2-100
Resolución	12 μ rad	5 μ rad
Repetibilidad	20 μ rad	< 2 μ rad
Desviación en 24h	< 200 μ rad	100 μ rad
Velocidad de posicionamiento	> 6 m/s	8 m/s
Recubrimiento de los espejos	Aluminio + HR 900-1030 nm / 28-57°	-
Reflectividad de los espejos	99.9 % @ 900 - 1030 nm	99.5 % @ 895 - 1030 nm
Densidad potencia umbral máxima admitida en los espejos	1500 W/cm ²	2000 W/cm ²
Peso	~ 8.4 kg	5.8 kg

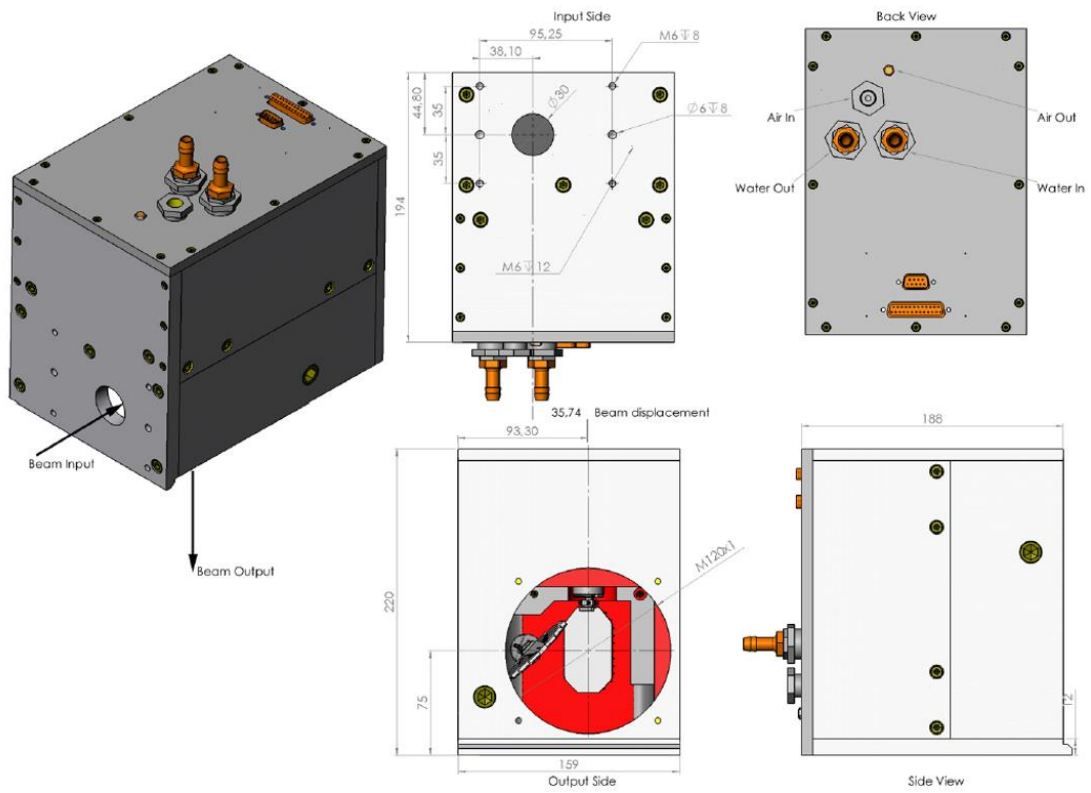


Figura 3.6. Dimensiones del escáner de espejos galvanométricos de la empresa Raylase.

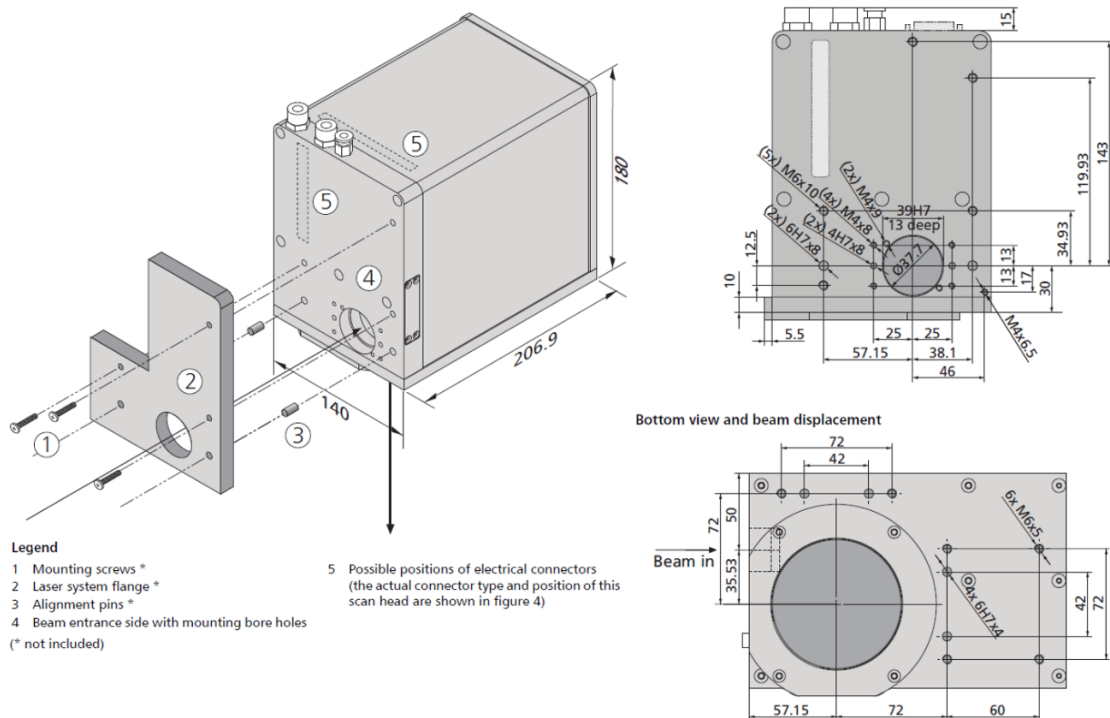


Figura 3.7. Dimensiones del escáner de espejos galvanométricos de Scanlab.

3.3.5 Caracterización del haz láser

La potencia de emisión resultante a través de todo el camino óptico descrito en el apartado anterior, medida mediante una termopila del fabricante alemán Primes, modelo PocketMonitor PMT 120 icu, para diferentes valores de potencia consignada, se muestra en la **Figura 3.8**.

Para realizar la medida se han utilizado las 4 longitudes de onda de la fuente láser. Tal y como se puede observar en la **Figura 3.8**, las pérdidas de potencia a través de los diferentes elementos del camino óptico suponen un promedio de en torno al 25 % de los valores de consigna.

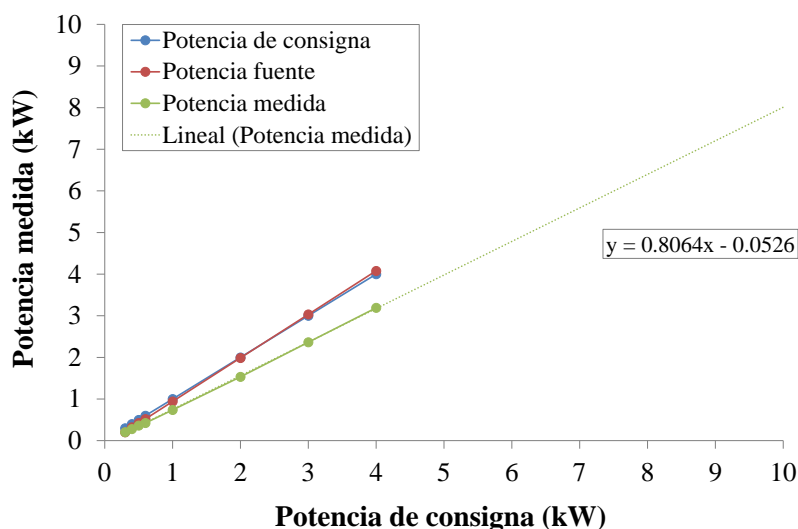


Figura 3.8. Potencia medida con respecto a la potencia de consigna y a la suministrada por la propia fuente láser a través del camino óptico y el escáner Raylase SS-LD-30.

Por otra parte, para determinar los parámetros característicos de propagación del haz láser a lo largo de todo el camino óptico del sistema, se ha utilizado un analizador de haces de Primes, concretamente el modelo BeamMonitor BM+, específico para haces láser de alta potencia y de onda continua.

La caracterización ha tenido lugar situando el cabezal sobre el analizador, facilitando la entrada del haz láser en su apertura, tal y como se muestra en la **Figura 3.9**. El principio de funcionamiento del dispositivo está basado en el uso de una varilla giratoria, sobre el que va alojado un espejo, la cual, pasa por diferentes puntos del haz y desvía parte de la radiación a un sensor encargado de recoger la señal.

El cálculo de la cintura del haz se ha llevado a cabo mediante el método del segundo momento [10], en el que se integra la energía frente a la distancia al centro del haz para obtener la cintura del haz láser correctamente ponderada.

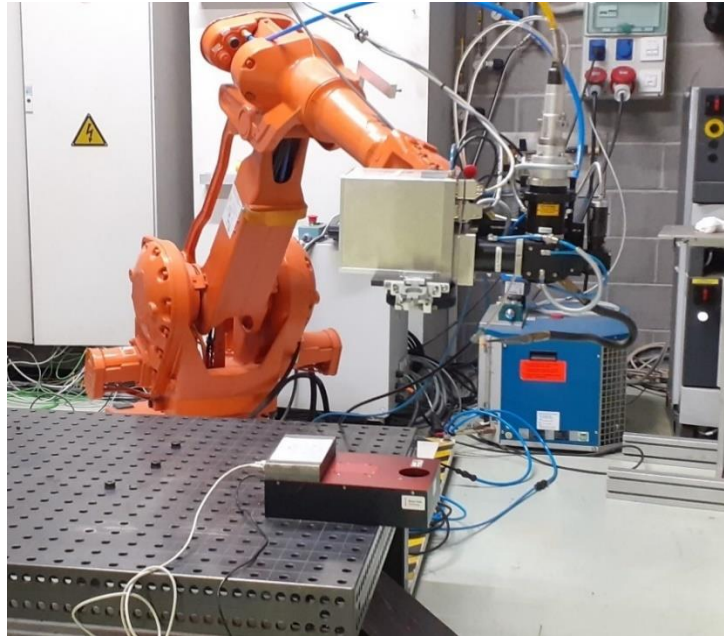


Figura 3.9. Detalle del montaje experimental utilizado para realizar la caracterización del perfil del haz.

Los principales parámetros resultantes de la caracterización del haz a la salida de la lente de enfoque se muestran en la **Tabla 3.4**.

Tabla 3.4. Parámetros característicos del haz obtenidos por un analizador de haz tipo varilla giratoria, calculados según el método del 2º momento.

Parámetros de entrada		
Configuración del sistema óptico inicial	\varnothing_{fibra} (nm)	1000
	NA_{fibra}	0.22
	η	1.2
	$f_{col.}$ (mm)	72
	$f_{enf.}$ (mm)	555
Potencia utilizada durante la caracterización	P (W)	1000
Resultado de la caracterización		
Parámetros de propagación del haz derivados del ajuste hiperbólico	d_s (mm)	7.82
	Z_R (mm)	144.5
	R (%)	0.9943
	θ_d (mrad)	51.9
Calidad del haz	M^2	288.8
	BPP (mm·mrad)	97.5

Por otra parte, la distribución de irradiancia bidimensional y tridimensional del haz resultantes tras la caracterización se muestran respectivamente en las **Figuras 3.10** y **3.11**.

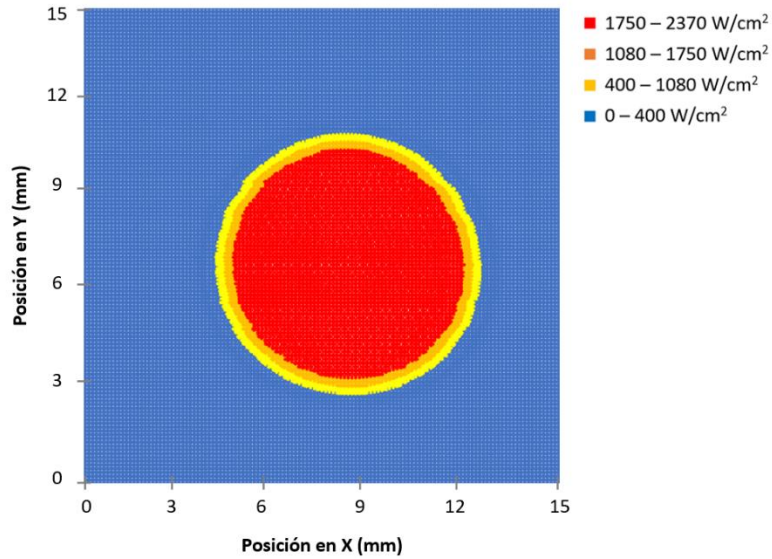


Figura 3.10. Distribución de irradiancia bidimensional generado en el plano focal por el sistema óptico de guiado. El spot o huella láser resultante es uniforme (tipo sombrero de copa) de 3.9 mm de radio.

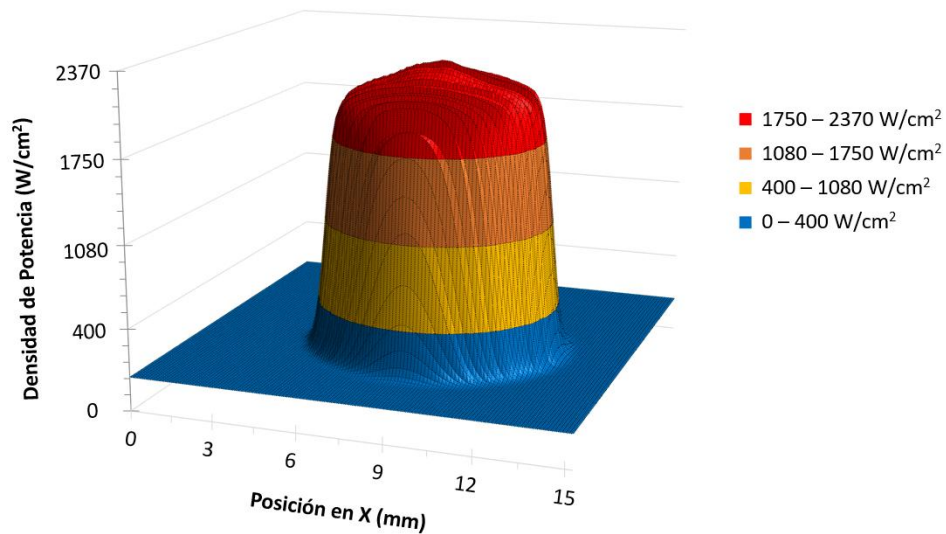


Figura 3.11. Perfil de irradiancia resultante de la caracterización del haz láser de diodos utilizado.

3.3.6 Sistema de monitorización y control

La celda de tratamientos superficiales con láser incorpora un par de pirómetros de dos colores para la medida de la temperatura en la superficie del material a tratar, en la zona de interacción.

La óptica del modelo Mergenthaler - LASCON LP03 está integrada en el camino óptico del haz láser a través del puerto de cámara acoplado al divisor de haz mencionado en el apartado anterior. El diámetro del spot del pirómetro está ajustado para coincidir con el diámetro del spot del haz láser de proceso, además, están ambos superpuestos y se encuentran en la misma posición en el plano de trabajo.

La óptica del segundo pirómetro, de referencia Impac - IGAR12LO, está adosada a la estructura del escáner, en una montura que permite dirigirla sobre la superficie del material con un ángulo variable con respecto a la normal (véase la **Figura 3.5**). De esta forma se puede posicionar el spot de medida en diferentes zonas de interés de la pieza o componente a tratar. Las principales características de ambos pirómetros se recogen en la **Tabla 3.5**.

Tabla 3.5. *Parámetros característicos de los pirómetros de dos colores integrados en el cabezal de tipo escáner.*

Características	Mergenthaler LASCON LP03	Impac IGAR12LO
Longitud de onda primaria (nm)	1.65	1.28
Longitud de onda secundaria (nm)	2.00	1.65
Intervalo de medida de la temperatura (°C)	500 - 2200	500 – 2200
Frecuencia de muestreo máxima (Hz)	10000	100
Diámetro del spot de medida (mm)	7.8	3.0

Ambos pirómetros están integrados en un lazo cerrado de control de potencia-temperatura tipo Proporcional Integral (PI, por sus siglas en inglés) desarrollado junto con el software de visualización y manejo en Tekniker (**Figura 3.12**).

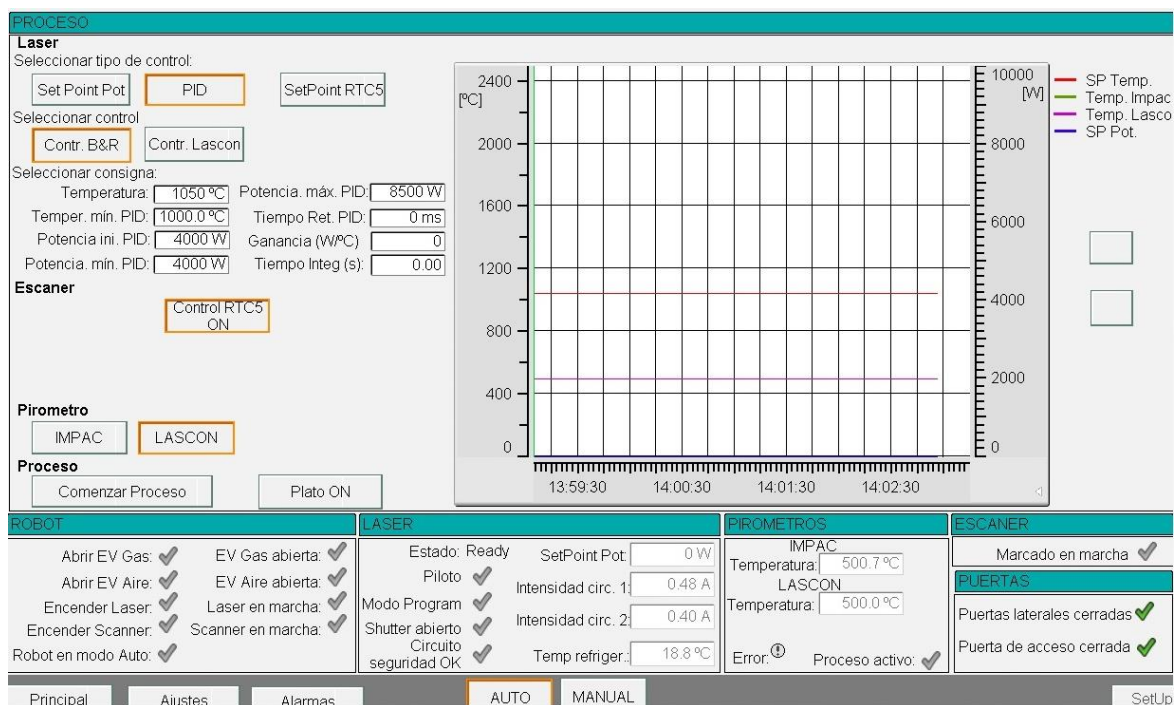


Figura 3.12. Interfaz Gráfica de Usuario (GUI, por sus siglas en inglés) del control de temperatura de la celda.

Tras el adecuado ajuste de los parámetros de calibración, el control proporciona en tiempo real una variación continua de la potencia de la fuente láser a partir de la temperatura en superficie medida por el pirómetro seleccionado, dentro de un mecanismo de retroalimentación, con el fin de mantener con precisión el valor de temperatura objetivo o de consigna previamente especificado, eliminando la oscilación y aumentando la eficiencia del proceso. El control es capaz de mantener la temperatura en el valor de consigna con una desviación estándar de ± 5.5 °C.

El sistema de monitorización de la celda lo completa una cámara termográfica Flir 325A, sujeta en un trípode cercano a la mesa de trabajo y orientada a la zona de interacción del haz láser. Las principales características de la cámara se muestran en la **Tabla 3.6**.

Tabla 3.6. Principales características de la cámara termográfica.

Características	Valor
Rango espectral (μm)	7.5 - 13
Resolución (pixel)	320 x 240
Frecuencia máxima (Hz)	60
Intervalo de medida de la temperatura (°C)	de -20 a 120 de 0 a 350 de 250 a 1200
Precisión (°C)	± 2
Tamaño: longitud, anchura, altura (mm)	170 x 70 x 70
Peso (kg)	0.7

3.4 Equipamiento y metodología de caracterización

3.4.1 Introducción

En este apartado se describe la metodología general de caracterización de las muestras tratadas y el equipamiento necesario empleado para llevarla a cabo. Posteriormente, en cada uno de los capítulos siguientes de desarrollo experimental, se detallará el procedimiento específico de caracterización realizado según las particularidades de cada estudio, si bien, en estos apartados se utilizará como punto de partida la metodología general que se muestra a continuación.

En primer lugar, se detalla el procedimiento seguido y equipamiento de laboratorio asociado, empleados para realizar una correcta preparación metalográfica de las muestras endurecidas y revenidas superficialmente por láser.

Posteriormente, se describen las diferentes caracterizaciones realizadas, las cuales se han dividido en tres grupos: caracterización macroscópica: defectos y geometría, caracterización microscópica: microestructura y tamaño de grano, y caracterización mecánica.

3.4.2 Preparación metalográfica

Para poder caracterizar adecuadamente la región tratada de una muestra es necesario realizar una cuidadosa preparación metalográfica de su superficie. El grado y tipo de preparación viene dado en función de las características de la muestra que se desee analizar [11].

En el caso particular de los procesos de endurecimiento y de revenido superficial por láser, es necesario realizar una preparación destructiva, con el fin de observar en la fase de caracterización diferentes aspectos clave de la región procesada, como son: la geometría de la región afectada por el calor, la microestructura, la forma y el tamaño de grano y la microdureza.

Esta preparación se lleva a cabo en diferentes etapas, siendo las más importantes la selección de la región tratada de la pieza a caracterizar, el proceso de corte de la muestra, el embutido de la porción extraída, el lijado y pulido de la zona de interés, su limpieza y un ataque químico final. Todas ellas se llevan a cabo de manera secuencial, para la correcta caracterización posterior de la muestra.

A continuación, se detallan los aspectos más importantes a tener en cuenta para cada una de estas etapas.

Selección de la región de interés

En el caso particular de los procesos de tratamiento térmico superficial con láser, la región más uniforme y representativa del ensayo es la zona central de la pasada o trayectoria seguida por el haz láser. De esta forma, como regla general, esta región suele ser la seleccionada para extraer una muestra y llevar a cabo un análisis metalográfico en una de sus caras.

Proceso de corte

Una vez definida la región de interés, se lleva a cabo el proceso de corte, mediante el cual, se trata de obtener una muestra de forma productiva, sin calentarla apenas ($< 50\text{ }^{\circ}\text{C}$) y, por tanto, afectarla térmicamente, evitando así modificar su estado microestructural.

El procedimiento de extracción de la muestra se basa en la realización de dos cortes en ángulo, en la sección transversal al tratamiento láser, con el fin de extraer una porción de la probeta cilíndrica en forma de prisma triangular, tal y como se muestra en la imagen de la **Figura 3.13**.

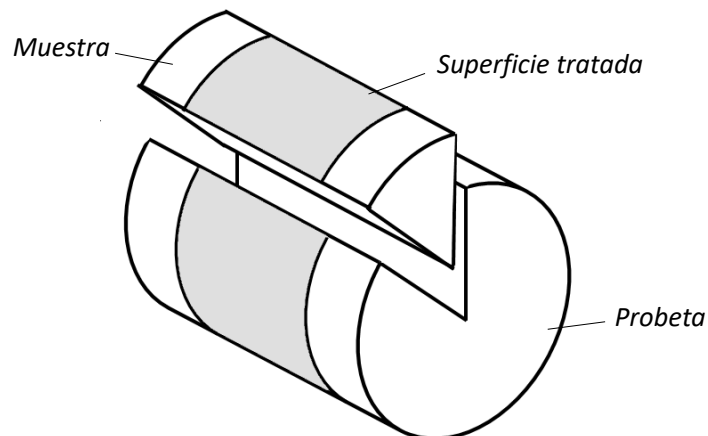


Figura 3.13. Geometría típica de la muestra extraída de la probeta cilíndrica para su posterior caracterización y análisis.

En este trabajo, el corte de las muestras se ha llevado a cabo por medio de una cortadora metalográfica ATM Brilliant 280, utilizando discos de corte con abrasivo de corindón (Al_2O_3) y taladrina específica para refrigerar la muestra durante el proceso de corte.

Proceso de embutido

Una vez obtenida la muestra, se continua con la preparación mediante un proceso de embutido en caliente. Este proceso, permite encapsular las muestras de forma sencilla, facilitando su

manipulación y protegiendo el material durante la preparación metalográfica con una perfecta retención de bordes.

Antes de realizar la embutición, el procedimiento contempla la limpieza con alcohol isopropílico de las muestras y una etapa de secado posterior de las mismas, con el fin de mejorar la adherencia al medio de embutición.

Seguidamente, se apoya la cara de la muestra a examinar sobre el émbolo de una prensa de embutición en caliente. En este caso se ha usado el equipo Presi Mecapress II.

A continuación, se vierte resina en formato polvo o grano sobre la cavidad y se aplican unas condiciones de presión y temperatura durante un tiempo determinado. En este estudio, las muestras se han encapsulado con resina fenólica, a una temperatura de 195 °C y una presión de 5-6 bar durante 43 minutos, de los cuales 20 minutos han sido de calentamiento y 23 minutos de enfriamiento. Como resultado, se han obtenido pastillas de 50 mm de diámetro y 20 mm de alto, quedando al descubierto la región de interés, tal y como se muestra en la **Figura 3.14**.

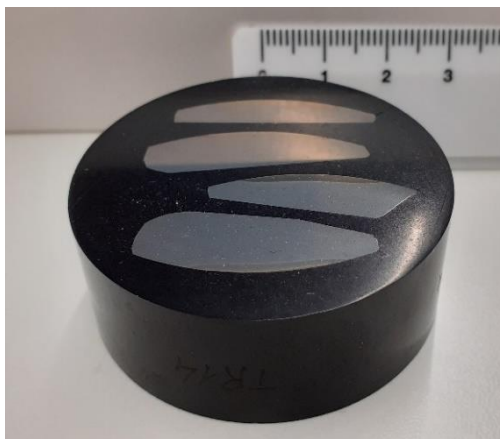


Figura 3.14. Pastilla de resina con varias de las muestras endurecidas y revenidas superficialmente con láser.

Proceso de lijado

Una vez embutida la muestra, se lleva a cabo un proceso de lijado o desbaste de la superficie de la pastilla con la cara de la muestra expuesta. El proceso permite uniformizar la superficie de la pastilla, eliminando las rugosidades que pudiera haber. Para ello se ha utilizado una lijadora Buehler Sumermet junto con tres lijas de carburo de silicio de 300 mm de diámetro y números de grano de 120, 400 y 1200 respectivamente.

El procedimiento de lijado ha consistido en aplicar entre 5 y 10 minutos cada una de las lijas sobre la superficie visible de la muestra, partiendo de la de mayor grado de abrasión y acabando con la de menor, a una velocidad de disco de 200 rpm y tratando de cambiar el sentido de lijado tras cada vuelta, con el fin de eliminar todas las rayas o marcas producidas en la operación precedente. El proceso de lijado ha sido asistido con agua, tratando de evitar incrustaciones del material eliminado en la propia muestra, así como, de reducir la posible afectación térmica de la muestra.

Proceso de pulido

A continuación, se realiza un proceso de pulido de la cara de la muestra visible. Se trata de la última operación mecánica sobre la muestra, dónde se busca obtener una superficie de caracterización con acabado especular antes de su observación y examen.

Este proceso se efectúa mediante paños o telas, naturales o sintéticos, sobre los cuales se deposita una sustancia abrasiva, generalmente diamante en forma de pasta, solución o aerosol, utilizando un lubricante adecuado el cual dependerá del abrasivo empleado.

En este trabajo, el pulido se ha realizado en una pulidora Presi Mecapol P320, con una velocidad de giro de 150 rpm y dos paños diferentes, el primero, con pasta de diamante policristalino de 3 μm y, el segundo, un paño blanco de óxido de aluminio de 0.06 μm .

Proceso de limpieza

Durante las operaciones de lijado y pulido se suele realizar un proceso de limpieza. Este proceso se lleva a cabo tras el cambio de cada paño o lija con el fin de no contaminar cada una de ellas. En este trabajo, el proceso ha consistido en la limpieza de la muestra frotando ligeramente su superficie con un algodón empapado en agua. Posteriormente, se ha realizado una etapa de secado, sumergiendo previamente la muestra en alcohol isopropílico y soplando aire caliente sobre la misma con la ayuda de un secador.

Ataque químico

Para revelar la microestructura y los límites de grano de la región tratada, o simplemente para diferenciar áreas o zonas que han sufrido un proceso de fabricación o un tratamiento térmico diferente, es necesario atacar la muestra con un reactivo químico. Existe una gran cantidad de reactivos cuya utilización depende del material y concepto a examinar, así como, una serie de indicaciones sobre su preparación, utilización y almacenaje, las cuales se detallan en la norma correspondiente [12].

En este estudio se han utilizado diferentes reactivos, con el fin de revelar la microestructura y el tamaño de grano de las regiones tratadas, los cuales se detallan posteriormente en cada uno de los apartados técnicos del trabajo. Todos los ataques químicos se han llevado a cabo por inmersión en un tiempo determinado. Tras el ataque las muestras se han lavado con agua y se han secado antes de proceder a su análisis.

3.4.3 Caracterización macroscópica: defectos y geometría

Una vez preparadas las muestras para su caracterización, un primer análisis a realizar consiste en la inspección visual de la superficie de la zona tratada para determinar la presencia de defectos a nivel superficial. En el caso del proceso de endurecimiento de materiales con láser, esta región suele mostrar una capa de óxido característica, como resultado del tratamiento térmico realizado al aire y en condiciones normales. Sin embargo, si se supera la temperatura de fusión en la superficie del material, además de la capa de óxido, aparecen regiones fundidas a nivel muy superficial, fácilmente detectables mediante inspección visual.

Otra de las caracterizaciones más comunes se centra en la medida de la geometría de la región tratada, tanto en la superficie como en el interior del material. Por un lado, a nivel superficial se lleva a cabo la medida de la anchura de la zona endurecida, así como, de la región afectada por el calor. Por otro lado, en el interior, a través del análisis de imagen de la sección transversal de la región tratada, se puede identificar la región transformada, región de transición y la región afectada por el calor. Además, de forma específica, se puede caracterizar la geometría de la región tratada en la sección transversal preparada, caracterizando su anchura y altura en diferentes puntos.

Para realizar estas caracterizaciones, en el presente estudio se ha empleado una lupa binocular Olympus SZX16 de 11 aumentos y lente de enfoque de 0.5 mm de focal. La lupa incorpora, además, una cámara para la toma de imágenes y software asociado de visualización, captura y tratamiento de imágenes AnalySIS PRO, instalado en un ordenador personal de sobremesa.

El procedimiento de medida ha consistido, por un lado, en determinar los aumentos de la lupa binocular e iluminación más adecuados para medir con precisión la geometría transformada en la sección transversal y, por otro lado, una vez inspeccionada la muestra y realizada la caracterización geométrica, la toma de imágenes que muestren claramente el perfil de la región tratada. La toma de imagen conlleva la selección en el software de tratamiento de imágenes de la escala adecuada asociada al aumento seleccionado y su almacenamiento en el formato deseado.

3.4.4 Caracterización microscópica: microestructura y tamaño de grano

Para llevar a cabo un análisis de la microestructura y del tamaño y forma de los granos de la región tratada de la muestra se requiere un examen microscópico. Este análisis permite observar pequeños detalles en el material haciendo uso de grandes magnificaciones. Para ello, se utilizan normalmente microscopios ópticos, también llamados metalográficos, y electrónicos de barrido (SEM, por sus siglas en inglés).

A diferencia de los microscopios utilizados para examinar muestras biológicas, en el microscopio metalográfico la imagen observada se produce por la reflexión del haz de luz emitida por la fuente sobre la probeta metalográfica. Para poder transmitir dicha luz el sistema se basa en una serie de lentes cuya morfología, tipo y posicionamiento permite una forma de visión y una magnificación determinada. De hecho, el aumento de la imagen observada viene dado por el producto de la distancia focal de los sistemas ópticos que forman el objetivo y el ocular. Normalmente la microscopía óptica posibilita realizar inspecciones hasta de 1000 o 1500 aumentos por visión directa, los cuales se pueden magnificar hasta 2000 o incluso 3000 veces mediante la ayuda de cámaras.

A lo largo del trabajo se ha usado un microscopio Olympus GX71 para analizar el tamaño de grano [6] y extraer imágenes de la microestructura de las regiones tratadas. El procedimiento de medida ha consistido, por un lado, en seleccionar el objetivo y magnificación más adecuada en cada caso y, por otro lado, en extraer una imagen a través de la cámara y el software AnalySIS PRO que incorpora.

Por otra parte, el SEM es un equipo capaz de generar imágenes de una muestra por medio de un haz de electrones enfocado sobre su superficie. Los electrones interactúan con los átomos en la muestra, produciendo varias señales que se traducen en información sobre la topografía de su superficie y su composición. La ventaja de este tipo de microscopios en comparación con la microscopía óptica es que permite realizar exámenes a grandes magnificaciones con resoluciones elevadas.

Una alternativa al SEM convencional para el estudio y obtención de imágenes de mayor resolución y con un rango de energía mucho mayor es el llamado microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM, por sus siglas en inglés). El funcionamiento es similar al de un SEM convencional, dado que se barre la superficie de la muestra con un haz de electrones, mientras que en el monitor se visualiza la información de interés en función de los detectores disponibles. Sin embargo, la mayor diferencia radica en la fuente de electrones. El FE-SEM utiliza un cañón de emisión de campo que proporciona haces de electrones de alta y baja energía muy focalizados, lo que mejora

notablemente la resolución espacial y permite trabajar a muy bajos potenciales, lo cual ayuda a evitar daños en muestras sensibles al haz de electrones.

En este trabajo se ha utilizado un microscopio FE-SEM de Zeiss, modelo Ultra Plus 20keV, especialmente para estudiar la microestructura de las muestras endurecidas y revenidas superficialmente por láser. La medida ha consistido en la selección de la zona de interés con la ayuda de los ejes del microscopio y la toma de imágenes a diferentes aumentos, principalmente a 1000x y a 5000x.

3.4.5 Caracterización mecánica

Rugosidad

Para la medida del parámetro Ra de rugosidad de la superficie generada tras los tratamientos láser, se ha empleado un rugosímetro portátil de punta de diamante, modelo Mitutoyo SJ-210. El equipo dispone de un intervalo de funcionamiento de 350 μm (de -200 μm a 150 μm) y transmite los resultados de la medición conforme a una variedad de estándares de rugosidad, incluyendo JIS (JIS-B-0601-2001, JIS-B-0601-1994, JIS-B-0601-1982), VDA, ISO-1997 y ANSI.

El procedimiento de medida consta de diferentes operaciones. En primer lugar, se lleva a cabo una calibración previa del equipo sobre un patrón de rugosidad dado, para ajustar la ganancia del detector y conseguir medidas fiables. En segundo lugar, se definen las condiciones de medida (número de mediciones por carga, estándar de medida, etc.). En tercer lugar, se posiciona la punta de diamante sobre la superficie a examinar y se realiza la medida. La muestra debe de estar en una superficie firme y aislada de todo tipo de fuentes de vibración. Una vez finalizada la medida, el resultado se puede visualizar en la propia pantalla del detector y guardar para una posterior visualización.

Microdureza

Para llevar a cabo la caracterización de la microdureza de las regiones tratadas se ha utilizado un aparato de medida automática y motorizada de microdurezas Vickers (HV), modelo Beortek Future-Tech FM700. El equipo dispone de objetivos de 10x y 50x y posibilidad de medida con diferentes cargas de acuerdo con la normativa actual [13].

El ensayo de microdureza Vickers se basa en un sistema de medición óptica. El procedimiento de ensayo consiste en la generación de una huella sobre el material, aplicando una carga conocida durante 10 s - 15 s, mediante una herramienta de diamante con geometría piramidal y de base cuadrada. Normalmente las cargas son ligeras, oscilando entre 0.01 kg y 1 kg aproximadamente, no obstante,

pueden superar estos valores. Las dos diagonales de la hendidura que queda en la superficie del material tras la retirada de la carga se miden con un microscopio y se calcula el área de la superficie inclinada de la huella (**Figura 3.15**). La medida de la microdureza Vickers se obtiene, por tanto, al dividir la carga por el área de la huella.

En este trabajo las medidas de microdureza se han realizado en todos los casos desde la región superficial del área tratada al interior del material, generando una cadena de huellas Vickers cada 0.1 mm con una carga de 0.3 kg.

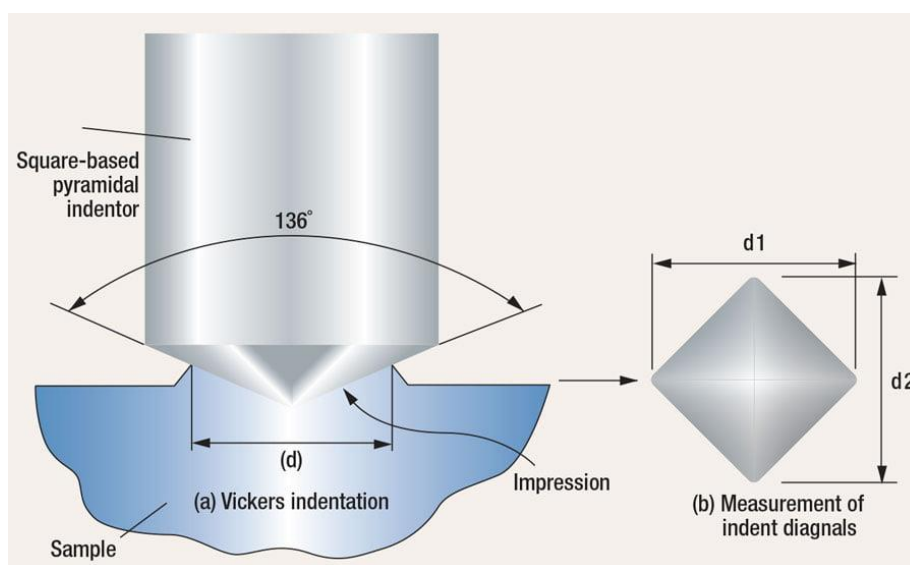


Figura 3.15. Esquema del ensayo de microdureza Vickers (Fuente PRNews).

Tensiones residuales

Cuando un material se encuentra en un estado libre de tensiones, sin ningún tipo de tensión actuando sobre su estructura cristalina, la distancia entre los planos cristalográficos que lo conforman se encuentra inalterada y, por tanto, presenta un valor constante conocido. Sin embargo, cuando esta estructura cristalina está sometida a tensiones, ya sean debidas a cargas externas o residuales, las deformaciones elásticas resultantes provocan cambios en el espaciado de los planos atómicos del cristal. Esta variación de la distancia interplanar está asociada con el desplazamiento de los picos de difracción producidos cuando un haz de rayos X es dirigido sobre el material cristalino. Precisamente, la técnica de medida de tensiones residuales mediante difracción de rayos X se fundamenta en esta variación de la distancia entre planos.

De esta forma, por medio de la ley de Hooke para sólidos elásticos (**Ecuación 3.1**)

$$\xi = \frac{d - d_0}{d_0} \quad (3.1)$$

siendo ξ la deformación elástica, d el espaciado interplanar, d_0 el espaciado interplanar de la muestra libre de tensiones, y la ley de Bragg (**Ecuación 3.2**)

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.2)$$

donde n es un número entero correspondiente al orden de reflexión, λ es la longitud de onda de la radiación incidente, y θ es el ángulo de incidencia del haz de rayos X, es posible relacionar la deformación elástica con la variación del espaciado interplanar y, por tanto, con los valores de tensión que están actuando sobre el material [14].

En este trabajo, se ha empleado un difractor de rayos X y haz paralelo Bruker D8 Advance, con goniómetro vertical y detector sensible a la posición (PSD, por sus siglas en inglés) para la medida cualitativa de la composición de fases y las tensiones residuales de las regiones tratadas de cada ensayo. Para realizar la caracterización se ha utilizado un radiación de Cr, operando a 40 kV y 40 mA.

En un primer momento, una vez identificada la región a caracterizar, se ha introducido cada una de las probetas cilíndricas tratadas con láser en la mesa del difractor, orientando las boquillas de radiación, a través de sus correspondientes punteros láser, en la región de interés.

El procedimiento de medida ha consistido en la obtención de los patrones de difracción correspondientes a cada probeta irradiando un área de 2 mm de la superficie de la muestra. La medida se ha llevado a cabo en la dirección longitudinal de los ensayos, tal y como se muestra en la **Figura 3.16**, desde la región central del área de la pista endurecida hasta el área no afectada del material, a una distancia de varios mm entre medidas, según el caso.

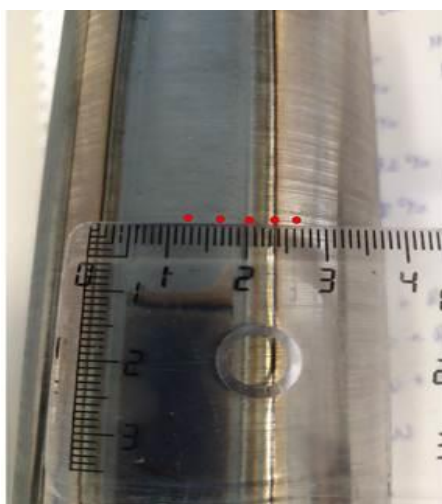


Figura 3.16. Puntos de medida seleccionados para la caracterización de las tensiones residuales en la superficie de las zonas tratadas.

Posteriormente se ha realizado el análisis del espectro obtenido mediante software específico, propio del difractómetro, con el fin de identificar las fases (**Figura 3.17**).

Finalmente, para el cálculo de las tensiones residuales tanto en la superficie como en el interior de la región tratada del material, se ha usado el método $\sin^2\psi$ [15], basado en la determinación de la variación de las posiciones de los máximos de difracción debidas a las distorsiones de la red cristalina, haciendo uso del plano cristalográfico $(211)\alpha$ localizado en $2\theta \sim 156^\circ$.

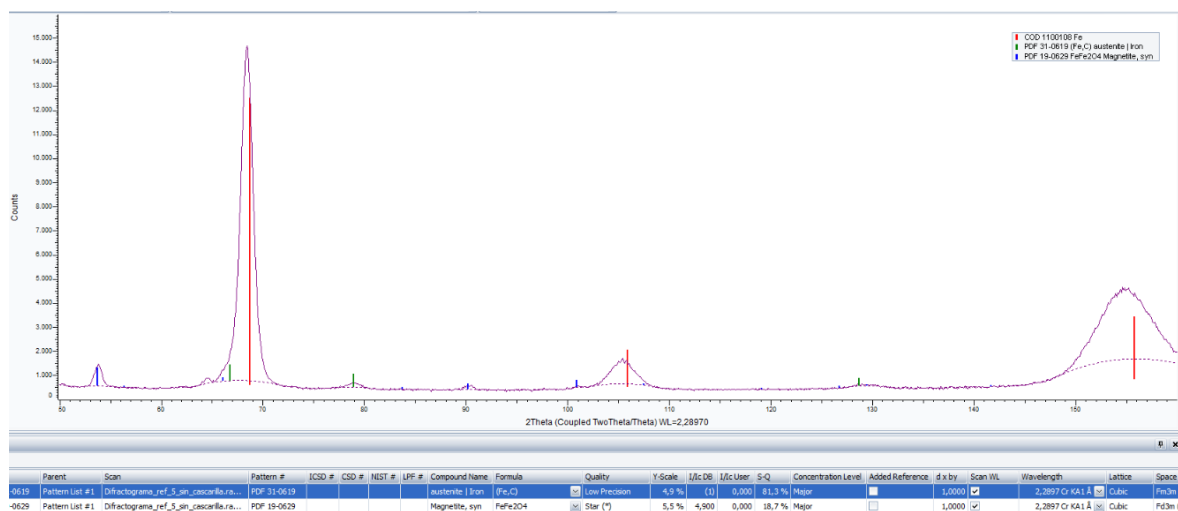


Figura 3.17. Captura de la pantalla principal del software Diffract.EVA para el análisis y caracterización de los patrones de difracción obtenidos durante la experimentación (Fuente: Tekniker).

3.5 Referencias

- [1] UNE-EN ISO 683-1:2019. Aceros para tratamiento térmico, aceros aleados y aceros de fácil mecanización. Parte 1: Aceros no aleados para temple y revenido, 2019.
- [2] F. Nürnberger, Microstructural behaviour of tempering steels during precision forging and quenching from hot-forming temperatures, *Metallurgical and Mining Industry*. 3 (2011) 79-86.
- [3] S. Cvetkovski, G. Nacevski, Metallographic investigation of induction hardened part two-side lever, *Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. 1 (2015) 17-21.
- [4] P. Kawulok, P. Opěla, T. Kubina, I. Schindler, J. Bořuta, K.M. Čmiel, S. Ruzs, M. Legerski, V. Šumšal, Deformation behaviour of low-alloy steel 42CrMo4 in hot state, in: *Proceedings of the 20th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL)*, Brno (Czech Republic), 2011.
- [5] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation, *Materials Science and Engineering A*. 435–436 (2006) 547–555.
- [6] ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size, ASTM Int., 2013.
- [7] ISO 4288: 1996 Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method - Rules and procedures for the assessment of surface texture, 1997.
- [8] UNE-EN 207:2018. Equipo de protección individual de los ojos. Filtros y protectores de los ojos contra la radiación láser (gafas de protección láser), 2018.
- [9] UNE-EN 60825-1:2015/A11:2021. Seguridad de los productos láser. Parte 1: Clasificación de los equipos y requisitos, 2021.
- [10] UNE-EN ISO 11146-1:2021. Láseres y equipos relacionados. Métodos de ensayo para anchuras del haz láser, ángulos de divergencia y factor de propagación del haz. Parte 1: Haces estigmáticos y astigmáticos simples (ISO 11146-1:2021), 2021.
- [11] ASTM E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM Int., 2017.
- [12] ASTM E407-07: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, ASTM Int., 2015.
- [13] UNE-EN ISO 6507-1:2018. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo, 2018.
- [14] J. Lu, *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, 1st Edition, Fairmont Press Inc., Lilburn GA, 1996.
- [15] I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation*, 1st Edition, Springer-Verlag, 1987.

Capítulo 4. Estudio de la influencia de la frecuencia de oscilación en el proceso de endurecimiento superficial mediante un haz láser oscilante

4.1 Introducción

En este capítulo, se pretende dar respuesta a la primera hipótesis formulada en el **Capítulo 1**, relacionada con la posible existencia de una frecuencia de oscilación umbral a partir de la cual el proceso de endurecimiento mediante un haz oscilante es uniforme. Para ello, a continuación, se muestra el estudio llevado a cabo sobre la influencia de la frecuencia de oscilación en el proceso de endurecimiento superficial del acero de baja aleación 42CrMo4, mediante el uso de un haz láser oscilante, generado por medio de una fuente láser de diodos de emisión en modo continuo y guiado a través de un escáner de espejos galvanométricos. En particular, el estudio se centra en determinar el efecto del parámetro de frecuencia sobre la temperatura, geometría, microestructura, microdureza y estado tensional de la región tratada.

El estudio pretende establecer, además, el criterio adecuado para seleccionar la frecuencia de oscilación mínima requerida para llevar a cabo el proceso de una manera uniforme, comparable a los resultados típicamente alcanzados mediante cabezales basados en óptica fija, teniendo en cuenta las especificaciones de los componentes ópticos que forman el camino óptico del haz láser, las limitaciones de funcionamiento del propio escáner y las propiedades termo-mecánicas del material.

4.2 Procedimiento experimental

En este estudio se ha empleado como material base dos barras cilíndricas del acero 42CrMo4 de 56 mm de diámetro y 250 mm de longitud, descrito en el **Capítulo 3**.

En la experimentación se ha utilizado la celda de endurecimiento superficial con láser detallada en el **Capítulo 3**. Para realizar el estudio, se han utilizado dos de las cuatro longitudes de onda de emisión de la fuente láser de diodos integrada en la celda, 903.5 ± 1.8 nm y 936 ± 1.3 nm, con una potencia máxima posible en cada una de 2500 W.

Para llevar a cabo el estudio, se ha programado una primera batería de ensayos consistente en realizar pasadas individuales en la dirección radial de la barra cilíndrica, a lo largo de todo el diámetro del mismo. Para ello, en cada uno de los ensayos, se ha generado un movimiento oscilatorio lineal del haz láser de 9 mm de amplitud, tal y como se muestra en el esquema de la **Figura 4.1**, generando una huella efectiva o spot de láser equivalente de $25.8 \times 7.8 \text{ mm}^2$ (**Figura 4.2a**) y perfil de intensidad equivalente (**Figura 4.2b**).

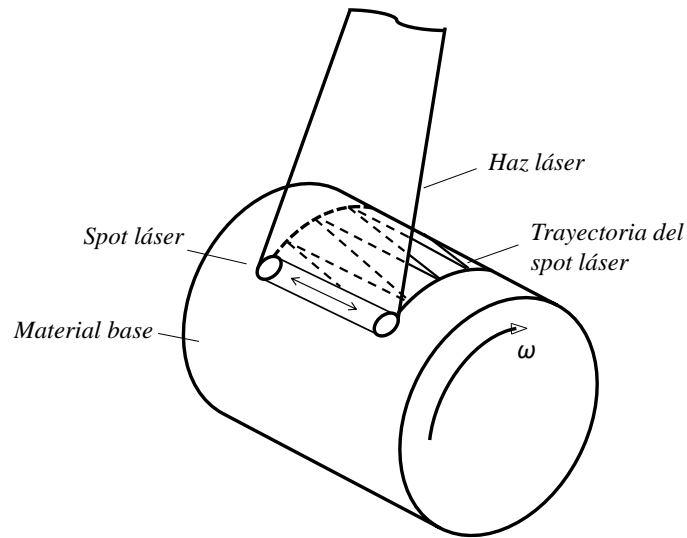


Figura 4.1. Esquema del proceso de endurecimiento superficial llevado a cabo mediante un haz láser oscilante.

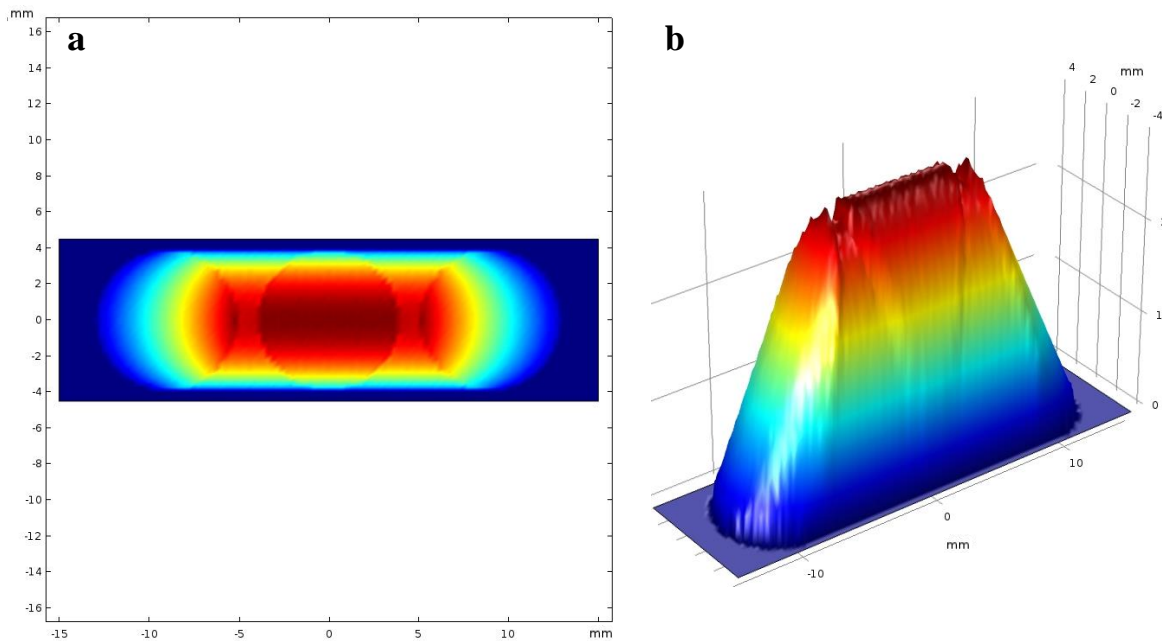


Figura 4.2. a) Spot de láser equivalente de $25.8 \times 7.8 \text{ mm}^2$ y b) perfil de intensidad equivalente empleados.

En cada ensayo se ha variado la frecuencia de oscilación manteniendo un valor de densidad de potencia equivalente de 1705 W/cm^2 , y un tiempo de interacción en el sentido de giro de 1.04 s , correspondiente a una velocidad angular ω de 0.27 rad/s . Los valores de frecuencia de oscilación empleados en cada ensayo se muestran en la **Tabla 4.1**.

Tabla 4.1. Frecuencias de oscilación empleadas en el proceso de endurecimiento mediante un haz láser oscilante.

	Ensayo n.º 1	Ensayo n.º 2	Ensayo n.º 3	Ensayo n.º 4	Ensayo n.º 5	Ensayo n.º 6	Ensayo n.º 7	Ensayo n.º 8
Frecuencia de oscilación	5 Hz	10 Hz	20 Hz	30 Hz	50 Hz	75 Hz	100 Hz	150 Hz

En cada uno de los ensayos se ha recogido la temperatura en la superficie del material, a una frecuencia de muestreo de 50 Hz , por medio del pirómetro situado en posición lateral, adosado al escáner y dirigido sobre la superficie del material con un ángulo respecto a la normal de 60° . El rango de temperatura del pirómetro se sitúa entre $500 \text{ }^\circ\text{C}$ y $2200 \text{ }^\circ\text{C}$. El spot de medida de 3 mm de diámetro del pirómetro se ha posicionado justo en el centro del spot equivalente generado por el movimiento de los espejos del escáner. Como no se conoce la emisividad espectral exacta de la superficie de acero oxidada y a elevada temperatura, las mediciones de temperatura se han considerado como valores relativos.

Con el fin de determinar la influencia de la frecuencia de oscilación sobre la velocidad de calentamiento y enfriamiento durante el proceso de endurecimiento, se ha llevado a cabo una segunda tanda de ensayos, generando una pasada individual de la misma amplitud que la tanda anterior y longitud de 60 mm en la dirección longitudinal de una de las probetas cilíndricas, usando en ese caso una densidad de potencia de 1565 W/cm^2 y manteniendo el mismo tiempo de interacción empleado en la tanda anterior. En esta ocasión, el pirómetro de dos colores lateral se ha desacoplado del escáner y se ha dirigido con un ángulo de 60° sobre la posición central de la trayectoria del haz en cada ensayo. A su vez, el pirómetro ha recogido la temperatura en superficie a una frecuencia de muestreo de 100 Hz .

La geometría, el tamaño de grano medio ASTM en la región tratada cercana a la superficie y la microestructura de cada uno de los ensayos llevados a cabo fueron caracterizados mediante lupa binocular, microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido. Cada una de las muestras fue caracterizada en la misma región, en la zona intermedia endurecida, correspondiente a la mitad de la trayectoria seguida por el haz láser en cada ensayo. Tras el corte metalográfico las muestras fueron pulidas con polvo de diamante y posteriormente se utilizaron dos agentes reactivos químicos, el

primero, una solución de Nital del 4 % para revelar la microestructura resultante y, el segundo, de tipo Vilella formado por 1 g de ácido pícrico, 5 ml de HCl y 100 ml de etanol para revelar principalmente los bordes de grano austenítico de las regiones tratadas [1]. Por otra parte, se caracterizó la microdureza Vickers con una carga de 0.3 kg de inicio a fin de la zona endurecida, cada 0.1 mm, partiendo de la superficie irradiada del material hasta el interior del mismo.

Las tensiones residuales de la región tratada de cada ensayo fueron medidas en superficie y en profundidad mediante el difractómetro de rayos X descrito en el **Capítulo 3**. La medida en superficie fue realizada en la dirección circunferencial del cilindro de acero tratado cada 2 mm, desde la región central del área endurecida por el haz láser hasta la zona no afectada de la superficie del material de uno de los extremos.

La distribución de tensiones residuales en profundidad, hacia el interior del material tratado fue medida en la región central a diferentes profundidades. Para llevar a cabo la medida en cada una de las posiciones definidas y con el fin de evitar modificar el estado tensional de las muestras se llevó a cabo un tratamiento de pulido electroquímico empleando como electrolito 70 % de etanol (absoluto), 12 % de agua destilada, 10 % de 2-butoxietanol y 8 % de HClO₄, aplicando una tensión de 20 V. Para el cálculo de las tensiones residuales tanto en superficie como en profundidad se empleó el método $\sin^2\psi$ midiendo la posición del pico de difracción del plano cristalográfico (211)_α, localizado a $2\theta \sim 156^\circ$, en 9 inclinaciones ψ diferentes de -45° a $+45^\circ$, tal y como se describe en el **Capítulo 3**.

4.3 Resultados y discusión

4.3.1 Introducción

A continuación, se detallan los resultados alcanzados tras la experimentación llevada a cabo. Estos se han dividido en diferentes apartados, de acuerdo con el objetivo marcado, con el fin de dar respuesta a la hipótesis inicial planteada en torno al parámetro de frecuencia de oscilación: temperatura en superficie, apariencia superficial y geometría del área tratada, microestructura y tamaño de grano, microdureza y tensiones residuales.

4.3.2 Temperatura en superficie

Tal y como se puede apreciar en la **Figura 4.1**, el haz láser describe un movimiento oscilante a elevada velocidad a lo largo de la directriz del cilindro, mientras que la velocidad angular de desplazamiento del spot equivalente en el sentido de giro es mucho menor, de tal manera que la

temperatura global sobre el material se asemeja al que proporcionaría un spot alargado, de longitud dos veces la amplitud de la oscilación en el eje de la directriz y de anchura igual al diámetro del spot puntual. Esto es así, debido a que la conductividad térmica de los materiales es finita y, por tanto, el cambio de temperatura en un punto fijo entre dos tránsitos sucesivos del spot puntual será pequeño, siempre que la velocidad angular de giro con respecto a la velocidad del spot sea prácticamente despreciable.

De esta manera, la frecuencia de oscilación empleada tiene un efecto directo sobre la temperatura generada en la superficie del material, tal y como se puede observar en la **Figura 4.3**. En ella, se representa la temperatura en la superficie captada por el pirómetro de dos colores, dirigido sobre la región central del spot equivalente del láser, a lo largo de cada uno de los ensayos realizados a diferentes frecuencias de oscilación. Los picos de temperatura para cada una de las frecuencias se corresponden con el paso del spot del láser por la región central de la oscilación, dónde la velocidad de barrido es uniforme, mientras que los valles aparecen cuando la posición del spot láser se encuentra en la posición de amplitud máxima, en la región más alejada del área de medida del pirómetro.

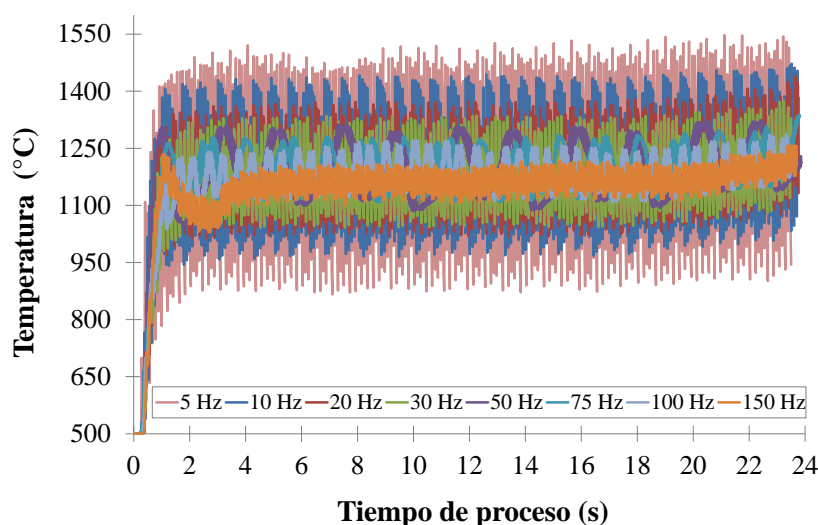


Figura 4.3. Temperatura superficial en función del tiempo de ensayo para cada frecuencia de oscilación seleccionada.

Tal y como se puede observar en la **Figura 4.3**, la temperatura en superficie fluctúa considerablemente a frecuencias de oscilación bajas, lo que puede causar un tratamiento heterogéneo, superando en algunas regiones la temperatura de fusión del material. Sin embargo, en todos los casos la temperatura alcanzada ha sido superior a la temperatura de transformación austenítica superior del material (A_{c3}).

Por otra parte, la diferencia de temperatura se reduce ampliamente conforme aumenta la frecuencia de oscilación, consecuencia directa del aumento de la velocidad de movimiento del spot del láser y, por tanto, del grado de solape entre pasadas. Este efecto se puede ver con mayor claridad en la **Figura 4.4**, dónde se representan el valor máximo, mínimo y promedio de la temperatura durante la mayor parte del ensayo, desde los 4 s hasta los 22 s, para cada una de las frecuencias de oscilación empleadas. Así, por ejemplo, en el caso del ensayo de endurecimiento generado a 5 Hz se observa una diferencia entre valores de temperatura máxima y mínima de 681 °C. Esta diferencia disminuye conforme aumenta la frecuencia de oscilación llegando a valores de hasta 136 °C en el ensayo correspondiente a 150 Hz. Por otra parte, el valor promedio de temperatura se mantiene bastante uniforme de unas frecuencias a otras, en torno a los 1180 °C, aunque la dispersión obtenida a frecuencias bajas, representada por la desviación estándar, es alta, alcanzando un valor máximo de ± 206 °C a una frecuencia de 5 Hz. La dispersión, disminuye conforme aumenta la frecuencia de oscilación, empezando a estabilizarse a partir de los 50 Hz, llegando a valores de hasta ± 32 °C en el caso de la frecuencia de oscilación máxima ensayada de 150 Hz, tal y como se puede ver en detalle en la **Figura 4.5**.

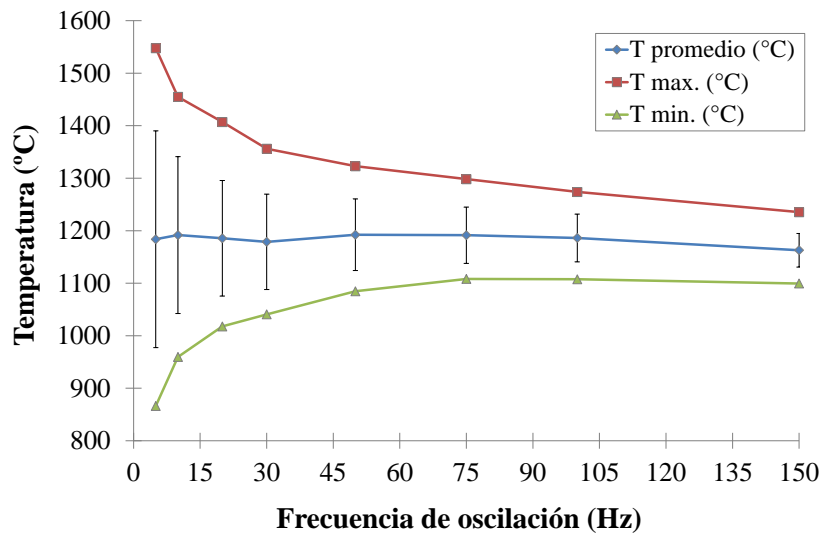


Figura 4.4. Valor promedio, máximo y mínimo de la temperatura calculados desde los 4 s a los 22 s del tiempo de duración del ensayo, para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.

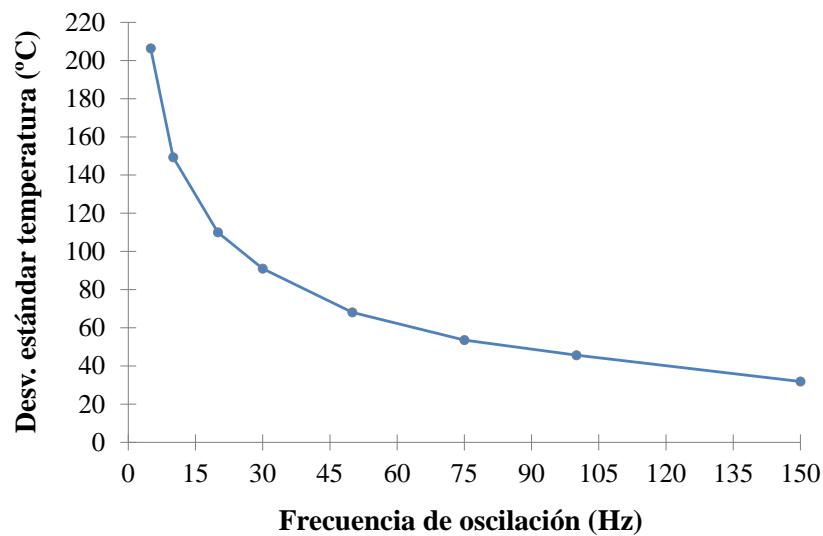


Figura 4.5. *Dispersión del valor promedio de la temperatura representada por la desviación estándar para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.*

Es importante resaltar que el valor promedio y la dispersión de la temperatura resultante para cada frecuencia de oscilación se ha obtenido a un tiempo de interacción, en el sentido de giro, de 1.04 s. A la vista de los resultados, para tiempos de interacción inferiores y manteniendo la temperatura media en superficie, a través del uso de la potencia adecuada, cabe esperar una dispersión de la temperatura promedio mayor y proporcional para cada una de las frecuencias ensayadas, debido principalmente al aumento de la velocidad angular del spot equivalente y, por tanto, a la disminución del grado de solape entre pasadas.

Del mismo modo, cabe esperar una relación proporcional idéntica para tiempos de interacción superiores, resultando una dispersión inferior para cada valor de frecuencia de oscilación. Según los resultados alcanzados, por un lado, la temperatura en la superficie será más uniforme siempre que se empleen frecuencias de oscilación y tiempos de interacción elevados.

Por otra parte, el valor de la frecuencia de oscilación debe ser elegido de forma que la dispersión del promedio de temperatura se sitúe entre la temperatura de fusión y la temperatura de transformación austenítica del material, si bien, alcanzar el valor adecuado puede estar limitado tanto por las características de funcionamiento del sistema de oscilación, en cuanto a velocidad de barrido, distancia focal y amplitud máxima de trabajo, como por las prestaciones de la fuente láser, principalmente por la potencia máxima disponible.

En la **Figura 4.6** se muestra el perfil de temperatura obtenido a una frecuencia de muestreo de 100 Hz, mediante un pirómetro de dos colores orientado en la zona central del tratamiento, para los

diferentes valores de frecuencia de oscilación ensayados. Tal y como se puede comprobar, al igual que ocurría en la tanda de ensayos anterior, la temperatura es muy oscilante a frecuencias bajas, sobre todo durante la etapa de calentamiento, y conforme la frecuencia aumenta la oscilación disminuye. Además, en todos los ensayos se ha superado la temperatura crítica de austenización A_{c3} , manteniéndose por encima durante 0.6-0.8 s aproximadamente.

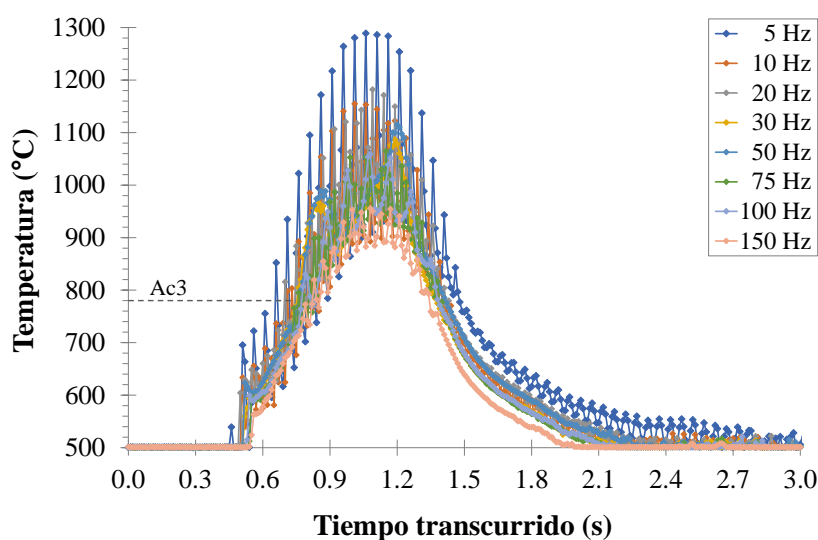


Figura 4.6. Evolución de la temperatura medida por un pirómetro de dos colores en el punto central fijo de la trayectoria seguida por el haz láser sobre la superficie del material para cada una de las frecuencias de oscilación ensayadas.

En la **Figura 4.7** se muestra la velocidad de calentamiento y enfriamiento en función del tiempo transcurrido para cada frecuencia de oscilación, ambas calculadas a partir de la derivada de la temperatura en cada punto con respecto al tiempo de las curvas de temperatura mostradas en la **Figura 4.6**. Para obtener la representación gráfica ha sido necesario aplicar un filtro pasa baja de 2 Hz con el fin de reducir el ruido de la señal.

En la **Figura 4.7** se puede observar como las curvas siguen una tendencia muy similar en todos los casos, siendo la etapa de calentamiento de mayor extensión o más duradera que la de enfriamiento. Así, la tasa de calentamiento máxima alcanzada se sitúa en 1250 K/s, valor correspondiente a la frecuencia de oscilación de 5 Hz. También se puede observar como la velocidad de calentamiento disminuye conforme aumenta la frecuencia de oscilación, habiendo una diferencia de cerca de 200 K/s entre el ensayo de menor y de mayor frecuencia. Por otra parte, la tasa de enfriamiento sigue una tendencia similar, alcanzando valores máximos a frecuencias bajas, siendo la más alta de cerca de 1250 K/s para el caso de 50 Hz y disminuyendo conforme aumenta la frecuencia de oscilación, hasta llegar a los 965 K/s correspondiente al ensayo de 150 Hz.

De esta forma, cabe destacar que tanto las velocidades de calentamiento como las de enfriamiento alcanzadas son acordes con los valores típicamente obtenidos por otros autores durante el proceso de endurecimiento superficial por láser de la aleación 42CrMo4, mediante sistemas de guiado convencionales [2-4].

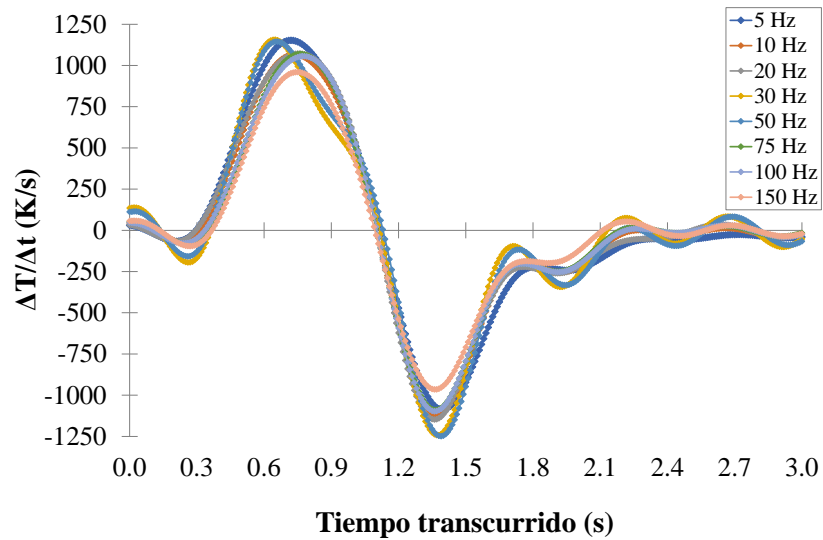


Figura 4.7. Tasas de calentamiento y enfriamiento de cada una de las frecuencias de oscilación seleccionadas.

4.3.3 Apariencia superficial y geometría del área tratada

Los ensayos realizados a 5 Hz y 10 Hz presentan una superficie rugosa, con un ligero fundido superficial tal y como se puede apreciar en la Figuras 4.8a y 4.8b.

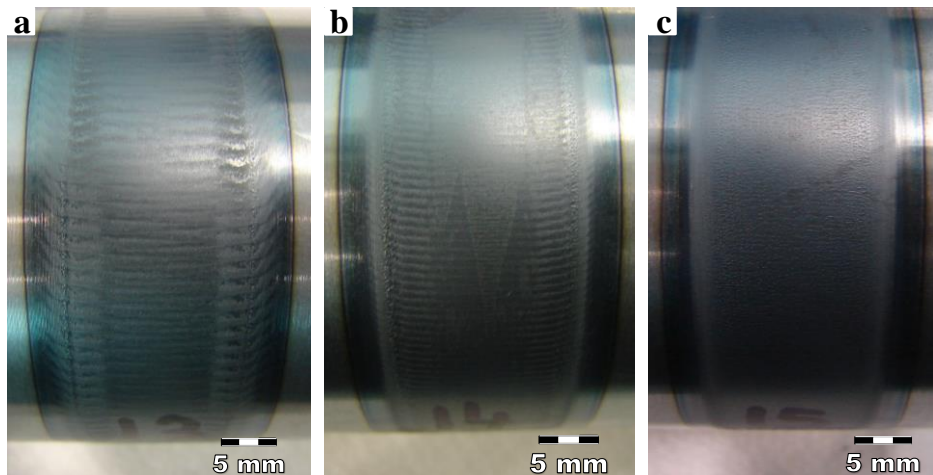


Figura 4.8. Apariencia y estado superficial de los ensayos realizados a frecuencias de oscilación de a) 5 Hz, b) 10 Hz y c) 20 Hz.

A partir de 20 Hz (**Figura 4.8c**), conforme aumenta la frecuencia de oscilación el acabado superficial es más homogéneo. Este efecto es debido al grado de solape entre pasadas u oscilaciones generadas a lo largo de la trayectoria dentro del mismo ensayo. El grado de solape máximo Ω en tanto por cien, generado en los máximos de amplitud, tal y como se muestra en la **Figura 4.9**, se puede calcular a partir de la **Ecuación 4.1**:

$$\Omega = \left(1 - \frac{l}{2r}\right) 100 \quad (4.1)$$

siendo r el radio del spot del láser y l la distancia entre centros, calculada a partir del cociente entre la velocidad de avance lineal del spot equivalente y la frecuencia de la oscilación. Tal y como se muestra en la **Tabla 4.2**, los ensayos de mayor frecuencia de oscilación presentan distancias entre pasadas menores y, por tanto, grados de solape elevados con respecto a los ensayos de menor frecuencia, lo que genera una menor oscilación de la temperatura en la superficie y, por consiguiente, mayor uniformidad del tratamiento, tal y como se ha mostrado en el apartado anterior.

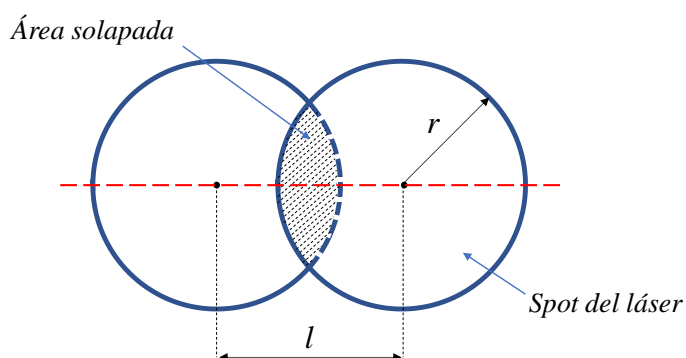


Figura 4.9. Esquema del grado de solape entre pasadas en los máximos de oscilación.

Tabla 4.2. Distancia entre centros, anchura solapada y grado de solape en los máximos de amplitud de oscilación para cada uno de los ensayos de endurecimiento llevados a cabo a diferentes frecuencias.

Frecuencia de oscilación f (Hz)	Distancia entre centros l (mm)	Distancia solapada x (mm)	Grado de solape Ω (%)
5	1.50	6.30	80.8
10	0.75	7.05	90.4
20	0.38	7.43	95.2
30	0.25	7.55	96.8
50	0.15	7.65	98.1
75	0.10	7.70	98.7
100	0.08	7.73	99.0
150	0.05	7.75	99.4

Por otra parte, en los extremos de la trayectoria seguida por el haz láser de los ensayos, correspondientes a los máximos de amplitud de la oscilación, se aprecia una banda ligeramente más marcada (**Figura 4.8**), dónde la temperatura ha sido superior como consecuencia de la desaceleración y consiguiente aceleración del haz tras el paso por el mismo punto, resultando una región fundida superficialmente en el caso de los ensayos de 5 Hz y 10 Hz. Este efecto ha sido observado por Qiu *et al.* [5] y corregido por los propios autores mediante el uso de un controlador capaz de modular la potencia del láser a lo largo de la oscilación.

Con respecto a la región endurecida en el interior del material, en la **Tabla 4.3**, se muestra la anchura y profundidad máxima, así como, el área de la región tratada, a través del corte transversal llevado a cabo a la mitad de la trayectoria de cada ensayo. En la **Tabla 4.3**, se muestra a su vez el cociente entre el área de la zona endurecida y el área de un rectángulo imaginario que inscribe el área de la región afectada. Este valor representa la tasa de uniformidad, que muestra cuánto se acerca el área tratada en tanto por cien a un rectángulo perfecto y, por tanto, la uniformidad del área endurecida a lo largo del tratamiento. En la tabla se observa como la anchura y el área tratada disminuyen conforme aumenta la frecuencia de oscilación. La profundidad de la zona tratada se mantiene en valores de entre 1.2 mm y 1.0 mm, siendo ligeramente inferior a frecuencias mayores. A su vez, las frecuencias de oscilación altas presentan una relación de aspecto superior y, consecuentemente, un área tratada más uniforme, de acuerdo con la tasa de uniformidad calculada. Este efecto se puede apreciar en la **Figura 4.10**, dónde se muestra el corte transversal de la región endurecida de los ensayos correspondientes a 5 Hz y 150 Hz. Además, en los extremos de la zona afectada, los ensayos de menor frecuencia presentan una pendiente de la zona endurecida más suave. Estos resultados son coherentes con los resultados mostrados hasta el momento en los apartados anteriores, a mayor frecuencia de oscilación mayor grado de solape entre pasadas y, por tanto, mayor temperatura alcanzada en los extremos de la oscilación, lo que permite un área afectada más homogénea.

Tabla 4.3. Anchura, profundidad, área y ratio de uniformidad del área tratada en cada uno de los ensayos de endurecimiento llevados a cabo a diferentes frecuencias de oscilación.

Frecuencia de oscilación (Hz)	Anchura máxima (mm)	Profundidad máxima (mm)	Área tratada (mm ²)	Ratio de Uniformidad (%)
5	22.1	1.2	18.7	71.5
10	20.9	1.2	17.5	70.7
20	19.9	1.0	14.5	71.0
30	19.8	1.1	16.4	76.0
50	18.8	1.1	15.2	77.2
75	19.3	1.1	16.2	75.3
100	19.1	1.1	15.6	74.8
150	19.4	1.0	15.5	79.5

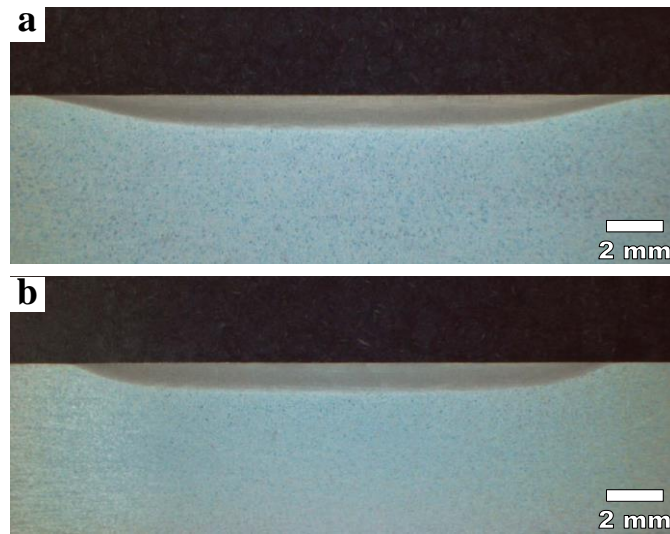


Figura 4.10. Geometría de la zona tratada para los ensayos de endurecimiento de a) 5 Hz y b) 150 Hz.

4.3.4 Microestructura y tamaño de grano

En cada uno de los ensayos realizados se puede distinguir diferentes microestructuras a lo largo de la sección transversal de la región tratada. El ataque químico llevado a cabo mediante la solución de Nital al 4 % muestra, en la zona más cercana a la superficie, una microestructura martensítica, formada principalmente por placas de martensita gruesa (véase las **Figuras 4.11a** y **4.11b** correspondientes al ensayo de 5 Hz y las **Figuras 4.13a** y **4.13b** propias del ensayo a 150 Hz).

Sin embargo, en la misma región, un segundo ataque químico realizado mediante un reactivo de tipo Vilella, empleado para revelar los bordes de grano austenítico, deja ver una estructura martensítica de morfología dendrítica en los ensayos de baja frecuencia de oscilación de 5 Hz y 10 Hz, de alrededor de 180 μm y 50 μm de espesor respectivamente. Esta microestructura, es consecuencia de las altas fluctuaciones de la temperatura en la superficie del material, que han derivado en un sobrecalentamiento y fundido de la región cercana a la superficie y, por tanto, en el crecimiento del tamaño de grano austenítico. Este tipo de estructuras ha sido reportado por Mioković *et al.* [6], durante el tratamiento de endurecimiento de la misma aleación mediante haces láser pulsados, haciendo uso de bajas frecuencias de repetición de pulsos. Cabe destacar que este efecto no se aprecia en los ensayos de mayor frecuencia tal y como se puede comprobar en la **Figura 4.12**.

En la región intermedia de la zona transformada, a unos 0.5 mm de distancia a la superficie, las estructuras de martensita se vuelven más finas debido a los ciclos térmicos más suaves que tienen lugar en esa zona. De esta forma, la microestructura resultante en la región central tratada está formada por

lajas y placas de martensita con finos carburos globulares tal y como se puede observar en las **Figuras 4.11c y 4.11d** correspondientes al ensayo de 5 Hz y las **Figuras 4.13c y 4.13d** propias del ensayo a 150 Hz. La región de transición entre la zona endurecida y la microestructura del metal base inalterado resultante en todos los ensayos realizados es una región parcialmente austenizada en la que conviven estructuras martensíticas con redes de ferrita que aumentan conforme aumenta la distancia a la superficie tal y como se puede comprobar en las **Figuras 4.11e y 4.11f** correspondientes al ensayo de 5 Hz y las **Figuras 4.13e y 4.13f** propias del ensayo a 150 Hz.

Las estructuras martensíticas obtenidas en todos los ensayos demuestran, en línea con los resultados alcanzados en el apartado anterior, que la temperatura se ha mantenido un tiempo adecuado por encima del punto crítico de austenización y, por tanto, suficiente para favorecer la transformación martensítica correspondiente durante el proceso de enfriamiento, principalmente en las dos regiones más cercanas a la superficie.

Finalmente, en la región correspondiente al núcleo del material base no tratado o no transformado, la microestructura presenta una matriz ferrítica con perlita globular.

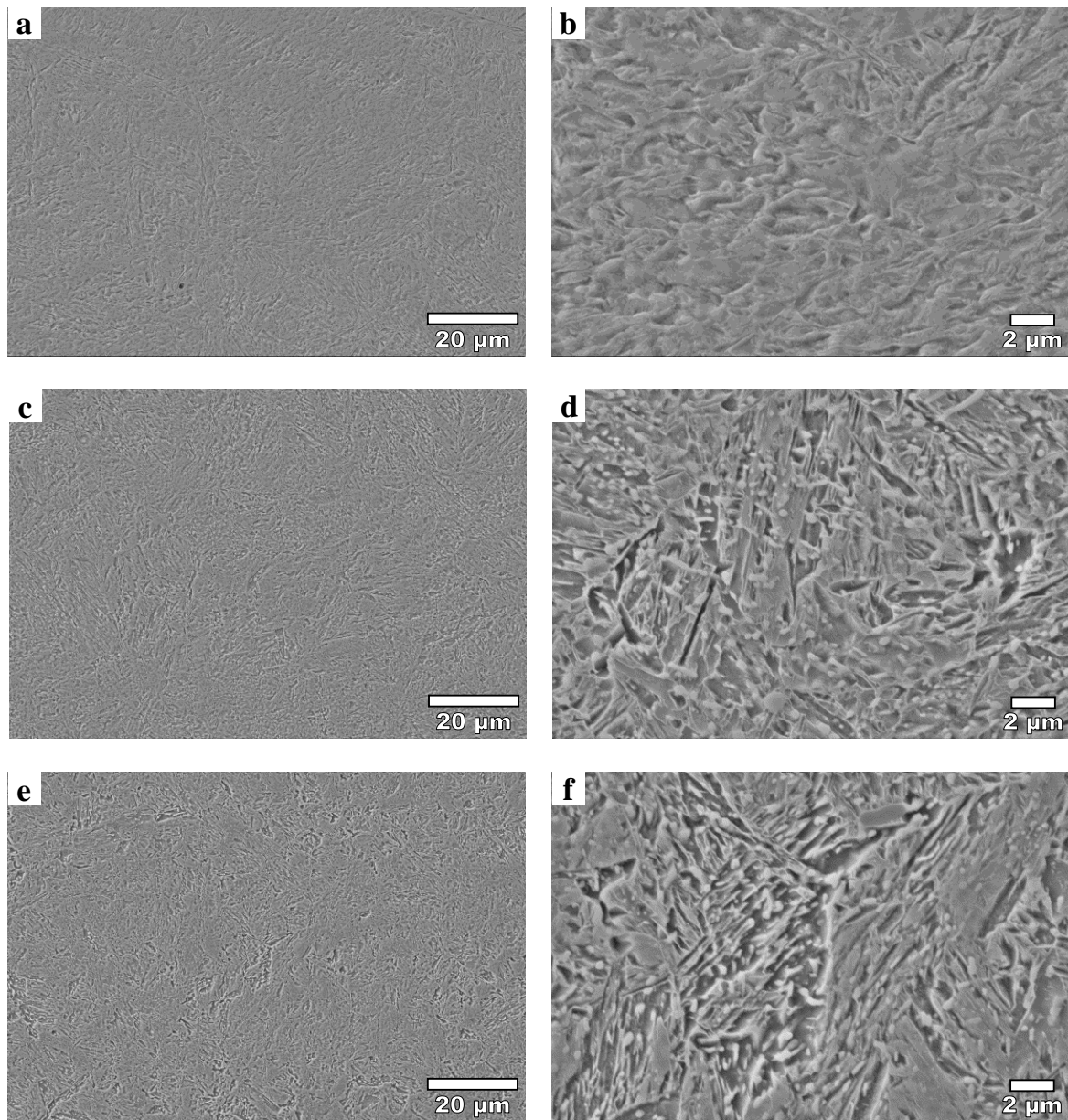


Figura 4.11. Microestructura de la zona tratada del ensayo correspondiente a una frecuencia de oscilación de 5 Hz, revelada mediante una solución de Nital al 4 %. Región tratada cercana a la superficie: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Región tratada intermedia a 0.5 mm de la superficie: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos. Región de transición a 1 mm de la superficie e) 1000x aumentos, f) 5000x aumentos.

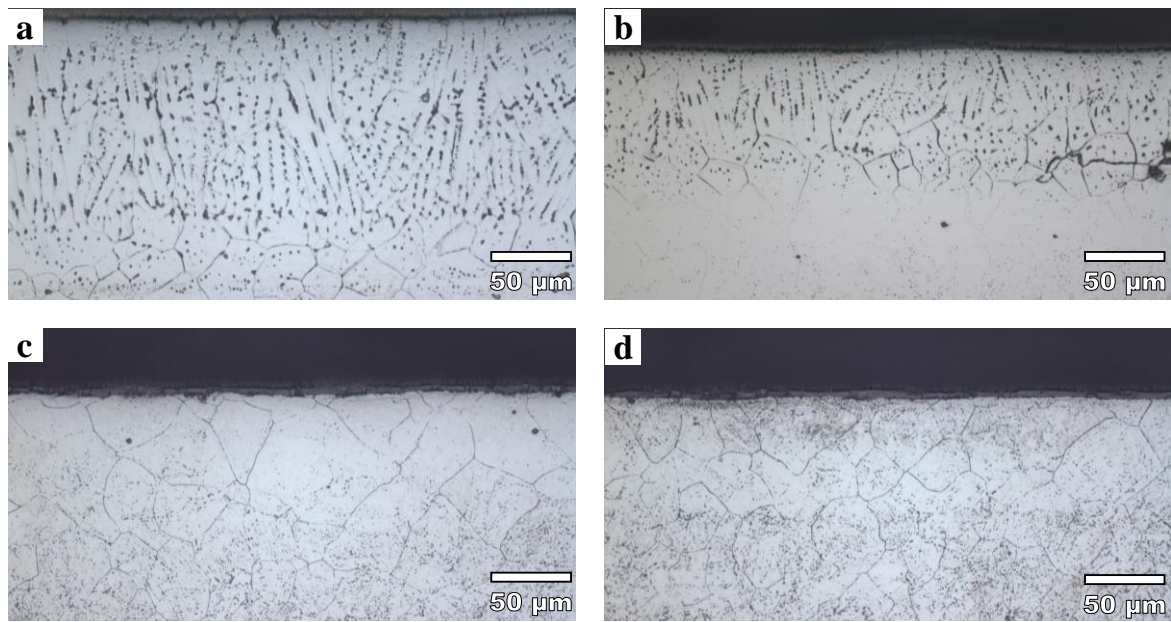


Figura 4.12. Microestructura de la zona tratada más cercana a la superficie de los tratamientos realizados a frecuencias de oscilación de a) 5 Hz, b) 10 Hz, c) 50 Hz y d) 100 Hz, revelada mediante reactivo de tipo Vilella.

Por otra parte, debido a los ciclos de temperatura generados sobre la región endurecida, se puede observar un gradiente del tamaño de grano austenítico resultante desde la superficie del material hasta alcanzar la microestructura del material base no tratado. En la **Tabla 4.4** se muestra el tamaño de grano austenítico de la región endurecida más cercana a la superficie del material obtenido en cada ensayo, donde se puede observar una reducción gradual del tamaño de grano conforme aumenta la frecuencia de oscilación seleccionada, llegando hasta un valor G8 a la máxima frecuencia de 150 Hz, superior al que presenta el material base. Sin embargo, los ensayos realizados a frecuencias de 5 Hz y 10 Hz presentan un tamaño de grano mayor, así como, los de 20 Hz y 30 Hz muy similar al correspondiente al material base.

Tabla 4.4. Valor del tamaño de grano medio ASTM de las regiones tratadas a diferentes frecuencias de oscilación cercanas a la superficie.

Material base	5 Hz	10 Hz	20 Hz	30 Hz	50 Hz	75 Hz	100 Hz	150 Hz
G6-7	G5	G5	G6	G6	G7	G7	G7	G8

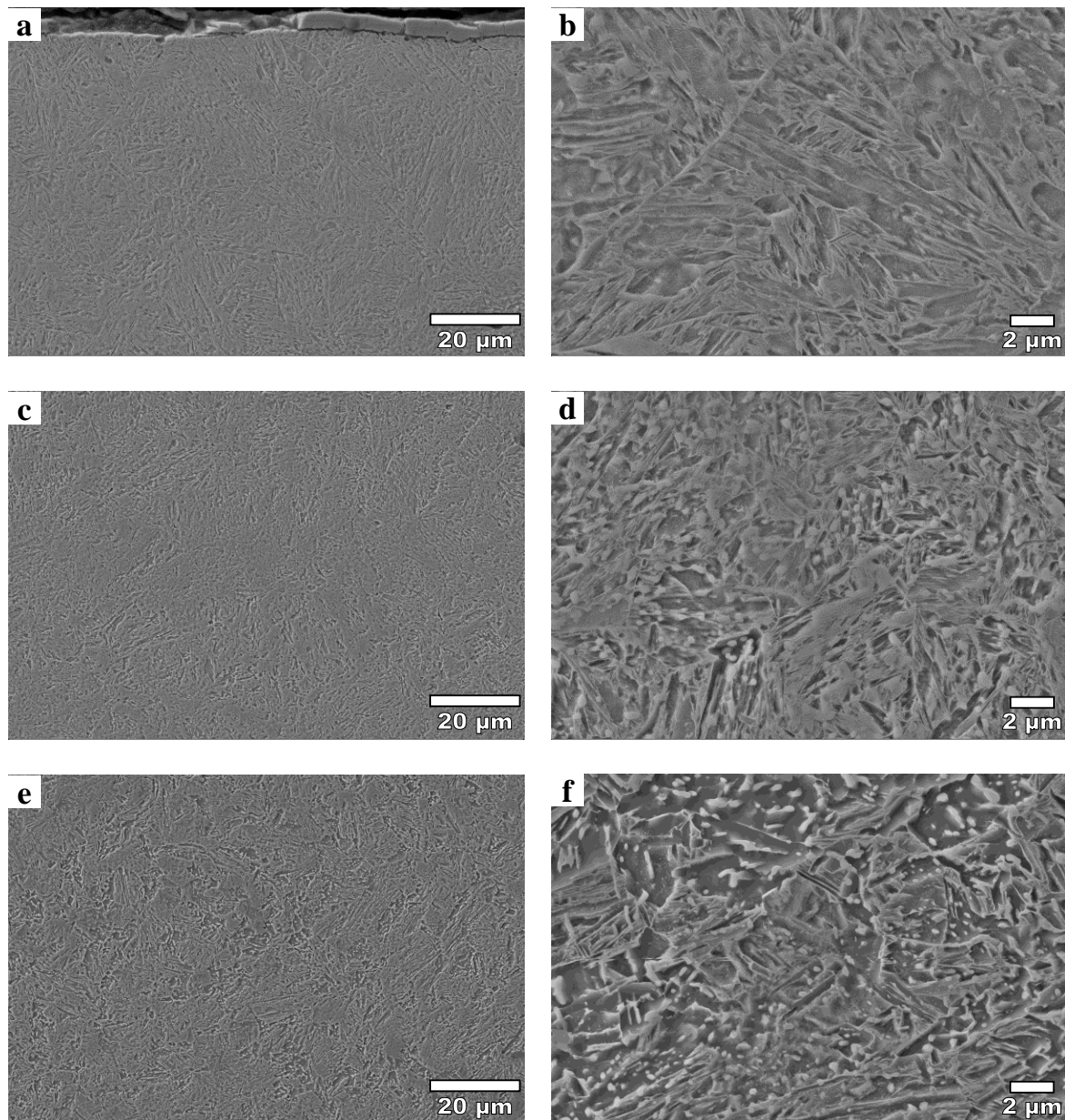


Figura 4.13. Microestructura de la zona tratada del ensayo correspondiente a una frecuencia de oscilación de 150 Hz, revelada mediante una solución de Nital al 4 %. Región tratada cercana a la superficie: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Región tratada intermedia a 0.5 mm de la superficie: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos. Región de transición a 1 mm de la superficie e) 1000x aumentos, f) 5000x aumentos.

4.3.5 Microdureza

En la **Figura 4.14** se representa la curva de microdurezas Vickers medidas cada 0.1 mm desde la región central de la superficie tratada hasta el interior del material para cada uno de los ensayos llevados a cabo a diferentes frecuencias de oscilación. En ella se puede observar como el valor de

dureza a 0.1 mm de la superficie de todos los ensayos se sitúa entre 605 HV y 646 HV (equivalente a 55.4 HRC y 57.3 HRC) correspondientes a los ensayos realizados a frecuencias de 150 Hz y 30 Hz respectivamente. Estos valores se asemejan a los típicamente obtenidos durante el proceso de endurecimiento de la misma aleación de acero, por medio de un haz láser con perfil de intensidad uniforme generado mediante medios de guiado convencionales, de óptica fija [7]. Conforme aumenta la distancia a la superficie, hacia el interior del material, la microdureza decrece gradualmente, empezando a descender de forma brusca a partir de los 0.6 - 0.7 mm de profundidad, dónde comienzan a aparecer fases no transformadas, resultado que concuerda con el análisis microestructural mostrado en el apartado anterior. Sin embargo, este descenso abrupto de la dureza no se produce en el caso del ensayo llevado a cabo a 5 Hz hasta los 0.9 mm en el interior del material, resultado consecuente con el hecho de que la profundidad de la capa tratada en la zona central barrida por el haz láser es mayor a frecuencias bajas que en el resto de los casos. Este efecto ha sido observado durante el tratamiento de endurecimiento superficial mediante fuentes láser pulsadas, haciendo uso de bajas frecuencias de repetición de pulsos [6].

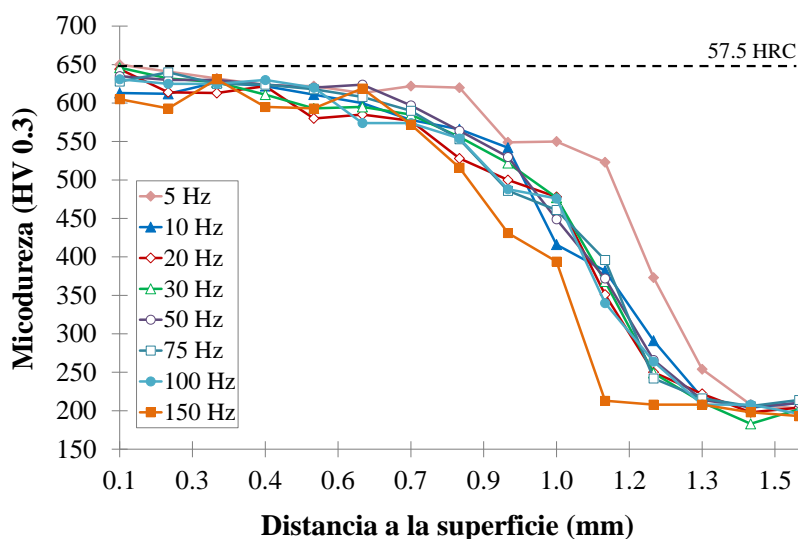


Figura 4.14. Microdureza Vickers desde la superficie al interior del material base inalterado para cada uno de los ensayos realizados a diferentes frecuencias de oscilación.

4.3.6 Tensiones residuales

En la **Figura 4.15**, se muestran los valores de tensiones residuales obtenidos en la superficie de la región irradiada, para cada uno de los ensayos efectuados a diferentes frecuencias de oscilación. En todos los casos se han obtenido tensiones residuales compresivas, si bien, a frecuencias de oscilación bajas, de 5 Hz y 10 Hz, se observan tensiones menos compresivas que en el resto de los ensayos,

situadas en torno a -200 MPa, como consecuencia de la microestructura dendrítica obtenida en la superficie. En cambio, a frecuencias de oscilación superiores, donde la microestructura es martensítica, las tensiones residuales son más compresivas situándose entre valores de -350 MPa y -450 MPa. Este resultado es acorde con el estado tensional típicamente alcanzado sobre la aleación 42CrMo4 mediante el endurecimiento superficial por láser tradicional, realizado a través de sistemas de guiado basados en óptica fija [8].

Por otra parte, en la misma **Figura 4.15**, se puede comprobar como las tensiones residuales compresivas obtenidas en la región endurecida de cada ensayo se compensan con las tensiones tractivas resultantes en los extremos de la misma. Los valores máximos de tensiones residuales tractivas, superiores a los 600 MPa, tienen lugar en la zona afectada por el calor, adyacente a la región endurecida, donde el gradiente de temperaturas ha generado una pequeña zona revenida en la superficie del material. Más allá de esta zona afectada por el calor se observan tensiones tractivas de menor intensidad, correspondientes al estado tensional propio de la superficie del cilindro de acero, e inducidas por las operaciones de acabado previas llevadas a cabo sobre el cilindro.

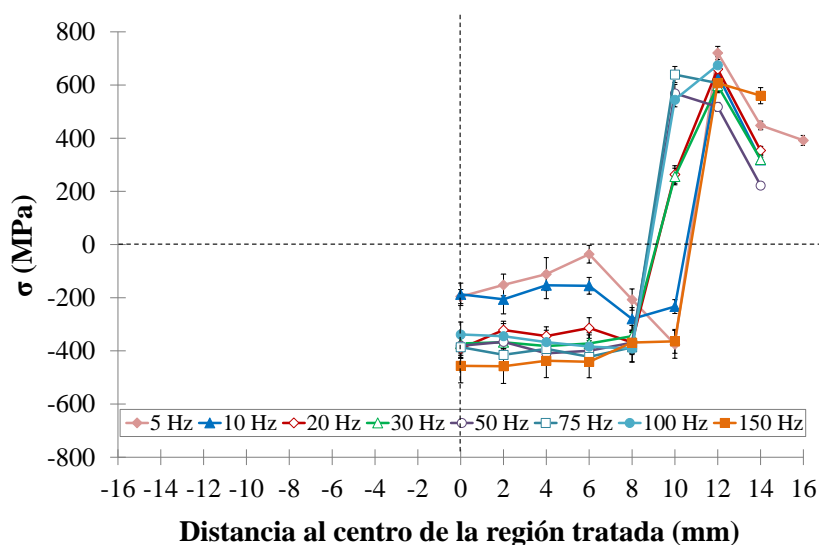


Figura 4.15. Tensiones residuales en superficie medidas en la dirección circunferencial y desde la región central hacia uno de los extremos de la zona tratada de cada ensayo llevado a cabo a diferentes frecuencias de oscilación.

Finalmente, en la **Figura 4.16**, se muestran las tensiones residuales obtenidas desde la superficie hasta una profundidad dentro de la región endurecida de 140 μm y 160 μm , para los ensayos de 5 Hz y 150 Hz respectivamente. En ambos casos las tensiones obtenidas son compresivas, en el caso del ensayo llevado a cabo a una frecuencia de repetición de 150 Hz las tensiones son constantes desde la superficie, manteniéndose en valores en torno a los -500 MPa. Sin embargo, en el caso de 5 Hz, se

observa en la superficie un valor de -250 MPa que disminuye conforme aumenta la distancia a la superficie, llegando a valores de cerca de -500 MPa, a partir de los 100 μm de profundidad. Esta región con tensiones residuales menos compresivas coincide con la región dendrítica obtenida en superficie para aquellos ensayos de menor frecuencia, lo que implica que ha habido un fundido y quemado superficial en la superficie, tal y como se ha indicado en el apartado anterior dónde se ha analizado la microestructura resultante.

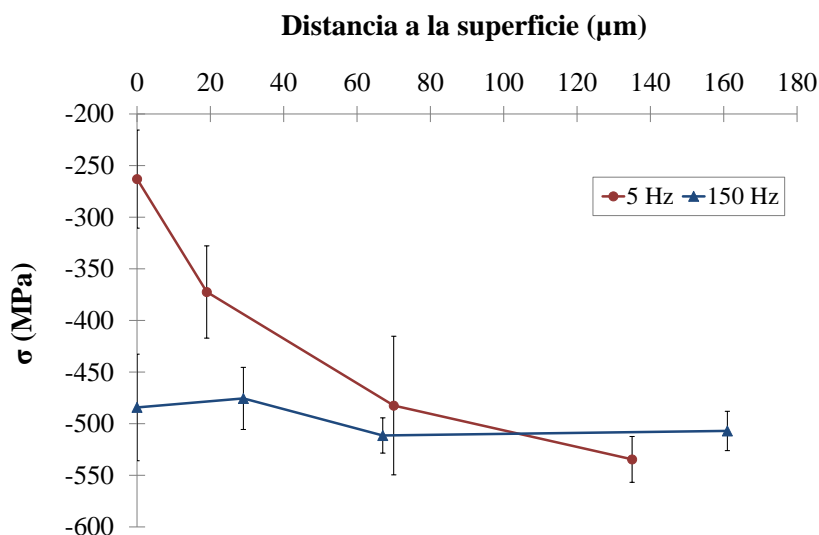


Figura 4.16. Tensiones residuales de los ensayos de 5 Hz y 150 Hz medidas en la dirección circunferencial, desde la superficie hasta el interior de la zona endurecida.

4.4 Conclusiones

En este trabajo se ha llevado a cabo un estudio sobre el parámetro de la frecuencia de oscilación durante el proceso de endurecimiento superficial del acero 42CrMo4. Concretamente, se ha estudiado la relación del parámetro de frecuencia con los parámetros característicos del proceso, así como, su efecto sobre la temperatura, geometría, microestructura, microdureza y tensiones residuales de la región tratada del material. A continuación, se recogen las principales conclusiones del trabajo:

- El proceso de endurecimiento mediante un haz láser oscilante, guiado mediante un escáner de espejos galvanométricos y generado por un haz láser de diodos de alta potencia, es un método adecuado y complementario a las técnicas de endurecimiento superficial por láser basadas en óptica fija, para endurecer la superficie de un acero tipo 42CrMo4. Dada la naturaleza del proceso, el método es extensible a otros aceros. El método conlleva el control de la frecuencia de oscilación como nueva variable del proceso de endurecimiento.

- La tasa de calentamiento y enfriamiento alcanzadas se sitúan entre los 1000 K/s y 1250 K/s, siguiendo una tendencia en los dos casos similar. Ambos valores disminuyen conforme aumenta la frecuencia de oscilación.
- El uso de valores de frecuencia de oscilación bajos implica una mayor dispersión de la temperatura, lo que puede derivar en la fusión de una capa superficial de la región tratada, afectando principalmente a la microestructura, generando una microestructura martensítica de morfología dendrítica. En estas regiones se observa un aumento del tamaño de grano austenítico.
- La frecuencia de oscilación afecta significativamente a la geometría de la región tratada. Una mayor frecuencia implica un mayor grado de solape entre pasadas y, por tanto, mayor temperatura alcanzada en los extremos de la oscilación, lo que permite una mayor relación de aspecto de la zona endurecida.
- En todos los ensayos se ha obtenido una microestructura de tipo martensítica, aunque se observa una disminución del tamaño de grano austenítico conforme aumenta la frecuencia de oscilación.
- La microdureza obtenida desde la superficie hacia el interior de la región tratada es muy similar en todos los casos ensayados, incluso en los de menor frecuencia dónde la capa superficial aparece con una microestructura quemada y fundida.
- Con respecto a las tensiones residuales, en todos los ensayos se observan tensiones compresivas, propias de una microestructura endurecida formada por martensita. Sin embargo, a bajas frecuencias de oscilación, las tensiones son menos compresivas, tanto en superficie como en el interior del material, debido a la estructura dendrítica formada tras el ligero sobrecalentamiento y fundido de la zona tratada.

La frecuencia de oscilación mínima, necesaria para llevar a cabo el proceso de endurecimiento de forma uniforme y comparable a los resultados típicamente alcanzados mediante las técnicas de guiado por elemento ópticos fijos, depende principalmente del tiempo de interacción y de la densidad de potencia empleada. Este valor debe ser elegido de forma que la dispersión del promedio de temperatura se sitúe entre la temperatura de fusión y la temperatura de transformación austenítica del material, si bien, seleccionar el valor adecuado puede estar limitado por las prestaciones y funcionalidades de la propia fuente láser y del sistema óptico de barrido empleados.

4.5 Referencias

- [1] C. García de Andrés, M.J. Bartolomé García, C. Capdevila Montes, D. San Martín Fernández, F. García Caballero, V. López Serrano, F.J. Vara Miñambres, Técnicas para revelar el borde de grano austenítico en aceros microaleados, *Revista de Metalurgia*. 37 (2001) 528–539.
- [2] S. Safdar, L. Li, M.A. Sheikh, Z. Liu, Non-conventional laser beam geometries for laser transformation hardening of mild steels, in: *Proceedings of PICALO 2006 - 2nd Pacific International Conference on Applications of Lasers and Optics* (2006).
- [3] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation, *Materials Science and Engineering A*. 435–436 (2006) 547–555.
- [4] F. Cordovilla, A. García-Beltrán, P. Sancho, J. Domínguez, L. Ruiz-de-Lara, J.L. Ocaña, Numerical/experimental analysis of the laser surface hardening with overlapped tracks to design the configuration of the process for Cr-Mo steels, *Materials and Design*. 102 (2016) 225–237.
- [5] F. Qiu, V. Kujanpää, Surface hardening of AISI 4340 steel by laser linear oscillation scanning, *Surface Engineering*. 28 (2012) 569–575.
- [6] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening, *Acta Materialia*. 55 (2007) 589–599.
- [7] N.S. Bailey, W. Tan, Y.C. Shin, Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser, *Surface and Coatings Technology*. 203 (2009) 2003–2012.
- [8] V. Kostov, J. Gibmeier, A. Wanner, Local residual stress distributions induced by repeated austenite-martensite transformation via laser surface hardening of steel AISI 4140, *Materials Science Forum*. 681 (2011) 321–326.

Capítulo 5. Estudio del proceso de revenido superficial por láser sobre un acero previamente endurecido

5.1 Introducción

En este capítulo se pretende dar respuesta a la segunda hipótesis inicial planteada en este trabajo, la cual, postula que la tecnología láser puede ser una herramienta adecuada para llevar a cabo tratamientos controlados de revenido superficial sobre aceros al carbono de baja aleación, que hayan sido sometidos previamente a un tratamiento de endurecimiento superficial mediante tecnología láser, u otras tecnologías alternativas y, por consiguiente, una alternativa futura a los procesos de revenido convencional. De esta forma, se establece que el control preciso de los principales parámetros de revenido y, por tanto, de la temperatura que alcanza el material en la superficie, permitirá obtener tras el tratamiento, la dureza deseada, que irá asociada con un estado tensional y microestructural determinado y particular para cada material.

Con el fin de comprobar la hipótesis planteada, en el presente capítulo se lleva a cabo un estudio relacionado con el proceso de revenido superficial mediante un haz láser, aplicado sobre la superficie de un acero al carbono de baja aleación tipo 42CrMo4, que ha sido previamente endurecido por el mismo haz láser. En particular, el estudio se centra en determinar el efecto de las principales condiciones del proceso de revenido sobre la temperatura, la microestructura, tamaño de grano, composición estructural de fases, microdureza y estado tensional del material tratado. Para ello, se hace uso de una fuente láser continua de diodos de 10 kW de potencia media máxima y un haz láser oscilante, guiado por medio de un cabezal tipo escáner de espejos galvanométricos.

5.2 Procedimiento experimental

Al igual que en el apartado anterior, en este estudio se ha empleado como material base una barra cilíndrica, previamente torneada, de 56 mm de diámetro y 200 mm de longitud de un acero al carbono hipoeutectoide de baja aleación tipo UNE-EN ISO 42CrMo4. La composición química del material se puede consultar en la **Tabla 3.2** del **Capítulo 3**.

En el estudio se ha utilizado una celda de endurecimiento superficial con láser ubicada en las instalaciones de Tekniker, cuyo equipamiento se ha detallado previamente en el **Capítulo 3**. En el

trabajo se han utilizado dos de las cuatro longitudes de onda de emisión de la fuente láser de diodos integrada en la celda, de 903.5 ± 1.8 nm y 936 ± 1.3 nm respectivamente, con una potencia máxima posible para cada una de 2500 W. A su vez, se ha utilizado la misma configuración óptica descrita en el **Capítulo 3**.

Para llevar a cabo el estudio, se ha programado una batería de ensayos de pasadas individuales en la dirección radial de la barra cilíndrica a lo largo de todo su diámetro, tal y como se muestra en la **Figura 5.1**. En todos los ensayos, se ha generado un spot láser equivalente de 25.8×7.8 mm² a través del movimiento oscilatorio lineal del haz enfocado, de 9 mm de amplitud, y mediante una frecuencia de oscilación de 150 Hz.

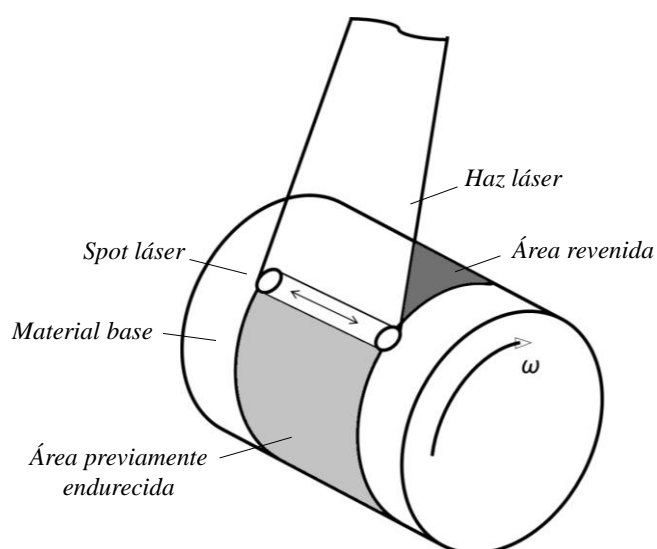


Figura 5.1. Esquema del proceso de revenido por láser sobre región previamente endurecida por la misma fuente láser.

Cada ensayo estaba formado por dos etapas, tal y como se muestra en la **Figura 5.2**, una primera de endurecimiento, llevada a cabo a una velocidad angular ω de 0.27 rad/s, correspondiente a un tiempo de interacción de 1.04 s, y densidad de potencia láser constante de 1705 W/cm², seguida de una segunda etapa de revenido, realizada sobre la región previamente endurecida.

En la etapa de revenido de cada ensayo se varió la densidad de potencia de 265 W/cm² a 1705 W/cm², en pasos de 160 W/cm², manteniendo una velocidad angular de 0.48 rad/s, correspondiente a un tiempo de interacción de 0.59 s. De un ensayo a otro se esperó un tiempo de 45 s con el fin de llevar a cabo todos ellos en las mismas condiciones de temperatura.

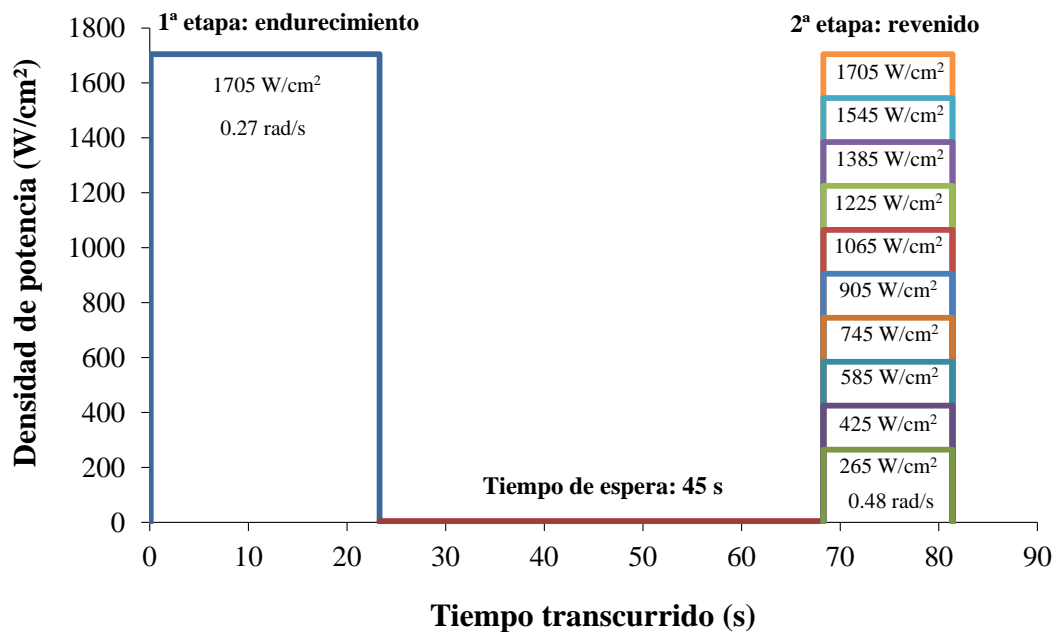


Figura 5.2. Diagrama de las etapas de endurecimiento y revenido de cada ensayo, llevadas a cabo durante la experimentación.

En cada uno de los ensayos se ha recogido la temperatura en la superficie del material, a una frecuencia de muestreo de 50 Hz, por medio de un pirómetro de dos colores, de rango de medida de 500 °C a 2200 °C, adosado al escáner y dirigido sobre la superficie del material con un ángulo respecto a la normal de 60°. El spot de medida de 1.6 mm de diámetro se ha posicionado justo en el centro del spot láser equivalente generado por el movimiento de los espejos del escáner.

La geometría, el tamaño de grano y la microestructura del área tratada de cada uno de los ensayos llevados a cabo fueron caracterizados mediante lupa binocular y microscopio electrónico de barrido. Cada una de las muestras fue caracterizada en la zona intermedia endurecida correspondiente a la mitad de la trayectoria seguida por el haz láser.

Tras el corte metalográfico correspondiente, las muestras fueron pulidas con polvo de diamante y, posteriormente, se realizó un ataque químico en una solución de Nital del 4 % para revelar la microestructura resultante.

Por otra parte, se caracterizó la microdureza Vickers con una carga de 0.3 kg de inicio a fin de la zona endurecida, cada 0.1 mm, partiendo de la superficie irradiada del material hasta su interior, por medio del microdurómetro descrito en el **Capítulo 3**.

La medida cualitativa de la composición de fases y las tensiones residuales de la región tratada de cada ensayo fueron medidas mediante el difractómetro de rayos X de haz paralelo descrito en el **Capítulo 3**, utilizando un área irradiada de 2 mm de diámetro y radiación de Cr.

Inicialmente, varios barridos de difracción fueron llevados a cabo sobre el material base, con el fin de determinar los espectros de difracción más adecuados para las medidas siguientes. El intervalo de barrido seleccionado para la determinación de la composición de fases fue de 55° a 165° .

Finalmente, las tensiones residuales fueron medidas en la dirección longitudinal de la superficie del cilindro de acero tratado, en diferentes puntos, desde la región central del área endurecida, definida como posición 0, hasta la zona no afectada de la superficie del material, cada 3 mm, haciendo uso del plano cristalográfico $(211)_\alpha$ localizado en $2\theta \sim 156^\circ$ (**Figura 5.3**).



Figura 5.3. Detalle de la superficie tratada del ensayo realizado a 585 W/cm^2 , donde se muestran de los puntos de medida de las tensiones residuales.

5.3 Resultados y discusión

5.3.1 Introducción

A continuación, se detallan los resultados alcanzados tras la experimentación llevada a cabo. Estos se han dividido en diferentes apartados, de acuerdo con el objetivo marcado en este capítulo, con el fin de dar respuesta a la hipótesis inicial planteada sobre la posibilidad de utilizar la tecnología láser para realizar tratamientos de revenido superficial de forma controlada: temperatura en superficie, microestructura y tamaño de grano, composición estructural de fases, microdureza y tensiones residuales.

5.3.2 Temperatura en superficie

En la **Figura 5.4** se representa el valor promedio, el máximo y el mínimo de la temperatura recogida por el pirómetro de dos colores en la superficie del material del instante comprendido entre los 6 s y los 7 s, de un total de 13 s de duración de los ensayos. Estos valores se representan con respecto a los valores de densidad de potencia correspondientes a la etapa de revenido de cada ensayo.

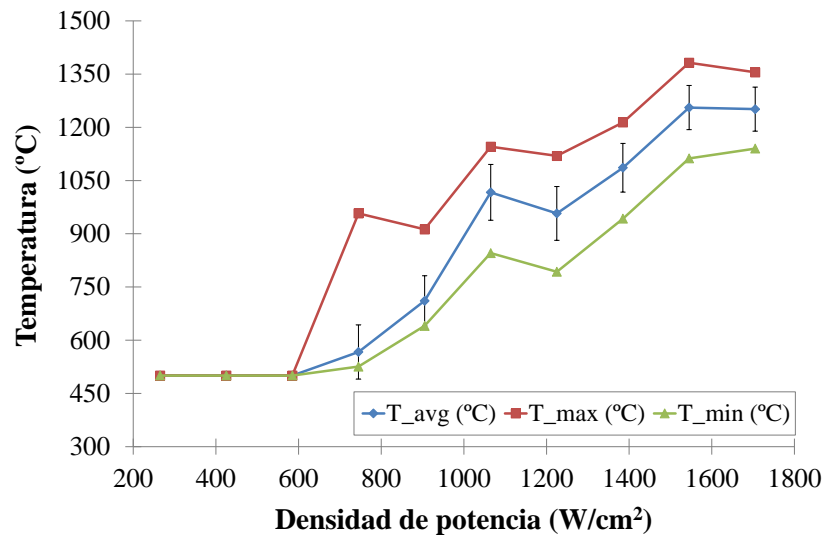


Figura 5.4. Valores de temperatura promedio, máximo y mínimo obtenidos para cada ensayo de revenido realizados en función de la densidad de potencia empleada.

El valor de temperatura resultante presenta una dispersión de cerca de ± 70 °C, superior a la dispersión obtenida en el caso del tratamiento de endurecimiento mediante un haz láser oscilante a una frecuencia de 150 Hz sobre la superficie del mismo acero, con acabado superficial propio de una operación de torneado (véase la **Figura 4.5** del **Capítulo 4**). Este efecto se debe a la cascarilla o capa de óxido típica formada tras la etapa de endurecimiento láser, cuya absorción variable frente a las longitudes de onda de trabajo del pirómetro distorsiona ligeramente la medida del mismo.

Tal y como se observa en la imagen de la **Figura 5.4**, a partir del ensayo de 745 W/cm², justo por encima de los 500 °C, el pirómetro de dos colores empieza a recoger la señal de temperatura. A partir de entonces se puede comprobar que la temperatura sigue una tendencia ascendente conforme aumenta la densidad de potencia láser, llegando a alcanzar valores máximos superiores a los 1300 °C para valores de 1545 W/cm² y de 1705 W/cm².

5.3.3 Microestructura y tamaño de grano

En la **Figura 5.5**, se muestran las secciones transversales de los ensayos realizados con tres valores representativos de densidad de potencia, 585 W/cm² (**Figura 5.5a**), 1065 W/cm² (**Figura 5.5b**), y 1385 W/cm² (**Figura 5.5c**). La geometría del área tratada es muy similar en todos los ensayos realizados, con la característica forma semicircular de un tratamiento láser de endurecimiento mediante perfil de irradiancia uniforme. Sin embargo, a partir de los 1225 W/cm², se observa una fina banda o capa cercana a la superficie que denota un cambio microestructural, tal y como se puede comprobar en la **Figura 5.5c**, correspondiente al ensayo de 1385 W/cm², que va en aumento conforme aumenta la densidad de potencia.

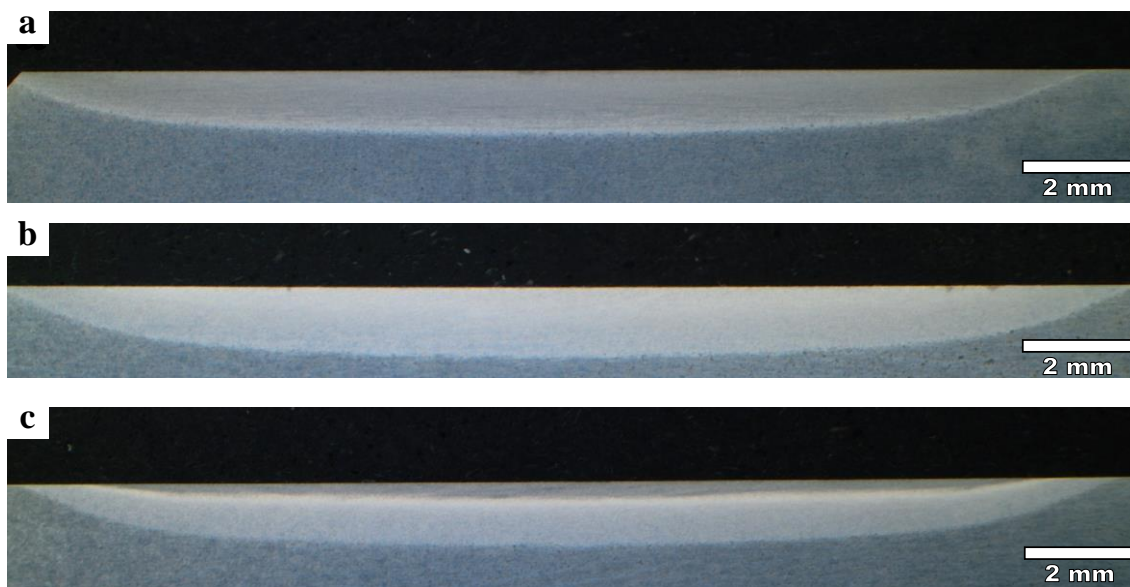


Figura 5.5. Secciones transversales del área procesada por láser a diferentes densidades de potencia a) 585 W/cm² b) 1065 W/cm² y c) 1385 W/cm².

Un análisis más exhaustivo mediante microscopía electrónica de barrido permite comprobar como las regiones tratadas presentan diferentes microestructuras, dependiendo de la densidad de potencia empleada y, por tanto, de la temperatura alcanzada. Así, la temperatura generada a 265 W/cm² no ha sido suficiente para transformar la microestructura original, la cual, presentaba una estructura formada por placas y lajas de martensita precipitadas durante el ciclo de enfriamiento. De 425 W/cm² a 1065 W/cm² se observa una microestructura de martensita revenida en las regiones procesadas, formada por un agregado de finos carburos dispersos en una matriz ferrítica, con posible presencia de austenita retenida, tal y como se muestra, a modo de ejemplo, en las imágenes de las **Figuras 5.6a** y

5.6b, correspondientes a los tratamientos de revenido realizados a 585 W/cm^2 y, de las **Figuras 5.6c** y **5.6d**, para los de 905 W/cm^2 , respectivamente.

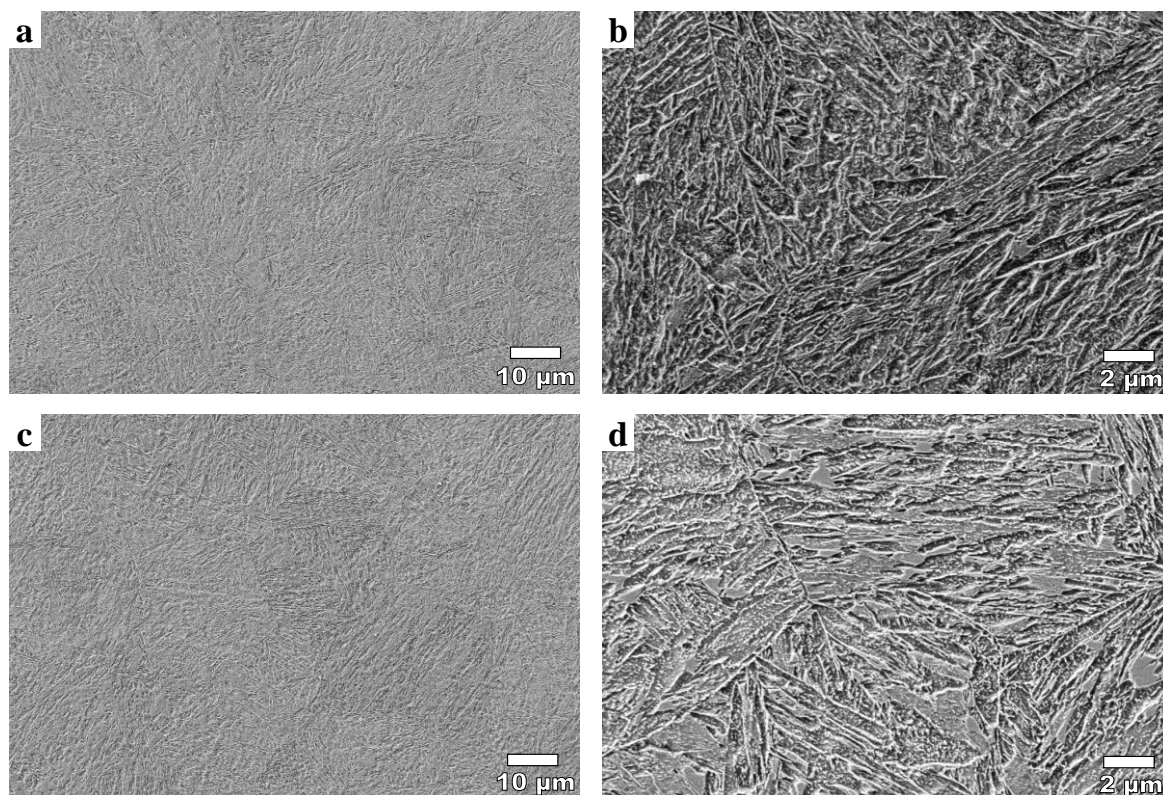


Figura 5.6. Microestructura resultante de la zona tratada correspondiente a una densidad de potencia de 585 W/cm^2 : a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos, y de 905 W/cm^2 : c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos, revelada mediante una solución de Nital.

A partir de los 1225 W/cm^2 , a medida que aumenta la densidad de potencia vuelve a aparecer una microestructura de martensita en las regiones cercanas a la superficie, debido al aumento de la temperatura, por encima de la temperatura crítica de austenización, tal y como se aprecia en las **Figuras 5.7a** y **5.7b**, correspondiente al ensayo realizado a 1385 W/cm^2 . Por debajo de esta región, se observa una microestructura formada por martensita revenida (**Figuras 5.7c** y **5.7d**), debido a la disminución gradual de la temperatura, desde la superficie hasta el interior del material, tal y como se aprecia en la imagen de la **Figura 5.5c**.

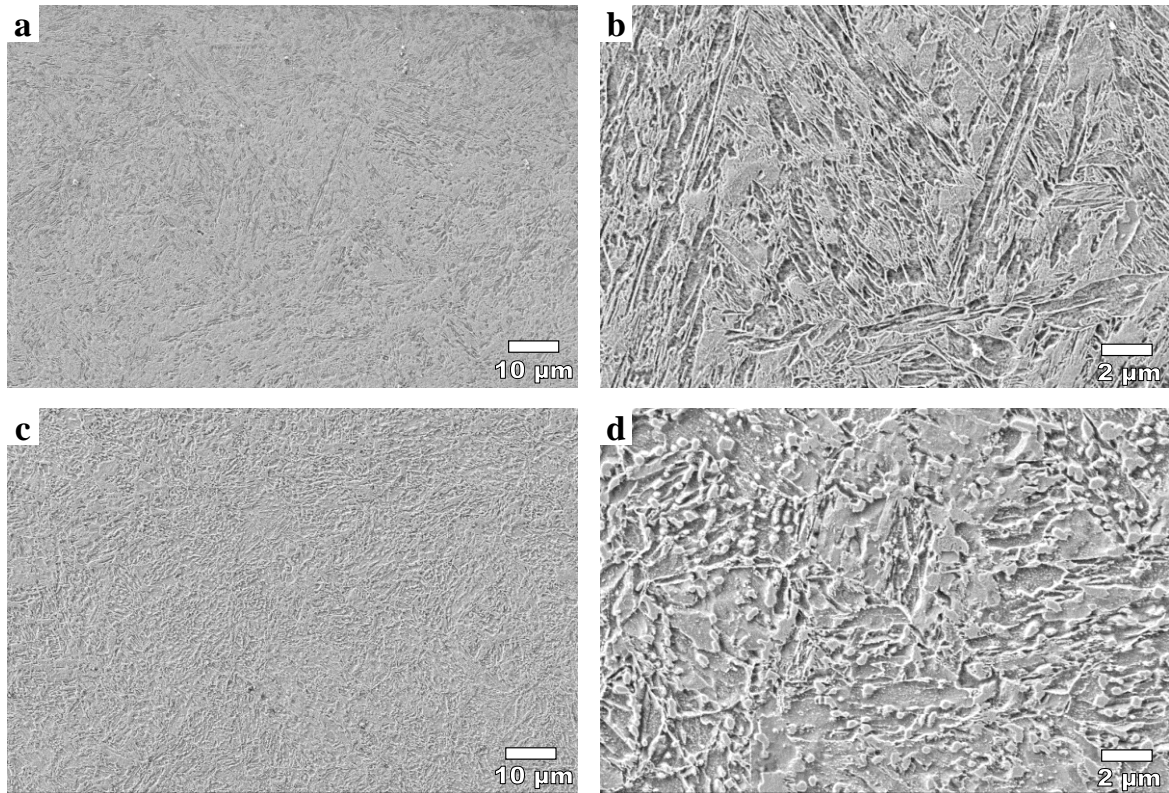


Figura 5.7. Microestructura resultante de la zona tratada correspondiente a una densidad de potencia de 1385 W/cm². Zona endurecida: a) 1000x aumentos, b) 5000x aumentos. Zona revenida: c) 1000x aumentos, d) 5000x aumentos, revelada mediante una solución de Nital.

Finalmente, cabe destacar que el tamaño del grano medido en las áreas procesadas ha sido de G7, permaneciendo inalterado respecto al valor característico del material original.

5.3.4 Composición estructural de fases

En la **Figura 5.8** se presenta el patrón de difracción resultante de la superficie del material base, sin tratamiento previo de láser, obtenido mediante difracción de rayos X. Este patrón revela la presencia de ferrita, principalmente a través de los picos de intensidad correspondientes a los planos (110) α , (200) α y (211) α .

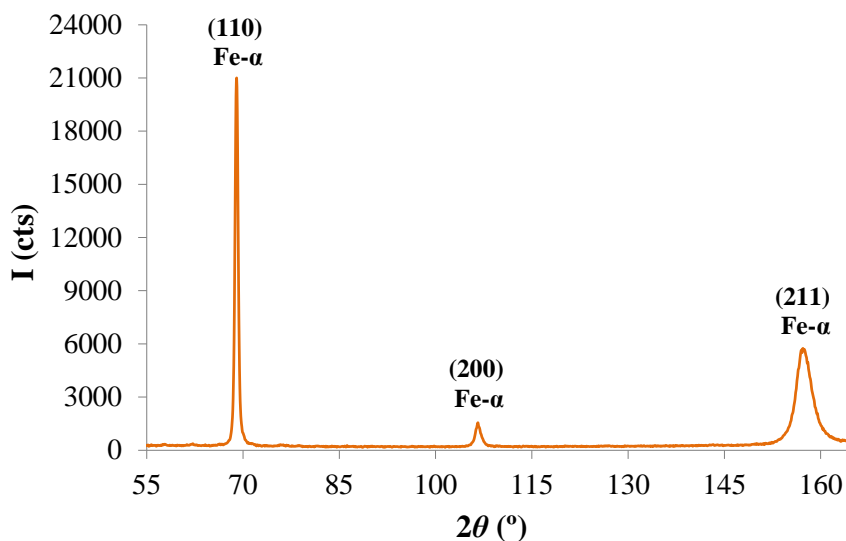


Figura 5.8. Patrón de difracción del material base 42CrMo4 sin tratamiento de láser.

Por otro lado, en la **Figura 5.9** se representan los patrones de difracción de la región superficial tratada en cada uno de los ensayos realizados. En todos los casos aparecen picos de diferente intensidad y naturaleza. Así, por ejemplo, se observan picos de difracción correspondientes a óxidos de hierro tipo FeO y Fe₃O₄, propios de la cascarilla superficial generada tras los tratamientos de endurecimiento y revenido por láser.

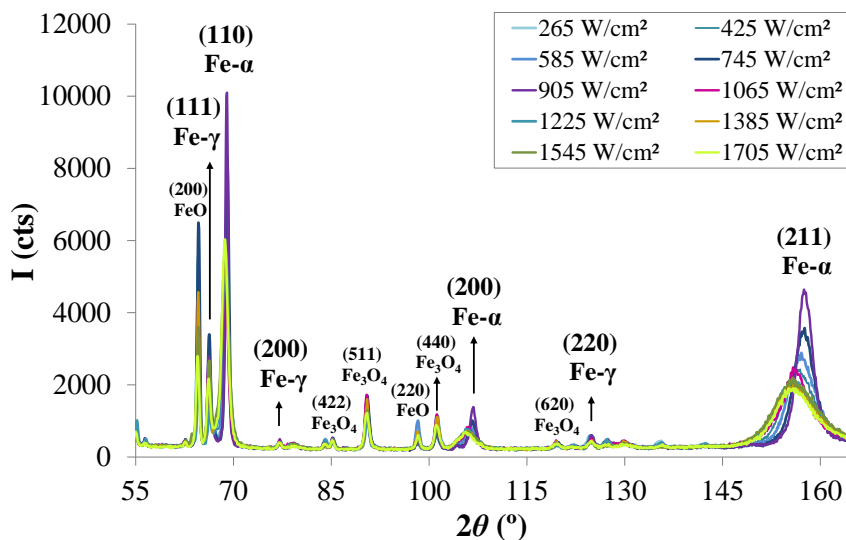


Figura 5.9. Patrones de difracción de las regiones tratadas del material 42CrMo4.

A diferencia del patrón obtenido para el material base, en este caso, aparecen picos de difracción correspondientes a los planos (111) γ , (200) γ y (220) γ en todas las áreas tratadas, siendo de

los tres, el correspondiente al plano cristalográfico (111) y el de mayor intensidad. Estos picos son propios de una estructura centrada en las caras (*fcc*), característica de una microestructura austenítica, lo que indica principalmente que no ha habido una transformación completa de martensita y, por tanto, la presencia de austenita retenida, tanto en las regiones endurecidas como en las revenidas. Tal y como muestran otros autores [1, 2], este efecto es característico en el endurecimiento por láser de aceros con concentraciones de carbono superiores al 0.3 %, donde el tratamiento térmico acerca la temperatura de fin de la transformación martensítica (M_f) a la temperatura ambiente y, consecuentemente, se genera una retención de austenita en la región de la transformación de fase. De hecho, el porcentaje de austenita retenida es mayor conforme aumenta la concentración de carbono en el acero, siendo, por tanto, el efecto mayor en los aceros hipereutectoides.

En el caso particular de los aceros al carbono hipoeutectoides de baja aleación, como el empleado en este estudio, un par más de mecanismos pueden contribuir al aumento de la austenita retenida, tal y como apunta Fedosov [3]. Por un lado, a bajas densidades de potencia, el aumento de la concentración de austenita retenida es debida al aumento de la densidad de dislocación originada en la austenita inicial durante el proceso de calentamiento, que no se recupera cuando se inicia la transformación de martensita, debido a la elevada velocidad de enfriamiento y, por tanto, el corto tiempo de interacción. Cuando se aplican densidades de potencia superiores, según el mismo autor, el aumento del contenido de austenita retenida se debe a la alta disolución de carburos que tiene lugar en la zona de transformación.

Por otra parte, en el patrón de difracción de la **Figura 5.9**, los planos $(110)\alpha$, $(200)\alpha$ y $(211)\alpha$ indican la presencia de estructuras cristalinas centradas en el cuerpo (*bcc* y *bct*), correspondientes a la estructura ferrítica propia del material base, a la de martensita y a la de martensita revenida de las regiones tratadas, con diferentes grados de intensidad.

Las fases de ferrita y de martensita, tal y como se especifica en la literatura [4], comparten picos de difracción, por lo que es difícil distinguir unas de otras, sin embargo, las estructuras típicas de martensita y martensita revenida se pueden distinguir entre sí a través del desplazamiento de los centros de gravedad de las líneas o picos de difracción correspondientes al Fe- α , debido a la modificación de los parámetros de la red cristalina durante el proceso de revenido y, por tanto, a la pérdida de la tetragonalidad de la red, propia de la estructura martensítica generada tras el proceso de endurecimiento. De hecho, el desfase de la posición de los picos de difracción correspondientes a la martensita revenida con respecto a los propios de la fase ferrítica en estructuras revenidas mediante

métodos convencionales ha sido publicado por otros autores [5, 6]. Este efecto se muestra en la **Figura 5.10**, donde se representan los picos de difracción del plano (211) α de las regiones tratadas.

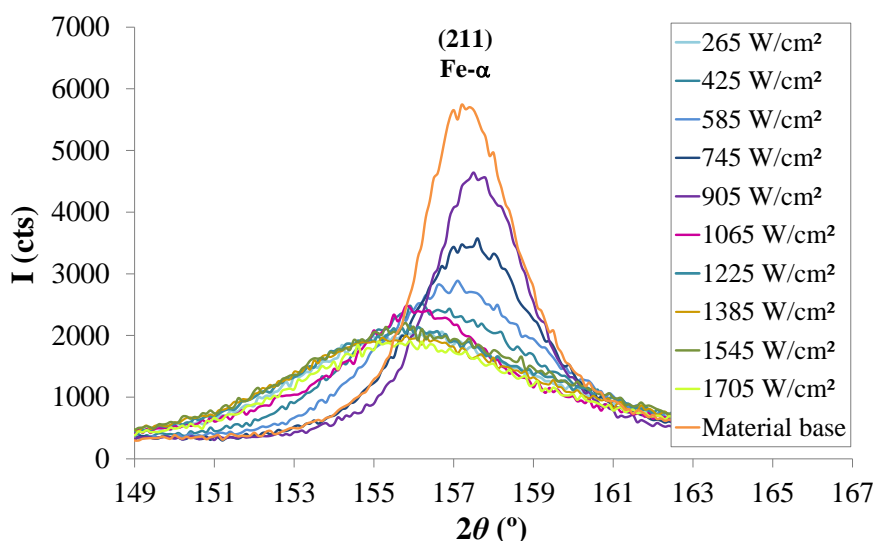


Figura 5.10. Patrón de difracción correspondiente al plano cristalográfico (211) α de las regiones tratadas del material 42CrMo4.

Los resultados muestran un aumento gradual de la fase de martensita revenida conforme aumenta la densidad de potencia y, por tanto, la temperatura del tratamiento, manteniéndose los picos de difracción en la misma posición, siendo la fracción de martensita revenida más alta la correspondiente al tratamiento realizado a 905 W/cm². Conforme aumenta la densidad de potencia del láser, una vez superada la temperatura de austenización, las líneas de difracción se desplazan ligeramente de forma gradual hacia ángulos menores con respecto al pico de difracción del metal base, indicando la presencia de martensita, de acuerdo con los resultados de microestructura mostrados previamente. Tal y como se muestra en la **Figura 5.10**, este efecto se observa claramente en los picos de difracción correspondientes a 1225 W/cm² en adelante, lo que predice la existencia de una fina capa de martensita en la superficie consecuencia del aumento de la temperatura, por encima de la temperatura crítica de transformación austenítica.

5.3.5 Microdureza

La **Figura 5.11** muestra los valores de microdureza obtenidos en profundidad para los ensayos de 265 W/cm² a 1065 W/cm², desde la superficie irradiada hacia el interior del material. Tal como se puede comprobar, el tratamiento de revenido produce un reblandecimiento de la estructura martensítica previa, reduciendo la dureza de las regiones irradiadas.

A 265 W/cm^2 , la dureza se mantiene en valores cercanos a los 650 HV indicando que prácticamente no se ha llegado a temperaturas de revenido, manteniendo la región tratada la estructura típica de martensita originada tras la operación de temple.

Sin embargo, a partir de los 425 W/cm^2 , a medida que aumenta la densidad de potencia empleada y, por tanto, la temperatura en el área tratada, la dureza disminuye de forma gradual hasta llegar en torno a los 400 HV para una densidad de potencia láser de 1065 W/cm^2 , revelando que ha tenido lugar la transformación de la estructura previa de martensita en martensita revenida. En estos casos, la microdureza obtenida se mantiene uniforme hasta una profundidad de entre 0.6 mm y 0.8 mm, mostrando, por tanto, el alcance del tratamiento de revenido. Este resultado está en línea con el trabajo recientemente publicado por Karmakar *et al.* [7], dónde se muestra una bajada gradual de la microdureza con el aumento de la densidad de potencia de revenido en aceros de herramienta para trabajo en caliente tras un tratamiento láser.

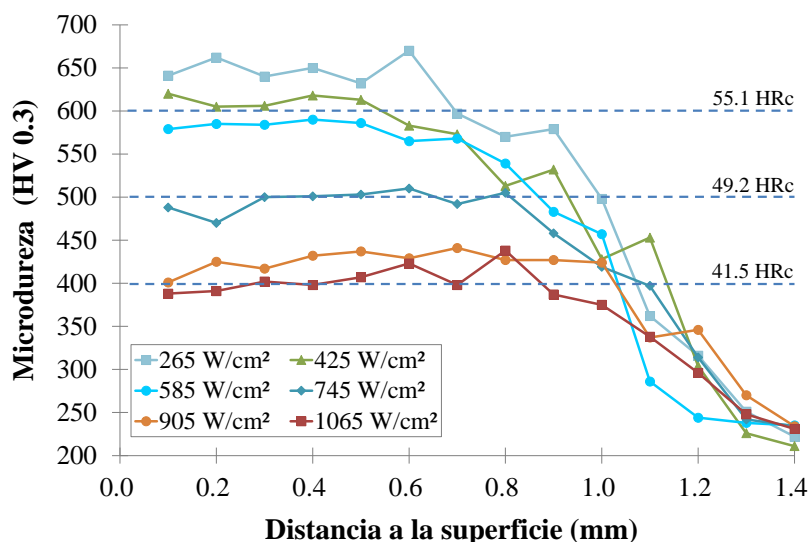


Figura 5.11. Cadena de microdurezas Vickers HV 0.3 desde la superficie al interior del material para los ensayos de 265 W/cm^2 a 1065 W/cm^2 .

Por otra parte, a densidades de potencia láser mayores, tal y como se muestra en la **Figura 5.12**, la dureza vuelve a aumentar como resultado del proceso de endurecimiento generado tras la austenización de la microestructura y posterior transformación martensítica llevada a cabo durante el ciclo de enfriamiento, seguida de una región de menor dureza, con presencia de martensita revenida y austenita retenida, de acuerdo con los resultados microestructurales mostrados en la sección anterior. Como era de esperar, a mayor densidad de potencia láser se alcanza una mayor profundidad de capa endurecida y, por tanto, mayor área de microestructura de tipo martensítica.

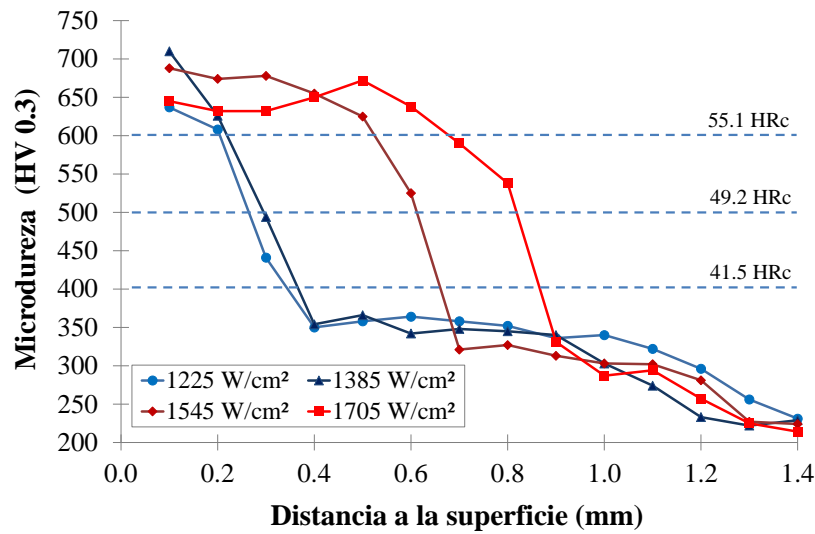


Figura 5.12. Cadena de microdurezas Vickers HV 0.3 desde la superficie al interior del material para los ensayos de 1225 W/cm² a 1705 W/cm².

5.3.6 Tensiones residuales

En las Figuras 5.13 y 5.14 se muestran las tensiones residuales longitudinales medidas en la superficie de cada una de las regiones tratadas a densidades de potencia de 265 W/cm² a 1065 W/cm² y de 1225 W/cm² a 1705 W/cm² respectivamente.

De acuerdo con los resultados mostrados anteriormente, a 265 W/cm² el calentamiento ha sido insuficiente para llegar a transformar la estructura inicial de martensita y, por tanto, las tensiones residuales obtenidas son típicamente compresivas, tal y como se muestra en estudios anteriores [8].

A medida que aumenta la densidad de potencia, las tensiones residuales aumentan de forma gradual, siendo todavía ligeramente compresivas a 425 W/cm², dónde la temperatura de revenido ha sido muy baja. A mayores valores de densidad de potencia las tensiones residuales obtenidas son tractivas en la mayor parte de las regiones tratadas, llegando a su valor máximo en el caso de los ensayos realizados a 745 W/cm² y 905 W/cm², en los cuales, según los resultados anteriores, la fracción de martensita revenida es elevada. Este aumento de las tensiones residuales conforme aumenta la temperatura de revenido es común en los procesos de revenido convencional y se ha observado recientemente, aunque a mayor escala, en el proceso de revenido superficial del acero 42CrMo4 mediante una fuente de inducción actuando en tiempos de calentamiento muy cortos, cercanos a 1 s [9].

A partir de los 1065 W/cm², las tensiones resultantes en la región central de la superficie tratada vuelven a ser compresivas, llegando a alcanzar valores inferiores a los -200 MPa. Este efecto

puede parecer contrario a los resultados de microdureza y composición estructural de fases correspondientes a este ensayo observados anteriormente, sin embargo, cabe destacar por un lado, que el valor de 1065 W/cm² se encuentra en torno al límite de austenización del material y, por otro, que la región central del área tratada es la que más temperatura concentra para un mismo ensayo por lo que seguramente está región presente tensiones compresivas propias de una microestructura martensítica. De hecho, las siguientes medidas de tensiones residuales contiguas a la región central ya presentan niveles por encima de los 200 MPa, indicando la presencia de una región revenida a altas densidades de potencia.

Por otra parte, tal y como se muestra en la **Figura 5.14** y de acuerdo con los resultados de microdureza y barridos del difractor de rayos X obtenidos, a densidades de potencia superiores las tensiones residuales vuelven a ser compresivas en las regiones de la superficie, coincidiendo con los resultados microestructurales y de microdureza mostrados anteriormente.

Finalmente, cabe destacar que las tensiones residuales máximas se han concentrado en las zonas de transición, entre la región endurecida y el material inalterado o no tratado, tal y como se muestra en las **Figuras 5.13** y **5.14**, comenzando a 9 mm de la región central tratada. Este resultado es debido al balance establecido entre las tensiones residuales tractivas y compresivas generadas en el material.

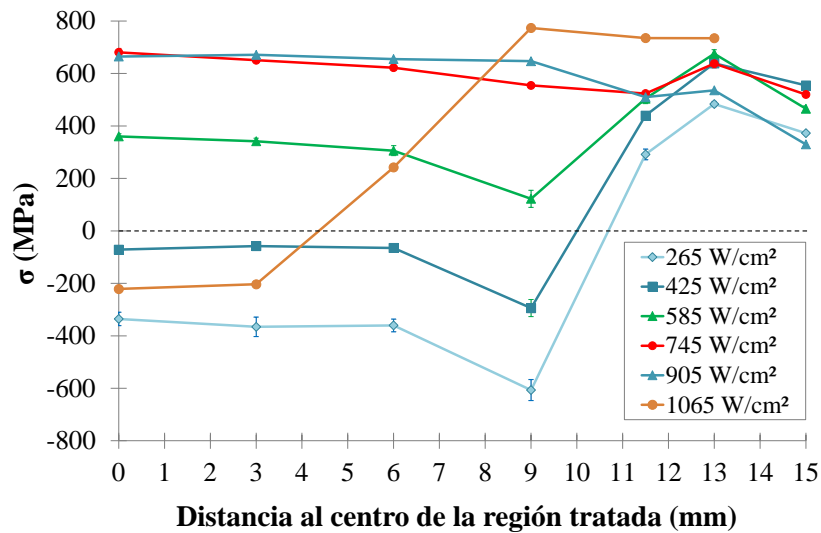


Figura 5.13. Tensiones residuales en superficie desde el centro de la región tratada a la superficie de material para los ensayos de 265 W/cm² a 1065 W/cm².

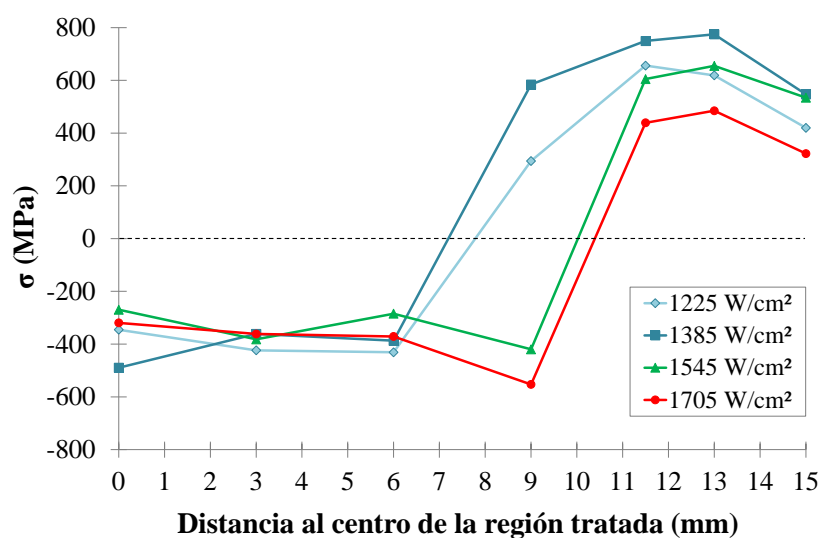


Figura 5.14. Tensiones residuales en superficie desde el centro de la región tratada a la superficie de material para los ensayos de 1225 W/cm² a 1705 W/cm².

5.4 Conclusiones

En este capítulo se ha estudiado el efecto del proceso de revenido por láser llevado a cabo en una región previamente endurecida de nuevo mediante un haz láser, sobre la microestructura, microdureza, composición estructural de las fases y las tensiones residuales del acero al carbono de baja aleación 42CrMo4. Las principales conclusiones del estudio se resumen a continuación.

Las condiciones adecuadas de tratamiento láser, a pesar de los cortos tiempos de interacción, permiten revenir la superficie del material previamente endurecido por la misma fuente, generando una estructura de martensita revenida en la región tratada. Es de esperar que el efecto sea similar si el endurecimiento previo es realizado mediante otras tecnologías de tratamiento térmico más convencionales.

Los patrones de difracción permiten distinguir no sólo la presencia de austenita retenida, sino también diferenciar las fases de martensita y martensita revenida del mismo patrón debido al ensanchamiento y desplazamiento de los picos de difracción.

Los resultados microestructurales son consistentes con los valores de dureza y tensiones residuales obtenidos. El tratamiento de revenido permite reducir y seleccionar la dureza deseada, sin embargo, es necesario encontrar un compromiso entre la dureza y las tensiones residuales, ya que estas últimas aumentan al aumentar la temperatura de revenido.

En definitiva, en este estudio se ha comprobado que el tratamiento de revenido por láser puede transformar la fase de martensita en una fase de martensita revenida, reduciendo la dureza y fragilidad de la zona tratada y aumentando su ductilidad.

Los resultados experimentales alcanzados muestran que el proceso de revenido posterior, tras el tratamiento de endurecimiento por láser, es un método complementario y eficaz para ajustar, mediante la selección de los valores adecuados de densidad de potencia y temperatura superficial, el grado de dureza deseado, así como, el estado tensional del área procesada, atendiendo a los requisitos específicos exigidos en un componente.

5.5 Referencias

- [1] E. Claesson. Development of a heat treatment method to form a duplex microstructure of a lower bainite and martensite in AISI 4140 steel. Master Thesis, 2014, Department of Material Science and Engineering, Royal Institute of Technology.
- [2] S. Raghavan, S.N. Melkote, J.I. Hong, Modeling of laser-tempering process for hyper-eutectoid steels, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 45 (2014) 2612–2625.
- [3] S.A. Fedosov, Laser beam hardening of carbon and low alloyed steels: discussion of increased quantity of retained austenite, *Journal of Materials Science*. 34 (1999) 4259–4264.
- [4] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, Combination of Laser Quenching and Tempering for Hardening Tool Steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 18 (1988) 1054–1057.
- [5] R. Zhou, G.F. Sun, K.K. Chen, Y.Q. Tong, Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of cast iron rolls laser alloyed with C-B-W-Cr, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 62 (2014) 012015.
- [6] N. Maruyama, S. Tabata, H. Kawata, Excess Solute Carbon and Tetragonality in As-Quenched Fe-1Mn-C (C:0.07 to 0.8 Mass Pct) Martensite, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 51 (2020) 1085–1097.
- [7] D.P. Karmakar, M. Gopinath, A.K. Nath, Effect of tempering on laser remelted AISI H13 tool steel, *Surface and Coatings Technology*. 36115 (2019) 136-149.
- [8] C. Soriano, J. Leunda, J. Lambarri, L. Zulueta, V. García-Navas, C. Sanz, Comparison of laser surface hardening of austempered ductile iron and low-alloy steels, in: *Proceedings of the 5th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, 2009*: pp 427–432.
- [9] D. Kaiser, J. Damon, F. Mühl, B. de Graaff, D. Kiefer, S. Dietrich, V. Schulze, Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140, *Journal of Materials Processing Technology*. 279 (2020) 116485.

Capítulo 6. Endurecimiento y revenido simultáneo mediante un haz láser oscilante

6.1 Introducción

En este capítulo se muestra un estudio del proceso superficial de endurecimiento y revenido simultáneo de un acero al carbono tipo 42CrMo4, a través del conformado dinámico de un haz láser generado por una fuente de diodos de alta potencia y mediante un cabezal bidimensional de espejos galvanométricos. De esta manera se busca dar respuesta a la tercera y última hipótesis planteada en el **Capítulo 1**.

En el estudio se muestra una estrategia particular de conformado para obtener un diseño optimizado de spot y distribución de energía láser equivalente, capaz de endurecer y revenir de forma instantánea la superficie del material tratado, sin necesidad de llevar a cabo ambos procesos de forma separada en el tiempo.

El estudio incluye, a su vez, la validación experimental del spot y perfil de intensidad equivalentes generados a través de la realización de varios ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo sobre el acero seleccionado, y el posterior análisis de la temperatura en la superficie, la geometría, la microestructura, la microdureza y las tensiones residuales de la región tratada.

6.2 Diseño de un spot y perfil de intensidad láser equivalentes

Tal y como se adelantó en el **Capítulo 2**, la alta dinámica y precisión de los espejos galvanométricos de un escáner bidimensional permite desplazar el spot del láser sobre la superficie del material a velocidades muy elevadas, superiores a los 10 m/s, manteniendo, por tanto, frecuencias de oscilación elevadas y, además, alta precisión de posicionamiento a la largo de las trayectorias definidas [1]. Esta funcionalidad le confiere al sistema de una gran flexibilidad para generar todo tipo de patrones y perfiles de intensidad y, por tanto, para llevar a cabo procesos de endurecimiento superficial por láser, tal y como muestran varios autores en la bibliografía [2-4].

De acuerdo con estas características, en este capítulo se propone un diseño de spot e irradiancia equivalentes de partida, basado en el movimiento oscilatorio de un spot láser de radio r y densidad de

potencia uniforme, a lo largo de un patrón rectangular formado principalmente por dos trayectorias rectilíneas de longitud L , separadas una cierta distancia x , para llevar a cabo el proceso de endurecimiento y revenido superficial de forma simultánea, tal y como se muestra en la **Figura 6.1**.

Gracias al movimiento oscilante del spot láser sobre las trayectorias definidas mediante los espejos del escáner, es posible distribuir en diferentes proporciones la energía sobre el área irradiada, generando un spot y perfil de intensidad láser equivalente, formado a su vez por dos etapas o distribuciones de energía de diferente intensidad, de manera que la de mayor irradiancia sea la encargada de llevar a cabo el proceso de endurecimiento y la de menor el de revenido, tal y como se muestra en la **Figura 6.1**. La distancia x que separa ambas distribuciones de irradiancia debe ser suficiente para permitir enfriar la región intermedia tras el paso del perfil de intensidad equivalente de endurecimiento y, por tanto, realizar el tratamiento de revenido de forma adecuada tras el paso del perfil de menor intensidad.

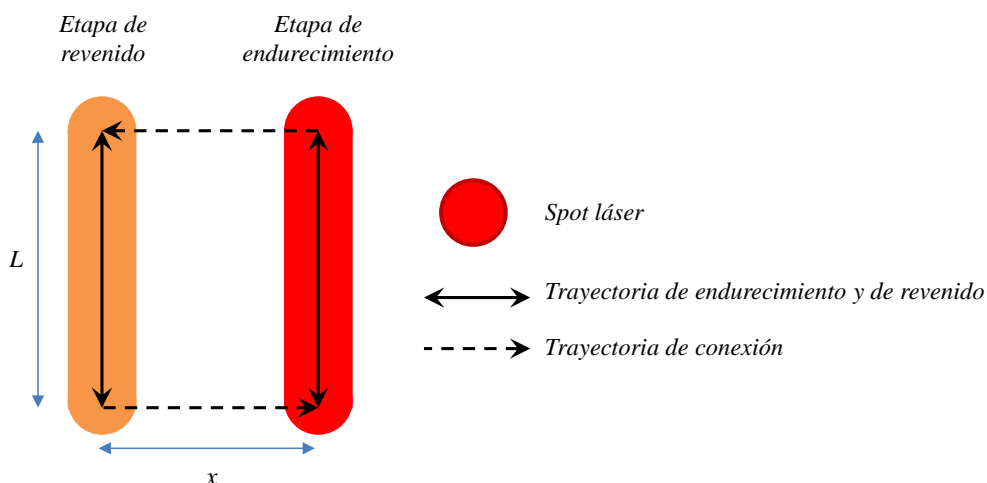


Figura 6.1. Diseño de partida del spot láser equivalente desarrollado para realizar el proceso de endurecimiento y revenido simultáneo con láser.

De las diferentes opciones posibles para generar la distribución de energía requerida en cada etapa, tanto en la de endurecimiento como en la de revenido, y haciendo uso de un único haz láser, una de las más efectivas es aquella que posibilita activar el haz, con el valor de potencia adecuado, a lo largo de cada trayectoria rectilínea que conforma el spot equivalente, y apagar la emisión del haz láser durante la trayectoria que une o conecta ambas etapas, tal y como se lleva a cabo en otros procesos de fabricación mediante tecnología láser, como es el caso del marcado y grabado por láser [5], así como, en la fabricación aditiva mediante la técnica de fusión de cama de polvo por láser [6], entre otras. Sin

embargo, esta solución implica una electrónica de control de la propia fuente con un tiempo de respuesta muy corto, y no siempre disponible.

Otra opción, consiste en mantener la emisión continua del haz láser durante su movimiento a lo largo de toda la trayectoria definida en un mismo ciclo. Esta estrategia se ha propuesto recientemente durante el proceso de endurecimiento superficial por láser mediante escáner de espejos galvanométricos, para alcanzar un tratamiento homogéneo en el interior del material, por medio de un perfil de intensidad particular, generado a través de la variación de la velocidad de barrido a lo largo de la trayectoria [4, 7].

En este trabajo, centrado en el proceso de endurecimiento y revenido superficial simultáneo, se ha optado por una estrategia similar a la de los estudios mencionados, manteniendo la emisión continua del haz láser durante el movimiento del spot a lo largo de la trayectoria. Sin embargo, se ha fijado la velocidad de barrido en el valor máximo permitido por el escáner, en cada tramo de la trayectoria del haz, y se ha variado el número de oscilaciones a lo largo de cada etapa o trayectoria de endurecimiento N_h y de revenido N_r , de forma que la energía se pueda distribuir entre ambos spots equivalentes, en la proporción deseada. Esta solución implica, por un lado, determinar el número óptimo de oscilaciones para cada etapa, ya sea de endurecimiento o de revenido, que permita alcanzar las densidades de potencia apropiadas y, por otro lado, seleccionar la trayectoria de conexión o transición más eficiente entre ambos spots equivalentes.

Con el fin de llevar a cabo un tratamiento uniforme, la estrategia de conformado seguida conlleva la definición de diferentes condiciones de diseño, las cuales, se enumeran a continuación:

- La frecuencia de oscilación mínima del spot equivalente diseñado se ha fijado en torno a los 30 Hz, con el fin de mantener un tratamiento uniforme y sin defectos, tales como, el fundido y quemado de la región superficial, en línea con los resultados obtenidos en el **Capítulo 4**.
- La trayectoria de conexión seleccionada debe ser aquella que asegure el mínimo tiempo de transición posible entre las dos principales distribuciones de irradiancia, con el fin de reducir la temperatura residual en la región intermedia. En este sentido, la trayectoria más eficiente es aquella que conecta los extremos enfrentados de cada spot de endurecimiento y de revenido equivalente, una vez realizado en cada caso el número de oscilaciones o pasadas definidas, tal y como se muestra en la **Figura 6.1**. Sin embargo, esta separación tiene que ser suficiente para dejar enfriar la región tratada por debajo de la temperatura de inicio de la transformación martensítica M_s , antes de ser alcanzada por la distribución de energía equivalente encargada de realizar el revenido, con el fin de obtener una estructura formada en un alto porcentaje por martensita.

- Además, las trayectorias de conexión o transición entre las etapas de endurecimiento y de revenido deben ser unitarias en cada extremo y de sentido único y contrario de una con respecto de la otra, es decir, de ida y vuelta, con el fin de mantener la temperatura uniforme en el material. Por lo tanto, el valor del número de oscilaciones de transición N_c debe ser 2.
- N_h y N_t deben ser impares. De esta forma, se asegura la alternancia de las trayectorias de conexión en ambos extremos del spot equivalente y, por tanto, un calentamiento de la superficie del material uniforme. Además, N_h ha de ser siempre mayor que N_t , dado que la temperatura en la etapa de endurecimiento será mayor que en la de revenido.
- La densidad de potencia equivalente en la región de conexión debe ser mínima, con el fin de reducir la temperatura entre ambas etapas.

De acuerdo con estas limitaciones y condiciones fijadas, se puede determinar la irradiancia equivalente de cada etapa, cuya base teórica se ha presentado recientemente por Cordovilla *et al.* [7], si bien, en el presente caso se requiere el cálculo de la irradiancia para cada una de las etapas del spot equivalente diseñado, en función de la terna N_h y N_t de oscilaciones posibles. Para ello, se ha calculado primeramente el tiempo total t de un ciclo de oscilación completo, a partir de la **Ecuación 6.1**.

$$t = t_h + t_t + t_c \quad (6.1)$$

siendo t_h el tiempo correspondiente a la etapa de endurecimiento, t_t el tiempo de la de revenido y t_c el tiempo de la de conexión. Tal y como se muestra en las **Ecuaciones 6.2** y **6.3**, los dos primeros términos se pueden calcular conociendo las velocidades de barrido v_s , la longitud de oscilación L y el número de barridos de endurecimiento N_h y de revenido N_t respectivos. El tercero (**Ecuación 6.4**), se calcula mediante la relación entre la velocidad de transición del spot láser v_c y la separación x entre las etapas de endurecimiento y revenido, así como, el número de pasadas de transición N_c .

$$t_h = \frac{L}{v_s} N_h \quad (6.2)$$

$$t_t = \frac{L}{v_s} N_t \quad (6.3)$$

$$t_c = \frac{L}{v_c} N_c \quad (6.4)$$

A partir de estas expresiones, aplicando la terna de valores de N_h y N_t posibles, se puede calcular el valor del tiempo de ciclo total y, por tanto, el de la frecuencia de oscilación resultante del spot equivalente para cada terna, tal y como se muestra en la **Ecuación 6.5**.

$$t = \frac{1}{f} = \frac{L}{v_s} (N_h + N_t) + \frac{2x}{v_c} \quad (6.5)$$

Por otra parte, la energía suministrada por el haz láser en cada etapa se puede calcular por medio de las **Ecuaciones 6.6, 6.7 y 6.8**.

$$E_h = Pt_h \quad (6.6)$$

$$E_t = Pt_t \quad (6.7)$$

$$E_c = Pt_c \quad (6.8)$$

donde E_h , E_t y E_c son las energías equivalentes correspondientes a las etapas de endurecimiento, revenido y conexión respectivamente, y P la potencia del haz láser.

A partir del cociente entre la energía en cada etapa (**Ecuaciones 6.6, 6.7 y 6.8**) y el tiempo de ciclo total t (**Ecuación 6.5**) se puede obtener la potencia equivalente de cada etapa; P_h para la de endurecimiento, P_t para la de revenido y P_c para la de conexión, tal y como se muestra en las **Ecuaciones 6.9, 6.10 y 6.11**.

$$P_h = Pft_h \quad (6.9)$$

$$P_t = Pft_t \quad (6.10)$$

$$P_c = Pft_c \quad (6.11)$$

Por otro lado, mediante el cociente entre la potencia equivalente (**Ecuaciones 6.9, 6.10 y 6.11**) y el área irradiada en cada etapa, es posible calcular la irradiancia equivalente en cada etapa, tal y como se muestra en las **Ecuaciones 6.12, 6.13 y 6.14**.

$$I_h = \frac{LfP}{v_s(2rL + \pi r^2)} N_h \quad (6.12)$$

$$I_t = \frac{LfP}{v_s(2rL + \pi r^2)} N_t \quad (6.13)$$

$$I_c = \frac{xfP}{v_c(2rx + \pi r^2)} \quad (6.14)$$

siendo I_h , I_t e I_c las densidades de potencia equivalentes correspondientes a las etapas de endurecimiento, revenido y conexión respectivamente.

De esta forma, a partir de la **Ecuación 6.9**, conociendo el valor de la potencia equivalente P_h , o también a partir de la **Ecuación 6.12**, conociendo el valor de la irradiancia I_h en la etapa de endurecimiento, seleccionadas en base a la experiencia previa adquirida del proceso de endurecimiento superficial con láser y, fijando, tanto la frecuencia de oscilación requerida f , como la velocidad de barrido v_s , se puede determinar la potencia del láser P necesaria y, a partir de esta última, los propios valores de irradiancia equivalentes de revenido I_t y de conexión I_c , así como, las potencias equivalentes de revenido P_t y de conexión P_c .

Una vez conocidos los valores de potencia equivalente de cada etapa y el de potencia del spot láser, se puede determinar la proporción de potencia equivalente de revenido con respecto a la potencia equivalente de endurecimiento R_{t-h} (**Ecuación 6.15**), la cual, está directamente relacionada, tal como se mostraba en el **Capítulo 5**, con las propiedades microestructurales y mecánicas finales que se generarán sobre el material tras el proceso de revenido. Tal y como se postuló en el **Capítulo 1**, es de esperar que se obtengan resultados similares si la proporción R_{t-h} es la misma, ya sea que el endurecimiento y revenido sean simultáneos o estén separados un tiempo relativamente elevado.

$$R_{t-h} = \frac{P_t}{P_h} 100 \quad (6.15)$$

Por lo tanto, a partir de las condiciones de diseño definidas, que delimitan la mínima frecuencia de oscilación permitida f , manteniendo las máximas velocidades de barrido v_s proporcionadas por los espejos del escáner y una distancia de separación x suficiente entre las principales distribuciones de energía, junto con las ecuaciones obtenidas anteriormente, es posible determinar un terna de oscilaciones permitidas N_h y N_t , a partir de las cuales se puede obtener un buen número de ratios de potencia de revenido con respecto a la potencia de endurecimiento R_{t-h} , y por lo tanto, un amplio rango de posibles grados de revenido superficial láser.

6.3 Procedimiento experimental

Con el fin de comprobar la validez de la metodología de conformado y, por tanto, del spot y perfil de intensidad equivalentes diseñado, se ha llevado a cabo un estudio experimental del proceso simultáneo de endurecimiento y revenido superficial con láser.

Para ello, se han utilizado probetas cilíndricas de 62 mm de diámetro y 350 mm de longitud, de la aleación de acero 42CrMo4, en estado de recocido, con una microestructura ferrítica con colonias de perlita globular y carburos dispersos, tal y como se detallaba en el **Capítulo 3**. Cabe destacar que la

superficie de las probetas fue previamente torneada antes de realizar los ensayos, resultando en este caso la rugosidad Ra promedio de $2.3 \pm 0.7 \mu\text{m}$.

En este estudio se ha empleado la celda de endurecimiento superficial con láser descrita en el **Capítulo 3**. En esta ocasión, se han utilizado las cuatro longitudes de onda de emisión de la fuente láser de diodos integrada en la celda láser. A su vez, se ha utilizado la misma configuración óptica que en el estudio descrito en el **Capítulo 4**, resultando en un spot circular de partida con perfil de intensidad tipo *top-hat* de 3.9 mm de radio, si bien, esta vez haciendo uso del escáner de espejos galvanométricos Intelliscan III 30 detallado en el **Capítulo 3**. De esta forma, tanto la etapa de endurecimiento como la de revenido presentan un spot equivalente de $20.0 \times 7.8 \text{ mm}^2$ cada uno.

En el estudio se ha llevado a cabo una primera tanda de seis ensayos experimentales de endurecimiento y revenido simultáneo. Para ello, se ha hecho uso de tres ratios R_{t-h} diferentes, correspondientes a tres ternas de oscilación posibles N_h y N_t , con el fin de comprobar la validez de la distribución de intensidad equivalente diseñada. Con este fin, se ha definido un spot y perfil de intensidad láser equivalentes con una longitud de oscilación L de 20 mm, una velocidad de oscilación v_s de 12 m/s y una velocidad de conexión v_c de 35 m/s, manteniendo una separación x entre etapas de 75 mm y 60 mm, correspondientes a un tiempo de espera entre ambos tratamientos de 15 s y 12 s respectivamente, para una velocidad lineal de avance v del spot equivalente de 5 m/s. Además, se ha seleccionado una potencia equivalente media P_h en la etapa de endurecimiento de 3762 W. Los valores resultantes de la frecuencia de oscilación, la potencia equivalente en cada etapa y la proporción de la potencia de revenido frente a la potencia de endurecimiento para cada ensayo, según la terna de oscilación seleccionada, se presentan en la **Tabla 6.1**.

Tabla 6.1. Principales parámetros empleados para realizar los seis ensayos de endurecimiento y revenido superficial simultáneo definidos.

N. ensayo	x (mm)	N_h	N_t	f (Hz)	P_h (W)	P_t (W)	P_c (W)	P (W)	R_{t-h} (%)
A1	75	11	3	36	3762	1026	879	5667	27
A2			5	32		1710		6351	45
A3			7	29		2394		7035	64
A4	60	11	3	37	3762	1026	704	5492	27
A5			5	33		1710		6176	45
A6			7	30		2394		6860	64

A modo de ejemplo, en la **Figura 6.2** se muestra el perfil de intensidad equivalente resultante del ensayo *A1*, generado mediante el software COMSOL Multiphysics®, de acuerdo con los parámetros de diseño definidos.

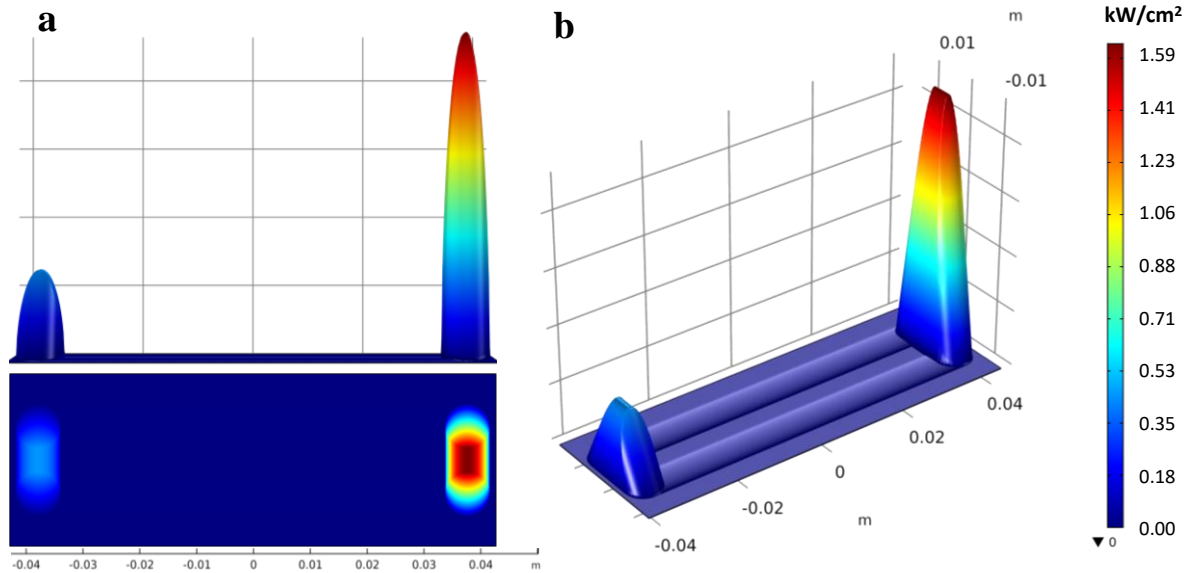


Figura 6.2. Irradiancia equivalente del ensayo *A1* con R_{th} del 27 %: a) planta y perfil, b) isométrica.

Por otra parte, para realizar los ensayos, se han fijado las probetas cilíndricas por uno de sus extremos en el utillaje del plato divisor de giro descrito en el **Capítulo 3**. Los ensayos, han consistido en desplazar el nuevo spot y perfil de intensidad diseñado sobre la superficie de las probetas, siguiendo una trayectoria del robot rectilínea a lo largo del eje central de la probeta, tal y como se muestra en el esquema de la **Figura 6.3**.

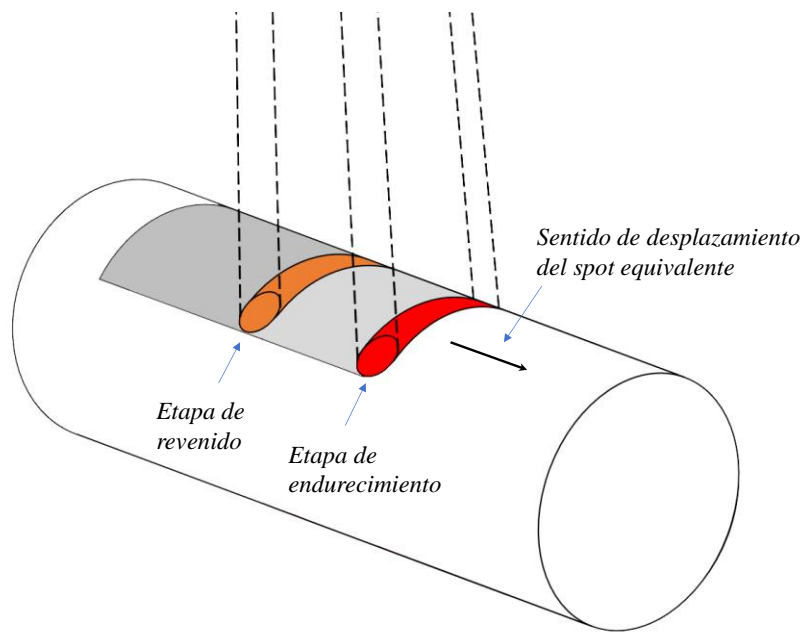


Figura 6.3. Esquema del proceso de endurecimiento y revenido superficial simultáneo llevado a cabo sobre probeta cilíndrica en dirección longitudinal.

Por otra parte, los resultados alcanzados para cada ensayo se han comparado con una segunda tanda de tres ensayos de endurecimiento y revenido láser realizados por separado, es decir, de forma secuencial, con un tiempo de espera de 60 s entre ambas etapas. Estos ensayos se han realizado también en la dirección longitudinal y manteniendo las condiciones de parámetros de la tanda anterior.

Además, se ha realizado un ensayo unitario de endurecimiento, de referencia *C1*, con el fin de comparar los resultados con el área endurecida resultante de los ensayos de la primera tanda. Los valores empleados en cada ensayo se muestran en la **Tabla 6.2**.

Tabla 6.2. Principales parámetros empleados para realizar el proceso de endurecimiento y revenido superficial con láser de forma secuencial, con un tiempo de espera entre ambos tratamientos de 60 s.

N. ensayo	L (mm)	v (m/s)	f (Hz)	P_h (W)	P_t (W)	R_{t-h} (%)
<i>B1</i>	20	5	300	3762	1026	27
<i>B2</i>					1710	45
<i>B3</i>					2394	64
<i>C1</i>	20	5	300	3762	-	-

Por otro lado, la temperatura en la superficie del material ha sido caracterizada a lo largo de los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo por medio de la cámara termográfica descrita en el

Capítulo 3, dirigida sobre la región de interacción del material a una distancia aproximada de 500 mm y ángulo de 45°. Las medidas se han realizado a una frecuencia de muestreo de 62.5 Hz.

La temperatura mostrada por la cámara termográfica se ha ajustado a partir de la señal de temperatura recogida, a una frecuencia de muestreo de 1 kHz, por el pirómetro de dos colores Mergenthaler Lascon LP03, adosado al escáner y orientado sobre la zona de interacción con un ángulo aproximado de 60° con respecto a la normal. El spot de medida de 8 mm de diámetro del pirómetro se ha posicionado, en la primera tanda de ensayos, justo en el centro de la distribución de energía equivalente de mayor intensidad, correspondiente a la etapa de endurecimiento y, además, en la etapa de revenido de la segunda tanda. En la **Figura 6.4** se muestra, a modo de ejemplo, la señal de temperatura obtenida en el caso del ensayo *A1*.

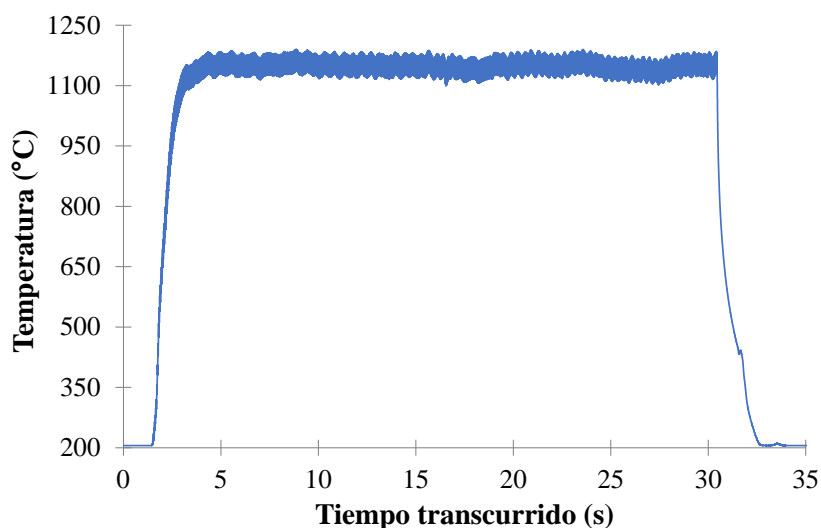


Figura 6.4. Señal de temperatura de la etapa de endurecimiento del ensayo *A1* generada por el pirómetro de dos colores.

En un primer momento, el método ha consistido en calcular la temperatura promedio de la señal del pirómetro desde el instante de tiempo correspondiente a los 5 s al de 30 s, para después, ajustar dicho valor a la temperatura de la región endurecida medida por la cámara infrarroja y, posteriormente, calcular la emisividad en esa zona. Finalmente, a partir del valor de emisividad obtenido se ha ajustado la temperatura en cada punto de la imagen. Los valores de temperatura promedio y de emisividad obtenidos en cada ensayo se muestran en la **Tabla 6.3**.

Tabla 6.3. Temperatura promedio generada a partir de la señal de temperatura obtenida por el pirómetro de dos colores dirigido sobre la etapa de endurecimiento, junto con la emisividad calculada por la cámara.

N. ensayo	R_{t-h} (%)	Temperatura promedio (°C)	Emisividad
A1	27	1143 ± 19	0.676
A2	45	1136 ± 24	0.671
A3	64	1127 ± 33	0.676
A4	27	1143 ± 18	0.691
A5	45	1137 ± 24	0.696
A6	64	1151 ± 31	0.648

Por otra parte, los ensayos realizados se han caracterizado en la zona intermedia de la región tratada, correspondiente a la mitad de la trayectoria seguida por el haz láser en cada etapa de tratamiento.

Tras la correspondiente preparación metalográfica, las muestras de cada ensayo fueron pulidas con polvo de diamante y atacadas químicamente mediante una solución de Nital al 4 %. La geometría de las áreas procesadas se caracterizó por medio de la lupa binocular descrita en el **Capítulo 3**.

Las medidas de microdureza se realizaron en la región central de la trayectoria seguida por el spot equivalente, mediante un medidor de microdureza Vickers automático con una carga de 0.3 kg, desde la superficie hasta el núcleo del material, cada 0.1 mm.

Las tensiones residuales superficiales de la región tratada en cada prueba se caracterizaron mediante el difractómetro de rayos X de haz paralelo descrito en el **Capítulo 3**. Estas se midieron en la dirección longitudinal de los ensayos, desde la región central del área de la pista endurecida hasta el área no afectada del material, cada 4 mm, utilizando el pico de difracción $(211)\alpha$, situado en la posición $2\theta \sim 156^\circ$.

6.4 Resultados y discusión

6.4.1 Introducción

A continuación, se detallan los resultados alcanzados tras la experimentación planteada. Estos se han dividido en diferentes apartados, de acuerdo con el objetivo marcado para este capítulo y con el fin de dar respuesta a la tercera hipótesis planteada relacionada con el proceso de endurecimiento y

revenido superficial simultáneo mediante tecnología láser: temperatura en superficie, apariencia exterior, geometría y microestructura del área tratada, microdureza y tensiones residuales.

6.4.2 Temperatura en superficie

El perfil de intensidad equivalente diseñado tiene un efecto claro sobre la temperatura en la superficie del material, tal y como se puede comprobar en la imagen de la **Figura 6.5**, dónde se muestra un instante del proceso de endurecimiento y revenido simultáneo generado por la cámara infrarroja. La imagen corresponde concretamente al ensayo A4, llevado a cabo con la distribución de intensidad de 60 mm de separación entre la etapa de endurecimiento y la de revenido, siendo el ratio R_{t-h} de potencia equivalente del 45 %. En la imagen se pueden distinguir las dos etapas, siendo la de endurecimiento de mayor temperatura.

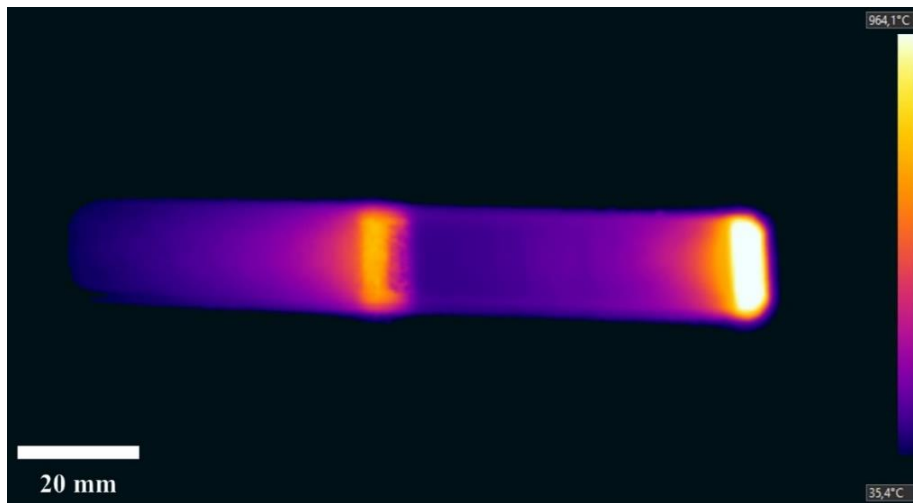


Figura 6.5. Imagen de la cámara infrarroja correspondiente a un instante al ensayo A4 con R_{t-h} del 45 % y distancia de 60 mm o tiempo de espera de 12 s entre las dos principales distribuciones de energía.

Tal y como se puede observar en la **Figura 6.5**, la temperatura disminuye considerablemente en la región de transición, desde la etapa de endurecimiento a la de revenido. Esta disminución se puede apreciar mejor a través de la representación del perfil de temperaturas en la región central, como se muestra en la **Figura 6.6**. En ella, se presenta, a modo de ejemplo, la temperatura obtenida en un punto central de la trayectoria seguida por el perfil de intensidad diseñado con una separación de 75 mm y tiempo de espera de 15 s entre ambos tratamientos.

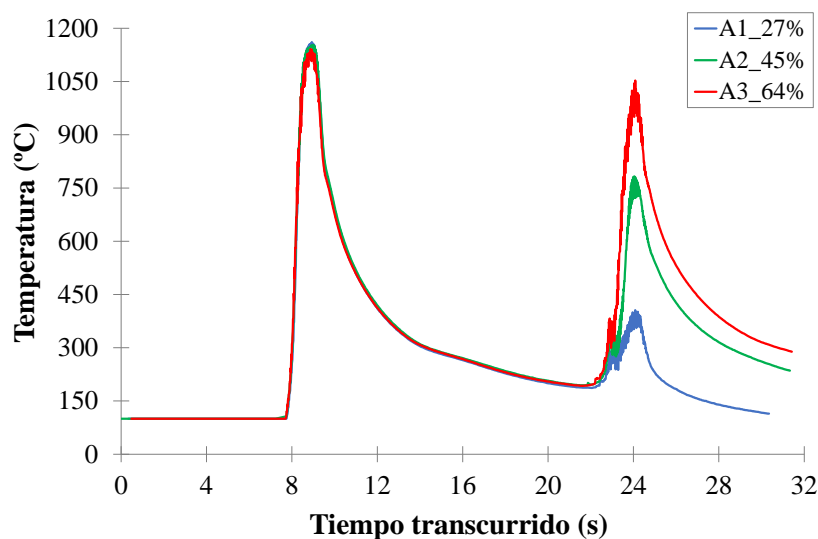


Figura 6.6. Perfil de temperatura de los ensayos A1, A2 y A3 realizados con un ratio R_{t-h} del 27 %, 45 % y 64 % respectivamente y un tiempo de espera entre etapas de 15 s.

Las curvas de mayor temperatura de la **Figura 6.6**, corresponden a la etapa de endurecimiento. Estas, son prácticamente iguales en amplitud y altura, dado que la potencia equivalente de endurecimiento empleada en cada caso es la misma y, además, alcanzan en el caso mostrado, una temperatura máxima cercana a los 1200 °C, suficiente para llevar a cabo el proceso de endurecimiento tal y como se muestra en el **Capítulo 4** y en línea con los resultados mostrados por otros autores [8]. Este efecto es el mismo, tanto en los ensayos de separación entre etapas de 60 mm como en los de 75 mm, tal y como se puede ver en la **Tabla 6.4**, donde se recogen los valores máximos de temperatura de las etapas de endurecimiento y de revenido, así como, las temperaturas mínimas alcanzadas en cada ensayo. Los siguientes picos de temperatura se corresponden con la etapa de revenido, donde, tal y como se observa en la **Figura 6.6** y en la **Tabla 6.4**, a mayor densidad de potencia la temperatura de revenido aumenta.

Tabla 6.4. Temperaturas máximas de endurecimiento y revenido y temperaturas mínimas de cada uno de los ensayos realizado a diferentes R_{t-h} .

N. ensayo	R_{t-h} (%)	Temperatura máxima endurecimiento (°C)	Temperatura máxima revenido (°C)	Temperatura mínima (°C)
A1	27	1161	406	187
A2	45	1153	782	194
A3	64	1141	1053	193
A4	27	1152	576	227
A5	45	1140	817	233
A6	64	1192	1110	252

Por otra parte, tal y como se puede observar en la **Tabla 6.4**, los valores máximos de temperatura de revenido de los ensayos con R_{t-h} del 27 %, se encuentran por debajo de la temperatura crítica de austenización $Ac3$ (~ 780 °C) del acero tratado. Sin embargo, aquellos ensayos con un 45 % y 64 %, se encuentran muy próximos o sobrepasan este límite, lo que indica que en estos casos lo más probable es que haya habido una nueva transformación martensítica y, por tanto, se haya endurecido una pequeña capa superficial, tal y como se pone de manifiesto en el **Capítulo 5**.

Por otro lado, el resultado de la temperatura obtenida en la etapa de revenido de los ensayos realizados con el nuevo spot diseñado contrasta con aquellos obtenidos en el proceso de endurecimiento y revenido secuencial, manteniendo al menos un tiempo de espera de 60 s entre ambos tratamientos y utilizando la misma proporción de potencia en la etapa de revenido, tal y como se puede apreciar en la **Figura 6.7**. Efectivamente, la temperatura de la etapa de revenido de estos últimos ensayos es mucho menor que la alcanzada por los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo. De hecho, únicamente el ensayo *B3* con un 64 % de densidad de potencia de revenido sobrepasa ligeramente, en algunos instantes, al valor de temperatura $Ac3$. Este efecto se debe principalmente a la baja temperatura de inicio que encuentra la distribución de la intensidad de revenido en el caso del proceso secuencial de endurecimiento y revenido superficial por láser.

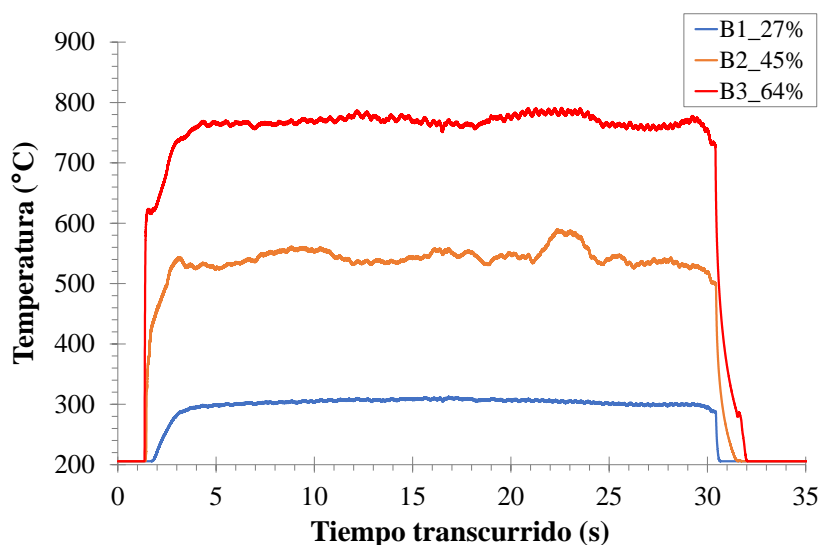


Figura 6.7. Señal de temperatura, obtenida por el pirómetro de dos colores, de las etapas de revenido correspondientes a los ensayos *B1*, *B2* y *B3*, con R_{t-h} del 27 %, 45 % y 64 % respectivamente.

Por otra parte, centrando la atención en la región de transición de la **Figura 6.6**, se puede observar que tras la etapa de endurecimiento la temperatura disminuye hasta valores tanto por debajo de la M_s del material tratado (véase la **Figura 3.2a** del **Capítulo 3**), aproximadamente durante 10 s.

Este resultado indica que en la región tratada la práctica totalidad de la microestructura inicial se ha transformado en martensita. Este efecto se puede ver con mayor detalle a través del mapa de temperaturas tridimensional del instante capturado por la cámara infrarroja del ensayo *AI*, representado en la **Figura 6.8**.

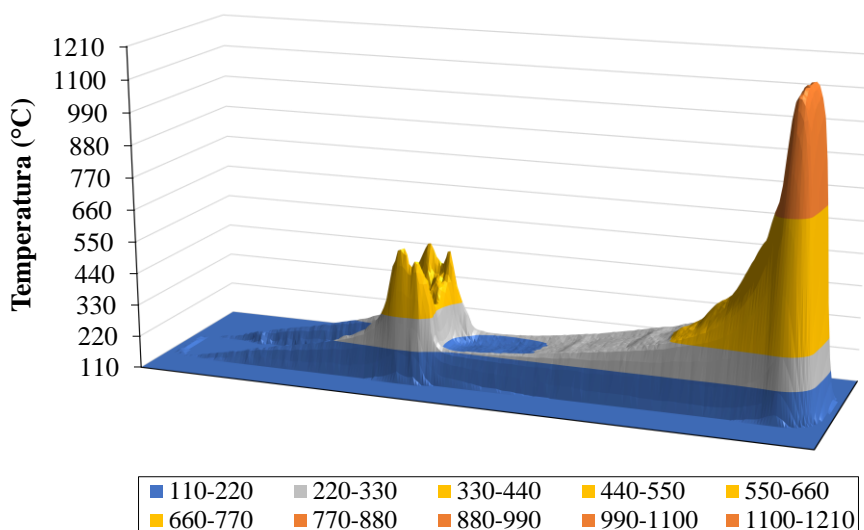


Figura 6.8. Mapa de temperatura de un instante intermedio del ensayo *AI* con ratio R_{t-h} del 27 %.

Por otra parte, analizando los resultados obtenidos en los ensayos con la separación de 60 mm (**Tabla 6.4**, **Figura 6.9**), se observan valores de temperatura por debajo de la M_s , sin embargo, las temperaturas mínimas son superiores a las de los ensayos de 75 mm, lo que implica que la transformación martensítica puede ser alta, pero incompleta. Aun así, en ambos diseños, las distancias entre etapas de 75 mm y 60 mm y, por tanto, tiempos de espera de 15 s y 12 s respectivamente, parecen suficientes para inducir una transformación martensítica elevada en el material.

Finalmente, cabe señalar que, dadas las particularidades del perfil de intensidad diseñado, tal y como se puede comprobar en las **Figuras 6.8** y **6.9**, en los extremos de la región de transición la temperatura es superior que en la región central. Este efecto, debido a la trayectoria de conexión que sigue el spot láser entre la etapa de endurecimiento y revenido, puede generar tanto una transformación martensítica heterogénea y, por tanto, una microestructura y unas propiedades mecánicas desiguales entre los extremos y la región central.

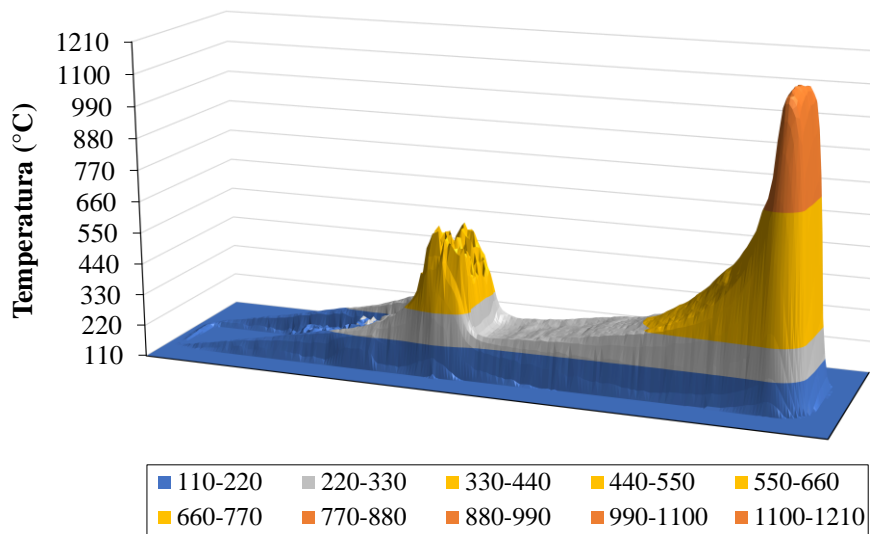


Figura 6.9. Mapa de temperatura de un instante intermedio del ensayo A4 con ratio R_{t-h} del 27 %.

6.4.3 Apariencia exterior, geometría y microestructura del área tratada

La superficie tratada de cada ensayo generado con el nuevo spot de endurecimiento y revenido simultáneo tiene dos partes claramente diferenciadas, la primera, la más oscura, se corresponde con la región endurecida y revenida y, la segunda, de superficie más clara, con la zona endurecida, tal y como se observa a modo de ejemplo en las imágenes de las **Figuras 6.10** y **6.11**, correspondientes a los ensayos A1 y A4 respectivamente.

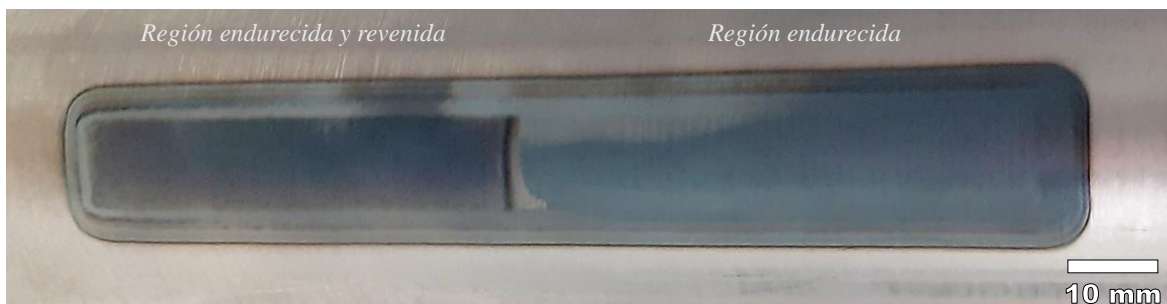


Figura 6.10. Apariencia exterior del tratamiento combinado de endurecimiento y revenido del ensayo A1 con R_{t-h} del 27 %.



Figura 6.11. Apariencia exterior del tratamiento combinado de endurecimiento y revenido del ensayo A4 con R_{t-h} del 27 %.

Por otra parte, en cada uno de los ensayos llevados a cabo, la sección transversal de la región tratada presenta una geometría similar a la de los tratamientos de endurecimiento y de revenido mostrados en los **Capítulos 4 y 5**, tal y como se puede apreciar en las **Figuras 6.12, 6.13 y 6.14**. Además, en la región central, la profundidad alcanza valores en torno a 1 mm, si bien, disminuye en los extremos.

En los ensayos generados con el nuevo spot, tanto con un tiempo de desfase de 15 s como de 12 s, y un ratio R_{t-h} del 27 % (**Figuras 6.12a y 6.13a**), se observa una región tratada uniforme, cuya microestructura debe de estar constituida por martensita revenida, de acuerdo con las temperaturas alcanzadas mostradas en la región anterior y, en consonancia, con los resultados obtenidos en el **Capítulo 5**, y también, con estudios recientes realizados en la misma aleación de acero mediante el uso de una fuente de inducción [9].

Sin embargo, en los ensayos realizados con R_{t-h} del 45 % (**Figuras 6.12b y 6.13b**), se aprecia una región más oscurecida en la región más cercana a la superficie, la cual, en línea con los resultados observados en el **Capítulo 5**, se corresponde con una zona de mayor dureza. En efecto, en esta región superficial previamente endurecida por la etapa de endurecimiento, se ha superado la temperatura de austenización Ac_3 , tal y como se ha mostrado también en el apartado anterior y, por tanto, la microestructura debe ser de tipo martensita. Más abajo se observa otra coloración que, tal y como se mostró en el **Capítulo 5**, debe corresponder a una microestructura de tipo martensita revenida.

El mismo efecto se puede deducir en los ensayos con R_{t-h} del 64 % (**Figuras 6.12c y 6.13c**), los cuales, presentan una región tratada más oscurecida que los casos con menor densidad de potencia de revenido. Esta vez la temperatura en el material ha sido significativamente superior al valor Ac_3 , por lo que se habrá generado una región tratada formada principalmente por una microestructura martensítica.

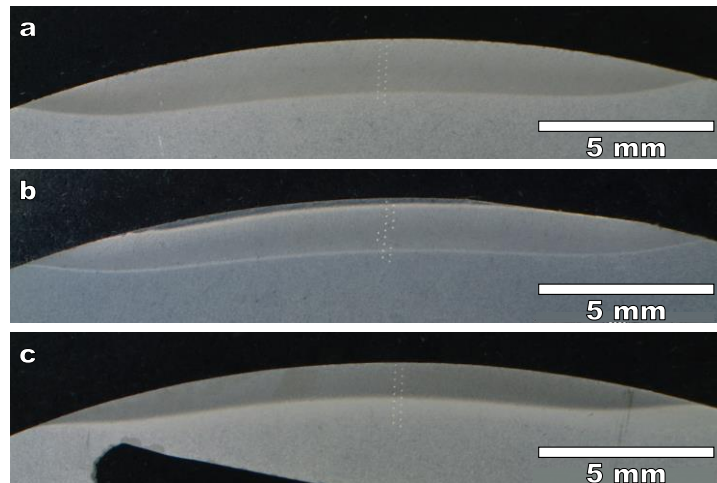


Figura 6.12. Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo con distancia de transición 75 mm (a) A1, (b) A2 y (c) A3.

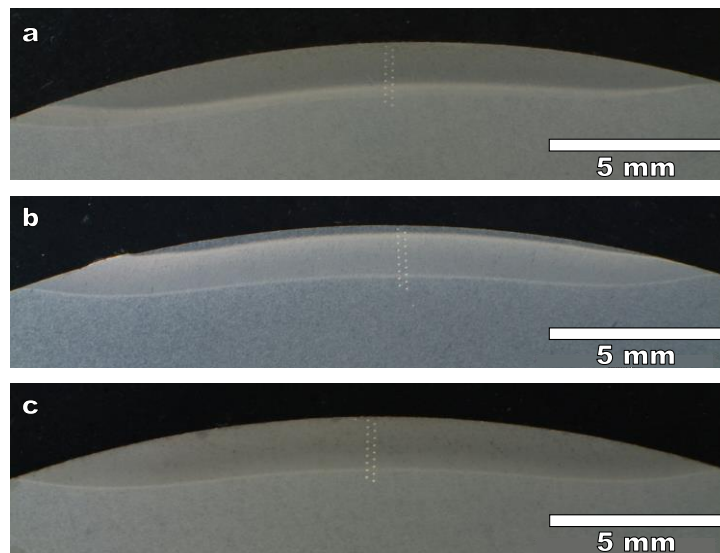


Figura 6.13. Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo con distancia de transición 60 mm (a) A4, (b) A5 y (c) A6.

Sin embargo, en el caso de los ensayos con un tiempo de espera de 60 s entre las etapas de endurecimiento y revenido, tal y como se muestra en la **Figura 6.14c**, la capa superficial endurecida tras el proceso de revenido aparece en el ensayo correspondiente a una densidad de potencia de revenido con respecto a la empleada en la etapa de endurecimiento del 64 %. Este efecto implica, como se ha mostrado en el apartado anterior, que la temperatura alcanzada en la etapa de revenido de los ensayos simultáneos ha sido superior a la de los tratamientos secuenciales realizados por separado, provocando el citado cambio microestructural.

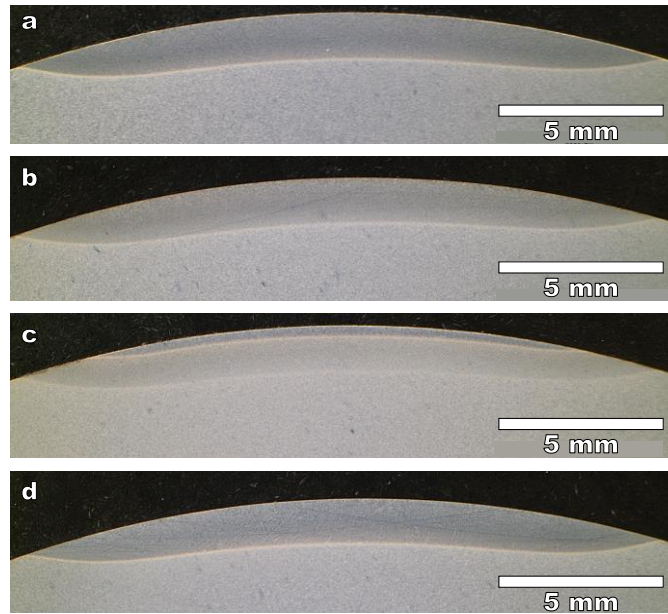


Figura 6.14. Geometría de la región tratada en los ensayos de endurecimiento-revenido y endurecimiento de referencia (a) B1, (b) B2, (c) B3 y (d) C1.

6.4.4 Microdureza

La temperatura generada en la región tratada afecta claramente a la dureza de la misma, tal y como se ha comprobado en los **Capítulos 4 y 5**. Efectivamente, los resultados de microdureza Vickers (HV) de la región tratada de los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo, con tiempo de espera entre etapas de 15 s y 12 s, se muestra en las **Figuras 6.15 y 6.16** respectivamente.

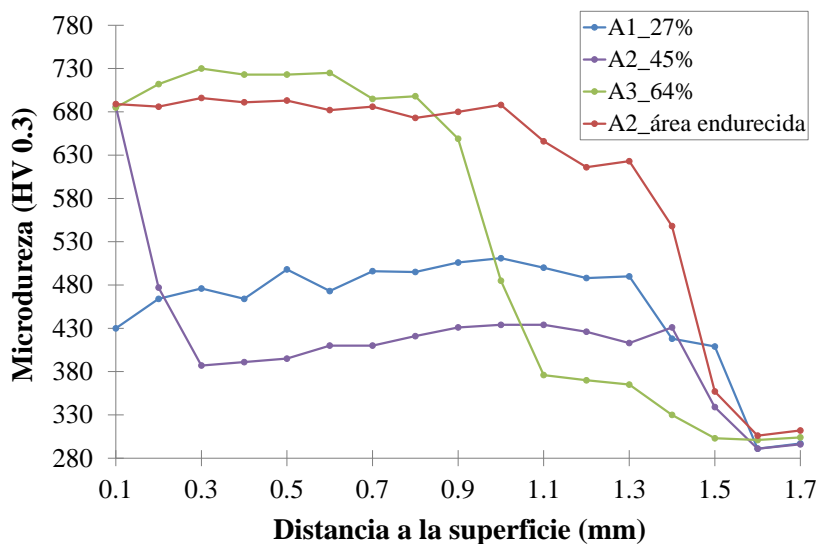


Figura. 6.15. Microdurezas Vickers desde la superficie al interior del material para la región de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A1, A2, A3 y de la región endurecida del ensayo A2.

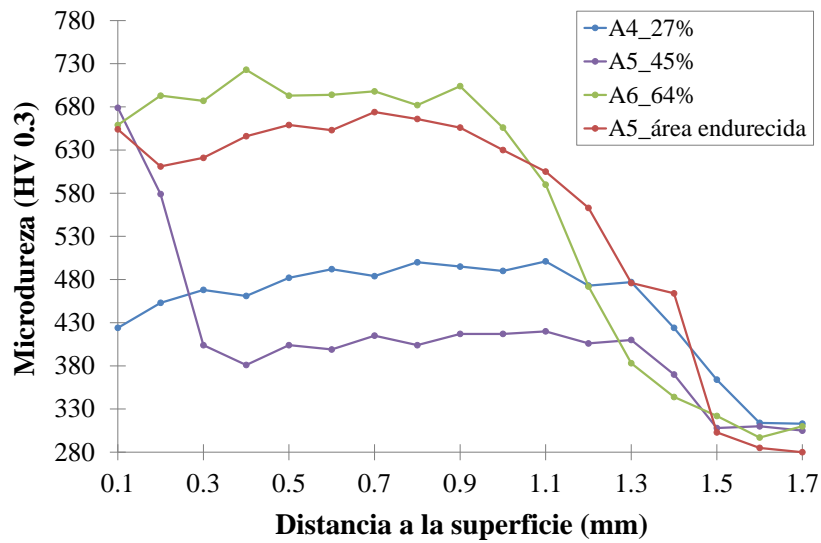


Figura. 6.16. Microdurezas Vickers desde la superficie al interior del material para la región de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A4, A5, A6 y de la región endurecida del ensayo A5.

Para cada valor de densidad de potencia de revenido, las curvas de microdureza de las regiones tratadas, ya sean con un tiempo de 15 s y 12 s entre etapas, son muy similares.

En efecto, en el caso de los ensayos con R_{t-h} del 27 %, se puede observar una reducción de la microdureza considerable, comparado con la región solo endurecida, lo que supone, tal y como se avanzaba en el apartado anterior, que la microestructura se ha transformado en martensita revenida. En ambos casos, con tiempo de espera de 15 s y 12 s, el resultado es muy similar. No se aprecian diferencias debidas al hecho de que la temperatura mínima alcanzada entre las dos etapas de tratamiento difiera ligeramente, en torno a 40 °C, tal y como se mostraba en la **Tabla 6.4**. En la superficie, la microdureza alcanzada es de alrededor de 430 HV en ambos casos y, en el interior del material, se sitúa en promedio ligeramente por debajo de los 500 HV, hasta una profundidad de tratamiento aproximada de 1.3 mm.

En el caso de los ensayos con ratio R_{t-h} del 45 %, se observan perfiles de dureza diferentes en la superficie y en el resto de la región tratada. En la superficie, la microdureza ha sido muy elevada, alcanzando valores cercanos a los 700 HV en ambos casos. Este efecto, en línea con los resultados de temperatura, geometría y microestructura de la región tratada mostrados en los apartados anteriores, indica que en la región superficial se ha superado la temperatura de austenización Ac_3 dos veces consecutivas. La primera, partiendo de una microestructura de ferrita-perlita propia del material base, tras el paso del spot de mayor densidad de potencia equivalente y, la segunda, a través del paso del segundo spot, de menor densidad de potencia, sobre la región martensítica recién formada por el

anterior, por lo que en esta zona ha tenido lugar una reaustenización, dando lugar de nuevo, tras el enfriamiento correspondiente, a una microestructura de tipo martensítica [10].

Sin embargo, en el interior de la zona tratada, desde los 0.2 mm hasta 1.3-1.4 mm de profundidad, la microdureza resultante es uniforme, situándose en valores alrededor de los 400 HV, tanto en el caso del ensayo de tiempo de espera entre las dos etapas de 15 s como de 12 s. En efecto, en esta región, la temperatura se ha situado por debajo de la A_{c3} y, por tanto, la microestructura obtenida es de tipo martensita revenida tal y como se mostraba en el **Capítulo 5**.

En el caso de los ensayos con ratio R_{t-h} del 64 %, el efecto es similar al anterior, sin embargo, al disponer de mayor densidad de potencia equivalente en la etapa de revenido, se ha superado de nuevo la A_{c3} prácticamente en toda la región tratada, a una profundidad de cerca de 1 mm, resultando una dureza uniforme alrededor de los 700 HV, tanto con un tiempo de transición entre etapas de 15 s (**Figura 6.15**), como de 12 s (**Figura 6.16**). Por lo tanto, en ambos casos la microestructura resultante en esta región es de tipo martensítica.

Cabe destacar que los estos resultados de microdureza obtenidos difieren de los alcanzados mediante el proceso de endurecimiento y revenido realizado de forma secuencial, es decir, dejando al menos un tiempo de enfriamiento suficiente entre ambas etapas, tal y como se puede observar en la **Figura 6.17**, dónde se representan los valores de microdureza Vickers en función de la distancia a la superficie de los ensayos de referencia realizados con un tiempo de espera entre etapas de 60 s.

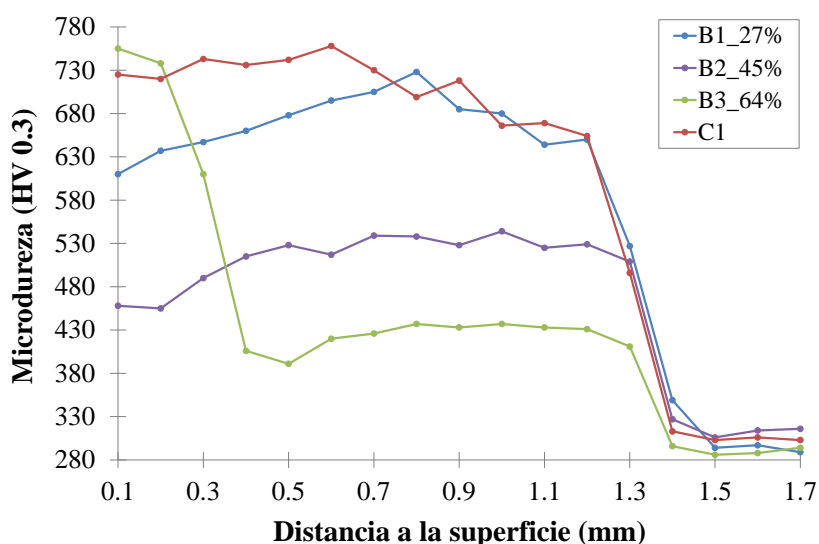


Figura 6.17. Microdureza Vickers desde la superficie al interior del material para los ensayos de endurecimiento y revenido B1, B2, B3 y del ensayo de endurecimiento de referencia C1.

Efectivamente, tal y como se puede comprobar en las **Figuras 6.15, 6.16 y 6.17**, para una misma densidad de potencia de revenido, los valores de microdureza de los ensayos de referencia, son muy superiores a los obtenidos en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo. Por ejemplo, para un ratio R_{t-h} del 27 %, en la superficie se observa una diferencia de más de 200 HV.

En el caso de los ensayos con un ratio R_{t-h} del 45 % de densidad de potencia en la etapa de revenido, en la región superficial del ensayo de referencia *B2*, la microdureza se sitúa en valores ligeramente superiores a los 450 HV, indicando que la temperatura alcanzada en la superficie ha sido inferior a la A_{c3} y, por tanto, la microestructura obtenida es de tipo martensita revenida, mientras que en los ensayos de endurecimiento y revenido simultáneo se ha superado dicho valor en aproximadamente 250 HV, resultando en una microestructura de tipo martensítica. Por otra parte, en la región intermedia, la diferencia de unos ensayos a otros es de más de 100 HV.

Finalmente, en los ensayos con un ratio R_{t-h} del 64 %, se observa una región superficial de mayor dureza que la obtenida en el resto de la región tratada, si bien, en el caso del ensayo de referencia esta región se extiende hasta los 0.2-0.3 mm de profundidad y en el de los ensayos con el nuevo spot, hasta 1 mm aproximadamente.

Este resultado, en línea con los resultados de temperatura y microestructura mostrados en el apartado anterior, indica que la proximidad de las etapas de endurecimiento y revenido en el spot diseñado, junto con la imposibilidad de apagar la emisión del haz láser durante las trayectorias de conexión, genera un aumento de la temperatura de revenido en esta última etapa, comparado con los ensayos de referencia, en los cuales el tiempo de espera entre etapas es muy superior.

En efecto, la distribución de irradiancia diseñada para llevar a cabo el proceso de revenido se encuentra con una temperatura de partida elevada, ligeramente por encima de la temperatura final de la transformación martensítica del material M_f , la cual, en comparación con el proceso de revenido por láser realizado en condiciones normales de temperatura (< 50 °C) y utilizando los mismos valores de densidad de potencia, genera temperaturas de revenido superiores y, por tanto, valores de microdureza inferiores.

A priori, un mayor espacio entre ambos frentes permitirá disminuir la temperatura inicial de revenido, sin embargo, dadas las limitaciones del método de conformado empleado, una mayor distancia entre frentes implica también un mayor tiempo de conexión y, por tanto, mayor proporción de densidad de potencia en las trayectorias de conexión, para el mismo número de oscilaciones en cada etapa, lo que puede contribuir a un aumento de la temperatura entre ambas.

A la vista de los resultados, se confirma que el valor de microdureza resultante en la región tratada, tras el proceso de endurecimiento y revenido simultáneo, está directamente relacionado con la proporción de densidad de potencia de revenido equivalente seleccionada, lo cual indica que mediante la distribución de irradiancia diseñada es posible obtener la dureza deseada a partir del valor de densidad de potencia adecuado. Si bien, con el fin de obtener la dureza requerida, al igual que en el caso de endurecimiento y revenido secuencial, será necesario parametrizar el proceso con el fin de determinar los valores de densidad de potencia adecuados [11].

6.4.5 Tensiones residuales

En las **Figuras 6.18** y **6.19** se muestran las tensiones residuales medidas en la superficie del material tras los ensayos de endurecimiento y revenido realizados con el perfil de intensidad diseñado, para un tiempo de espera de 15 s y 12 s respectivamente.

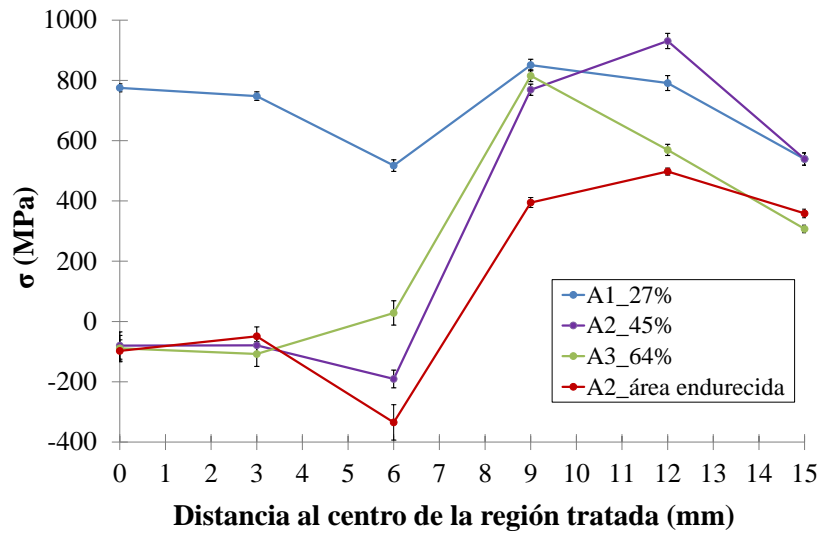


Figura. 6.18. Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A1, A2, A3 y de la región endurecida del ensayo A2.

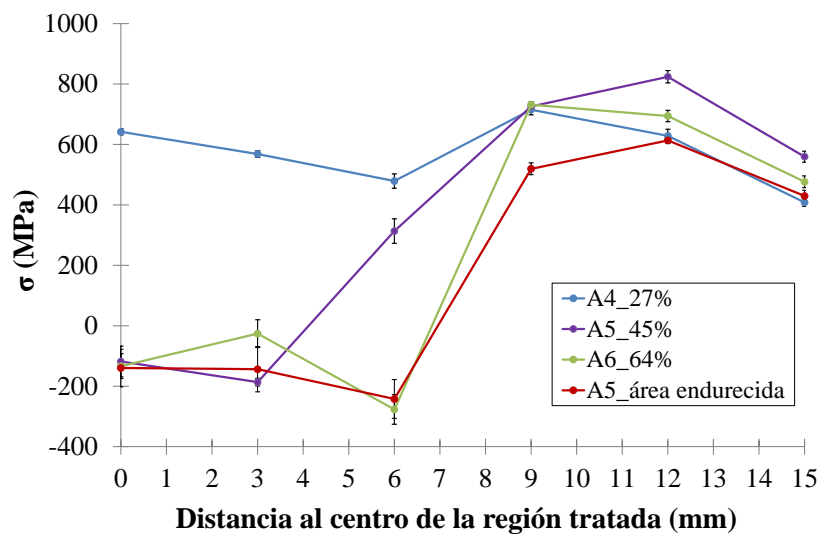


Figura. 6.19. Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido simultáneo de los ensayos A4, A5, A6 y de la región endurecida del ensayo A5.

En el caso de los ensayos realizados con un ratio R_{t-h} del 27 % se han obtenido tensiones residuales tractivas en la superficie de la región tratada central. Para un tiempo de espera de 15 s se han alcanzado valores de 800 MPa y con un tiempo de espera de 12 s valores próximos a los 600 MPa.

En cambio, para la misma proporción de densidad de potencia de revenido del 27 %, en los ensayos de referencia, al lograr temperaturas de revenido inferiores, se han alcanzado tensiones residuales mucho menores en la superficie, de entre 0 MPa y 100 MPa, tal y como se puede comprobar en la **Figura 6.20**.

En el resto de los ensayos, aquellos llevados a cabo con R_{t-h} de 45 % y 64 %, las tensiones residuales han sido compresivas, con valores de en torno a los -100 MPa, similares a las correspondientes a la etapa de endurecimiento, dado que en la región superficial la microestructura resultante estaba compuesta por martensita en todos ellos. Sin embargo, cabe destacar que, las tensiones residuales obtenidas han sido menos compresivas, incluso en el caso de la etapa de endurecimiento, que las típicamente alcanzadas por un proceso de endurecimiento láser unitario sobre la aleación de acero tratada 42CrMo4, siendo estas normalmente superiores a los 200 MPa, tal y como se muestra en la **Figura 6.20** y se observó en los **Capítulos 4 y 5**. Este efecto es debido principalmente a las mayores temperaturas alcanzadas en la región procesada gracias a la distribución de irradiancia del nuevo spot diseñado.

Cabe destacar, al igual que se observó en los resultados relativos a la microestructura y microdureza que, en el ensayo de referencia, correspondiente a una densidad de potencia de revenido

del 45 %, las tensiones residuales alcanzadas han sido tractivas, superiores a los 800 MPa, lo cual indica, tal y como se observó en el **Capítulo 5**, que en la región se ha alcanzado una elevada temperatura de revenido.

Además, al igual que en el caso de la microdureza, el proceso de revenido superficial por láser afecta significativamente a las tensiones residuales de la región tratada, estando también directamente relacionadas con la temperatura alcanzada y, en consecuencia, con la relación R_{t-h} seleccionada, lo que indica que eligiendo el valor adecuado es posible alcanzar los valores de dureza y tensiones residuales requeridos para una determinada aplicación. De hecho, la microdureza disminuye a medida que aumenta la temperatura de revenido y, las tensiones residuales, se vuelven tractivas a medida que aumenta la temperatura, como se ha observado en el **Capítulo 5**, así como, se ha reportado recientemente durante el endurecimiento superficial por inducción rápida del acero 42CrMo4 [12].

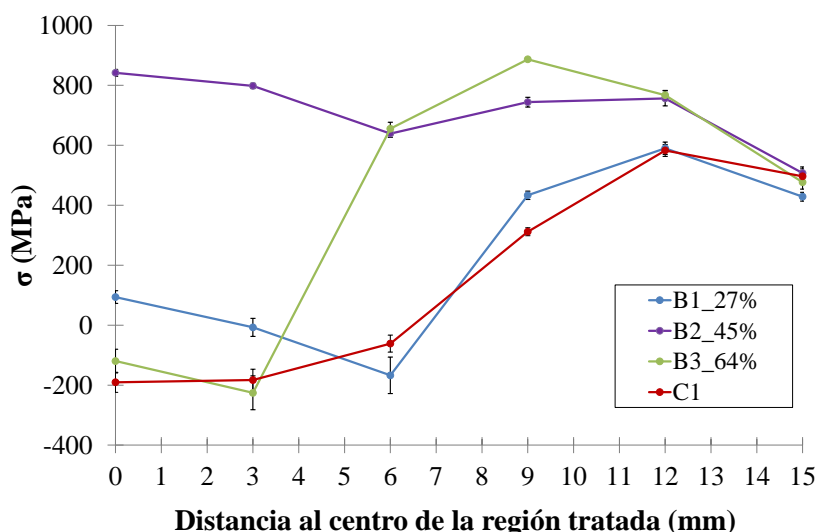


Figura. 6.20. Tensiones residuales en superficie medidas desde el centro a los extremos de la región tratada de endurecimiento y revenido de los ensayos B1, B2, B3 y de la región endurecida del ensayo C1.

6.5 Conclusiones

En este capítulo se ha desarrollado una estrategia particular de conformado mediante un haz láser oscilante, para obtener un diseño optimizado de spot y distribución de energía láser equivalente, capaz de endurecer y revenir de forma instantánea la superficie de un acero tipo 42CrMo4, sin necesidad de llevar a cabo ambos procesos de forma separada en el tiempo.

En el estudio se ha incluido la validación experimental del spot y perfil de intensidad equivalentes generados, mediante el análisis de la temperatura en la superficie, la geometría, la

microestructura, la microdureza y las tensiones residuales de la región tratada de varios ensayos de endurecimiento y revenido llevados a cabo.

La densidad de potencia equivalente de las etapas de endurecimiento y de revenido, junto con la separación entre ambas, juegan un papel importante para conseguir transformar, en un primer momento, la microestructura inicial del material tratado en una microestructura de tipo martensita tras el paso del primer spot equivalente y, posteriormente, de martensita revenida tras el paso del segundo. De hecho, un tiempo de espera de 15 s entre ambas etapas, ha resultado suficientemente largo como para alcanzar una temperatura cercana a la temperatura de transformación final de la martensita M_f . Esta condición, permite obtener una microestructura de martensita revenida tras el paso el segundo frente.

Por otra parte, de acuerdo con las condiciones de contorno definidas, mediante una terna de oscilaciones permitidas a lo largo de la trayectoria del haz, es posible generar diferentes grados de revenido, que tienen un efecto directo sobre la microestructura, la microdureza y las tensiones residuales de la zona tratada. Sin embargo, dada la proximidad de ambos frentes en el spot diseñado, junto con la limitación de no poder apagar el haz láser durante la trayectoria de conexión entre ambos, la temperatura de revenido es más elevada que cuando se realiza el endurecimiento y revenido de forma secuencial, separada en el tiempo, lo que obliga a calibrar el proceso.

El tratamiento simultáneo de endurecimiento y revenido mediante un haz láser oscilante permite reducir y seleccionar a su vez la dureza deseada, sin embargo, es necesario encontrar un compromiso entre la dureza y las tensiones residuales alcanzadas, ya que estas últimas aumentan al aumentar la temperatura de revenido.

Por último, una vez caracterizado el proceso, el método puede reducir considerablemente los tiempos de ciclo para aquellos componentes que requieran un doble tratamiento de endurecimiento y revenido superficial, así como, controlar dinámicamente la temperatura de revenido durante el tratamiento y, por tanto, las propiedades mecánicas superficiales del material.

6.6 Referencias

- [1] D.A. Sabo, D. Brunner, A. Engelmayr, Advantages of digital servo amplifiers for control of a galvanometer based optical scanning system, in: *Proceedings of SPIE 5873*, 2005: pp. 113–120.
- [2] F. Qiu, V. Kujanpää, Surface hardening of AISI 4340 steel by laser linear oscillation scanning, *Surface Engineering*. 28 (2012) 569–575.
- [3] S. Martínez, A. Lamikiz, E. Ukar, A. Calleja, J.A. Arrizubieta, L.N. López de Lacalle, Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process, *Optics and Lasers in Engineering*. 90 (2017) 72–80.
- [4] P. Sancho, F. Cordovilla, J. Domínguez, M.A. Montealegre, J. Isaza, A. García-Beltrán, J.L. Ocaña, Customized laser beam intensity distribution for the laser surface treatment of geometrically convoluted components, *Journal of Materials Processing Technology*. 263 (2019) 223–232.
- [5] M. Pothen, K. Winands, F. Klocke, Compensation of scanner based inertia for laser structuring processes, *Journal of Laser Applications*. 29 (2017) 012017.
- [6] M. Carraturo, B. Lane, H. Yeung, S. Kollmannsberger, A. Reali, F. Auricchio, Numerical Evaluation of Advanced Laser Control Strategies Influence on Residual Stresses for Laser Powder Bed Fusion Systems, *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*. 9 (2020) 435–445.
- [7] F. Cordovilla, A. García-Beltrán, M.A. Montealegre, P. Álvarez, I. Angulo, J.L. Ocaña, Development of model-based laser irradiation customization strategies for optimized material phase transformations in the laser hardening of Cr-Mo steels, *Materials and Design*. 199 (2021) 109411.
- [8] T. Mioković, V. Schulze, D. Löhe, O. Vöhringer, Influence of heating rate, cooling rate and numbers of pulses on the microstructure of AISI 4140 after short-time-hardening, *International Journal of Materials and Product Technology*. 24 (2005) 207-223.
- [9] D. Kaiser, B. de Graaff, S. Dietrich, V. Schulze, Investigation of the precipitation kinetics and microstructure evolution of martensitic AISI 4140 steel during tempering with high heating rates, *Metallurgical Research & Technology*. 115 (2018) 404.
- [10] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhe, Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening, *Acta Materialia*. 55 (2007) 589–599.
- [11] D.M. Gureev, S.I. Mednikov, V.K. Shukhostanov, S.V. Yamshchikov, Influence of laser tempering on the characteristics of surface layers of tool steels, *Soviet Journal of Quantum Electronics*. 20 (1990) 1003–1006.
- [12] D. Kaiser, J. Damon, F. Mühl, B. de Graaff, D. Kiefer, S. Dietrich, V. Schulze, Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140, *Journal of Materials Processing Technology*. 279 (2020) 116485.

Capítulo 7. Conclusiones y líneas de investigación futuras

7.1 Conclusiones finales

En este trabajo se ha presentado un estudio relacionado con el tratamiento de endurecimiento y revenido superficial mediante tecnología láser del acero al carbono de baja aleación 42CrMo4. Para ello, se ha utilizado un haz láser oscilante, generado por medio de una fuente láser HPDL de onda continua de 10 kW de potencia promedio máxima y conformado mediante un escáner de espejos galvanométricos de alta dinámica.

Las principales conclusiones del estudio llevado a cabo se enumeran a continuación:

- i. El proceso de endurecimiento superficial mediante un haz láser oscilante es un método adecuado para endurecer la superficie del acero 42CrMo4 de forma continua y homogénea, y por tanto es una alternativa a las técnicas de endurecimiento superficial, ya sean mediante láser basadas en óptica fija, como por medio de otras tecnologías más convencionales como la inducción y la llama.
- ii. La técnica es extensible a otros aceros, ya sean hipoeutectoides o hipereutectoides, siempre y cuando el contenido de carbono de la aleación sea suficiente para admitir un tratamiento térmico de endurecimiento.
- iii. El método conlleva el control de la frecuencia de oscilación como nueva variable del proceso de endurecimiento. Este nuevo parámetro, dependiente del tiempo de interacción y de la densidad de potencia empleada, debe ser lo suficientemente elevado como para conseguir que las fluctuaciones de temperatura durante el tratamiento, dado el carácter oscilante del mismo, sean mínimas y, por tanto, se mantenga entre la temperatura de fusión y la temperatura de transformación austenítica del material.
- iv. La tecnología láser es, también, una herramienta adecuada para llevar a cabo tratamientos controlados de revenido superficial sobre aceros al carbono de baja aleación, que hayan sido sometidos previamente a un tratamiento de endurecimiento superficial mediante láser u otras tecnologías alternativas y, por tanto, una alternativa a los procesos de revenido convencional.

- v. A pesar de los tiempos muy cortos de interacción, el tratamiento superficial de revenido por láser puede transformar la fase de martensita en una fase de martensita revenida, reduciendo la dureza y fragilidad de la zona tratada y aumentando su ductilidad.
- vi. Se ha determinado un procedimiento para determinar de forma cualitativa y no destructiva, por medio de un difractor de rayos X, la composición estructural de las fases generadas en la superficie del material tras el proceso de endurecimiento y de revenido. Concretamente, los patrones de difracción permiten detectar la presencia de austenita retenida y diferenciar las fases de martensita y martensita revenida, debido al ensanchamiento y desplazamiento de los picos de difracción.
- vii. Mediante un haz láser oscilante es posible generar una distribución de energía láser equivalente, capaz de endurecer y revenir de forma instantánea la superficie del acero 42CrMo4, sin necesidad de llevar a cabo ambos procesos de forma separada en el tiempo.
- viii. Mediante una terna de oscilaciones permitidas a lo largo de la trayectoria del haz en la distribución de intensidad propuesta, es posible generar diferentes grados de revenido, que tienen un efecto directo sobre la microestructura, la microdureza y las tensiones residuales de la zona tratada.
- ix. El tratamiento simultáneo de endurecimiento y revenido mediante un haz láser oscilante permite reducir y seleccionar a su vez la dureza deseada, sin embargo, es necesario encontrar un compromiso entre la dureza y las tensiones residuales alcanzadas, ya que estas últimas aumentan al elevar la temperatura de revenido.

El método desarrollado permite, en definitiva, reducir considerablemente los tiempos de fabricación de componentes industriales de alto valor y de geometría compleja, tales como, ejes, engranajes, árboles de levas, etc., que requieran un doble tratamiento de endurecimiento y revenido superficial y, por tanto, se erige como una innovadora alternativa industrial a los tratamientos convencionales actuales.

7.2 Líneas de investigación futuras

Los resultados obtenidos en este trabajo pueden dar lugar a las siguientes líneas de investigación y actividades futuras:

- i. Desarrollo de un modelo de simulación termo-mecánico del proceso de endurecimiento y revenido superficial mediante un haz láser oscilante de aceros tanto hipoeutectoides como hipereutectoides. El modelo debería ser capaz de predecir diferentes magnitudes resultantes del material tratado, tales como, el gradiente térmico, la distribución de fases metalúrgicas resultantes (martensita, martensita revenida, austenita retenida, etc.), tamaño de grano, geometría de la región tratada, microdureza, tensiones residuales y distorsiones, en función de los parámetros más influyentes del proceso, tales como, el tiempo de interacción, la densidad de potencia y la frecuencia de oscilación, entre otros.
- ii. Tratamientos localizados de endurecimiento y de revenido sobre la superficie de componentes de geometría variable y compleja aplicando los conocimientos adquiridos.
- iii. Determinar el comportamiento a fatiga de diferentes componentes endurecidos y revenidos superficialmente mediante tecnología láser y comparar los resultados con los alcanzados mediante tecnologías convencionales.

Publicaciones

A continuación, se enumeran las **publicaciones derivadas directamente** del trabajo presentado en este documento. Los artículos completos se pueden ver en las páginas siguientes.

- i. C. Soriano, G. Alberdi, J. Lambarri, A. Aranzabe, A.J. Yáñez, Study of the influence of the oscillation frequency on the surface hardening process of the 42CrMo4 alloy using an oscillating laser beam, *Surface & Coatings Technology*. 409 (2021) 126877.
- ii. C. Soriano, G. Alberdi, J. Lambarri, A. Aranzabe, A.J. Yáñez, Laser surface tempering of hardened chromium-molybdenum alloyed steel. (LANE 2018 Congress, 3-6 September Fürth). *Procedia CIRP* 74 (2018) 353–356.

Por otra parte, se muestra a continuación, **trabajos que han contribuido a la capacitación del autor** para la realización de la actividad presentada desde el inicio del doctorado:

- C. Soriano. Tecnología láser para temple y revenido. Trater Day 2021 - V Forum Técnico de Tratamiento Térmico. 25 de marzo de 2021.
- A. Gabilondo, J. Domínguez, C. Soriano, J.L. Ocaña, Method and system for laser hardening of a surface of a workpiece, WO 2014/037281, 2014.
- J. Leunda, V. García Navas, C. Soriano, C. Sanz, Effect of laser tempering of high alloy powder metallurgical tool steels after laser cladding, *Surface and Coatings Technology*. 259 (2014) 570–576.

Finalmente, otras **contribuciones relevantes** relacionadas con el proceso de endurecimiento y revenido superficial de materiales con láser se recogen a continuación:

- C. Soriano, J. Leunda, J. Lambarri, V. García Navas, C. Sanz, Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades, *Applied Surface Science*. 257 (2011) 7101–7106.
- J. Lambarri, C. Soriano, J. Leunda, C. Sanz, Endurecimiento superficial con láser de partes con simetría de revolución a altas velocidades de rotación, *Actas del VI Taller Nacional de Procesado de Materiales con Láser*. Photonics Valencia, 2010.



Contents lists available at ScienceDirect

Surface & Coatings Technology

journal homepage: www.elsevier.com/locate/surfcoat

Study of the influence of the oscillation frequency on the surface hardening process of the 42CrMo4 alloy using an oscillating laser beam

Carlos Soriano^{a,*}, Goretti Alberdi^a, Jon Lambarri^a, Ana Aranzabe^a, Armando J. Yáñez^b

^a *Tekniker, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), C/ Iñaki Goenaga, 5, 20600 Eibar, Spain*

^b *Universidade da Coruña, Escola Politécnica Superior, 15403 Ferrol, A Coruña, Spain*

ARTICLE INFO

Keywords:

Laser hardening
Surface treatment
Oscillating beam
Galvanometric scanner
Microstructure
Residual stresses

ABSTRACT

A study of the surface hardening process of the 42CrMo4 steel alloy by means of an oscillating laser beam has been carried out. For this purpose, a fiber coupled high power diode laser source and a galvanometric mirror scanner have been used. The study is focused on determining the influence of the oscillation frequency parameter on the temperature, geometry, microstructure, microhardness and stress state of the treated region, as well as its relationship with the key parameters of the laser hardening process. The results confirm that the surface hardening process of the 42CrMo4 alloy by means of an oscillating laser beam is an alternative technique to the conventional laser surface hardening methods based on fixed optical guidance systems. On the other hand, the selected frequency of oscillation has a significant influence on the treated region, mainly on the temperature, and, consequently, on the geometry, microstructure and stress state of the same. The selection of a high oscillation frequency, able to maintain the material temperature above that of austenization and below that of melting, is decisive to ensure the stability and uniformity of the treatment.

1. Introduction

The laser surface hardening process is currently a widespread technique in the industrial manufacturing field. The process is used to selectively harden regions of industrial components, generally of low and medium alloy and cast steels, in order to improve their wear resistance and, therefore, increase their service life. Nowadays, the treatment is satisfactorily applied on industrial components like shafts, gears, dies and tools in sectors as automotive, aerospace, wind power, mould-matrix, railway and mining, among others [1].

Today, most industrial laser hardening systems, usually, integrate a homogenizer in the optical beam path of the processing laser head, able to project on the material surface a laser spot of a certain size and shape (circular, square, rectangular, etc.) and with a typically uniform irradiance profile [2]. Recently, scanners based on galvanometric mirrors have been introduced as a flexible and reliable alternative for selective and continuous surface hardening of localized regions of components. When compared to conventional guiding methods based on fixed optics, they offer the possibility to adapt the energy distribution and dimensions of the irradiated area during the hardening treatment. Galvanometric mirrors allow moving the laser beam very fast along a

defined path on the material surface, normally following a periodic pattern with high dynamics, generating an equivalent laser spot and energy distribution on the irradiated surface. These terms are understood as the result of integrating the position and intensity of the laser spot along the periodic trajectory for one oscillation cycle. This simplification is valid as long as the period of the laser spot oscillating pattern on the surface is greater than the heat conduction characteristic time of the material [3].

The surface hardening of steel components by a linear oscillation of a laser beam, through the use of one-dimensional galvanometric mirrors and CO₂ laser sources, has been reported since the early 1980s. Despite the limitations of these laser sources, mainly related to the low flexibility of the optical guiding systems, the high maintenance costs and above all the low absorption of the steels to its typical emission wavelength (~10 μm), several pioneering studies can be found in the literature which show the possibility of achieving similar results to those obtained by traditional guiding systems, using fixed optics, as well as the capacity of modifying the width of the treatment area during the hardening process by simply changing the oscillation amplitude [4,5]. Later on, the irruption in the market of new high power laser sources such as disk, diode and fiber of low maintenance, more efficient and coupled to a

* Corresponding author.

E-mail address: carlos.soriano@tekniker.es (C. Soriano).

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126877>

Received 8 November 2020; Received in revised form 27 December 2020; Accepted 8 January 2021

Available online 17 January 2021

0257-8972/© 2021 Elsevier B.V. All rights reserved.

guiding fiber optic, have allowed to demonstrate the advantages of the oscillating laser hardening technique and to advance in its development and application in an industrial environment [6,7,8]. Another disruptive aspect has been the improvement of the mirror scanner technology, especially with regard to increasing the dynamics, accuracy and long-term stability of the galvanometers together with new designs, materials and coatings of the mirrors for better heat dissipation, improved transmission of different wavelengths and increase of the permissible threshold power density [9]. Furthermore, recent studies have demonstrated the possibility of generating spots with equivalent customised geometries and intensity profiles, through the movement of the laser spot along a two-dimensional trajectory or pattern, using scanners equipped with two galvanometric mirrors located in an orthogonal position [10,11], as well as control systems capable of actuating on the speed of oscillation of the beam along its trajectory or even modulating the power of the laser source, in order to uniformly harden complex geometries and, hence, satisfy different industrial applications [12]. However, despite the aforementioned improvements, it should be noted that today, given the additional number of optical elements, the power losses generated in these devices are still higher than in conventional hardening heads based on fixed optics, in addition, they have a higher cost.

Compared to the laser surface hardening process using conventional guiding techniques, in the hardening process by means of oscillating laser beams, the oscillation frequency becomes one of the most important parameters for maintaining a uniform treatment on the surface of the material. Recently, several authors have highlighted the importance of this parameter in the process through the use of fiber laser sources. For example, Qiu et al. [13] show that the most favourable operating regime or operation of a scanning device is achieved at high oscillation frequencies, Martínez et al. [14] conclude that the scanning speed is one of the key parameters of the process and significantly affects the temperature and geometry of the treated region, and Sancho et al. [15] argue that frequencies higher than 150 Hz are desirable at high process speeds, in applications of two-dimensional pattern or equivalent spot generation. However, despite the above-mentioned studies and the growing interest of the technique, information on the oscillation frequency parameter available in the literature is scarce and its influence on process parameters, temperature and the properties and functionalities of the treated material, as the microstructure and residual stresses state, has not been studied extensively.

In this work, a study of the influence of the oscillation frequency on the surface hardening process of the 42CrMo4 alloy, by means of an oscillating laser beam guided by a galvanometric mirror scanner and generated by a continuous wave (cw) diode laser, is shown. In particular, the study focuses on determining the effect of the frequency parameter on the temperature, geometry, microstructure, microhardness and stress state of the treated region, its relationship with the most relevant process parameters, as well as in establishing the criteria for selecting the minimum oscillation frequency required to carry out the hardening process in a uniform manner, comparable to the results typically achieved by conventional laser heads based on fixed optics, taking into account the specifications of the optical components forming the optical beam path, the operating limitations of the scanner and the thermo-mechanical properties of the material.

2. Experimental procedure

In this study, two cylindrical bars, 56 mm in diameter and 250 mm in length, made of low alloyed carbon steel EN ISO 42CrMo4, were used as the base material. The material chemical composition is shown in Table 1. The bars were previously annealed, presenting a ferritic matrix structure with colonies of globular perlite and dispersed carbides, with a hardness of 173 HV and a G6–7 grain size, being this last value characterized by the planimetric method, according to the standard ASTM E-112-13. The surface of the bars was previously turned, obtaining a

Table 1

Chemical composition (wt%) of the base material.

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
UNE-EN ISO 42CrMo4	0.400	0.820	0.0017	0.010	0.330	1.020	0.160

roughness in the radial direction of $1.07 \mu\text{m}$ in Ra, characterized by a portable roughness meter according to the EN ISO 4288:1997 standard.

A Laserline LDF10000-100 VG-Power 10 kW cw diode laser source was used in the study, having selected two of its four emission wavelengths, 910 nm and 940 nm, with a maximum possible power in each one of 2.5 kW. The laser beam was guided to the working area through a 1 mm circular optical fiber of NA 0.22, followed by a 72 mm focal length collimating optics, a $1.2\times$ beam reducer and a focussing set of lenses of 555 mm effective focal length. The optical beam path system was completed with a two-dimensional Raylase SSLD30 30 mm aperture scanner capable of directing the laser beam over a working area of 200×200 mm by means of a couple of galvanometric mirrors with orthogonal axis of rotation. As a result, the optical guidance system generated a uniform spot (top-hat like) with a radius of 3.9 mm in the focal plane. The scanner head was fixed to a 6-axis motion ABB IRB2400-16 robot that allowed the laser beam to be positioned in the area of interest. In addition, the cylindrical steel bars were attached to a turning plate. The movement of the robot, the turning plate and the mirrors of the scanner together with the laser source switching on and off were synchronized through an automated system.

To carry out the study, a first batch of tests of individual hardening tracks in the radial direction of the cylindrical bar, along the entire diameter of the bar, was programmed. For this purpose, a laser beam linear oscillation movement of 9 mm in amplitude was generated for each test, as shown in the scheme of Fig. 1, producing the 25.8×7.8 mm equivalent laser spot which intensity profile is presented in the Fig. 2.

On the other hand, in each test, the oscillation frequency was varied maintaining a power density value of 1705 W/cm^2 and an interaction time of 1.04 s corresponding to an angular velocity ω of 0.27 rad/s. The oscillation frequency values used in each test were 5 Hz, 10 Hz, 20 Hz, 30 Hz, 50 Hz, 75 Hz, 100 Hz and 150 Hz respectively. Tests were conducted in air, at room temperature.

The temperature on the material surface was collected at a sampling

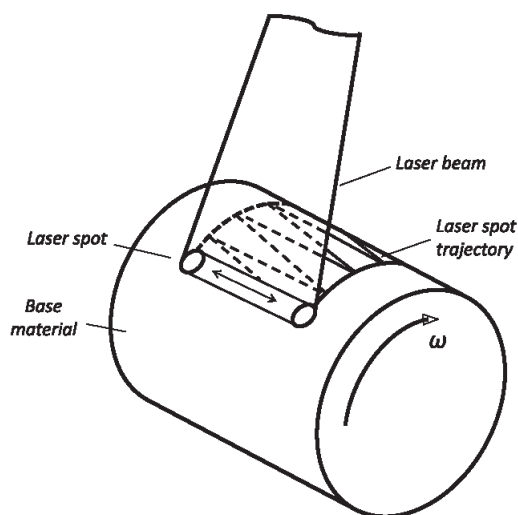


Fig. 1. Diagram of the path followed by the oscillating laser beam to generate a hardening track.

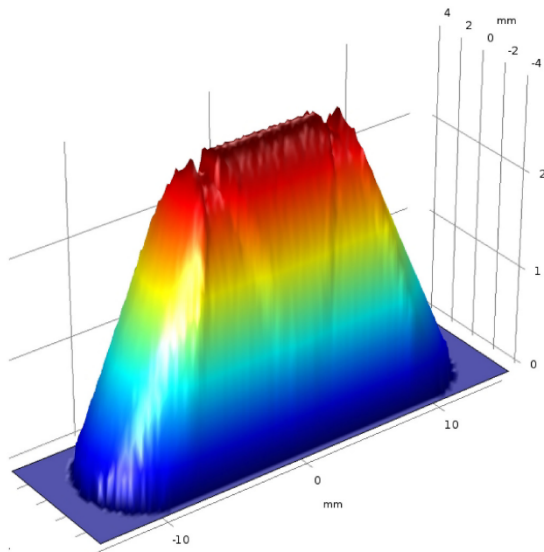


Fig. 2. Intensity profile of the equivalent laser spot used.

frequency of 50 Hz, in each test, by means of an Impac IGAR 12-LO two-colour pyrometer placed on lateral position, attached to the scanner and directed to the material surface at an angle of 60° . Pyrometer temperature range was between 500°C and 2200°C . The 3 mm in diameter pyrometer pointer was positioned right in the centre of the equivalent spot generated by the movement of the scanner mirrors. Since the exact spectral emissivity of the oxidated and high temperature steel surface was not known, the temperature measurements were considered as relative values.

In order to determine the influence of the oscillation frequency on the heating and cooling speed of the hardening process, a second batch of tests was carried out, generating an individual hardening path of 9 mm amplitude and 60 mm length mm in the longitudinal direction of the second cylindrical specimens, using a slightly lower power density of 1565 W/cm^2 and maintaining the interaction time value identical to the used in the previous batch. On this occasion, the two-coloured side pyrometer was uncoupled from the scanner and directed at 60° angle to the central position of the hardening path in each test. The surface temperature was collected at a sampling frequency of 100 Hz.

The geometry, the average grain size in the treated region near the surface and the microstructure of the processed area were characterized by a binocular magnifier, an optical microscope and a scanning electron microscope. Each sample was characterized in the same region, in the hardened intermediate zone, corresponding to half the hardening path followed by the laser beam in each test. The samples were polished with diamond powder after the proper metallographic cutting and subsequently, two chemical reactive agents were used, first, a 4% Nital solution to reveal the resulting microstructure and second, Vilella type formed by 1 g of picric acid, 5 ml of HCl and 100 ml of ethanol to reveal mainly the austenitic grain boundaries of the processed regions [16]. On the other hand, the Vickers microhardness was characterized with a load of 0.3 kg from the beginning to the end of the hardened zone, every 0.1 mm, starting from the irradiated material surface.

The residual stresses of each test were measured at the surface and at several micrometres from the surface, in the treated region, by X-ray diffractometry. The surface measurement was done every 2 mm in the circumferential direction of the treated steel bar, from the central region of the area hardened by the laser beam to the unaffected area of the material surface at one end [17]. The residual stress distribution

performed in depth, towards the interior of the treated material, was measured in the central region, at different positions. In this case, in order to carry out the measurement at each of the defined positions and to avoid modifying the stress state of the samples, an electrochemical polishing treatment was carried out, using 70% ethanol (absolute), 12% distilled water, 10% 2-butoxyethanol and 8% HClO_4 as electrolyte, and applying a voltage of 20 V. Finally, for the calculation of the residual stresses, the $\sin^2\psi$ method was used, measuring the position of the diffraction peak in the crystallographic plane (211) α , located at $20\text{--}156^\circ$, in 9 different ψ inclinations from -45° to $+45^\circ$.

3. Results and discussion

3.1. Temperature on the surface

As can be seen in Fig. 1, the laser beam describes a high-speed oscillating movement along the cylinder guideline, while the angular speed of the equivalent spot is much lower, so that the overall temperature on the material is similar to that which an elongated spot would provide, with a length twice the amplitude of the oscillation in the axis of the guideline and a width equal to the diameter of the spot. This is due to the fact that the thermal conductivity of materials is finite and, therefore, the temperature change at a fixed point between two successive transits of the laser spot will be small, as long as the angular rotation speed with respect to the spot speed is practically negligible. Therefore, the oscillation frequency used in each case has a direct effect on the temperature generated on the surface of the material, as can be observed in Fig. 3. This figure represents the temperature of the material surface captured by a two-colour pyrometer along tests performed at 5 Hz, 30 Hz and 150 Hz. The temperature peaks for each of the frequencies are the result of the passage of the laser spot through the central region of the oscillation, where the pyrometer sensing area is placed and where the scanning speed is uniform, while the valleys of temperature, appear when the laser spot is at the position of maximum amplitude, in the furthest region from the measurement area of the pyrometer.

As it is shown in Fig. 3, the material surface temperature fluctuates considerably at low oscillation frequencies, which can cause a heterogeneous treatment, exceeding the melting temperature of the material in some regions. On the other hand, the temperature variation is significantly reduced as the frequency of oscillation grows, a direct consequence of the increase in the scanning speed of the laser spot and, therefore, of the overlapping degree between scans. This effect can be seen more clearly in Fig. 4, where the maximum, minimum and average temperature value during the major part of the test, from 4 s to 22 s, for each of the oscillation frequencies used, are represented. For example, in the case of the hardening test generated at 5 Hz, a difference between

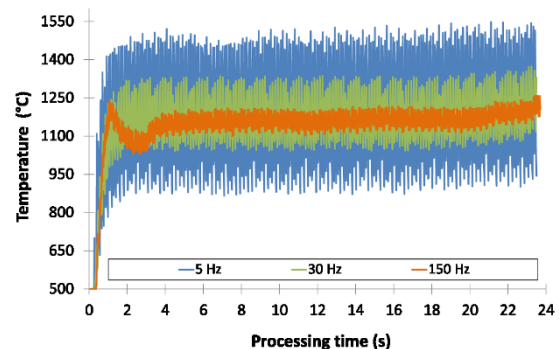


Fig. 3. Surface temperature as a function of test duration for 5 Hz, 30 Hz and 150 Hz.

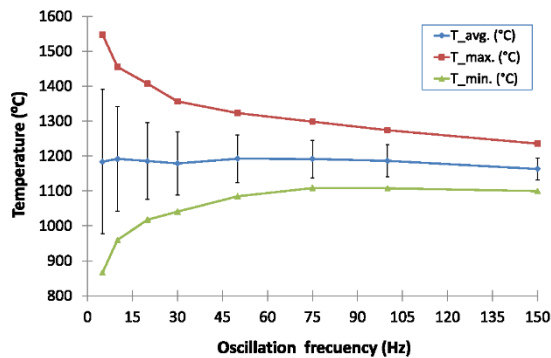


Fig. 4. Average, maximum and minimum temperature values calculated from 4 s to 22 s of test duration, for each of the tested oscillation frequencies.

maximum and minimum temperature values of 681 °C is observed. This difference decreases as the oscillation frequency increases, reaching values of up to 136 °C in the test corresponding to 150 Hz. In addition, the average temperature value remains quite uniform from one frequency to another, at around 1180 °C, although the dispersion obtained at low frequencies, represented by the standard deviation, is high, for example, reaching a maximum value of +206 °C at 5 Hz. The dispersion decreases as the oscillation frequency increases, starting to stabilize from 50 Hz, reaching values of up to ± 32 °C in the case of the tested maximum oscillation frequency, as can be observed in the Fig. 4.

It is important to highlight that for interaction times, in the direction of rotation, lower than the one used in this study, and maintaining the average surface temperature, a higher and proportional average temperature dispersion will be expected for each of the tested frequencies, mainly due to the increase in the angular speed of the equivalent spot and, then, to the reduction in the overlapping degree between laser scans. Similarly, an identical proportional relationship can be expected for higher interaction times, resulting in a lower dispersion for each oscillation frequency value. According to the achieved results, on the one hand, the surface temperature will be more uniform as long as high oscillation frequencies and interaction times are used. On the other hand, the value of the oscillation frequency must be chosen in such a way that the dispersion of the average temperature is between the melting temperature and the upper austenitic transformation temperature of the material, although, reaching the appropriate value may be limited both by the operating characteristics of the oscillation system, in terms of scanning speed, focal distance and maximum working amplitude, and by the performance of the laser source, mainly by the maximum available power.

Fig. 5 shows the temperature profile obtained at a sampling frequency of 100 Hz by means of a two-colour pyrometer, oriented in the central area of the hardening track, for 5 Hz, 75 Hz and 150 Hz. As in the previous batch of tests, it can be observed that the temperature is very oscillating at low frequencies, especially during the heating stage, and as the frequency increases the oscillation decreases. In the same figure, in all the tests the critical austenitization temperature has been exceeded, staying above between approximately 0.6 and 0.8 s.

Fig. 6 shows the heating and cooling rate as a function of time elapsed for 5 Hz, 50 Hz and 150 Hz, both calculated from the derivative of the temperature at each point with respect to the time of the temperature curves shown in Fig. 5. The maximum heating rate achieved is 1250 K/s, which corresponds to the oscillation frequency of 5 Hz. The heating rate decreases as the oscillation frequency increases, with a difference of about 200 K/s between the lowest and highest frequency test. On the other hand, the cooling rate follows a similar trend, reaching maximum values at low frequencies, the highest being around 1250 K/s for the case of 50 Hz, and decreasing as the oscillation frequency

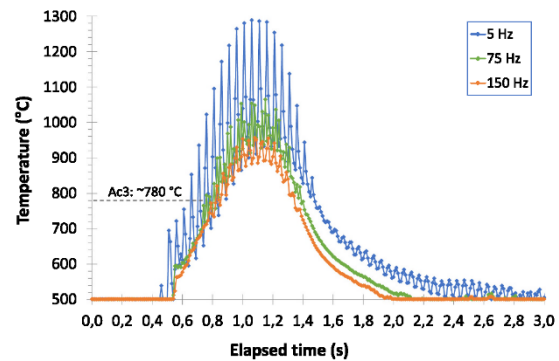


Fig. 5. Temperature evolution measured by a two-colour pyrometer at the fixed central point of the path followed by the laser beam on the surface of the material for 5 Hz, 75 Hz and 150 Hz.

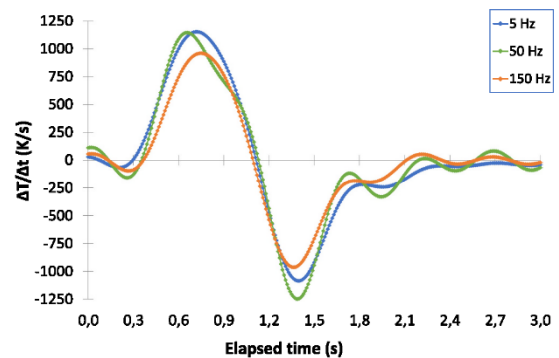


Fig. 6. Heating and cooling rates for 5 Hz, 50 Hz and 150 Hz.

increases, reaching 965 K/s corresponding to the 150 Hz test. It should be noted that both the heating and cooling speeds achieved are in accordance with the typical values obtained by other authors during the laser surface hardening process of the 42CrMo4 alloy, using conventional guiding systems [18,19,20].

3.2. Surface appearance and geometry of the treated area

Regarding the surface appearance, as can be observed in Fig. 7a and b, tests performed at oscillation frequencies of 5 Hz and 10 Hz present a rough surface with a slight surface melting. However, from 20 Hz (Fig. 7c) as the oscillation frequency increases the surface finish is more homogeneous. This effect is due to the overlapping degree between laser scans or oscillations generated along the path within the same test. The maximum overlapping degree θ in terms of percentage, generated at the maximums of amplitude, as shown in Fig. 8, can be easily calculated from the following Eq. (1):

$$\theta = \left(1 - \frac{l}{2r}\right) 100\% \quad (1)$$

r being the laser spot radius and l the distance between spot centres, calculated from the quotient of the linear speed of the equivalent spot and the oscillation frequency.

As shown in Table 2, tests with a higher oscillation frequency present smaller distances between laser scans and, therefore, high overlapping degrees with respect those with a lower frequency, which generates a smaller temperature oscillation on the material surface and, hence,

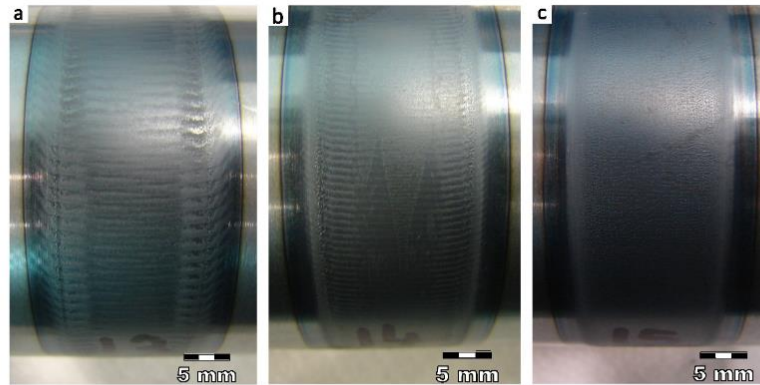


Fig. 7. Appearance and surface condition of tests conducted at frequencies of a) 5 Hz, b) 10 Hz and c) 20 Hz.

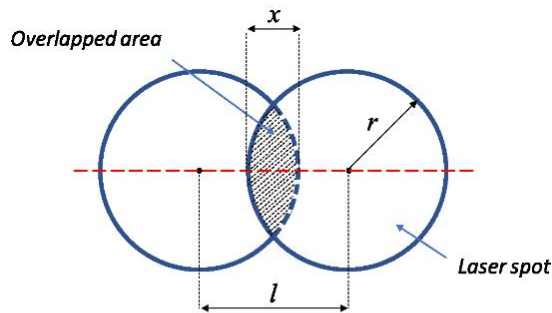


Fig. 8. Diagram of the overlapping degree between laser spot scans at the maximums of oscillation.

Table 2

Distance between centres, overlapping distance and overlapping degree in the maximum oscillation amplitude for each of the hardening tests carried out at different frequencies.

Oscillation frequency f (Hz)	Distance between centres l (mm)	Overlapping distance x (mm)	Overlapping degree θ (%)
5	1.50	6.30	80.8
10	0.75	7.05	90.4
20	0.38	7.43	95.2
30	0.25	7.55	96.8
50	0.15	7.65	98.1
75	0.10	7.70	98.7
100	0.08	7.73	99.0
150	0.05	7.75	99.4

greater treatment uniformity as shown in the previous section.

On the other hand, at the ends of the path followed by the laser beam in all the tests, corresponding to the maximum amplitude of the oscillation, a more marked band can be observed, as shown in Fig. 7, where the temperature has been higher as a result of the deceleration and consequent acceleration of the beam after passing through the same point, resulting in a superficially melted region in the case of 5 Hz and 10 Hz tests. This effect has been observed, for example, by Qiu et al. [13].

The maximum width, depth, and treated area measured on a transverse plane from the middle of the laser hardened track of each test are shown in Table 3. In addition, the quotient between the area of the hardened zone and the area of an imaginary rectangle that encloses the

Table 3

Width, depth and uniformity ratio of the treated area in each of the hardening tests carried out at different oscillation frequencies.

Oscillation frequency (Hz)	Maximum width (mm)	Maximum depth (mm)	Treated area (mm ²)	Uniformity ratio (%)
5	22.1	1.2	18.7	71.5
10	20.9	1.2	17.5	70.7
20	19.9	1.0	14.5	71.0
30	19.8	1.1	16.4	76.0
50	18.8	1.1	15.2	77.2
75	19.3	1.1	16.2	75.3
100	19.1	1.1	15.6	74.8
150	19.4	1.0	15.5	79.5

area of the affected region is also presented in the table. This value represents the uniformity ratio, which shows how close the treated area is to a perfect rectangle and, therefore, the uniformity of the hardened area throughout the treatment. The table shows how the width and the area treated decrease as the frequency of oscillation increases. The depth of the treated area remains between 1.2 mm and 1.0 mm, being slightly lower at higher frequencies. In turn, high oscillation frequencies have a higher aspect ratio and, consequently, a more uniform treated area according to the calculated uniformity ratio. This effect can be observed in Fig. 9, where the cross section of the hardened region of the tests

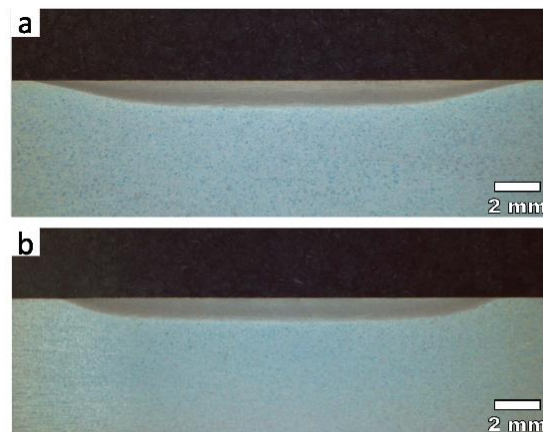


Fig. 9. Geometry of the treated area for hardening tests performed at a) 5 Hz and b) 150 Hz.

corresponding to 5 Hz and 150 Hz is shown. In this figure it can be observed that the lower frequency test has a softer slope at the extremes of the hardened area, while it is more significant in the case of tests with a higher oscillation frequency. These results are consistent with those shown so far in the previous sections, being the greater the oscillation frequency, the greater the overlapping degree between laser scans and, therefore, higher the temperature reached at the ends of the oscillation, which allows a more homogeneous affected area.

3.3. Microstructure and grain size

Different microstructures can be distinguished along the transverse section of the treated region for each of the tests performed. The chemical etching carried out with a 4% Nital solution shows, in the contiguous area to the surface, a martensitic microstructure formed mainly by coarse martensite plates with globular carbides, as can be seen in Fig. 10a and b, corresponding to the test carried out at 5 Hz, and Fig. 12a and b from test performed at 150 Hz. However, in the same region, a second chemical treatment with a Vilella-type reagent, used to reveal the austenitic grain boundaries, reveals for low 5 Hz and 10 Hz oscillation frequency tests, a martensitic structure with dendritic morphology, of about 180 μm and 50 μm thick respectively. This microstructure is a consequence of high fluctuations of the temperature at the material surface that have resulted in an overheating and melting of the near-surface region and, therefore, in the growth of the austenitic grain size. This kind of structures has been reported by Mioković et al. [21], during the hardening treatment of the same alloy by means of

pulsed laser beams, using low frequency pulse repetition rates. It should be noted that this effect is not observed in the tests with the higher oscillation frequencies, as can be appreciated in Fig. 11.

In the intermediate region of the transformed zone, about 0.5 mm from the surface, the martensite structures become thinner due to the softer thermal cycles that take place in that area. Consequently, the resulting microstructure in the treated central region consists of a mixture of lath and plate martensite with fine globular carbides as shown in Fig. 10c and d for the 5 Hz test and Fig. 12c and d for the 150 Hz test.

In addition, the transition region between the hardened zone and the microstructure of the unaltered base metal resulted for all the performed test, is a partially austenized region where martensite structures coexist with ferrite networks that grow as the distance to the surface increases, as can be seen in the Fig. 10e and f corresponding to the 5 Hz oscillation frequency, and in the Fig. 12e and f from test carried out at 150 Hz.

The martensitic structures obtained in all the tests show, in line with the results achieved in the previous section, that the temperature has been maintained for an adequate time above the critical austenization temperature and, hence, sufficient to promote the corresponding martensitic transformation during the cooling process, mainly in the two regions closest to the surface.

Finally, the unprocessed base material located under the hardened region presents a ferritic matrix microstructure with globular perlite.

On the other hand, a gradient of the resulting austenitic grain size, due to the cycles of temperature generated over the hardened region, is observed in all tests from the material surface to the untreated base

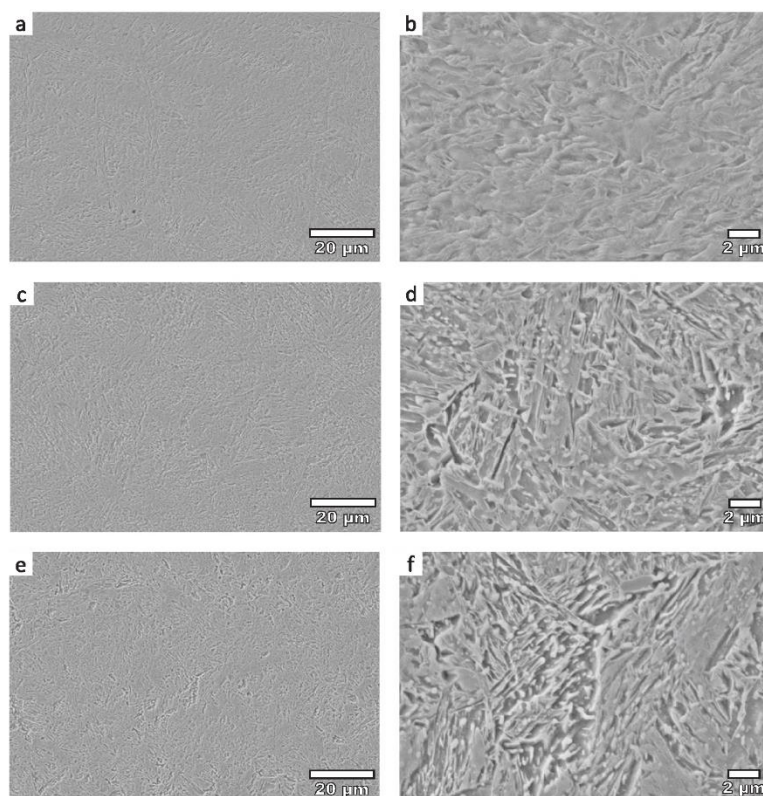


Fig. 10. Microstructure of the treated area corresponding to a 5 Hz oscillation frequency, revealed by a 4% Nital solution. Treated region close to the surface: a) 1000 \times magnification, b) 5000 \times magnification. Intermediate treated region at 0.5 mm from the surface: c) 1000 \times magnification, d) 5000 \times magnification. Transition region at 1 mm from the surface: e) 1000 \times magnification, f) 5000 \times magnification.

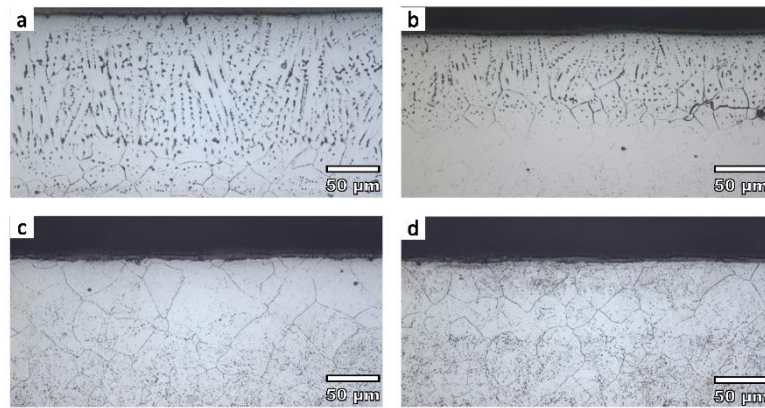


Fig. 11. Microstructure of the treated area nearest to the surface at oscillation frequencies of a) 5 Hz, b) 10 Hz, c) 50 Hz and d) 100 Hz, revealed by means of a Vilella-type reagent.

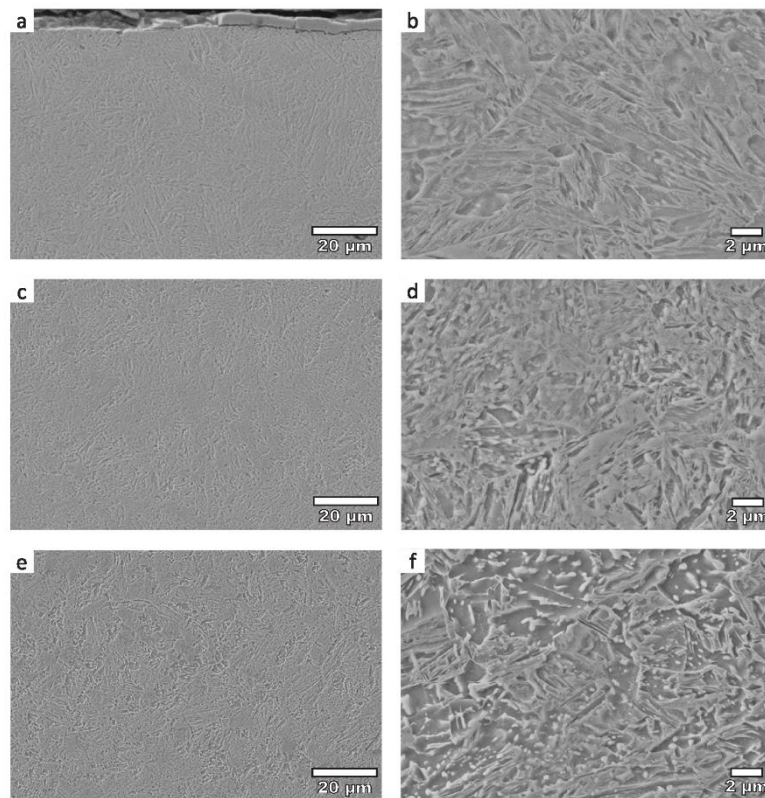


Fig. 12. Microstructure of the treated area corresponding to a 150 Hz oscillation frequency, revealed by a 4% Nital solution. Treated region close to the surface: a) 1000× magnification, b) 5000× magnification. Intermediate treated region at 0.5 mm from the surface: c) 1000× magnification, d) 5000× magnification. Transition region at 1 mm from the surface: e) 1000× magnification, f) 5000× magnification.

material. Table 4 shows the austenitic grain size of the hardened region nearby to the surface of the material in each test, where also a gradual reduction in grain size can be seen as the selected oscillation frequency increases, achieving a G8 value at the maximum frequency of 150 Hz, higher than the one of the base material. However, tests carried out at

frequencies of 5 Hz and 10 Hz present a larger grain size, and those at 20 Hz and 30 Hz are very similar to the base material.

Table 4
ASTM average grain size values of the treated regions near the material surface at different oscillation frequencies.

Base material	5 Hz	10 Hz	20 Hz	30 Hz	50 Hz	75 Hz	100 Hz	150 Hz
G6-7	G5	G5	G6	G6	G7	G7	G7	G8

3.4. Microhardness

Vickers microhardness measurements every 0.1 mm from the hardened central region on the material surface to its core for all tests are presented in the Fig. 13. Microhardness value at 0.1 mm for all tests is between 605 HV and 646 HV (amounting to 55.4 HRC and 57.3 HRC) corresponding exactly to the tests performed at 150 Hz and 30 Hz respectively. These values are comparable to those typically obtained during the hardening process of the same steel alloy, by means of a laser beam with a uniform intensity profile generated by conventional guiding means, with fixed optics [22]. As the distance to the surface increases towards the interior of the material the microhardness gradually decreases, starting to descend sharply from 0.6 to 0.7 mm deep, where untransformed phases begin to appear, a result that is in line with the microstructural analysis shown in the previous section. However, this abrupt decrease in hardness does not occur until 0.9 mm in the case of the test carried out at 5 Hz, a result which is consistent with the fact that the depth of the treated layer in the central region scanned by the laser beam is greater at low frequencies than in the rest of the cases. This effect has been observed during surface hardening treatment by pulsed laser sources, employing low frequency pulse repetition rates [21].

3.5. Residual stresses

The residual stress values obtained on the surface of the irradiated region for each oscillation frequency are shown in Fig. 14. Compressive residual stresses were obtained in all cases, although at oscillation frequencies of 5 Hz and 10 Hz, less compressive stresses were observed than in the rest of the tests, located around -200 MPa, as a result of the dendritic microstructure obtained on the surface. On the other hand, at higher oscillation frequencies, where the microstructure is martensitic, the residual stresses were more compressive, being between values of -350 MPa and -450 MPa. This result is in accordance with the tensional state typically reached on the 42CrMo4 alloy by means of traditional laser surface hardening, performed through guiding systems based on fixed optics [2].

On the other hand, in the Fig. 14, it is shown how the residual compressive stresses obtained in the central hardened region of each test are compensated with the resulting tensile stresses at their ends. The maximum values of tensile residual stresses, above 600 MPa, take place

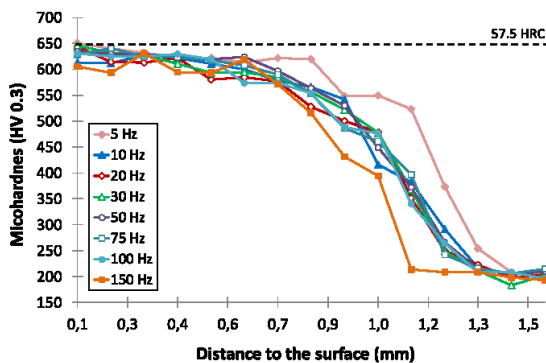


Fig. 13. Vickers microhardness from the surface to the unaltered region of the base material for each test carried out at different oscillation frequencies.

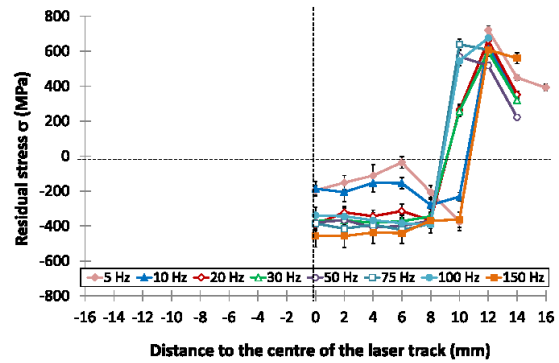


Fig. 14. Residual surface stresses measured in the circumferential direction and from the central region towards one side of the treated area for each test conducted at different oscillation frequencies.

in the heat-affected zone, adjacent to the hardened region, where the temperature gradient has generated a small tempered zone on the material surface. Beyond this heat-affected zone, less intense tensile stresses are observed, corresponding to the surface tension state of the steel cylinder, and induced by the previous finishing operations conducted.

Finally, residual stresses obtained from the material surface to a depth of 140 μm and 160 μm within the hardened region, for 5 Hz and 150 Hz respectively, are presented in the Fig. 15. In both cases the stresses obtained are compressive. In the test carried out at 150 Hz, the stresses are constant from the surface, remaining at values around -500 MPa. However, in the case of 5 Hz, a value of -250 MPa is observed at the surface, which decreases as the distance from the surface increases, reaching values of around -500 MPa from 100 μm depth. This region with less compressive residual stresses coincides with the dendritic region obtained at the surface for those tests of lower frequency, which implies that there has been a surface overheating and melting, as indicated in the section where the resulting microstructure has been analysed.

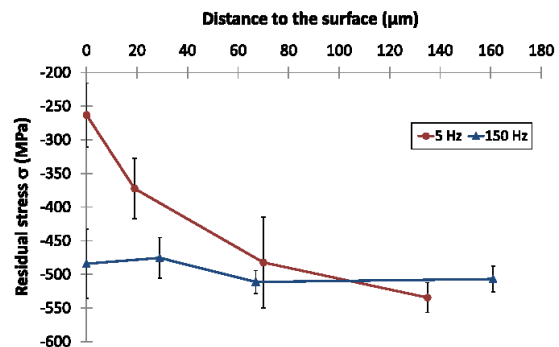


Fig. 15. Residual stresses from the 5 Hz and 150 Hz tests measured in the circumferential direction from the surface to the interior of the hardened zone.

4. Summary and conclusions

In this work, a study on the oscillation frequency parameter during the surface hardening process of 42CrMo4 steel has been carried out. Specifically, the relationship of the new frequency parameter with the process characteristic variables has been studied, as well as its effect on the temperature, geometry, microstructure, microhardness and residual stresses of the treated region of the material.

The hardening process using an oscillating laser beam, guided by a galvanometric mirror scanner and generated by a high power diode laser beam, constitutes a suitable and complementary method to the conventional laser surface hardening technique based on fixed optics, for hardening the surface of a 42CrMo4 grade steel. Given the nature of the process, the method can be extended to other steels.

The use of low oscillation frequencies implies a greater dispersion of temperature which can result in the melting of a superficial layer of the treated region, mainly affecting the microstructure and, therefore, generating a martensitic microstructure of dendritic morphology. In these regions, an increase in austenitic grain size is observed, as well as a lower degree of compressive residual stresses with respect to the other tests.

The minimum oscillation frequency required to carry out the hardening process in a uniform manner and comparable to the results typically achieved by fixed optical element guiding techniques, depends mainly on the interaction time and the power density used. This value must be chosen in such a way that the average temperature dispersion is between the melting temperature and the austenitic transformation temperature of the material, although, selecting the appropriate value may be limited by the performance and functionalities of the laser source and the optical scanning system used.

CRedit authorship contribution statement

Carlos Soriano: Conceptualization, Methodology, Validation, Investigation, Writing – original draft, Writing – review & editing, Visualization. **Goretti Alberdi:** Conceptualization, Validation, Investigation, Visualization. **Jon Lambarri:** Conceptualization, Validation, Writing – review & editing, Visualization. **Ana Aranzabe:** Writing – review & editing, Supervision. **Armando J. Yáñez:** Writing – review & editing, Supervision.

Declaration of competing interest

The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

References

- [1] J. Grum, Laser surface hardening, in: G.E. Totten (Ed.), *Steel Heat Treatment: Equipment and Process Design*, 2nd edn., 2007, pp. 435–566 (Taylor & Francis, Boca Raton).
- [2] V. Kostov, J. Gibmeier, A. Wanner, Local residual stress distributions induced by repeated austenite-martensite transformation via laser surface hardening of steel AISI 4140, *Mater. Sci. Forum.* 681 (2011) 321–326.
- [3] L. Giorleo, A. Liu, B. Previtali, Apparent spot in circular laser hardening: effect of process parameters, *Int. J. Mater. Form.* 3 (2010) 1119–1122.
- [4] G.G. Gladush, I. Smurov, *Physics of Laser Materials Processing*, 1st ed., Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, Berlin, 2011.
- [5] J.S. Ekersley, Laser applications in metal surface hardening, in: *Proc. From Fourth Ind. Energy Technol. Conf.*, Houston, 1982, pp. 141–152.
- [6] D. Schuöcker, J. Aichinger, R. Majer, O. Spitzer, A. Rau, T. Harrer, Improved laser hardening process with temperature control avoiding surface degradation, in: *8th Int. Conf. Photonic Technol.*, LANE, 2014.
- [7] S. Bonns, M. Seifert, B. Brenner, E. Beyer, Precise hardening with high power diode lasers using beam shaping mirror optics, in: M. S. Zediker (Ed.), *Proc. SPIE* (2003) 86–93.
- [8] M. Seifert, S. Bonns, B. Brenner, E. Beyer, High power diode laser beam scanning in multi-kilowatt range, in: *Proc. 23rd Int. Congr. Appl. Lasers Electro-Optics*, 2004, pp. 1201–1207.
- [9] P. VonJan, M. Axtner, Mirror technology is the key, *Laser Tech. J.* 8 (2011) 20–23.
- [10] G.H. Farrahi, M. Sistaninia, Thermal analysis of laser hardening for different moving patterns, *Int. J. Eng. Trans. A Basics.* (2009) 22.
- [11] H.S. Dewi, J. Volpp, Impact of laser beam oscillation strategies on surface treatment of microalloyed steel, *J. Laser Appl.* 32 (2020), 042006.
- [12] P. Sancho, M.A. Montealegre, J. Domínguez, P. Alvarez, J. Isaza, Dynamic control of laser beam shape for heat treatment, *J. Laser Appl.* 30 (2018), 032507.
- [13] F. Qiu, V. Kujanpää, Surface hardening of AISI 4340 steel by laser linear oscillation scanning, *Surf. Eng.* 28 (2012) 569–575.
- [14] S. Martínez, A. Lamikiz, E. Ukar, A. Calleja, J.A. Arrizubieta, L.N. Lopez de Lacalle, Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process, *Opt. Lasers Eng.* 90 (2017) 72–80.
- [15] P. Sancho, F. Cordovilla, J. Domínguez, M.Á. Montealegre, J. Isaza, Á. García-Beltrán, J.L. Ocaña, Customized laser beam intensity distribution for the laser surface treatment of geometrically convoluted components, *J. Mater. Process. Technol.* 263 (2019) 223–232.
- [16] C. García, A., M. Bartolomé G, C. Capdevila M., D. San Martín F., F. García C., F.J. Vara M., Técnicas para revelar borde de grano austenítico en aceros, *Rev. Met.* 37 (2001) 528–539.
- [17] J. Lu, *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, The Fairmont Press Inc, New Jersey, 1996.
- [18] S. Saïdar, L. Li, M.A. Sheikh, Z. Liu, Non-conventional laser beam geometries for laser transformation hardening of mild steels, in: *PICALO 2006 - 2nd Pacific Int. Conf. Appl. Laser Opt. - Conf. Proc.*, 2006.
- [19] T. Mitković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhle, Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation, *Mater. Sci. Eng. A.* 435–436 (2006) 547–555.
- [20] F. Cordovilla, Á. García-Beltrán, P. Sancho, J. Domínguez, L. Ruiz-de-Lara, J. L. Ocaña, Numerical/experimental analysis of the laser surface hardening with overlapped tracks to design the configuration of the process for Cr-Mo steels, *Mater. Des.* 102 (2016) 225–237.
- [21] T. Mitković, V. Schulze, O. Vöhringer, D. Löhle, Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening, *Acta Mater.* 55 (2007) 589–599.
- [22] N.S. Bailey, W. Tan, Y.C. Shin, Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser, *Surf. Coatings Technol.* 203 (2009) 2003–2012.

10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018]

Laser surface tempering of hardened chromium-molybdenum alloyed steel

Carlos Soriano^{a,*}, Goretta Alberdi^a, Jon Lambarri^a, Ana Aranzabe^a, Armando Yáñez^b

^a*Ik4-Tekniker, Iñaki Goenaga 5, 20600 Eibar, Spain*

^b*Universidade da Coruña, Escola Politécnica Superior, 15403 Ferrol, Spain*

* Corresponding author. Tel.: +943206744; Fax: +943206744; E-mail address: Carlos.soriano@tekniker.es

Abstract

The effect of a laser tempering process, subsequent to a laser hardening treatment, on the microstructure, microhardness, structural composition of phases and residual stresses of a 42CrMo4 steel has been studied. The tempering process has been carried out using a 10 kW diode laser and a galvanometer scanner head. Results show that the subsequent tempering process, after the laser hardening treatment, can be a complementary and effective method to adjust, through the selection of the appropriate process parameters, the desired degree of hardness and tensile state of the processed area, attending to the specific requirements demanded in a component.

© 2018 The Authors. Published by Elsevier Ltd. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>)

Peer-review under responsibility of the Bayerisches Laserzentrum GmbH.

Keywords: laser tempering; martensite; tempered martensite; retained austenite; 42CrMo4.

1. Introduction

Tempering is a widespread heat treatment in industry. This process is normally carried out on previously surface or bulk hardened martensitic steel components for reducing fragility, increasing ductility, toughness and relieving its tensile stress state. In addition, tempering leads to a reduction in hardness and mechanical strength.

Surface tempering treatment using induction heating technology is also common in industry, especially for medium and high carbon steels, cast iron and some alloys [1]. This process is typically carried out after the hardening treatment, using the same technology, in order to reduce the brittleness of the material associated to the previous quenching, through the reduction of the retained austenite concentration, and the high hardness.

In the case of laser technology, tempering has received less attention. The process consists of heating by the action of a laser beam, below the austenitic transformation temperature, the surface of a previously hardened steel. Compared to the traditional tempering process, heating and cooling take place in a very short time, producing a softening of the previous

martensite structure, and generating a greater toughness and lower hardness phase, consisting mainly of tempered martensite.

Tempering of overlapped laser hardening single tracks has been one of the most studied topics so far [3,4]. On the other hand, work carried out by Gureev et al. related to the laser tempering process before and after a surface hardening treatment, using CO₂ lasers on different steels, is also significant [5,6]. Other investigations have focused on the laser tempering treatment to reduce the fragility of certain surface hardened or nitrided regions subjected to high dynamic loads [7], as well as on the study of the tempering process of hypereutectoid steels to increase their machinability through a controlled reduction of the surface hardness [8]. Recently, several studies have appeared concerning laser tempering treatments on industrial components, such as the research carried out by Järvenpää et al. [9] related to the local surface softening of high-strength steels, to improve their forming properties of car body parts, and as the study carried out by Leunda et al. [10], focused on the secondary hardening process through laser tempering treatment of powder tool steels coatings applied by laser cladding.

The present work focuses on the study of the laser tempering process of a previously surface hardened 42CrMo4 steel, as an alternative to surface tempering treatments that are applied to different industrial components such as shafts and gears among others, through more conventional processes.

2. Methodology

A 56 mm in diameter and 200 mm in length cylindrical bar, previously turned, from 42CrMo4 medium alloyed carbon steel were used in this study. The chemical composition of the alloy is shown in Table 1. The material was previously normalized, presenting a typical ferrite-perlite structure, with a hardness of 173 HB and a G7 grain size characterized according to ASTM 112 standard.

Table 1. Chemical composition (wt. %) of the treated material.

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
42CrMo4	0.400	0.820	0.017	0.010	0.330	1.020	0.160

A continuous wave 10 kW high power diode laser was used in the research, using two of the four emission wavelengths available, 910 nm and 940 nm, with a maximum possible power of 2500 W each. The laser beam was lead to the working area through a 1 mm circular fibre optic followed by a 72 mm and 600 mm collimating and focusing optics respectively. The optical beam path was completed with a two-dimensional scanning head able to produce in the focal plane, through the movement of galvanometric mirrors, an equivalent spot of 25.8 x 7.8 mm. The head was fixed to a 6-axis robot capable of positioning the equivalent laser spot over the area of interest. In addition, the cylindrical rod specimen was clamped to an indexing table.

To carry out the study, a battery of individual laser track tests was programmed in the radial direction of the cylindrical bar. Every test was composed by two stages, a first single revolution stage of hardening, carried out at an angular speed of 0.27 rad/s and an average power density of 1705 W/cm², followed, after 45 s, by a tempering stage, performed over the previous hardened region, in which the average power density of every test was varied from 265 W/cm² to 1705 W/cm² in steps of 160 W/cm², maintaining an angular speed of 0.48 rad/s.

The geometry, grain size and microstructure of the processed areas were characterized by optical and scanning electron microscopy. The samples were polished with diamond powder and chemically etched in a 4% Nital solution. Microhardness measurements were performed by means of a microhardness tester with a load of 0.3 Kg from the material surface to the core, every 0.1 mm.

Qualitative measurement of the phase composition, as well as surface residual stresses of the treated region in each test were measured by a parallel beam X-ray diffractometer, using an irradiated area of 2 mm in diameter and Cr radiation, operating at 40 kV and 40 mA. Surface residual stresses were measured in the longitudinal direction of the processed steel cylinder every 3 mm, from the central region of the hardened track area to the unaffected area of the material, using the (211)_α X-ray diffraction peak located at $2\theta \sim 156^\circ$.

3. Results and discussion

3.1. Microstructure and structural composition of phases

The treated regions present different microstructures depending on the power density used and the temperature reached in the material. Fig. 1a shows the cross section of the test carried out at 1065 W/cm², as a representative example of the performed treatments. The temperature generated at 265 W/cm² was not enough to transform the original microstructure, which presents lath martensite precipitated during the cooling cycle. From 425 W/cm² to 1065 W/cm², a tempered martensite microstructure in the processed regions is observed, formed by an aggregate of fine carbides dispersed in a ferritic matrix, with the presence of retained austenite, as can be seen, as example, in Fig. 2, corresponding to the tempering treatment carried out at 905 W/cm². From 1065 W/cm², as the temperature increases, a martensite microstructure appears again in the regions near the surface, due to the heat generated above the austenizing critical temperature, and finally, below this region, tempered martensite is observed due to the gradual decrease in temperature from the surface into the material, as shown in Fig. 1b.

On the other hand, the grain size of the processed areas was G7, remained unaltered respect to the characterized value of the original material.

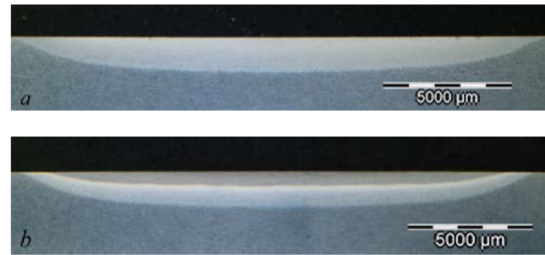


Fig. 1. Cross sections of the laser processed area at (a) 1065 W/cm² and (b) 1385 W/cm².

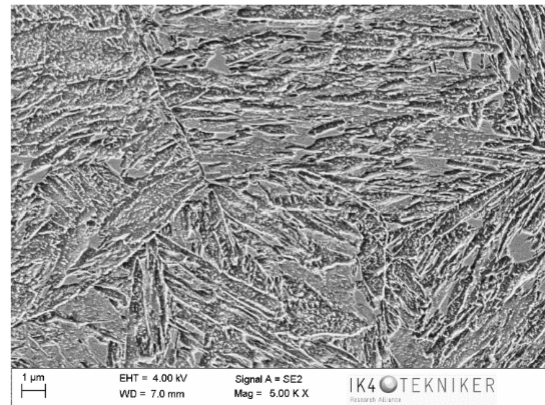


Fig. 2. Resulting microstructure after the laser tempering treatment using a power density of 905 W/cm².

Fig. 3 shows the X-ray diffraction scans of the surface region treated in each of the tests performed. The diffraction peaks corresponding to the planes $(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$ and $(220)_\gamma$, being the maximum intensity peak the crystallographic plane $(111)_\gamma$, are shown. These peaks are typical of a face-centered cubic structure (fcc), characteristic of an austenitic microstructure, which mainly indicates the presence of retained austenite, both in hardened and tempered regions, resulting the volumetric fraction of austenite very similar in all of them.

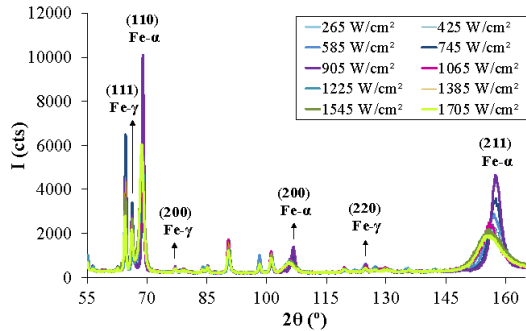


Fig. 3. X-ray diffraction scans of the 42CrMo4 treated regions.

Moreover, in Fig. 3, are also represented the X-ray diffraction scans of the crystallographic planes $(110)_\alpha$, $(200)_\alpha$ and $(211)_\alpha$, which indicates the presence of body-centered cubic (bcc) crystalline structures, corresponding to the ferritic microstructure of the base material, the martensite and the tempered martensite of the treated regions, with different degrees of intensity. Martensite and tempered structures can be distinguished by the displacement of the centres of gravity of the diffraction peaks corresponding to α -Fe, due to the modification of the parameters of the crystalline network during the tempering process and therefore to the loss of the tetragonality of the network of the martensitic structure generated after the hardening process. This effect is shown in Fig. 4, where the diffraction peaks of the plane $(211)_\alpha$ of the treated regions are represented. The results show a gradual increase in the tempered martensite phase as the treatment temperature increases, being the highest fraction of tempered martensite corresponding to the treatment performed at 905 W/cm^2 . As the power density increases, once the austenizing temperature is exceeded, the diffraction lines gradually move slightly towards smaller angles to the base metal diffraction peak, indicating the presence of martensite according to the microstructure results previously shown.

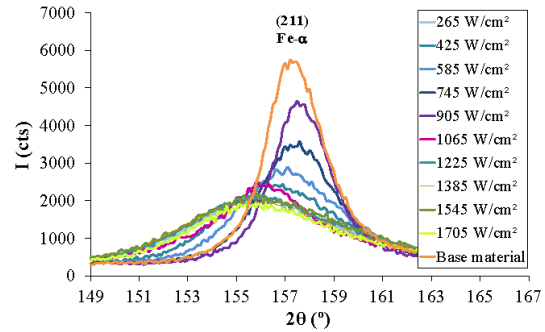


Fig. 4. X-ray diffraction scans of the 42CrMo4 treated regions corresponding to the $(211)_\alpha$ crystallographic plane.

3.2. Hardness

As mentioned before, the laser tempering treatment produces a softening of the previous martensite microstructure, reducing the hardness of the irradiated areas. This effect can be clearly observed in Fig. 5, where microhardness values obtained for each test, from the surface to the core of the material, are shown. At 265 W/cm^2 , the hardness remains at values close to 650 HV, meaning that practically no tempering temperatures have been reached, keeping the treated region the typical martensite structure originated after the laser hardening operation. However, from 425 W/cm^2 , as the power density used increases and therefore the temperature in the treated area, the hardness decreases gradually until reaching around 400 HV for a power density of 1065 W/cm^2 .

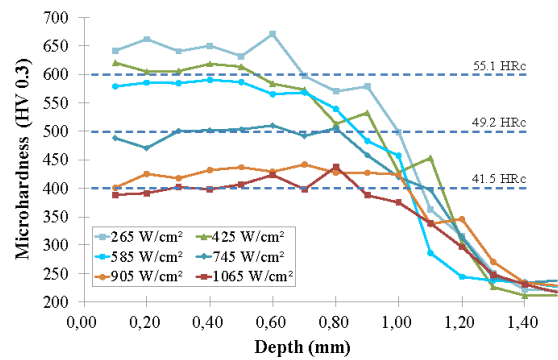


Fig. 5. Microhardness profiles across the processed area for tests of 265 to 1065 W/cm^2 .

On the other hand, using higher power densities, as shown in Fig. 6, microhardness of the areas near the surface increases again, as a result of the austenization of the microstructure and subsequent martensitic transformation carried out during the cooling cycle, followed by a region of lower hardness, which corresponds to a microstructure of tempered martensite, according to the results shown in the previous sections.

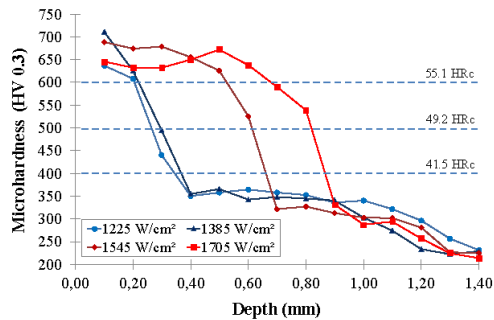


Fig. 6. Microhardness profiles across the processed area for tests of 1225 W/cm² to 1705 W/cm².

3.3. Residual stresses

Fig. 7 and Fig. 8 show longitudinal tensile stresses measured in the surface of every processed region at power density levels from 265 to 1065 W/cm² and 1225 to 1705 W/cm² respectively. According to the results shown above, at 265 W/cm² the heating has been insufficient to transform the initial structure of martensite, and therefore the obtained residual stresses are compressive. As the power density increases, residual stresses growth gradually, being still compressive at 425 W/cm², were the tempered temperature has been low. However, at higher power density levels residual stresses become tensile, reaching its maximum value in the case of tests carried out at 745 W/cm² and 905 W/cm², in which, according to the previous results, tempered martensite fraction is high. From 1065 W/cm², where the tempering temperature is high, close to the critical austenizing temperature, residual stresses become compressive again, reaching at the central processed surface region values below -200 MPa. As shown in Fig. 8, and according to the achieved microhardness and X-ray diffractive scan results, at higher power density levels the residuals stresses become compressive on the surface regions again, agreeing with the martensite microstructure shown above.

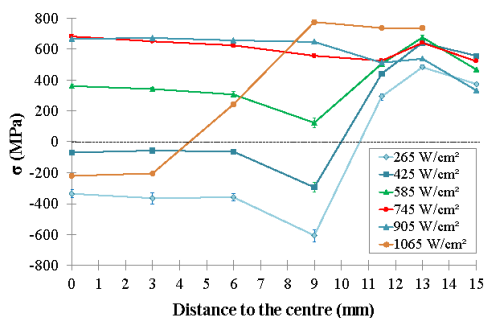


Fig. 7. Surface longitudinal residual stresses measured for test of 265 W/cm² to 1065 W/cm².

Finally, it should be noted that maximum residual stresses have been concentrated in the transition zones between the hardened region and the untreated material, as can be seen in

Fig. 7 and Fig. 8, starting at 9 mm from the central processed area, due mainly to the balance established between the tensile and compressive residual stresses generated in the material.

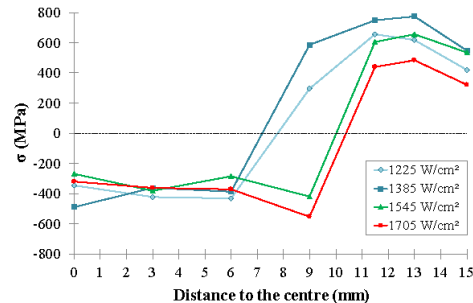


Fig. 8. Surface longitudinal residual stresses measured for tests of 1225 W/cm² to 1705 W/cm².

4. Conclusions

The effect of laser tempering process carried out on a previously laser hardened region, on the microstructure, microhardness, structural composition of phases and residual stresses of 42CrMo4 steel has been studied. The experimental results achieved show that the laser tempering treatment transforms the martensite hardened phase into a tempered martensite one, being a complementary and effective method to adjust, through the selection of the appropriate values of power density and interaction time, the desired degree of hardness as well as tensional state of a processed area, in order to meet the requirements demanded in a given component.

References

- [1] Rudnev V, Loveless D, Cook RL. Handbook of induction heating. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press; 2017.
- [2] Burakowski T, Wierzbicki T. Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies. Boca Raton: CRC Press; 1999.
- [3] Hegge HJ, De Beurs H, Noordhuis J, De Hosson JThM. Tempering of Steel during Laser Treatment. Metall. Trans. A 1990;21:987-995.
- [4] Lakhkar RS, Shin YC, Krane MJM. Predictive modeling of multi-track laser hardening of AISI 4140 steel. J Mater Sci Eng A 2008;480:209-217.
- [5] Gureev DM, Mednikov SI. Combination of laser quenching and tempering for hardening tool steels. Sov J Quantum Electron 1988;18:1054-1057.
- [6] Gureev DM, Mednikov SI, Shukhostanov VK, Yamshchikov SV. Influence of laser tempering on the characteristics of surface layers of tool steels. Sov J Quantum Electron 1990;20:1003-1006.
- [7] Guriev VA, Tesker EI. Laser treatment of parts with stress raisers. Met Sci Heat Treat 1991;33:172-174.
- [8] Raghavan S, Melkote SN, Hashimoto F. Laser tempering based turning process for efficient machining of hardened AISI 52100 steel. J Manuf Process 2013;15:318-328.
- [9] Järvenpää A, Jaskari M, Hietala M, Mäntyjärvi K. Local laser heat treatments of steel sheets. Phys Procedia 2015;78:296 – 304.
- [10] Leunda J, Garcia Navas V, Soriano C, Sanz C. Effect of laser tempering of high alloy powder metallurgical tool steels after laser cladding. Surface & Coatings Technology 2014;259:570–576.

