

UNIVERSIDAD DE OVIEDO

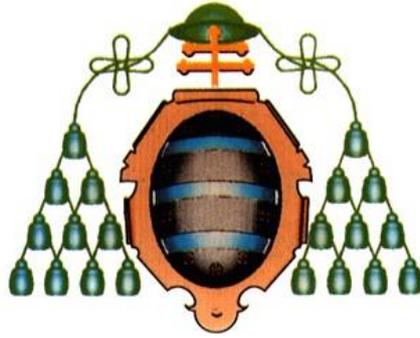
Programa de Doctorado de Ciencia y Tecnología de
Materiales

CONTROL DE LOS PARÁMETROS DE SHOT PEENING
CON OBJETO DE OPTIMIZAR ESTOS TRATAMIENTOS
SOBRE MATERIALES INDUSTRIALES

TESIS DOCTORAL

Víctor Llana Menéndez

Septiembre 2014



UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Programa de Doctorado de Ciencia y Tecnología de
Materiales

CONTROL DE LOS PARÁMETROS DE SHOT PEENING
CON OBJETO DE OPTIMIZAR ESTOS TRATAMIENTOS
SOBRE MATERIALES INDUSTRIALES

TESIS DOCTORAL

Francisco Javier Belzunce Varela



RESUMEN DEL CONTENIDO DE TESIS DOCTORAL

1.- Título de la Tesis

Español: Control de los parámetros de shot peening con objeto de optimizar estos tratamientos sobre materiales industriales.

Inglés: Control of shot peening parameters in order to optimize these treatments for industrial materials.

2.- Autor

Nombre: Víctor Llaneza Menéndez

DNI:

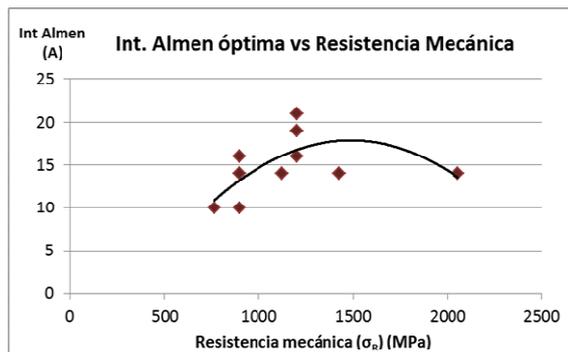
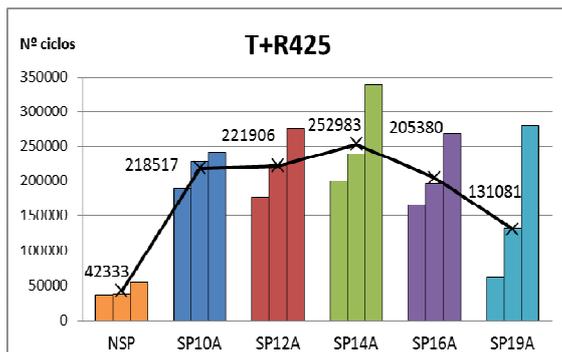
Programa de Doctorado: Ciencia y Tecnología de Materiales (Interdepartamental)

Órgano responsable: Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

RESUMEN (en español)

Esta tesis pretende definir una serie de recomendaciones encaminadas a facilitar el uso adecuado de una tecnología ya conocida, pero que aún hoy en día no se aplica de la manera más eficiente posible, el shot peening, un tratamiento superficial en frío, que se basa en hacer impactar a gran velocidad bolas esféricas de pequeño tamaño ($0,3 < \varnothing < 1,6$ mm) contra la superficie del material a tratar, induciendo una serie de fenómenos que, correctamente controlados, pueden mejorar el comportamiento en servicio de componentes metálicos industriales. Con esto se intenta ayudar a las empresas del sector metal a sacarle el máximo partido a este tipo de tratamientos, fundamentalmente en lo que respecta a su influencia sobre la vida a fatiga, fenómeno que representa aproximadamente el 90% de los fallos mecánicos de los componentes metálicos.

En este trabajo se ha analizado el efecto de diferentes tratamientos de shot peening, con el mismo grado de cobertura ($GC=100\%$), pero con distintas intensidades Almen, comprendidas entre 8A y 21A, sobre 6 variantes del acero AISI 4340, obtenidas tras distintos procesos de temple y revenido, que abarcan un amplio rango de propiedades mecánicas. Se ha analizado y cuantificado la evolución de las tensiones residuales de compresión inducidas y del endurecimiento superficial generado, además del tamaño de las huellas creadas y de los defectos superficiales surgidos (rugosidad, grietas,...), para luego interpretar mediante ensayos de fatiga rotativa ($R=-1$), la repercusión de todos ellos sobre la vida a fatiga. Con esto se ha comprobado como cada uno de los aceros responde de manera distinta a los tratamientos, y como a partir de cierta intensidad Almen, definida como óptima, el efecto beneficioso sobre la vida a fatiga se reduce, lo que evidencia que el tratamiento ideal depende directamente de las propiedades del material a tratar. En función de los datos experimentales alcanzados se ha construido una sencilla gráfica que da una idea aproximada de cuál debería ser la intensidad Almen a utilizar en función de las propiedades mecánicas del material a tratar.





Además, se ha evidenciado que los tratamientos óptimos logran evitar que la grieta de fatiga se genere en la superficie a pesar de ser esta región la más cargada en los ensayos llevados a cabo, debido a la adecuada relación entre efectos beneficiosos y perjudiciales lograda. También se ha analizado el proceso de relajación, tanto de las tensiones residuales como del endurecimiento superficial, confirmando como dichos fenómenos se reducen de forma considerable a lo largo del ensayo de fatiga, por lo que no todos los aspectos positivos inducidos en el tratamiento actuarán finalmente como freno a la propagación de las grietas, sino que sus valores finales dependerán de las propiedades del material y de las características del ensayo de fatiga, fundamentalmente la carga aplicada.

Paralelamente se han enunciado una serie de expresiones que ayudan a predecir con gran exactitud y sencillez el tamaño de las huellas y los perfiles de tensiones residuales, además de evidenciar como la rugosidad por sí misma no resulta un parámetro válido para evaluar la influencia del acabado superficial sobre la vida a fatiga, ya que obvia la presencia de microgrietas que se pueden generar si los tratamientos aplicados han sido demasiado intensos.

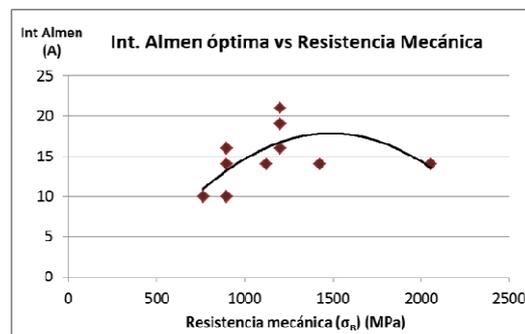
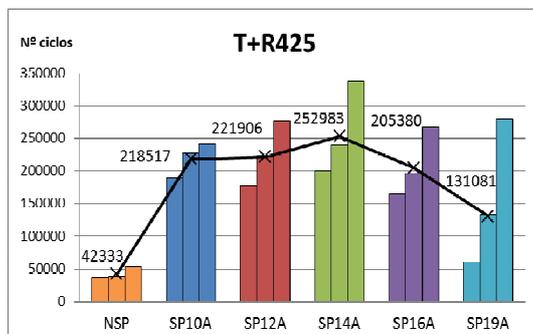
Con todo esto se ha conseguido conocer en profundidad las características de los tratamientos de shot peening, sus efectos sobre una amplia gama de aceros templados y revenidos, comúnmente utilizados en la industria, a la vez que se han proporcionado una serie de herramientas que pueden servir de ayuda para que la industria metalmecánica saque el mayor partido posible de los tratamientos citados de cara a aumentar la vida a fatiga de los componentes industriales.



RESUMEN (en Inglés)

This thesis tries to help making the correct use of shot peening treatments easier. Shot peening (SP) is a well known technology, but even nowadays, it is not being used in the most efficient way. SP is a surface treatment that consists of throwing tiny spherical balls ($0.3 < \varnothing < 1.6$ mm) at high speed onto the surface of the components to be treated. These impacts induce several effects on the surface layer that, properly controlled, could improve the properties of the metallic industrial components. This work attempts to help the metal industry to make the best of this treatment in order to prevent fatigue failures, which is the main reason of mechanical failures, accounting for approximately 90% of all them.

The effects of different shot peening treatments, which were performed using different Almen intensities, between 8A and 21A, all under complete coverage, ($GC=100\%$), were analyzed. For this purpose 6 different steels were used, which were obtained applying different heat treatments (quenching and tempering) to an AISI 4340 steel, covering very different mechanical properties. In this research the evolution of compressive residual stresses and surface work hardening, along with the dent size and others surface defects, like roughness, cracks or folds were quantified and studied, with the aim of learning their influence in the fatigue life, which was evaluated using a rotating bend fatigue test ($R = -1$). It is remarked the way each steel reacts to the same SP treatment and also that from a certain Almen intensity, called optimum intensity, the improvement in the fatigue life starts to decrease. The optimum SP treatment depends directly on the mechanical properties of the material treated. From the obtained experimental results, it was possible to plot a simple chart that shows the ideal Almen intensity, based on the fundamental mechanical properties of each steel.



Moreover, it is demonstrated that the optimum treatment can avoid or delay the growth of fatigue cracks on the specimen surface, even though this area is the most loaded in our fatigue tests, because they achieve an appropriate balance between positive effects and defects that allows the protection of this area. Residual stress and surface hardness relaxations during fatigue test were also analyzed, verifying that they are significantly reduced along the fatigue cycles, meaning that not all the shot peening positive effects initially induced are maintained in order to prevent the fatigue crack initiation and/or propagation. The final values of the aforementioned variables depend on the applied load in the fatigue test and also on the mechanical properties of the steel.

At the same time, several mathematic expressions were formulated with the purpose of predicting the dent size and the shape of residual stresses profiles in a simple way. Furthermore, it was confirmed that the roughness is not a valid parameter to evaluate the influence of the surface finishing on the fatigue life, due to the fact that it does not take into account the presence of microcracks or other similar defects that could appear when the applied surface treatment is too aggressive.



Vicerrectorado de Internacionalización y Postgrado

Universidad de Oviedo



Due to all these facts, it has been possible to know the main features of shot peening treatments and their effects over a wide range of quenched and tempered steels, widely used in the industry. At the same time, some practical advice has been proposed in order to help the metal industry to provide a better use of this treatment to improve the fatigue life of industrial components.

“... y parece que aún fue ayer”

Agradecimientos

Ante todo quisiera agradecer a mi director de tesis, Javier Belzunce, su ayuda y dedicación a lo largo de estos años. Desde que en 2007 piqué a su puerta en busca de tutor para mi proyecto fin de carrera, he tenido la suerte de nunca dejar de aprender de él, lo que hace que sea, sin lugar a dudas, la persona más importante en toda mi formación académica.

Además, también me gustaría agradecer el trato diario proporcionado por todo el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, en especial por parte de Juan y Nacho, quienes gracias a su experiencia e ingenio han sido capaces de solucionar todos los problemas técnicos que me han surgido.

Por otro lado, también quisiera agradecer su ayuda a quienes han iniciado el camino en el mundo del shot peening en esta universidad (Pedro, Inés y Ana) y, como no, a la gente del Departamento de Construcción, del que en cierta manera también me siento parte.

Mención aparte merecen Marcos y, nuevamente, Ana, con quienes he compartido infinidad de horas de trabajo y cuya ayuda ha hecho todo más sencillo.

Tampoco quisiera olvidarme de la familia y amigos que tengo la suerte de tener.

A todos, muchísimas gracias.

Víctor Llana Menéndez

Índice

1. Abstract	1
2. Introducción	6
2.1. Objetivos	7
2.2. Estructura del trabajo	8
3. Revisión del tema objeto del trabajo	10
3.1. Shot peening	10
3.1.1. Parámetros del shot peening	11
3.1.1.1. Projectiles	11
3.1.1.2. Intensidad Almen	12
3.1.1.3. Grado de cobertura	14
3.1.1.4. Ángulo de impacto y distancia boquilla-pieza	15
3.1.2. Efectos de los tratamientos de shot peening	16
3.1.2.1. Acabado superficial	17
3.1.2.2. Campo de tensiones residuales de compresión	17
3.1.2.2.1. Relajación de tensión residual	19
3.1.2.2.2. Determinación de la tensión residual mediante difracción de rayos X (DRX)	21
3.1.2.3. Endurecimiento superficial	23
3.2. Aplicaciones	23
3.2.1. Influencia del SP en el comportamiento a fatiga	24
3.2.1.1. Intensidad óptima	25
3.2.1.2. Grado de cobertura	27
3.2.1.3. Otros procedimientos de optimización	30

4. Procedimiento experimental	33
4.1. Materiales analizados	33
4.1.1. Material de partida	33
4.1.2. Obtención de las seis variantes analizadas	33
4.1.3. Ensayos mecánicos convencionales	34
4.1.4. Análisis metalográfico	35
4.2. Preparación de muestras previa al shot peening	35
4.2.1. Probetas planas	35
4.2.2. Probetas de fatiga	35
4.3. Tratamientos de shot peening	36
4.3.1. Máquina de shot peening y utillaje	36
4.3.2. proyectiles	38
4.3.3. Características de los distintos tratamientos	39
4.3.3.1. Intensidades Almen	39
4.3.3.2. Velocidad de las bolas	40
4.3.3.3. Grado de cobertura (GC)	41
4.4. Caracterización de los efectos del shot peening	42
4.4.1. Acabado superficial	42
4.4.1.1. Huellas	42
4.4.1.2. Rugosidad	43
4.4.1.3. Defectos y grietas	44
4.4.1.4. Factor concentrador de tensión	44
4.4.2. Tensiones residuales	46
4.4.2.1. Difractómetro de rayos X	46
4.4.2.2. Calibración y medida	48
4.4.2.3. Obtención del perfil de la tensión residual	50
4.4.2.4. Relajación de la tensión residual	51
4.4.3. Endurecimiento: parámetro FWHM	52
4.4.4. Vida a fatiga	53
4.4.4.1. Máquina de fatiga rotativa	53
4.4.4.2. Condiciones de ensayo	54

5. Resultados y discusión	56
5.1. Materiales	56
5.1.1. Análisis metalográfico	56
5.1.2. Propiedades mecánicas	60
5.2. Efectos del shot peening	62
5.2.1. Acabado superficial	62
5.2.1.1. Huellas	62
5.2.1.1.1. Estimación del diámetro de las huellas en función de la intensidad Almen y de las propiedades mecánicas del acero tratado	63
5.2.1.1.2. Energía cinética de los proyectiles y energía por unidad de superficie	67
5.2.1.2. Rugosidad	69
5.2.1.3. Factor concentrador de tensiones (FCT)	74
5.2.2. Tensiones residuales de compresión generadas en los tratamientos de shot peening	75
5.2.2.1. Perfiles de tensiones residuales	76
5.2.2.1.1. Estimación de la tensión residual de compresión superficial tras shot peening (σ_s^{rc})	79
5.2.2.1.2. Estimación de la tensión residual de compresión máxima tras shot peening (σ_{max}^{rc})	82
5.2.2.1.3. Profundidad de la región sometida a tensiones residuales de compresión (Z_0)	85
5.2.2.1.4. Profundidad sometida a tensiones de compresión de magnitud importante (Z_{mc})	88
5.2.2.1.4.1. Región con una tensión residual de compresión mayor que $0,4\sigma_R$	90
5.2.2.1.4.2. Región con una tensión residual de compresión mayor que $\sigma_y/2$	92
5.2.2.3. Endurecimiento superficial	94
5.2.2.3.1. Perfiles del parámetro FWHM	94
5.2.2.3.2. FWHM superficial	97
5.2.2.3.3. Incremento del FWHM en la superficie	99
5.2.4. Vida a fatiga	100
5.2.4.1. Resultados de los ensayos de fatiga	102
5.2.4.2. Relación entre la intensidad Almen óptima y la resistencia de los aceros	109
5.2.4.3. Influencia de la rugosidad de las probetas en su vida a fatiga	110
5.2.4.4. Análisis fractográfico	115
5.2.4.5. Relación entre la tensión residual superficial y la vida a fatiga	120

5.2.4.6.	Relajación de tensiones residuales durante el ensayo de fatiga	122
5.2.4.7.	Relajación del parámetro FWHM durante el ensayo de fatiga	140
6.	Conclusions	148
	REFERENCIAS	154
	ANEXOS	161
	ANEXO 1. Certificado de calidad del acero F1272 (AISI 4340)	161
	ANEXO 2. Certificados de calidad de los proyectiles	162
	2.1. CW0,3	162
	2.2. CW0,4	163
	2.3. CW0,5	164
	2.4. CW0,7	165
	ANEXO 3. Curvas de saturación	166
	3.1. Ensayo de intensidad Almen – 8A	166
	3.2. Ensayo de intensidad Almen – 10A	167
	3.3. Ensayo de intensidad Almen – 12A	168
	3.4. Ensayo de intensidad Almen – 14A	169
	3.5. Ensayo de intensidad Almen – 16A	170
	3.6. Ensayo de intensidad Almen – 19A	171
	3.7. Ensayo de intensidad Almen – 21A	172
	ANEXO 4. Ensayos de cobertura – Avrami	173
	4.1. Probetas planas	173
	4.2. Probetas de fatiga	174
	ANEXO 5. Cálculo de la incertidumbre de las medidas de la tensión residual por DRX sobre los 6 aceros utilizados	175
	ANEXO 6. Ensayos de fatiga	179
	6.1. Resultados de los ensayos de fatiga rotativa	179
	6.2. Resultados de la relajación de tensiones durante el ensayo de fatiga rotativa	185
	ANEXO 7. Tensiones residuales superficiales	191

1. Abstract

Metal sector is a key element in the economy of Asturias. In fact, now it employs around 24.400 workers, and it moves more than 5.200 million euros and represents 63.5% of the total exports. These important numbers could rise if companies were able to develop new techniques and work processes, which could increase their competitiveness in the new global markets, each day harder, mainly because of the entry of emerging economies. With this aim, the traditional companies usually try to reduce production costs instead of improving the quality of their products. However, this mentality is usually a mistake, because the competitiveness through prices is the main advantage of the emerging countries, so normally the best option to be competitive is to develop new techniques or processes in order to improve the quality of their products, adding value to them and making quality to be its main characteristic.

This thesis tries to help to make the correct use of shot peening treatments easier. Shot peening (SP) is a well known technology, but even nowadays, it is not being used in the most efficient way. SP is a cheap surface treatment that consists of throwing tiny hard spherical balls ($0.3 < \varnothing < 1.6$ mm) at high speed onto the surface of the components to be treated. These impacts produce some local plastic deformation, whose expansion is restrained by the closer material. This process induces changes on the surface layer that, properly controlled, could improve the properties of the industrial metallic components. This work attempts to help the metal industry to make the best of this treatment in order to prevent fatigue failure, which is the main reason of mechanical failures, accounting for approximately 90% of all them.

The SP treatments, which were performed using 7 different Almen intensities, between 8A and 21A, all under complete coverage, (GC=100%), were performed by means of a direct compressed air Guyson Euroblast 4 PF machine, using different cut wire shots. Six different steels were used, which were obtained applying different heat treatments (water quenching, Q; and tempering, T, between 200 and 680°C) to an AISI 4340 steel, covering very different mechanical properties, from a hard and quite brittle product to a soft and tough one. Table I shows the mechanical properties of the different steels used in this work (Vickers hardness, elastic modulus, yield strength, tensile strength and elongation).

Tempering (°C)	HV	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)
200	552	201	1.604	2.057	10,5
425	424	200	1.364	1.426	10,6
540	350	198	1.123	1.201	13,7
590	325	205	983	1.123	14,6
650	255	202	863	897	19,3
680	226	197	626	764	24,7

Table I. Mechanical properties of the steels.

In this research, the evolution of compressive residual stresses and surface work hardening, along with the dent size and others surface defects, like roughness, cracks or folds, were quantified and studied, with the aim of learning their influence on the fatigue life, which was evaluated using a rotating bend fatigue test ($R = -1$). The residual stress and the surface work hardening measurements were carried out by X-ray diffraction, using a Xstress 3000 G3R diffractometer. Work hardening was measured using the full width at half maximum parameter, FWHM. Near-surface depth profiles were generated using layer removal techniques by means of electrochemical polishing, which do not induce new stresses.

All shot peening treatments have improved the fatigue life of the steels in comparison with the non-peened specimens. It is remarkable to highlight the way each steel has reacted to the same SP treatment and also that from a certain Almen intensity, called optimum intensity, the improvement in the fatigue life started to decrease (Fig. I). The optimum SP treatment depends directly on the mechanical properties of the treated material.

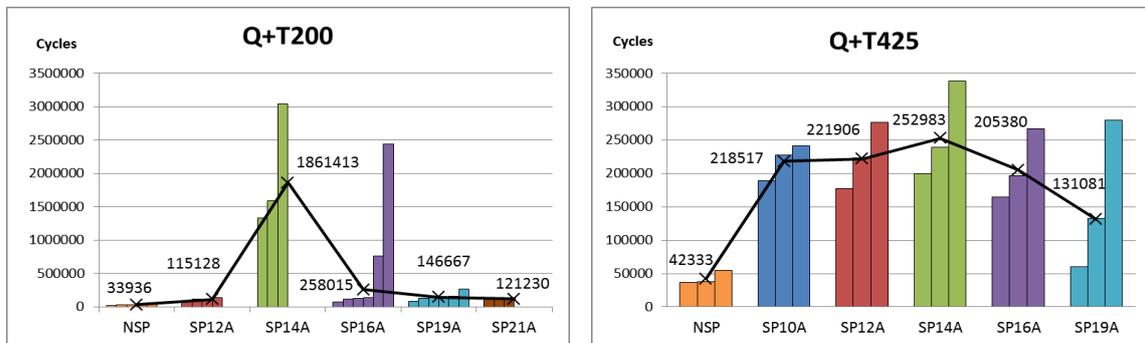


Fig. I. Fatigue test results. a) Q+T200, b) Q+T425.

From the obtained experimental results, it was possible to plot a simple graph that shows the ideal Almen intensity in order to increase the steel fatigue life, based on the fundamental mechanical properties of every steel (yield strength, ultimate tensile strength or hardness) (Fig. II).

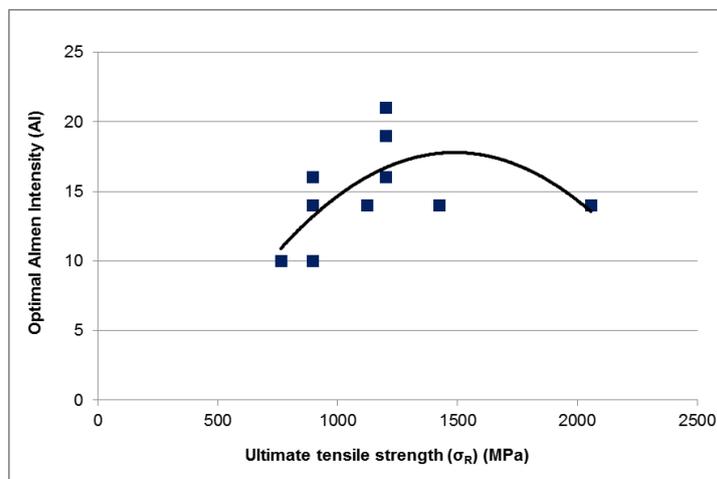


Fig. II. Optimal Almen intensity (AI) versus ultimate tensile strength.

Moreover, it is demonstrated that the optimum shot peening treatment can avoid or delay the growth of fatigue cracks on the specimen surface, even though this area is the most loaded in our fatigue tests (rotative bending), because they achieve an appropriate balance between positive effects and defects that allows the protection of this area. Fig. III shows that crack initiates at 240 μm from the specimen surface in a Q+T200 specimen treated with the optimum Almen intensity (14A). The aforementioned depth corresponds to the location where the compressive residual stresses disappear.

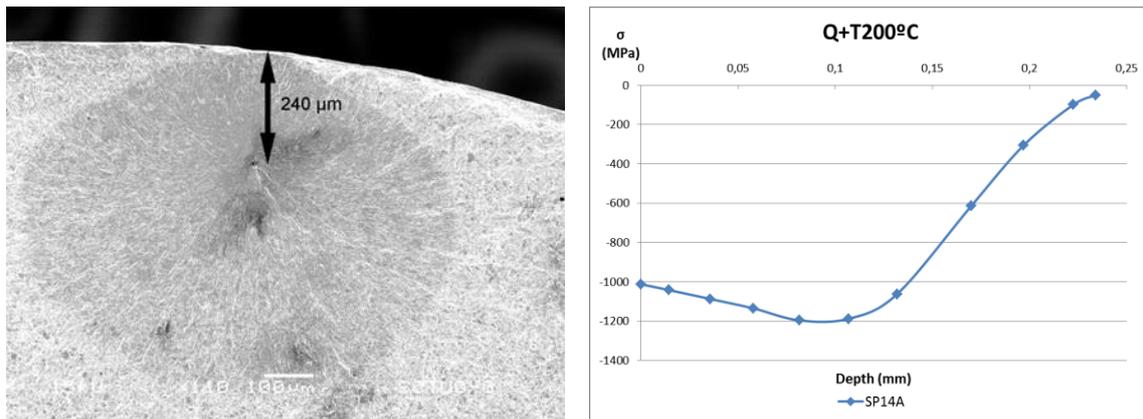


Fig. III. Q+T200 SP14A. a) SEM fracture surface observation, b) residual stresses profile.

Residual stress and surface hardness relaxations during fatigue test were also analyzed, verifying that they are significantly reduced along the fatigue tests, mainly in the first cycles, meaning that not all the shot peening positive effects initially induced are maintained in order to prevent the fatigue crack initiation and propagation (Fig. IV). The final values of the aforementioned variables depend on the cyclic yield strength, the applied load in the fatigue test and also on the mechanical properties of the steel.

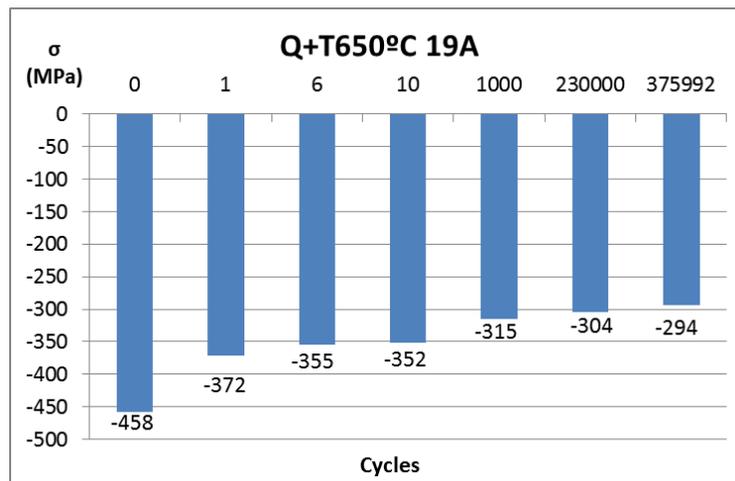


Fig. IV. Residual stress relaxation process. Q+T650-SP19A.

At the same time, several mathematic expressions were formulated with the purpose of predicting the dent size and the shape of the residual stress profiles in a simple way. They only make use of the applied Almen intensity (mmA) and also one of

the main mechanical properties of the treated steel (yield strength, ultimate tensile strength or hardness). Only as an example, Figure V shows the good prediction, first, of the dent diameter and, secondly, of the depth submitted to compressive residual stresses, based on the aforementioned simple mathematical expressions.

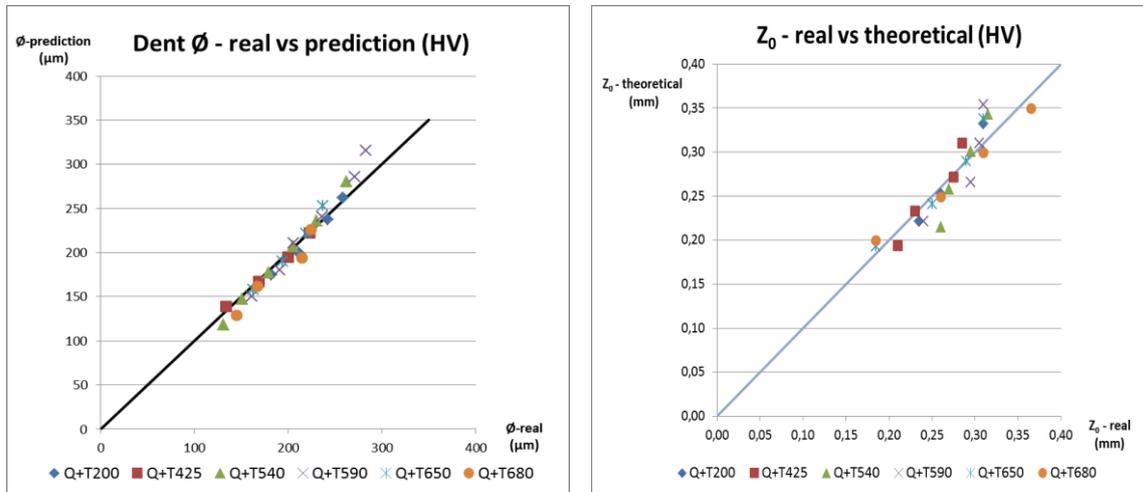


Fig. V. a) Dent diameter prediction and b) prediction of the depth of the zone under compressive residual stresses.

Furthermore, it was confirmed that neither roughness nor stress concentration factors (SFC) are valid parameters to evaluate the influence of the surface finishing on the fatigue life, due to the fact that they do not take into account the presence of microcracks or other similar defects that could appear when the applied surface treatment is too aggressive. Figure VI shows the kind of defects observed in a scanning electron microscope when the intensity of the applied shot peening treatment is too high.

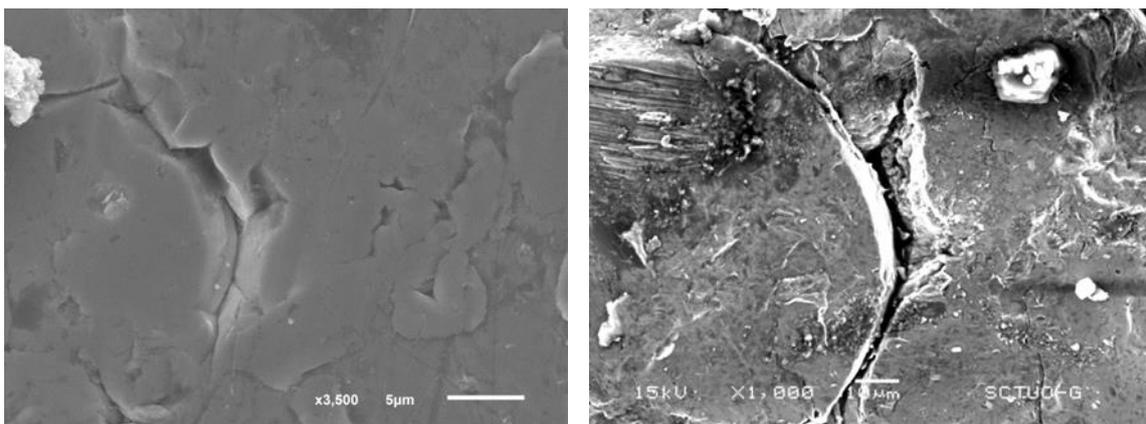


Fig. VI. Surface defects. a) Q+T200 SP21A, b) Q+T650 SP16A.

Due to all these facts, it has been possible to know the main features of shot peening treatments and their effects over a wide range of quenched and tempered steels, widely used in industry. At the same time, some practical advice has been proposed in order to help the metal industry to provide a better use of this treatment to improve the fatigue life of industrial components in a simple and cheap manner.

2. Introducción

2. Introducción

En el cuarto trimestre del 2013 el sector metal de Asturias estaba formado por 1.141 empresas, sumaba más de 24.400 empleos directos y facturaba 5.204 millones de euros (10,7% del PIB), de los que 2.357 millones correspondían a exportaciones (63,5% del total de exportaciones asturianas) [1]. Estos datos, que sólo consideran la actividad económica directa, dejan clara la importancia que sobre la economía asturiana tiene este sector, llamado a ser no sólo el presente, sino igualmente el futuro de la región.

Para asegurar su viabilidad, apoyar su recuperación tras años de caídas de producción y a la vez aumentar su presencia internacional, es fundamental la constante actualización tanto de sus productos como de sus procesos de fabricación, ya que, de no estar sujetos a una mejora constante, esas cifras se verán rápidamente reducidas, con el consiguiente coste, tanto económico como social, para la región.

Estos mismos argumentos utilizados a nivel regional pueden ser extrapolables a toda España, e incluso al conjunto de la Unión Europea, ya que muchas de sus economías regionales adolecen de debilidades similares a las de la asturiana. Las nuevas condiciones económicas globales, en las que la pujanza de las economías emergentes está cambiando las reglas del juego, obligan a la industria tradicional europea a adaptarse rápidamente a las nuevas circunstancias si no quiere verse fuertemente perjudicada.

Una de las maneras de conseguir esto y mejorar la calidad de los productos fabricados es el desarrollo y la utilización de tecnologías novedosas, que ayuden a mejorar el producto final, aportándole más valor añadido, que lo diferencien del de sus competidores. El principal problema de esta estrategia, en la que el objetivo fundamental es crear algo nuevo, radica en el elevado coste que requieren las inversiones en I+D+i, que sin duda son necesarias para obtener resultados relevantes. Además, como es lógico, no todas las investigaciones acaban dando resultados aplicables a nivel industrial, por lo que muchas empresas no están dispuestas, o simplemente no tienen los recursos necesarios para apostar por esta estrategia, y menos aún en medio de una crisis como la actual.

Sin embargo, hay otra manera de enfocar los planes I+D+i. Esta estrategia no está basada en desarrollar nuevas tecnologías, sino en aprovechar alguna ya conocida, pero aplicándola de una manera diferente, más eficiente y productiva que el resto del sector. De poco sirve haber desarrollado una tecnología novedosa si posteriormente es otro el que la potencia, la optimiza y le saca todo su partido, ya que será éste último quien obtenga más beneficio. De ahí que esta otra tendencia, al centrarse en el segundo paso (la optimización de un proceso), tenga unos costes mucho más reducidos y las posibilidades de éxito sean mayores, lo que hace que sea una opción muy interesante para empresas que no dispongan del presupuesto necesario para liderar planes de I+D+i más ambiciosos.

El tratamiento superficial de shot peening es una de las técnicas en las que aún puede aprovecharse esta situación, debido a que, a pesar de haber sido desarrollado en la primera mitad del siglo XX, aún no ha sido totalmente optimizado para su uso

industrial, quizás por la gran cantidad de variables involucradas, o quizás porque proporciona resultados suficientemente buenos sin necesidad de realizar un estudio más profundo. Es decir, aun sin un amplio análisis teórico y experimental que ayude a seleccionar los parámetros más adecuados, y trabajando solamente en base a criterios basados en la experiencia, en la mayoría de los casos su utilización en los talleres permite mejorar de manera rápida, barata y relativamente sencilla el comportamiento de componentes metálicos industriales, fundamentalmente en lo que se refiere a aumentar su vida bajo acciones de fatiga, que debe recordarse es la primera causa de rotura de los materiales, representando aproximadamente el 90% de los fallos mecánicos en los componentes metálicos [2]. Si ya es posible mejorar el comportamiento a fatiga utilizando tratamientos de shot peening no optimizados, sin lugar a dudas el rendimiento de un tratamiento ideal, cuyo coste de ejecución será el mismo que el de cualquier otro, puede proporcionar resultados realmente sorprendentes.

2.1. Objetivos

La diferencia entre hacer algo bien y ser el mejor puede ser crucial en un mercado tan competitivo como el del metal, donde las exigencias sobre los productos son cada día mayores y la competencia cada vez más fuerte. Por eso, a lo largo de todo este trabajo se ha buscado conocer en profundidad las características de los tratamientos de shot peening, resaltando la necesidad de controlar todos los parámetros involucrados y determinar lo mejor posible sus efectos sobre distintos aceros templados y revenidos, para poder finalmente enunciar una serie de sencillas recomendaciones que puedan servir de referencia a la industria metalmecánica para optimizar estos tratamientos, facilitando que puedan ser aplicados de la forma más eficiente posible.

Para ello se ha buscado para cada uno de los 6 aceros analizados el tratamiento que proporciona la mejor relación entre efectos beneficiosos y perjudiciales, de cara a incrementar su resistencia ante cargas cíclicas. Este objetivo general puede resumirse en:

- Optimización de los tratamientos convencionales de shot peening destinados a maximizar la vida a fatiga de aceros templados y revenidos con distintas propiedades mecánicas mediante la estimación de la intensidad Almen más adecuada.

Paralelamente al propósito principal del trabajo, se han fijado otra serie de objetivos, no menos importantes, pero sí más específicos, que complementan el contenido de este trabajo de investigación:

- Definir distintos procedimientos de trabajo de cara a cuantificar los efectos de los tratamientos de shot peening sobre los materiales metálicos (tensiones residuales, endurecimiento, acabado superficial,...).

- Analizar la evolución de los efectos de los tratamientos de shot peening aplicados con distinta intensidad Almen en aceros con diferentes propiedades mecánicas.
- Estimar los parámetros característicos que definen el perfil de tensiones residuales de compresión generado por el shot peening conociendo la intensidad Almen del tratamiento y alguna de las propiedades mecánicas fundamentales del material a tratar.
- Estudiar los procesos de relajación de tensiones y los fenómenos de ablandamiento que tienen lugar durante los ensayos de fatiga rotativa.
- Localización y cuantificación de los defectos superficiales que se pueden generar en los tratamientos de shot peening.

2.2. Estructura del trabajo

Esta tesis doctoral sigue la estructura tradicional de los textos científicos, en los que, después de una pequeña introducción (2. Introducción), cuya finalidad es contextualizar el trabajo y explicar de manera sucinta el porqué del mismo, se realiza una revisión completa del estado del arte (3. Revisión del tema objeto del proyecto), en donde se explican los principales conceptos utilizados a lo largo de la investigación y las aportaciones y opiniones más relevantes de distintos autores relacionadas con el tema a tratar, el shot peening y, en especial, con la influencia que los distintos parámetros que definen cada tratamiento tienen sobre la vida a fatiga de los componentes metálicos. Posteriormente se han definido todos los procedimientos de trabajo (4. Procedimiento experimental), especificando claramente cada uno de los pasos dados y las condiciones en las que se han realizado todos los ensayos. En el siguiente capítulo, sin lugar a dudas el apartado más extenso de todo el documento (5. Resultados y discusión), se recogen y analizan en profundidad todos los datos obtenidos (perfiles de tensiones residuales, evolución del acabado superficial, ensayos de fatiga rotativa,...), de los que se van extrayendo diferentes ideas que se han comparado y contrastado con las de otros autores. Por último se presentan de manera clara y sucinta las conclusiones alcanzadas tras interpretar los resultados del apartado anterior (6. Conclusiones).

Al final del documento se incluyen una serie apartados que proporcionan información accesoría. El primero de ellos (Referencias) indica el origen de la información bibliográfica utilizada a lo largo de la realización de esta tesis doctoral, mientras que los Anexos presentan datos e información relevante para la perfecta comprensión del estudio, pero que por motivos organizativos se han decidido sacar del cuerpo principal del documento.

3. Revisión del tema objeto del trabajo

3. Revisión del tema objeto del trabajo

3.1. Shot peening

El shot peening es un tratamiento superficial en frío cuyo principal objetivo es la mejora de la vida a fatiga de componentes metálicos industriales. Para ello se utilizan pequeños proyectiles esféricos ($\varnothing < 1,3$ mm), generalmente de acero, que impulsados mediante una corriente de aire comprimido impactan contra la superficie de la pieza a tratar a gran velocidad ($v \approx 120$ km/h), deformándola plásticamente. La Figura 3.1 representa de manera simplificada los efectos de estos impactos, e indica cómo, gracias a la energía que transfieren los proyectiles a la pieza, se produce una deformación plástica de la región más superficial que es impedida por las capas inferiores, deformadas elásticamente, creando así un campo de tensiones residuales de compresión localizado en la región más superficial, además de cierto endurecimiento superficial producto de la deformación en frío [3, 4].

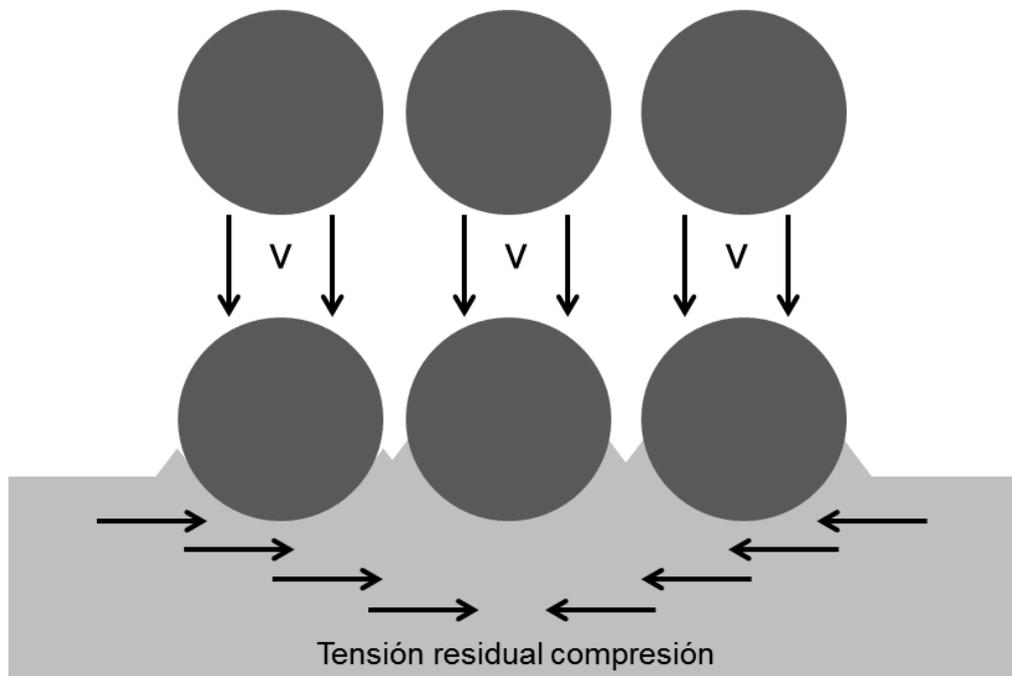


Figura 3.1. Esquema simplificado de los impactos de shot peening.

La enjundia de ambos efectos depende de las características del tratamiento y de las propiedades mecánicas del material a tratar, por lo que resulta crucial realizar un estudio particular para cada situación con la intención de determinar la adecuada combinación de parámetros que proporcionan los mejores resultados posibles. A la hora de definir las características del ensayo hay que tener en cuenta que no todos los efectos del shot peening son beneficiosos en lo que respecta a la vida a fatiga, ya que los impactos pueden crear cierto daño superficial (incremento de la rugosidad, entallas, grietas, ...), que podrían comprometer seriamente la vida a fatiga del componente, sobre todo ante esfuerzos de tracción, ya que dichos defectos actuarán como concentradores de tensión que favorecerán el fallo del componente (Figura 3.2).



Figura 3.2. Efecto de las tensiones residuales de tracción (a) y compresión (b) en un defecto superficial.

3.1.1. Parámetros del shot peening

3.1.1.1. Projectiles

Los proyectiles son los principales protagonistas de los tratamientos de shot peening y su adecuada selección es clave para la realización de tratamientos de calidad. Es muy importante seleccionar aquellos que, además de ser del material adecuado (férreos: aceros; no férreos: cerámica, vidrio,...), cumplan los requisitos de tamaño, forma, densidad, dureza y durabilidad necesarios para asegurar los efectos deseados tras el tratamiento. La dureza de los proyectiles es otro de los factores clave, y debe ser mayor que la de la pieza a tratar. Toda la información relacionada con los proyectiles se encuentra recogida en el “Manual on Shot Peening” de SAE [5], donde se incluyen distintas normas SAE y AMS que detallan las características a cumplir por los proyectiles.

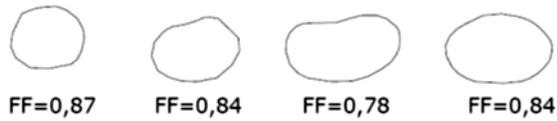
Una de ellas, SAE J2441 [6], destaca la importancia de la homogeneidad en la distribución de los tamaños de los proyectiles, aspecto que garantizará la homogeneidad y repetitividad de los tratamientos. Además, también hay que tener en cuenta la calidad geométrica de cada uno de los proyectiles, ya que de su grado de esfericidad dependerá gran parte del éxito del tratamiento [7]. La norma MIL-S-13165C [8, 9] establece una serie de criterios para determinar los límites que determinan cuando la morfología de los proyectiles deja de ser válida, basándose para ello en su factor de forma (Figura 3.3). Este parámetro, que cuantifica la esfericidad del proyectil, se estima utilizando la siguiente expresión [10]:

$$FF = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (\text{Ecuación 3.1})$$

FF: factor de forma A: área plana del proyectil P: perímetro

El uso de proyectiles no esféricos podría fomentar la aparición de defectos superficiales (entallas y/o grietas) que afectan muy negativamente a la vida a fatiga del componente tratado, de ahí que resulte crucial el constante control de la calidad de los proyectiles, que asegure una correcta esfericidad.

Formas aceptables



Formas inaceptables

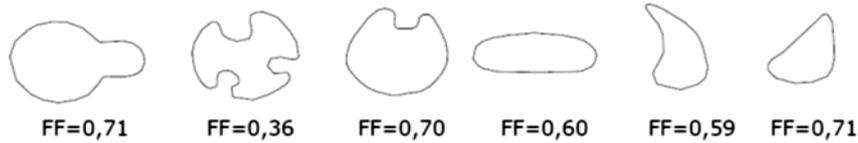


Figura 3.3. Clasificación de los proyectiles en función de su forma [11].

Además, el control periódico de las características de los proyectiles asegura el tamaño adecuado de los mismos, debiendo utilizar proyectiles nuevos cuando cierto porcentaje de éstos se hubiera roto o cuando su tamaño se hubiera reducido considerablemente [5]. Esto resulta fundamental para garantizar la repetitividad de los tratamientos, ya que la energía transmitida (Ecuación 3.2) depende tanto de la velocidad del proyectil como de su masa, por lo que una reducción de volumen hará que la energía transmitida sea menor, lo que provoca que las características del tratamiento realizado no sean las deseadas [12].

$$E_c = \frac{1}{2}mv^2 \quad \text{(Ecuación 3.2)}$$

E_c : energía cinética

m : masa del proyectil

v : velocidad del proyectil

En este trabajo se han utilizado proyectiles esféricos obtenidos a partir de alambre cortado (Cut Wire). Además, en función del material a tratar y de los objetivos a buscar con los tratamientos, también pueden emplearse bolas de otros tipos, como son las de acero fundido (S), vidrio (GB) o cerámica (alúmina, zircona,...), cuyas características podrían ajustarse mejor a las necesidades concretas de cada tratamiento/aplicación.

3.1.1.2. Intensidad Almen

El parámetro más importante a la hora de definir un tratamiento de shot peening es la energía del flujo de proyectiles. Su estimación directa resulta técnicamente compleja debido al pequeño tamaño de los proyectiles y a su gran velocidad, por lo que en 1944 J. O. Almen [13] desarrolló un procedimiento indirecto, en el que, mediante el tratamiento de una serie de muestras normalizadas y la construcción de una curva, se consigue definir el valor de la "Intensidad Almen", que aún sin ser un parámetro perfecto [14] resuelve de manera eficaz el problema de la cuantificación de la energía del chorro de bolas.

La realización de este ensayo está perfectamente detallada en distintos manuales y normativas [13, 15-18]. Se basa en someter como mínimo 4 placas normalizadas (placas Almen), durante tiempos distintos, al flujo de proyectiles obtenido después de seleccionar los parámetros del tratamiento (proyectiles, presión, caudal, ángulo,...), y en medir posteriormente la curvatura inducida, utilizando para ello un medidor apropiado (Figura 3.4). Las placas Almen se fabrican de acero SAE 1070 (acero de muelles, deformado en frío) y tienen una dureza entre 44 y 50 HRC. Existen placas de tres espesores, N (0.79 mm), A (1.29 mm) y C (2.39 mm), siendo las placas A las de uso más común [15].

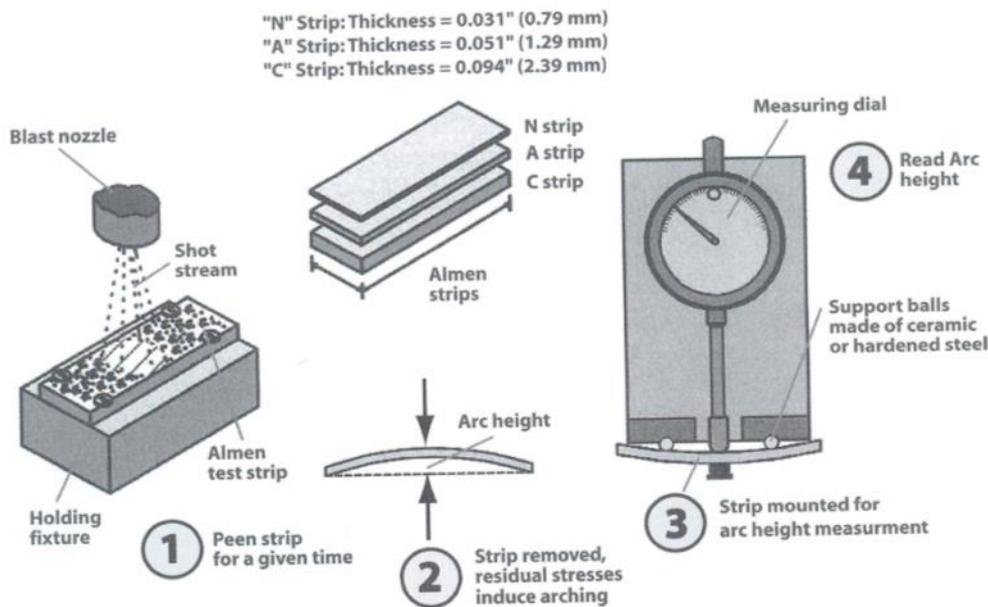


Figura 3.4. Esquema simplificado que explica la forma de realizar la medida de la deflexión de las placas Almen [4].

A continuación se representa gráficamente la deflexión o flecha medida en el centro de cada placa frente al tiempo de exposición y se construye la "Curva de Saturación", que es la curva de ajuste, que representa la evolución de la curvatura de las placas en función del tiempo de exposición al chorro de proyectiles (Figura 3.5 a). Aplicando sobre dicha curva la "Regla del 10%" se localiza el "Punto de saturación", que será el primer punto de la misma en el que al doblar el tiempo de exposición la flecha aumenta un 10%. La ordenada de dicho punto, junto con el tipo de placa utilizada (N, A o C), cuantifica la intensidad Almen. Cabe destacar que la intensidad Almen es un parámetro propio del tratamiento, por lo que no depende del material que vaya a ser tratado. Por su parte, la Figura 3.5 b representa la evolución de la curva en función de las características del flujo de bolas (el punto marcado localiza el punto de saturación), mostrando como la intensidad Almen no depende del caudal del flujo de bolas, pero sí de la velocidad de los proyectiles, aspecto que se controla mediante la presión de salida del flujo de aire comprimido que los arrastra. El efecto de incrementar el flujo de proyectiles se traduce en la disminución del tiempo necesario para lograr la saturación.

Ésta es una expresión asintótica respecto al 100% de cobertura (es decir, según esta expresión nunca se alcanza el 100% de cobertura), por lo que por convenio se ha decidido elegir un grado de cobertura del 98% como cobertura total. Es decir, el tiempo a emplear para alcanzar un grado de cobertura total será el tiempo correspondiente al 98% en la expresión de Avrami. Por otra parte, para calcular la duración de tratamientos con grados de cobertura mayores del 100%, simplemente hay que calcular el tiempo necesario para la cobertura total y multiplicarlo por el factor adecuado (2 para el 200%, 5 para el 500%, 10 para el 1000%, ...).

El grado de cobertura juega un papel crucial en los efectos de los tratamientos de shot peening. En teoría, tal y como se ve en la Figura 3.6, no es necesario alcanzar un 100% de cobertura para tener toda la superficie afectada por las consecuencias del SP, ya que cada impacto afecta a una zona algo mayor que la propia huella creada (zona superficial deformada plásticamente y región sometida a tensiones residuales de compresión), pero sin embargo, resulta recomendable alcanzar como mínimo un grado de cobertura total, que minimice la posibilidad de que existan zonas no tratadas, donde podrían incluso aparecer pequeñas regiones sometidas a esfuerzos residuales de tracción [11]. Por otro lado, en lo que respecta a la vida a fatiga, en general suele ser recomendable alcanzar grados de cobertura del 100% [22], ya que grados mayores podrían terminar dañando en exceso la superficie y los grados inferiores dar lugar al efecto negativo ya mencionado.

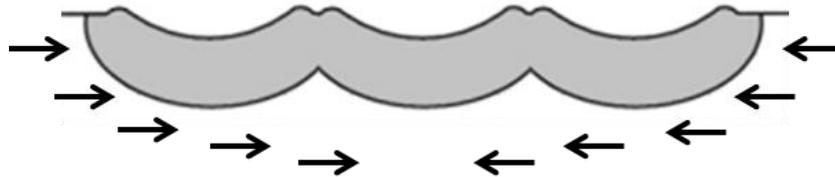


Figura 3.6. Representación de la zona afectada por varios impactos (huellas, deformación plástica y tensiones residuales de compresión).

Para otras aplicaciones, como puede ser la obtención de un fuerte endurecimiento superficial, transformación de fases o la formación de nanogranos puede ser interesante realizar tratamientos de shot peening muy agresivos (“Severe Shot Peening, SSP”), ya sea aplicando intensidades muy altas o utilizando grados de cobertura muy elevados, incluso superiores al 1000%. Este tipo de tratamientos puede llegar a romper los granos superficiales del producto tratado [23].

3.1.1.4. Ángulo de impacto y distancia boquilla-pieza

Otros dos factores realmente importantes a la hora de diseñar un tratamiento de shot peening son el ángulo de impacto y la distancia entre la boquilla y la pieza [4, 24-26]. Ambos influyen de manera directa en la energía del tratamiento, lo que repercute en la intensidad Almen del mismo.

El ángulo de impacto (θ) influye en la transmisión de energía en el impacto del proyectil contra el componente a tratar. La transmisión es máxima en un golpeo

perpendicular a la superficie de la pieza ($\theta=90^\circ$), reduciéndose paulatinamente al menguar dicho ángulo (Figura 3.7), de acuerdo con la función $\text{sen}\theta^{1.5}$ según [26].

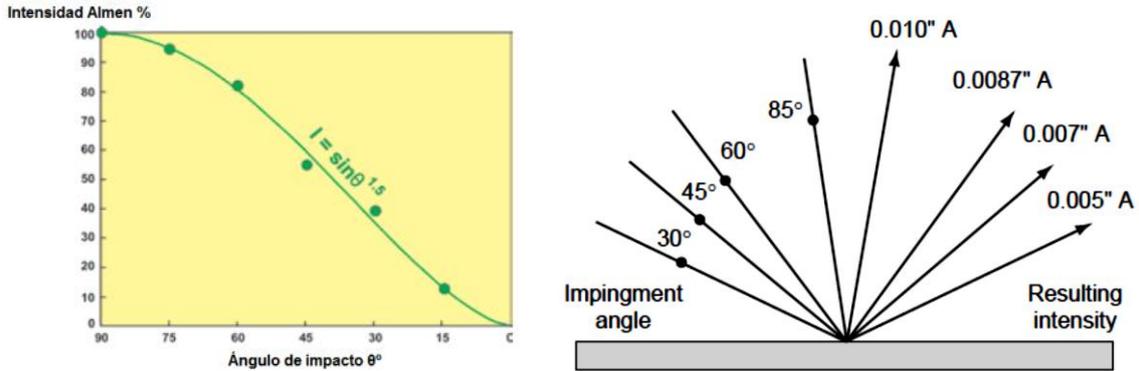


Figura 3.7. Evolución de la intensidad Almen en función del ángulo de impacto. a) [26], b) [27].

Por su parte, la distancia entre la pieza y la boquilla por la que sale la mezcla de aire y bolas es otro parámetro importante para determinar la energía que alcanzan los proyectiles, debido a que influye en la velocidad de los mismos en el momento del impacto contra la pieza. Esto afecta directamente a la intensidad Almen del tratamiento, que evoluciona tal y como se aprecia en la Figura 3.8, donde se ve que si la pieza está demasiado alejada de la boquilla, la energía de las bolas será menor y por tanto la intensidad del tratamiento será inferior, existiendo una distancia óptima (máxima intensidad) que se sitúa entre 200 y 300 mm.

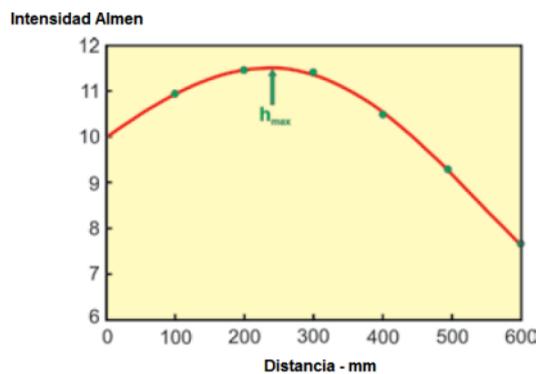


Figura 3.8. Evolución de la intensidad Almen en función de la distancia boquilla-pieza [26].

3.1.2. Efectos de los tratamientos de shot peening

Los tratamientos de shot peening inducen, en mayor o menor medida, diferentes efectos sobre las piezas tratadas. Los fundamentales son tres: a) la modificación del acabado superficial, b) la generación de un campo de tensiones residuales de compresión en la superficie de la pieza y c) el endurecimiento superficial.

3.1.2.1. Acabado superficial

La consecuencia más palpable de la utilización de tratamientos de shot peening sobre componentes industriales es la modificación del acabado superficial. La acumulación de múltiples impactos sobre la superficie de la pieza provoca pequeñas deformaciones plásticas, huellas, que superpuestas modifican de manera importante la calidad superficial de la pieza. Este fenómeno se acentúa al aumentar el grado de cobertura, por lo que resulta muy evidente en piezas sometidas a tratamientos de “Severe Shot Peening”.

En principio, las huellas creadas en la superficie de las piezas tratadas mediante shot peening dan lugar a concentradores de tensión que tienen consecuencias negativas sobre la resistencia ante cargas cíclicas, ya que facilitan la primera etapa de los procesos de fatiga, la iniciación de la grieta, por lo que en el peor de los supuestos esta fase desaparece y solamente tendrá lugar el crecimiento de la misma hasta que se produzca el fallo [27]. Para cuantificar y analizar los posibles defectos creados que actuarán como iniciadores de la grieta se suele recurrir a distintos parámetros de rugosidad, como son los parámetros R_a y R_{max} , con los que se intenta describir la situación finalmente alcanzada. A partir de ellos se pueden calcular distintos factores concentradores de tensión, con los que se cuantifica el peso de los defectos superficiales generados [28, 29].

Sin embargo, la información extraída de este tipo de ensayos resulta muy limitada, debido a que las medidas de rugosidad no son capaces de detectar la presencia de defectos de pequeño tamaño, como son las microgrietas, incrustaciones, pliegues,...[30], que pueden llegar a ser críticos y que sólo resultan localizables tras análisis minuciosos de la superficie de los productos tratados, llevados a cabo utilizando la microscopía electrónica de barrido. De este modo, para una completa caracterización superficial resulta fundamental combinar ambas técnicas, rugosidad, técnica sencilla y rápida pero limitada, junto a la citada microscopía electrónica.

3.1.2.2. Campo de tensiones residuales de compresión

La existencia de tensiones residuales de compresión en las capas más superficiales se fundamenta en la deformación plástica permanente e irreversible de la región superficial junto a la deformación sólo elástica de la región más interna. Es este diferencial en la deformación el responsable de la aparición de las tensiones residuales, que además se auto-equilibran, siendo siempre de compresión en la superficie y de tracción en el interior de la pieza.

Las tensiones residuales generadas dependen tanto de las características del tratamiento como de las propiedades del material tratado, y evoluciona tal y como muestra la Figura 3.9.

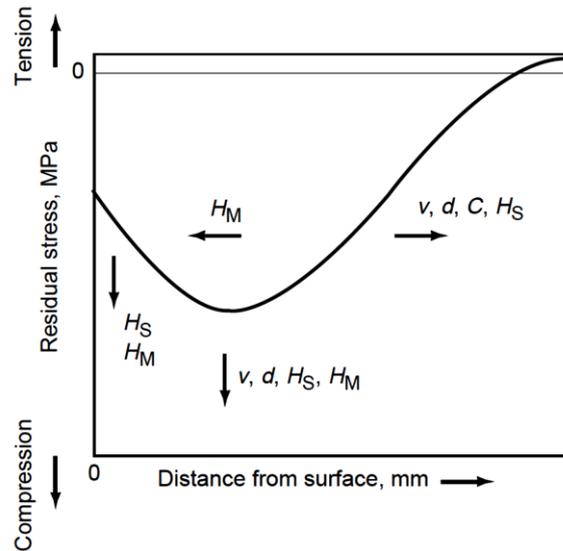


Figura 3.9. Perfil de tensiones residuales en función de los parámetros del tratamiento de shot peening. v =velocidad proyectil, d =diámetro proyectil, C =cobertura %, H_S =dureza proyectil, H_M =dureza pieza. [27].

En esta figura se indican los efectos de las diferentes variables del shot peening en el citado perfil. Así, por ejemplo, el incremento de la velocidad de las bolas, de su tamaño y de la dureza, tanto del material de las bolas como del de la pieza tratada, son factores que incrementan la tensión residual de compresión generada. Por otro lado, el aumento de la velocidad de las bolas, de su diámetro, del grado de cobertura y de la dureza de las bolas, incrementa la profundidad afectada por el tratamiento, o región que queda sometida a tensiones residuales de compresión.

A este respecto, el incremento de la dureza del material a tratar da lugar, por un lado, a la generación de tensiones residuales de compresión de mayor magnitud, pero por otro, disminuye la profundidad de la región afectada [4]. Esto posibilita que, tal y como hicieron Shengping Wang et al. [31] tras el adecuado análisis de diversos perfiles, resulte posible estimar el perfil de tensiones residuales generado en un tratamiento de shot peening, conociendo tan solo las características principales del tratamiento y alguna de las propiedades mecánicas fundamentales del material a tratar. Para ello enunciaron una serie de expresiones que definen para cada situación los 4 parámetros fundamentales de cada perfil: tensión residual superficial, σ_s^{rc} , tensión residual de compresión máxima, σ_{max}^{rc} , profundidad sometida a fuertes tensiones residuales de compresión, Z_{mc} , y profundidad total bajo tensiones residuales de compresión, Z_0 .

De esta manera se dispondría de una sencilla herramienta para predecir el perfil más adecuado a cada situación, que en general suele ser aquel que maximice los parámetros antes citados. Esto se debe a que la maximización de la zona sometida a tensiones residuales de compresión y el incremento de la magnitud de las mismas son factores fundamentales para asegurar un óptimo comportamiento de las piezas ante cargas cíclicas, ya que cuando son suficientemente grandes, el crecimiento de las grietas de fatiga se puede ralentizar considerablemente [32], lo que se traducirá en un aumento sensible de la vida a fatiga de los componentes tratados.

3.1.2.2.1. Relajación de la tensión residual

La aparición de un campo de tensiones residuales de compresión es una de las consecuencias más importantes de los tratamientos de shot peening. Su presencia ayuda de manera fundamental a incrementar la vida a fatiga de los componentes tratados, por lo que es de desear que dicho campo se mantenga estable a lo largo del tiempo, ya que de reducirse, los defectos superficiales presentes en la pieza tratada tendrían vía libre para su propagación hacia el interior de la misma. Sin embargo, determinados fenómenos, como la temperatura, la iniciación de grietas o la aplicación de cargas repetidas, actúan de manera perjudicial sobre el campo de tensiones de compresión generado, reduciendo su magnitud, e incluso pudiendo llegar a hacerlo desaparecer. Se describen a continuación los principales efectos de los fenómenos citados.

- Defectos superficiales (grietas): además de actuar como concentradores de tensiones, que ayudan a iniciar el fallo por fatiga, afectan de manera importante al campo de tensiones residuales generado en el tratamiento de shot peening. La iniciación de una grieta superficial en un tratamiento de shot peening demasiado intenso da lugar a una zona libre de tensiones en los alrededores de los defectos creados, lo que implica que la tensión residual superficial se reduzca según se vayan acumulando impactos y generando defectos [33, 34, 35].
- Temperatura: puede llegar a jugar un papel fundamental en el éxito de los tratamientos de shot peening, ya que influye de manera crucial en la evolución del campo de tensiones creado. Peng Fu y Chuanhai Jiang [36] muestran su influencia en la Figura 3.10, donde se aprecia como las tensiones residuales se reducen paulatinamente tanto al aplicar temperaturas cada vez más elevadas como al aumentar los tiempos de exposición. Al aumentar la temperatura, el límite elástico del material disminuye y las tensiones residuales superarán el límite elástico, induciendo su relajación por deformación plástica, mientras que el aumento del tiempo a temperatura elevada induce deformación a fluencia. De este modo, las piezas sometidas a shot peening con la finalidad de aumentar su vida a fatiga no deben verse sometidas durante su funcionamiento a temperaturas demasiado elevadas.

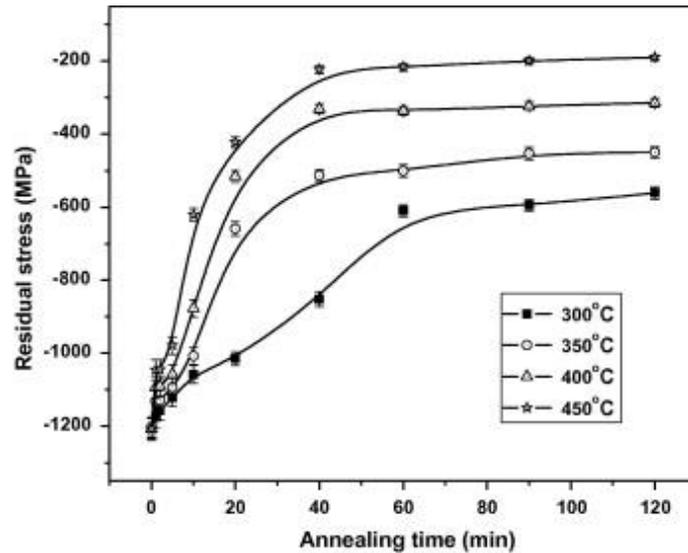


Figura 3.10. Relajación de la tensión residual inducida mediante shot peening en función de la temperatura y del tiempo de recocido [36].

- Fatiga: la aplicación de cargas cíclicas a una pieza sometida a shot peening tiene consecuencias inmediatas sobre sus tensiones residuales, provocando su paulatina relajación (Figura 3.11). Dicha evolución suele ser lineal si se toma como variable el logaritmo del número de ciclos [37], ya que el proceso es mucho más rápido en los primeros ciclos, especialmente en el primero, reduciéndose paulatinamente hasta estabilizarse una vez que la suma de las tensiones involucradas no supera los límites del material.

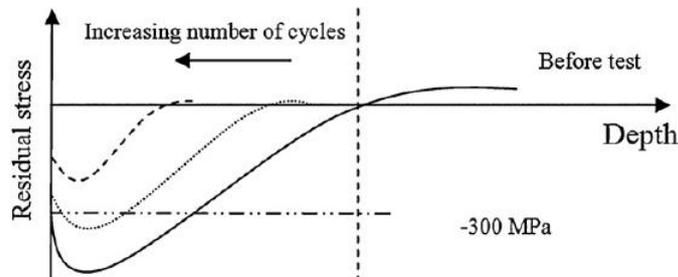


Figura 3.11. Evolución del perfil de tensiones residuales en función del número de ciclos a fatiga [37].

La evolución del perfil de tensiones residuales depende tanto del número de ciclos como de la carga aplicada durante el proceso de fatiga, de manera que cuanto mayor sea ésta, más relajación se inducirá.

Este proceso está muy vinculado con fenómenos de plastificación, provocados porque la suma total de la tensión aplicada y de la residual inducida en la muestra mediante el shot peening supera el límite elástico del material, lo que provoca cierta deformación plástica que lleva asociada la relajación del campo de tensiones [27, 38, 39]. Esto implica que el SP dará mejores resultados cuanto menor sea la carga aplicada, es decir, en los alrededores del límite de

fatiga, ya que el campo de tensiones residuales que sobrevivirá a la relajación será mayor [40, 41].

Por otro lado, bajo condiciones de fatiga rotativa ($R=-1$), la zona más tensionada de la probeta será la superficial, y por lo tanto la relajación será mayor en esta región.

Estos últimos fenómenos suelen llevar asociada una cierta reorganización de las dislocaciones en las capas afectadas, que generalmente se puede analizar mediante la evolución del FWHM.

3.1.2.2.2. Determinación de la tensión residual mediante difracción de rayos X (DRX)

La cuantificación de las tensiones residuales generalmente se realiza mediante difracción de rayos X, una técnica basada en la evaluación de la distorsión de la estructura cristalina del material a analizar. Para ello se emite un haz de rayos X que en los aceros penetra normalmente entre 2.5 y 5.5 μm y se analiza la difracción de las ondas emitidas por los electrones de los átomos de la muestra, que se producirá solamente si dichas ondas interfieren de manera constructiva, es decir, cuando se encuentren en fase. La Figura 3.12 esquematiza lo anteriormente comentado:

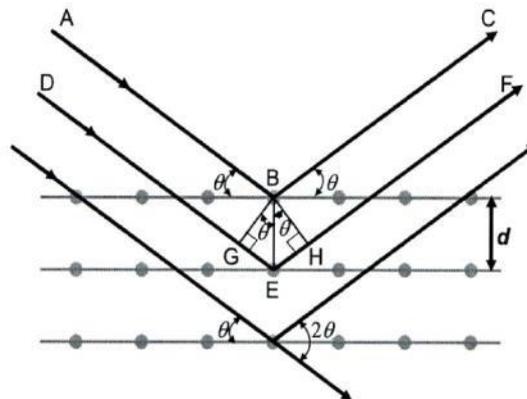


Figura 3.12. Esquema de la difracción de rayos X en un sólido cristalino.

En primer lugar, en dicha figura se puede comprobar fácilmente que $GE=EH=d \cdot \text{sen}\theta$. Además, las ondas ABC y DEF se encontrarán en fase cuando la diferencia entre sus trayectorias ($GE+EH$) sea un múltiplo entero de la longitud de onda ($n\lambda$) de la radiación incidente, lo que lleva a la formulación de la ley de Bragg (Ecuación 3.7). En los casos en los que esta condición no se cumple la intensidad difractada será prácticamente nula.

$$n\lambda = 2 d \text{ sen}\theta \quad (\text{Ecuación 3.7})$$

- | | |
|--|---|
| n: Orden de reflexión (N^0 entero) | d: Distancia interlaminar de la familia de planos |
| λ : Longitud de onda de la radiación incidente | θ : Ángulo de incidencia. Es recomendable que sea lo mayor posible |

La presencia de una tensión residual o aplicada puede producir dos efectos distintos en la señal (pico) de difracción (Figura 3.13): un desplazamiento de la posición del pico de difracción y una variación del ancho del mismo pico.

Una tensión uniforme de compresión provoca una reducción de la distancia interplanar “d” respecto al valor “d₀” que se mediría en ese mismo plano libre de tensión, mientras que una tensión de tracción hará que dicha distancia sea mayor. La variación de la distancia interplanar se puede entonces evaluar a través de la variación de la posición del pico de difracción, que aparecerá desplazado hacia ángulos menores bajo esfuerzos de tracción y hacia ángulos mayores bajo esfuerzos de compresión (Figura 3.13 a). La deformación inducida se puede calcular entonces como:

$$\varepsilon = (d-d_0) / d_0 \quad \text{(Ecuación 3.8)}$$

Una vez cuantificada la deformación ε de la estructura cristalina se puede determinar fácilmente la tensión residual presente, para lo que solamente resulta necesario conocer las constantes elásticas (E y ν) del material en el plano (hkl) de medida [42, 43], que en principio serán distintas de las globales del material en cuestión.

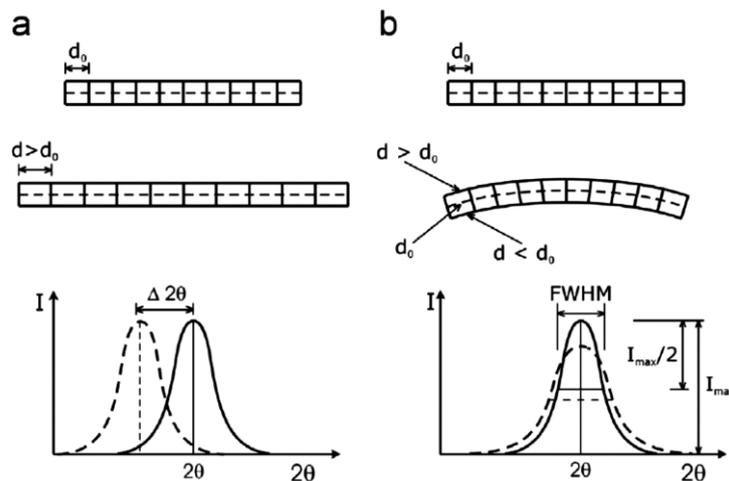


Figura 3.13. Determinación de a) macrodeformaciones (deformaciones uniformes) y b) microdeformaciones (deformaciones no uniformes) a través del pico de difracción [44].

Por otro lado, si en la pieza existen microtensiones no uniformes, como las generadas por un endurecimiento por deformación plástica, el incremento de la densidad de dislocaciones que conlleva y su particular distribución formando subgranos hace que la posición del pico de difracción oscile ligeramente alrededor de su posición normal (en la Figura 3.13 b se muestran zonas donde $d > d_0$ junto a otras muy próximas donde $d < d_0$), lo que se traduce en un ensanchamiento del pico de difracción, evaluable mediante el parámetro Full Width at Half Maximum (FWHM), es decir, la medida del ancho del pico en la mitad de su altura. De este modo, este parámetro será tanto mayor cuanto mayor sea la distorsión de la red cristalina, la densidad de dislocaciones y cuanto menor sea el tamaño de los subgranos.

3.1.2.3. Endurecimiento superficial

El endurecimiento superficial generado por el shot peening se debe al aumento de la densidad de dislocaciones producto de la deformación plástica provocada por cada uno de los impactos. Este fenómeno se produce principalmente en la superficie del material, reduciéndose progresivamente al profundizar en el mismo. Su cuantía viene marcada tanto por las características del tratamiento de shot peening como por las propiedades mecánicas del material en cuestión. Cuanta más dureza inicial tenga la muestra a tratar, más difícil será la deformación plástica y por lo tanto menor será también el endurecimiento superficial inducido.

Como se comentó en el epígrafe anterior, las técnicas de DRX permiten evaluar de manera indirecta dicho endurecimiento al mismo tiempo que se lleva a cabo la medida de la tensión residual, para lo que resulta necesario estudiar la evolución del parámetro FWHM. Al endurecer un material, el factor FWHM se incrementa respecto al valor propio del material en el estado inicial, ocurriendo lo opuesto cuando se ablanda. De este modo, la evaluación del perfil en profundidad del parámetro FWHM permite determinar de un modo sencillo y práctico la profundidad del endurecimiento inducido por el shot peening.

3.2. Aplicaciones

Los tratamientos de shot peening tienen gran cantidad de aplicaciones industriales, fundamentalmente relacionadas con la mejora del comportamiento a fatiga y a la corrosión bajo tensión de componentes metálicos, lo que hace que tanto la industria aeronáutica como la automovilística sean sus principales mercados [3, 4].

De todas formas, esta técnica no sólo se emplea para mejorar el comportamiento a fatiga, sino que correctamente ejecutada, proporciona otra serie de beneficios. Cada uno de ellos se debe al efecto de alguno de los fenómenos citados en los apartados anteriores, por lo que en función de cuáles son las necesidades requeridas en cada caso, se deberá diseñar el tratamiento adecuado que potencie los efectos deseados.

Por ejemplo, para mejorar la resistencia al desgaste, entre otras cosas, se buscará la formación de huellas del tamaño adecuado para que actúen como depósitos de lubricante, que mejorarán el comportamiento de la pieza (véase la Figura 3.14). Esas mismas huellas también pueden ayudar a reducir el desgaste en situaciones de fretting, ya que en este caso pueden servir como depósito para las partículas que se desprenden en el curso de este fenómeno, evitando así que interfieran en el proceso de daño progresivo.



Figura 3.14 Huella actuando como depósito de lubricante [30].

Otro ejemplo podría ser el intento de evitar, o al menos dificultar, la corrosión intergranular, situación en la que resulta recomendable conseguir un tamaño de grano lo más pequeño posible, para así disponer de una gran superficie de juntas de grano por unidad de volumen. Debido a esto puede ser interesante realizar tratamientos muy agresivos que reduzcan el tamaño de grano inicial de la superficie de la pieza, como pudiera ser un tratamiento de "severe shot peening". Otros usos pueden ir desde la reducción de la fracción de austenita retenida en los aceros aleados [45], hasta la obtención de acabados superficiales con características específicas.

El objetivo principal de este trabajo es determinar las características que hay que potenciar para conseguir optimizar los tratamientos de shot peening de cara a conseguir el mayor incremento posible de la vida a fatiga en componentes de acero.

3.2.1. Influencia del SP en el comportamiento a fatiga

La gran mayoría de los tratamientos de shot peening producen una mejora de la vida a fatiga de la pieza tratada, lo que provoca que la industria, por línea general, aplique tratamientos sin realizar un estudio previo en profundidad, ya que con un coste reducido y con una relativa facilidad consigue cierta mejora en las propiedades dinámicas de la pieza tratada. Sin embargo, la diferencia entre un tratamiento no adecuadamente contrastado y el óptimo puede ser muy importante, siendo el coste de ambos prácticamente el mismo. Esto remarca la importancia de establecer criterios que ayuden a la industria a acercarse lo más posible al tratamiento óptimo, que será aquel que consiga el adecuado equilibrio de todos los efectos vinculados al shot peening (tensiones residuales, modificación superficial, endurecimiento,...) en el caso concreto y particular del material a tratar.

Una herramienta fundamental para la búsqueda de las características del tratamiento óptimo son los modelos numéricos [46, 47], con los que se simulan las condiciones del tratamiento de shot peening, se modifican los parámetros de trabajo y se analiza la respuesta del material para extraer conclusiones que sirven como orientación para las posteriores pruebas experimentales. Sin embargo, debido a la complejidad de los tratamientos de shot peening, donde intervienen la forma, tamaño y material de las bolas, las propiedades del material tratado, las características del impacto, la acumulación de los mismos, las características del chorro de proyectiles, la aparición de microdefectos superficiales, como son los pliegues, incrustaciones, microgrietas,... hace que sea muy complicado definir el tratamiento óptimo con sólo este tipo de análisis, sustituyendo el trabajo experimental por simulaciones, aunque la colaboración entre ambas vías sin duda facilita enormemente el trabajo.

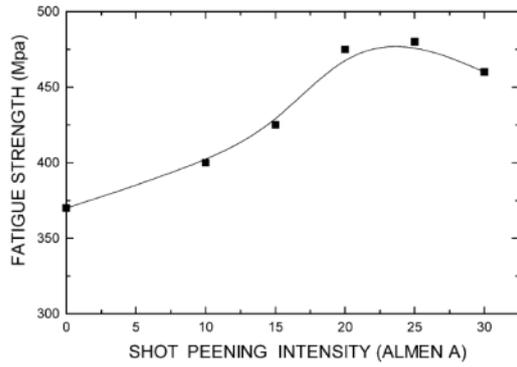
3.2.1.1. Intensidad óptima

La intensidad Almen probablemente sea el parámetro más importante de un tratamiento de shot peening, de ahí que los esfuerzos realizados en este trabajo se han centrado principalmente en establecer un criterio para definir la intensidad más adecuada de cara a maximizar la vida a fatiga en función de las características del material a tratar, concretamente en aceros templados y revenidos.

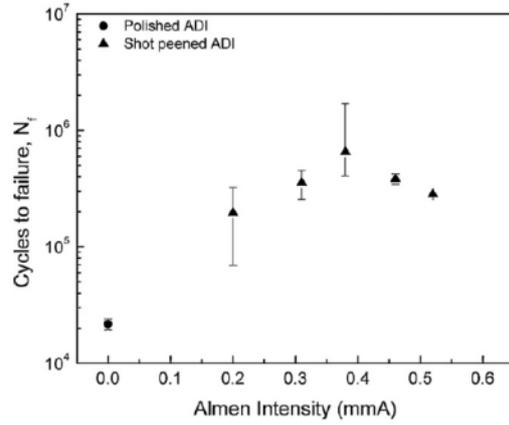
Es bien conocido que el aumento de la intensidad Almen mejora paulatinamente el comportamiento a fatiga del material a tratar hasta alcanzar un máximo, a partir del cual, la vida a fatiga empeora. El aumento de la intensidad Almen aplicada incrementa el endurecimiento superficial y la profundidad del campo de tensiones residuales, pero a partir de un cierto valor, característico de cada material, el daño superficial creado es ya lo suficientemente importante como para contrarrestar las virtudes de los efectos anteriormente citados. Es decir, a partir de cierta intensidad la generación de defectos superficiales, como los pliegues o las grietas, se acentúa, lo que repercute muy negativamente en la vida a fatiga del producto.

Este hecho ha sido comprobado por distintos autores en materiales tan distintos como aceros [48, 49], fundiciones [50] o aleaciones de magnesio [51-54]. La Figura 3.15 muestra la evolución de la vida a fatiga medida sobre probetas de los materiales citados en función de la intensidad Almen del tratamiento de shot peening aplicado y en todos los casos expuestos se observa nítidamente la existencia de una intensidad de tratamiento óptima. Por otro lado, bajo la intensidad óptima la grieta que termina causando el fallo por fatiga suele no generarse en la superficie, sino que normalmente aparece a una cierta profundidad (Figura 3.16), que además coincide con aquella en la que desaparecen los efectos del shot peening, lo que confirma el papel protector del tratamiento [4].

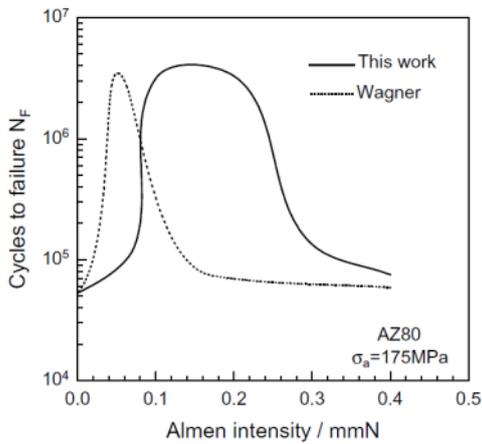
3. Revisión del tema objeto del trabajo



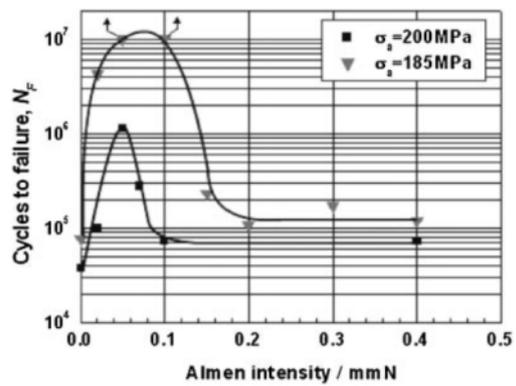
Acero SAE 9245 [48]



Fundición dúctil austemperizada [50]



Aleación de magnesio AZ80 [53]



Aleación de magnesio ZK60 [54]

Figura 3.15. Evolución de la resistencia a fatiga de distintos materiales en función de la intensidad Almen aplicada.

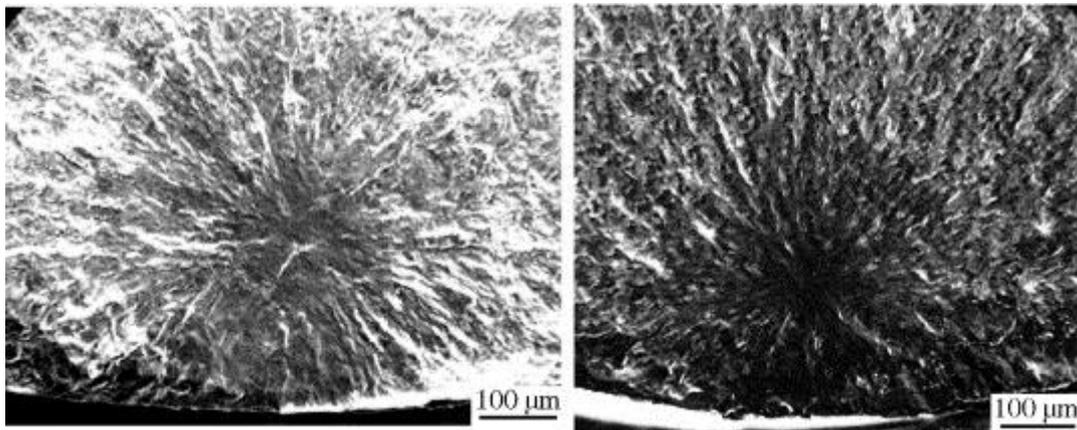


Figura 3.16. Inicio de grieta subsuperficial [55].

El caso concreto del acero utilizado en este trabajo, AISI 4340, ha sido estudiado previamente por distintos autores. Torres y Voorwald [41] muestran de

manera clara, al igual que A. T. Vielma [56], como hay un valor concreto de intensidad Almen que maximiza la vida a fatiga para cada calidad del acero 4340: Torres y Voorwald han trabajado con una variedad de muy alta resistencia, que mostraba una resistencia a la tracción, $\sigma_{R1}=1.864$ MPa, y han corroborado que al sobrepasar la intensidad óptima, próxima a 8A, los efectos beneficiosos del tratamiento se ven mermados (Figura 3.17 a). Además, en estudios complementarios han comprobado como para otra variante de dicho acero, con una resistencia a la tracción inferior, $\sigma_{R2}=1.240$ MPa, ese mismo tratamiento apenas tiene influencia sobre la vida a fatiga del material (Figura 3.17 b), por lo que queda claro que al cambiar las propiedades mecánicas del acero a tratar es necesario modificar también las características del tratamiento a aplicar para conseguir los efectos deseados [57].

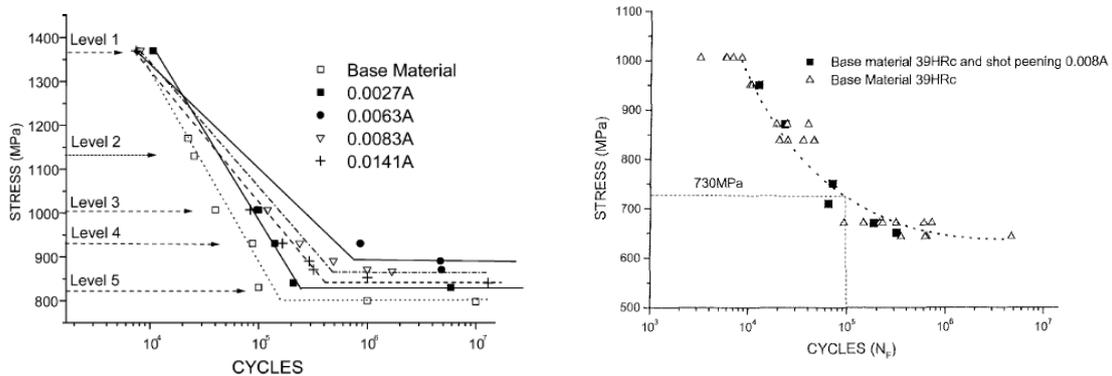


Figura 3.17. a) Curvas S-N del acero base ($\sigma_{R1}=1.864$ MPa) sin shot peening y con varios tratamientos de distinta intensidad Almen [41], b) resultados de fatiga del acero base ($\sigma_{R2}=1.240$ MPa) sin shot peening y con SP8A [57].

3.2.1.2. Grado de cobertura

El grado de cobertura es una de las principales variables de los tratamientos de shot peening y una de las que mayor influencia tiene sobre los distintos efectos que provocan.

Resulta sencillo de controlar, lo que lo convierte en una de las primeras variables a definir con objeto de optimizar cada tratamiento. En ese proceso no hay que olvidar que grados de cobertura elevados suponen una mayor duración del tratamiento, lo que implica mayores costes, por lo que lo más adecuado sería encontrar el grado de cobertura que maximice la relación entre efectos positivos y negativos, minimizando el tiempo de tratamiento.

Como se ha visto en apartados anteriores, la acumulación de impactos acarrea efectos bien distintos, siendo unos beneficiosos, como la mayor profundidad del campo de tensiones residuales (Figura 3.18 a) o el endurecimiento por deformación (Figura 3.18 b), y otros perjudiciales, como la posible aparición de defectos superficiales o la reducción de la tensión residual superficial (relajación), por lo que alcanzar el punto que optimice dicha relación no resulta sencillo.

3. Revisión del tema objeto del trabajo

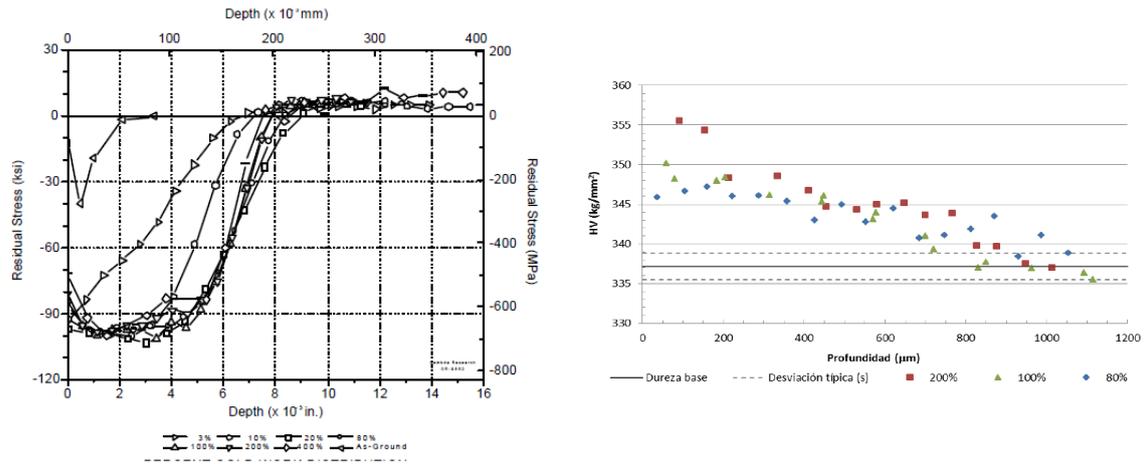


Figura 3.18. a) Evolución del perfil de tensiones residuales en función del grado de cobertura [58], b) evolución del endurecimiento superficial en función del grado de cobertura [56].

Distintos estudios, como los llevados a cabo por A. T. Vielma [56] y T. Ludian [59], han evaluado la influencia sobre la vida a fatiga de distintos tratamientos de shot peening sobre diferentes materiales, acero y aluminio respectivamente, donde lo único que se cambiaba en cada caso era el grado de cobertura. Ambos concluyen que grados de cobertura inferiores al 100% no llegan a proteger toda la superficie de la pieza tratada, el campo de tensiones de compresión generado no es suficientemente uniforme, por lo que existirán pequeñas regiones en la superficie del material donde las tensiones residuales de compresión tendrán un valor absoluto muy pequeño, lo que repercute en una menor vida a fatiga que bajo una cobertura total. A pesar de ciertas diferencias, ambos coinciden en que grados de cobertura mayores no son interesantes, ya sea porque reducen la vida a fatiga o simplemente porque acarrear un mayor coste, sin mejorarla.

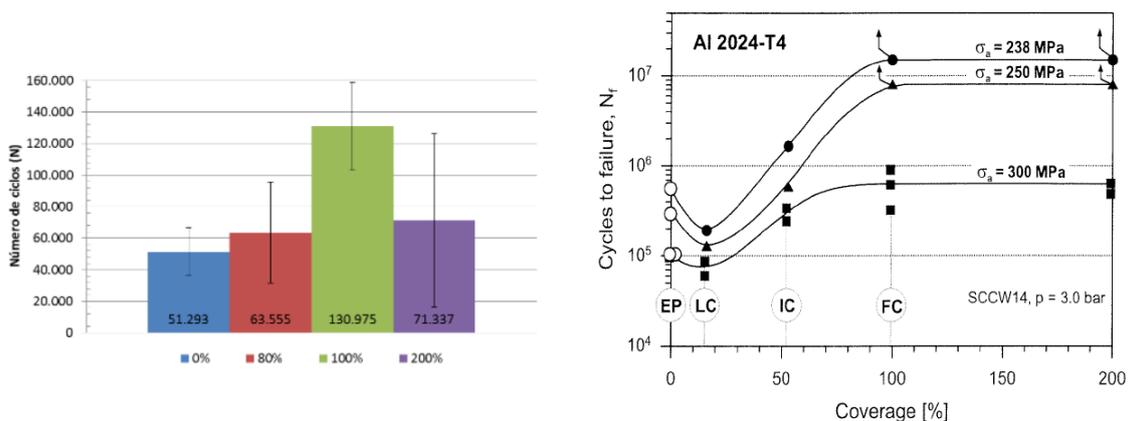


Figura 3.19. Influencia del grado de cobertura sobre la vida a fatiga de a) acero AISI4340 sometido a SP10A [56], b) Al 2024-T4 sometido a SP17A [59].

3. Revisión del tema objeto del trabajo

Sin embargo, P. S. Prevey et al. [58] defienden que, en ciertos casos, no es necesario alcanzar un grado de cobertura elevado para sacarle todo el partido a los tratamientos de shot peening, e invita a la industria a buscar, siempre que sea posible, tratamientos con bajos grados de cobertura, de manera que se minimicen los tiempos de exposición y, por lo tanto, los costes.

En el lado opuesto están los tratamientos basados en altas coberturas y energías, denominados shot peening severo (severe shot peening, SSP). Esta técnica induce efectos beneficiosos de cara a incrementar la vida a fatiga (gran endurecimiento, amplio campo de tensiones residuales, reducción del tamaño de grano de la región superficial,...), pero su punto débil, además de la cierta relajación que se induce en el estado tensional, está en el estado superficial generado, que debido a la agresividad de los impactos y al elevado grado de cobertura alcanzado, presenta gran cantidad de defectos (Figuras 3.20 y 3.21). A pesar de ello, correctamente aplicados pueden proporcionar mejores resultados que el SP convencional [60 - 64].

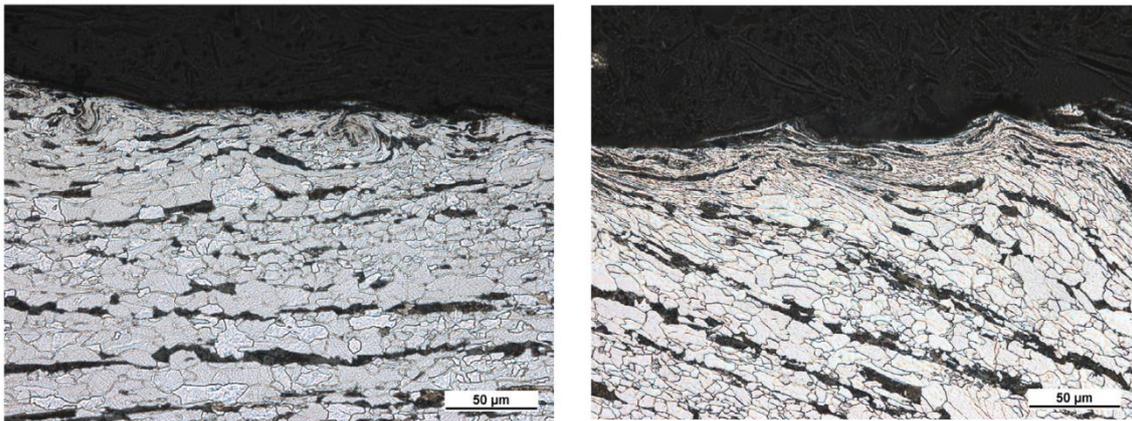


Figura 3.20. Corte transversal a) SP8A, 100%, b) SSP16A, 1000%. [62]

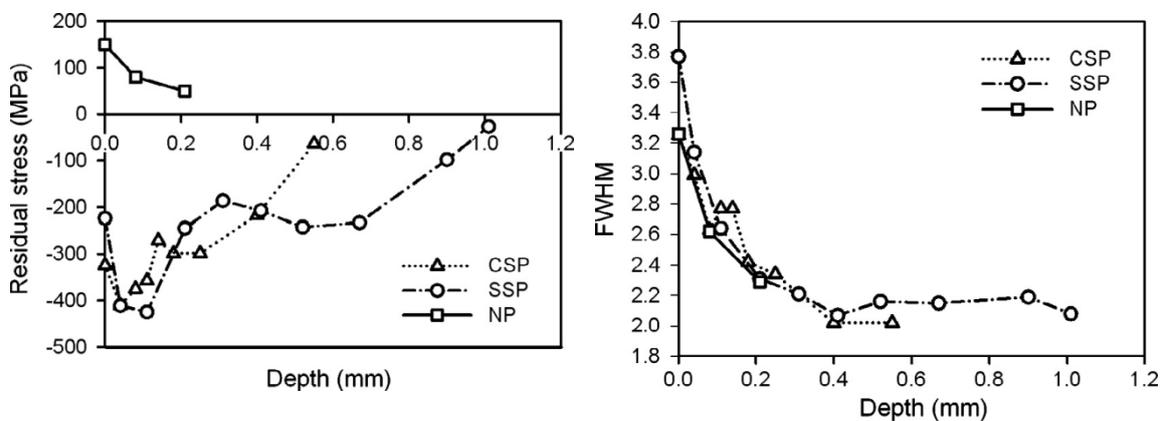


Figura 3.21. Comparativa entre los perfiles obtenidos sin SP (NP), con SP convencional (CSP) y con SP severo (SSP). a) Tensiones residuales, b) FWHM, [62].

3.2.1.3. Otros procedimientos de optimización

Otra manera de optimizar los tratamientos convencionales de shot peening consiste en combinarlos con procedimientos auxiliares que minimicen sus efectos negativos y potencien sus cualidades beneficiosas [3, 4]. Con ellos se busca mejorar el comportamiento en servicio de los componentes tratados, aunque hay que tener claro desde el principio la necesidad de utilizar estas técnicas, ya que el coste de los tratamientos se verá incrementado de manera importante, lo que puede hacer que no sea rentable recurrir a ellas.

Una de estos procedimientos se conoce como “doble shot peening”, y consiste en aplicar un segundo tratamiento de baja intensidad sobre una superficie tratada previamente con una intensidad elevada. Si se han elegido los parámetros adecuados se consigue reducir la rugosidad de la pieza, cerrar parcialmente los defectos originados en el primer tratamiento, aumentando la tensión residual superficial, lo que conlleva un significativo aumento de su vida a fatiga. Esta técnica ha sido analizada por A. T. Vielma [56] en su tesis doctoral, donde confirma la considerable mejora en la vida a fatiga de aceros templados y revenidos lograda al complementar tratamientos convencionales de shot peening con segundos tratamientos de baja intensidad, con los que logra mejorar el acabado superficial y reducir el daño inducido en el tratamiento de shot peening previo. Además, también ha demostrado la posibilidad de mejorar la resistencia ante cargas cíclicas, combinando tratamientos convencionales de shot peening con acabados electroquímicos o con pulidos mecánicos posteriores, con los que elimina la capa más superficial de la pieza tratada, donde se concentran los defectos superficiales inducidos en el shot peening.

Estos mismos procedimientos pueden ser utilizados para mejorar la respuesta de los tratamientos severos. Esto ha sido analizado por S. Bagherifard et al. [23, 60], que, entre otras cosas, han constatado como combinando el SSP con técnicas de pulido, ya sea mecánico o electrolítico, o con segundos tratamientos de SP, se consiguen mejorar de manera evidente los resultados alcanzados únicamente con el SSP, debido a que consiguen minimizar los defectos generados en la superficie, a la vez que se alcanzan grandes tensiones y endurecimientos, por lo que la vida a fatiga del componente tratado mejora de manera importante. Además, el SSP también puede combinarse con otras técnicas de endurecimiento como la nitruración [65].

Otro procedimiento de optimización de los tratamientos consiste en aplicar el SP sobre la pieza previamente tensionada, de manera que las tensiones de compresión resultantes alcanzarán mayores valores absolutos, lo que nuevamente repercutirá sobre la vida a fatiga, ya que su oposición al crecimiento de las grietas de fatiga será más importante.

Los tratamientos de shot peening también se pueden combinar con procesos de bruñido. Éstos se basan en lograr una deformación plástica en frío presionando una pequeña bola de gran dureza contra la superficie de la pieza a tratar, consiguiendo mejorar la calidad superficial del componente a la vez que se endurece su superficie, se generan también tensiones residuales de compresión y se aumenta su resistencia mecánica. Todo ello repercute directamente en la vida a fatiga, logrando un

3. *Revisión del tema objeto del trabajo*

incremento considerable, llegando incluso a mejorar las prestaciones de piezas sometidas previamente a shot peening [66].

Por último, la utilización del pulido por vibración tras los tratamientos de shot peening para lograr un acabado isotrópico asegura una mejora importante en la resistencia a fatiga. Con esta técnica, que emplea una mezcla de abrasivos y agentes químicos, se consigue una gran mejora del acabado superficial de la pieza, reduciendo su rugosidad y defectos principales, sin mermar el resto de efectos beneficiosos del shot peening [3].

4. Procedimiento experimental

4. Procedimiento experimental

4.1. Materiales analizados

4.1.1. Material de partida

El material de partida utilizado en este trabajo han sido barras de 16 mm de diámetro de acero F1272 (AISI 4340), suministradas por el fabricante en estado de temple y revenido. El temple fue llevado a cabo calentando el acero hasta 850°C durante 45 minutos, seguido de enfriamiento en agua, mientras que el revenido se realizó a 590°C con una duración de 150 minutos, con posterior enfriamiento al aire.

En las Tablas 4.1 y 4.2 se resumen las características (composición química y propiedades mecánicas) especificadas por el proveedor en su certificado de calidad (Anexo 1).

Tabla 4.1. Composición química del acero F1272 (% en peso).

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
% en peso	0,410	0,710	0,260	0,013	0,024	0,870	1,920
Elemento	Mo	V	Cu	Al	Sn	Ti	Nb
% en peso	0,235	0,005	0,210	0,016	0,011	0,0040	0,0030

Tabla 4.2. Propiedades mecánicas del acero F1272 en estado de suministro.

$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	σ_y (MPa)	A (%)	Z (%)	Resiliencia a 20°C (J)	Dureza (HB)
1.125	1.058	14,5	56,8	53	310

A partir de este acero, y mediante distintos tratamientos térmicos de temple y revenido, se han obtenido 6 variedades distintas que, con la misma composición química y similar microestructura, cubren un amplio abanico de propiedades mecánicas.

4.1.2. Obtención de las seis variantes analizadas

Los tratamientos térmicos realizados para obtener las distintas variantes a partir del acero F1272 comercial se han realizado en un horno eléctrico horizontal Carbolite, y han consistido, en primer lugar, en un temple común para las 6 calidades, idéntico al realizado en su momento por el acerista, es decir, mantenimiento a 850°C durante 45 minutos con enfriamiento en agua. A continuación se han realizado revenidos a distintas temperaturas, desde 200 a 680°C, seguidos de enfriamientos al aire. En la Figura 4.1 se esquematiza el proceso de obtención de las distintas calidades de acero objeto de estudio.

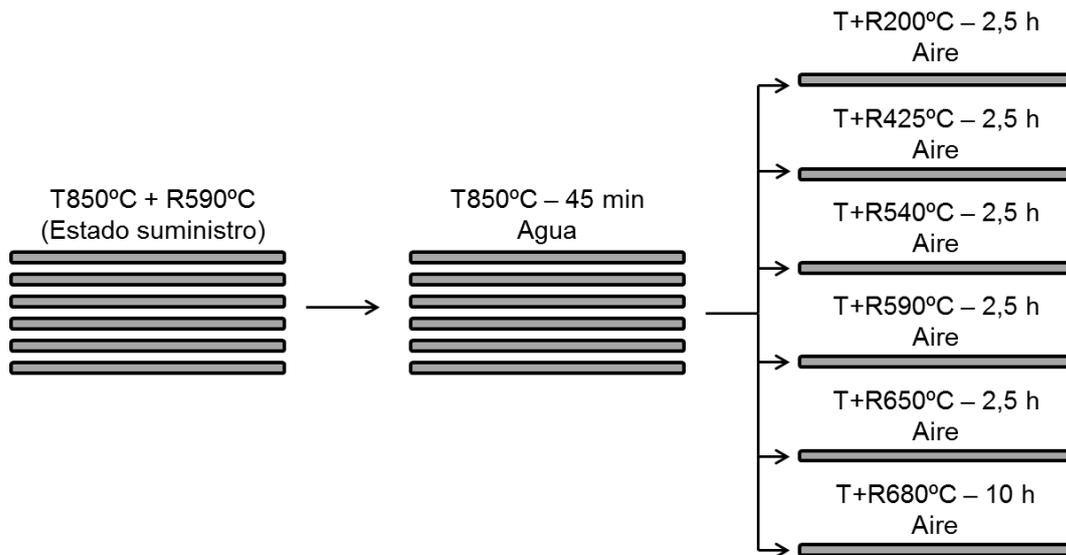


Figura 4.1. Obtención de 6 variantes a partir de las barras de acero F1272 suministradas por el fabricante.

Una vez en disposición de estos aceros se han realizado ensayos mecánicos convencionales (dureza y tracción) y análisis metalográficos con la intención de caracterizarlos perfectamente.

4.1.3. Ensayos mecánicos convencionales

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas normalizadas cilíndricas (Figura 4.2) utilizando una máquina universal de ensayos MTS, equipada con una célula de carga de 100kN, a una velocidad de 3 mm/min y empleando un extensómetro MTS con una base de medida de 20 mm de longitud. Se han ensayado 2 probetas de cada una de las seis calidades de acero disponibles y se han determinado las curvas tensión-deformación, con las que se han podido determinar el módulo de elástico (E), el límite elástico (σ_y), la carga de rotura a tracción (σ_R), el alargamiento (A), medido sobre 50 mm, y las constantes n y k de la ley de endurecimiento plástico ($\sigma=k\epsilon^n$) de cada uno de los seis aceros.

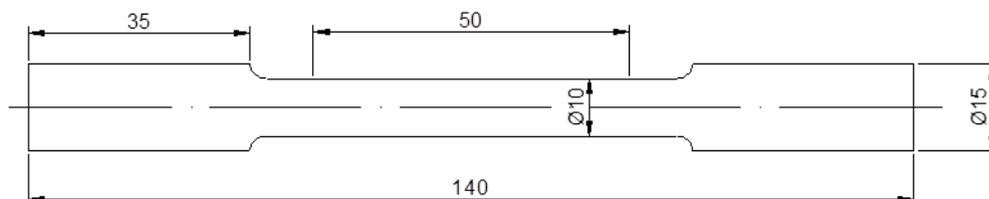


Figura 4.2. Probeta normalizada de tracción uniaxial. Dimensiones en mm.

Las medidas de dureza Vickers (HV) se realizaron sobre rodajas de aproximadamente 10 mm de espesor tras una preparación superficial consistente en procesos de desbaste seguidos de un pulido con pasta de diamante de 6 μm . Se utilizó un durómetro convencional Hoytom y una carga de 31,25 kgf. Posteriormente, las huellas fueron medidas en un proyector de perfiles Nikon V-12.

4.1.4. Análisis metalográfico

Para la realización del análisis metalográfico de los aceros se siguió el procedimiento habitual que consistió en el uso de una correcta secuencia de desbaste, utilizando lijas de carburo de silicio (SiC) paulatinamente más finas (240, 360, 400, 600 y 1.200). Posteriormente, para obtener una superficie especular, se ha seguido una secuencia de pulido en la que se han utilizado paños sintéticos adecuadamente lubricados y con pasta de diamante de 2 tamaños distintos, 6 y 1 μm . Por último, para revelar la microestructura, se han atacado las muestras durante unos pocos segundos con Nital al 2% en agitación, quedando de este modo la superficie lista para ser observada en un microscopio óptico.

4.2. Preparación de las muestras previa al shot peening

4.2.1. Probetas planas

Por sencillez y funcionalidad, para el estudio de los distintos efectos de los tratamientos de shot peening, como la evolución del acabado superficial (rugosidad y defectos superficiales), de las tensiones residuales de compresión y del endurecimiento superficial, se han utilizado probetas planas obtenidas directamente mediante cortes transversales de las barras de $\varnothing 16$ mm.

Estas rodajas, de aproximadamente 10 mm de espesor, se prepararon superficialmente mediante procesos de desbaste y pulido, minimizando así los efectos que pudiera haber generado el proceso de corte en la pieza. De esta forma, además de disponer de muestras manejables, se ha conseguido partir de unas condiciones iniciales ideales para poder evaluar y cuantificar con fiabilidad los efectos de los tratamientos de shot peening sobre la región superficial de los distintos aceros.

4.2.2. Probetas de fatiga

Los ensayos de fatiga rotativa se han realizado sobre probetas con la geometría mostrada en la Figura 4.3. En ellas, además de las dimensiones de la zona calibrada, resulta especialmente importante el correcto mecanizado de las cabezas, ya que de no contar con las dimensiones y el acabado superficial adecuado, el sistema de sujeción de la probeta en el equipo puede fallar, provocando desperfectos tanto en la propia probeta como en los casquillos utilizados como utillaje.

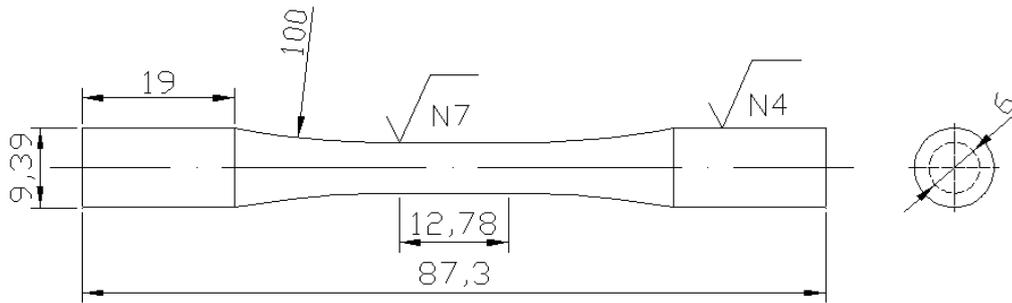


Figura 4.3. Probeta de fatiga rotativa. Dimensiones en mm.

Cabe destacar que en la zona calibrada de la probeta no se ha buscado un acabado superficial especular, sino que, para poder evaluar claramente las consecuencias de los tratamientos de shot peening y acercar el estudio a las condiciones normalmente logradas en la industria metalmeccánica, se ha trabajado con probetas con una rugosidad $R_a \approx 1,5 \mu\text{m}$ (torneado fino).

4.3. Tratamientos de shot peening

4.3.1. Máquina de shot peening y utillaje

Todos los tratamientos de shot peening se han realizado en el Laboratorio del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Escuela Politécnica de Gijón. Se ha utilizado una máquina neumática de proyección por presión directa con capacidad para trabajar con presiones comprendidas entre 1,5 y 4 bares, compuesta por una cabina Guyson Euroblast 4 PF, un depósito G27, un ciclón motorizado modelo 75/16 y un colector de polvo DC400. La boquilla, fabricada en carburo de tungsteno, dispone de un diámetro de 5 mm, con un semiángulo de salida de los proyectiles de aproximadamente $7,7^\circ$ [11].

El funcionamiento de este equipo es bastante sencillo e intuitivo. Está conectado a un sistema de aire comprimido, que es el encargado de crear la corriente que arrastra los proyectiles introducidos en el depósito del equipo. Esta mezcla de aire y bolas sale por la boquilla a gran velocidad, impactando contra la pieza a tratar. La velocidad depende principalmente de la presión de trabajo seleccionada y de las características de los proyectiles. Tras impactar, las bolas vuelven nuevamente al depósito gracias a la presión negativa creada por uno de los dos motores de los que dispone el equipo. Hay que tener en cuenta que para proyectiles demasiado grandes y pesados, dicha presión puede resultar insuficiente para salvar los aproximadamente 2 metros de desnivel que deben sobrepasar los proyectiles para llegar al ciclón previo al depósito, por lo que sería imposible su recirculación automática. Esto empieza a suceder con bolas de acero de diámetro superior a 0,7 mm.

4. Procedimiento experimental

Una vez en el ciclón, el segundo motor se encarga de crear una corriente con la intensidad adecuada para eliminar las partículas de pequeño diámetro (polvo y proyectiles rotos), permitiendo que solamente las bolas en buen estado caigan por gravedad en el depósito.

En la Figura 4.4 se muestra una fotografía del equipo junto con un esquema que explica su funcionamiento. En el mismo se han identificado en azul los proyectiles en buen estado y en rojo los defectuosos.

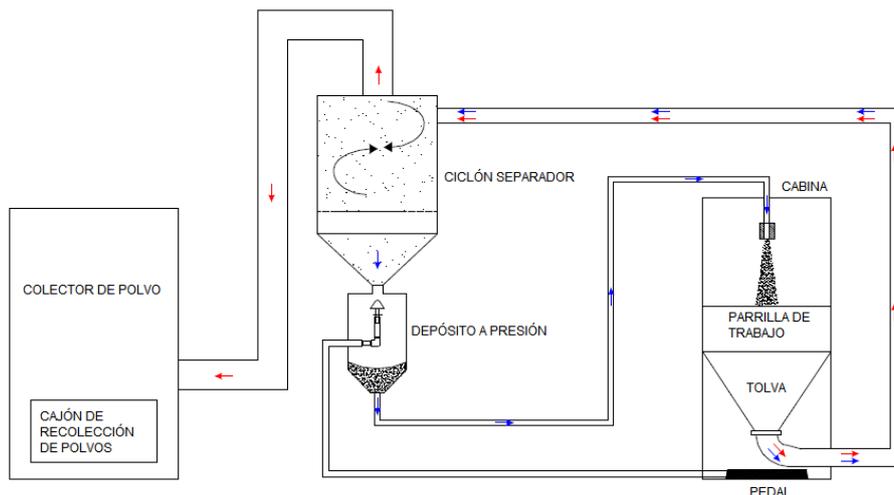


Figura 4.4. Equipo de shot peening. a) Fotografía, b) esquema de funcionamiento.

4.3.2. Projectiles

Para la realización de los tratamientos de shot peening necesarios en este trabajo se han utilizado exclusivamente proyectiles metálicos esféricos, obtenidos a partir de alambre cortado y redondeado, Cut Wire (CW) [67, 68]. Se fabrican a partir de aceros 100% perlíticos fuertemente deformados en frío, hasta alcanzar el diámetro deseado que, a continuación, se cortan y acondicionan golpeándolos contra placas duras para eliminar las esquinas y darles la forma esférica.

Para alcanzar las distintas intensidades Almen requeridas ha sido necesario utilizar proyectiles de 4 diámetros distintos, de 0,3, 0,4, 0,5 y 0,7 mm. (Figura 4.5).

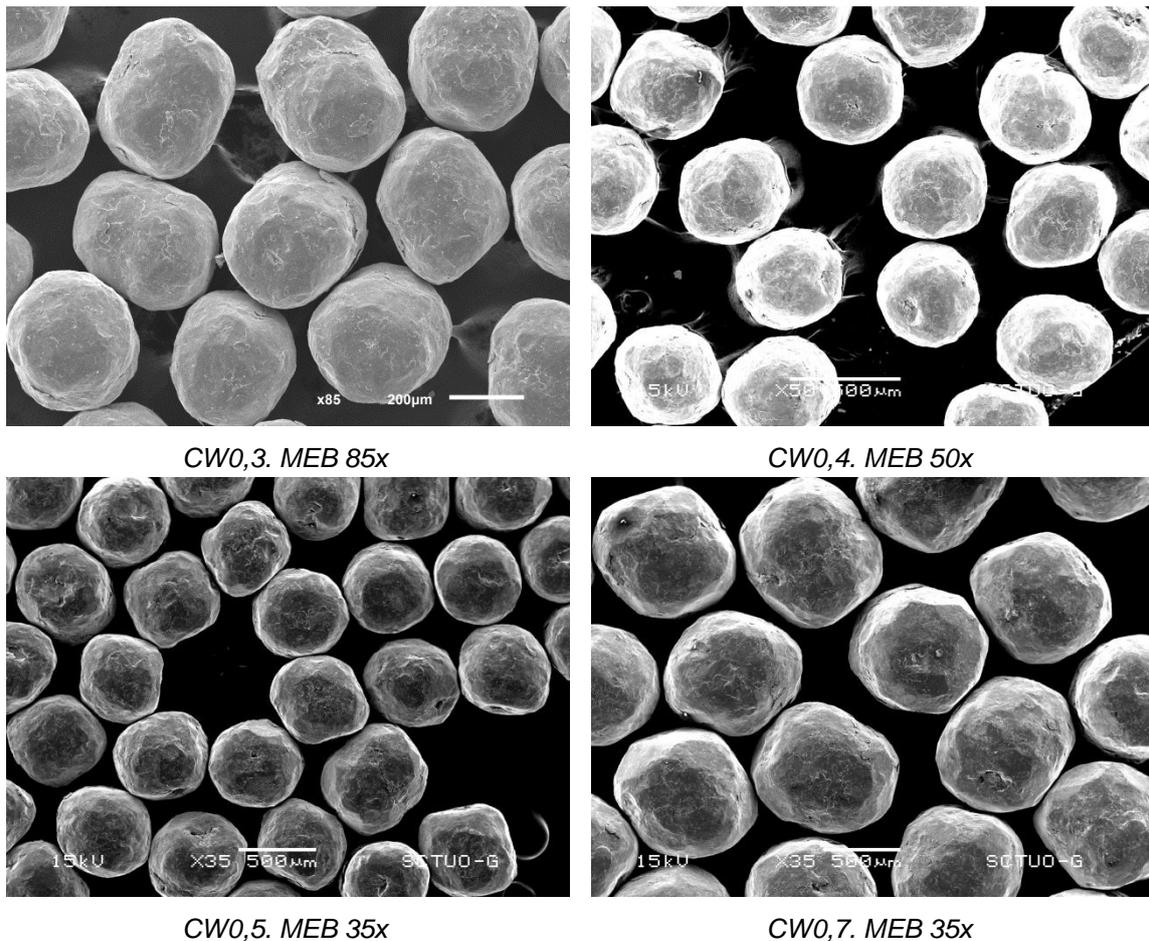


Figura 4.5. Projectiles metálicos de alambre cortado (Cut Wire) de distintos diámetros.

Los certificados de calidad aportados por el fabricante, donde se muestran todas las características (material, dureza, tamaño,...) de todos estos proyectiles se recogen en el Anexo 2.

De todas formas, mediante una lupa estereoscópica y el analizador de imágenes *Enterprise OmniMet de Buehler* se midió el diámetro de un gran número de bolas de cada tipo para confirmar las dimensiones indicadas por el fabricante [8]. De este modo se comprobó que el diámetro medio real de las bolas era ligeramente superior al diámetro medio certificado por el fabricante (Tabla 4.3).

Tabla 4.3. Diámetro real de los proyectiles Cut Wire utilizados medidos por análisis de imágenes.

Tipo de bola	CW0,3	CW0,4	CW0,5	CW0,7
Diámetro teórico (mm)	0,3	0,4	0,5	0,7
Diámetro medio (mm)	0,34	0,44	0,57	0,80

4.3.3. Características de los distintos tratamientos

4.3.3.1. Intensidades Almen

El procedimiento seguido para determinar la intensidad Almen de un tratamiento de shot peening con unas determinadas características fue desarrollado por J. O. Almen en los años 40 [13]. En la actualidad, este proceso está totalmente regulado y normalizado en los documentos SAE J442 [15] y SAE J443 [16].

Siguiendo estas normas y utilizando placas Almen tipo “A”, tanto de grado I como II, se definieron las condiciones (presión, tamaño de bola, distancia y ángulo de impacto) bajo las que el equipo disponible era capaz de conseguir las 7 intensidades deseadas, es decir: 8A, 10A, 12A, 14A, 16A, 19A y 21A.

Para la ejecución de los ensayos de intensidad Almen, además de las propias placas, resulta necesario utilizar bloques normalizados a los que se fijan adecuadamente dichas placas mediante tornillos antes de ser tratadas durante los tiempos previamente seleccionados. Una vez terminado el proceso, en el que se ha hecho impactar el chorro de bolas en el centro de la probeta, se suelta ésta del bloque y con un Medidor Almen TSP-3 (Figura 4.6) se mide con precisión la curvatura inducida.



Figura 4.6. Medidor Almen, bloque Almen y placas Almen tipo A sometidas a distintos tiempos de tratamiento.

Para cuantificar con la mayor precisión posible el incremento de la curvatura inducido mediante el shot peening, a los resultados obtenidos con el medidor Almen se les ha restado la curvatura inicial de la placa. Esta curvatura, aunque pequeña, es mayor en las placas de grado II, ya que son las que presentan menor calidad dimensional. De todas formas, al corregir la curvatura inicial, resulta indiferente utilizar un grado u otro. Con los datos obtenidos tras ensayar entre 5 y 7 probetas se construye la curva de saturación, que en todos los casos se ajusta perfectamente a la expresión de la Ecuación 4.1:

$$h = a \times (1 - e^{-b \times t^c}) + d \times t \quad (\text{Ecuación 4.1})$$

Sobre dicha expresión, y apoyándose en distintos softwares (DataFit y MatLab) se aplica la “regla del 10%”, es decir, se busca el primer punto de la misma que, al duplicar su tiempo de exposición, su curvatura aumenta un 10% [16]. Ese punto, llamado punto de saturación, define el tiempo de saturación, que es el valor en el eje x y la intensidad Almen, que es valor en el eje y.

A la hora de seleccionar las variables que definen los tratamientos de shot peening, solamente se ha actuado sobre 2 de ellas, presión del aire y tamaño de proyectil, manteniendo constantes en todos los casos tanto el ángulo de impacto (90°), como la distancia entre la boquilla y la pieza a tratar (230 mm).

Los datos de todos los ensayos de intensidad, con sus características, sus curvas de saturación y los resultados alcanzados se han recogido en el Anexo 3.

4.3.3.2. Velocidad de las bolas

Los ensayos de intensidad Almen anteriormente comentados proporcionan indirectamente la energía aplicada a las bolas. Para calcular exactamente la energía que lleva cada proyectil, resulta necesario conocer su masa, algo sencillo a partir de la densidad del material y las dimensiones de las bolas, y también su velocidad, ya que:

$$E_c = \frac{1}{2} m v^2 \quad (\text{Ecuación 4.2})$$

La determinación de esta velocidad resulta bastante complicada, debido al pequeño diámetro de los proyectiles ($\varnothing < 1$ mm), la gran cantidad de ellos y a su elevada velocidad, supuestamente alrededor de 180-200 km/h.

De todos modos, en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales se ha desarrollado un equipo provisto de distintos dispositivos electrónicos encargados de procesar la información recogida por dos sensores ópticos separados una distancia conocida, y con la apreciación suficiente para detectar el paso de un mismo proyectil por cada uno de ellos. La velocidad del proyectil se calcula así dividiendo la citada distancia por el tiempo de paso.

Para mejorar la eficacia del dispositivo resulta recomendable trabajar con caudales bajos, lo que ayuda a la electrónica a analizar las señales detectadas, compararlas entre ellas buscando similitudes y a continuación realizar los cálculos

oportunos. Conociendo la distancia entre sensores y pudiendo determinar el tiempo que tarda la bola en pasar entre ellos, solamente queda calcular la velocidad de una muestra de bolas suficientemente representativa (≈ 70) para estimar la velocidad media del tratamiento.

4.3.3.3. Grado de cobertura

Una vez determinada la intensidad Almen queda por definir la segunda característica fundamental de los tratamientos de shot peening: el grado de cobertura.

Mientras que los ensayos de intensidad dan resultados válidos para trabajar sobre cualquier material, ya que la intensidad Almen se determina sobre placas Almen de acero 1070 templado y revenido, es decir, se trata de un parámetro que no depende de las características del material a tratar, los ensayos de cobertura son propios para cada material sometido a un determinado tratamiento de shot peening. Además, bajo las mismas condiciones, el estudio no es válido para piezas con geometrías distintas, por lo que no será el mismo para las probetas planas y para las de fatiga. Ya sea en probetas planas o de fatiga, el procedimiento a seguir es el mismo, por lo que se explicará sólo un caso, pudiendo extrapolar el procedimiento al otro.

Tras configurar adecuadamente el equipo de shot peening se realiza un ensayo de corta duración, generalmente de 3 segundos, sobre una probeta del material a tratar, evaluando posteriormente el grado de cobertura logrado, es decir, el porcentaje de superficie que ha recibido al menos un impacto.

Para esto se analizan un mínimo de 5 fotografías tomadas con el microscopio óptico, y se retocan con el programa de análisis para evitar errores del software a la hora de diferenciar la zona impactada (negra) de la zona sin impactar (blanca) (Figura 4.7). Un buen acabado superficial previo no es imprescindible, pero facilita enormemente el proceso de identificación de las partes impactadas.

La rutina programada en el analizador de imágenes procesa la fotografía y proporciona el % de superficie que ha recibido al menos un impacto. Se hace la media de las 5 fotografías y se determina la cobertura media de la probeta tras un tiempo conocido de exposición al flujo de bolas (en torno a 3 s).



Figura 4.7. Fotografías del acero T+R540 tras un tratamiento de 3 segundos de 16A.
a) Fotografía original, b) fotografía retocada, c) fotografía analizada.

Acto seguido se introduce este dato en la expresión de Avrami [20, 21] y se estima el tiempo necesario para obtener un 98% de cobertura, que por convenio se considera la cobertura total, ya que la expresión de Avrami (Ecuación 4.3) es exponencial e incluso con tiempos de ensayo muy largos no se conseguiría la cobertura del 100% a pesar de que muchas regiones del material habrían sufrido repetidos impactos [21]. En la Figura 4.8 se muestra un ejemplo de los más de 50 ensayos de cobertura realizados en este trabajo, recogidos en el Anexo 4.

$$C = 100 \times (1 - e^{-Art}) \quad (\text{Ecuación 4.3})$$

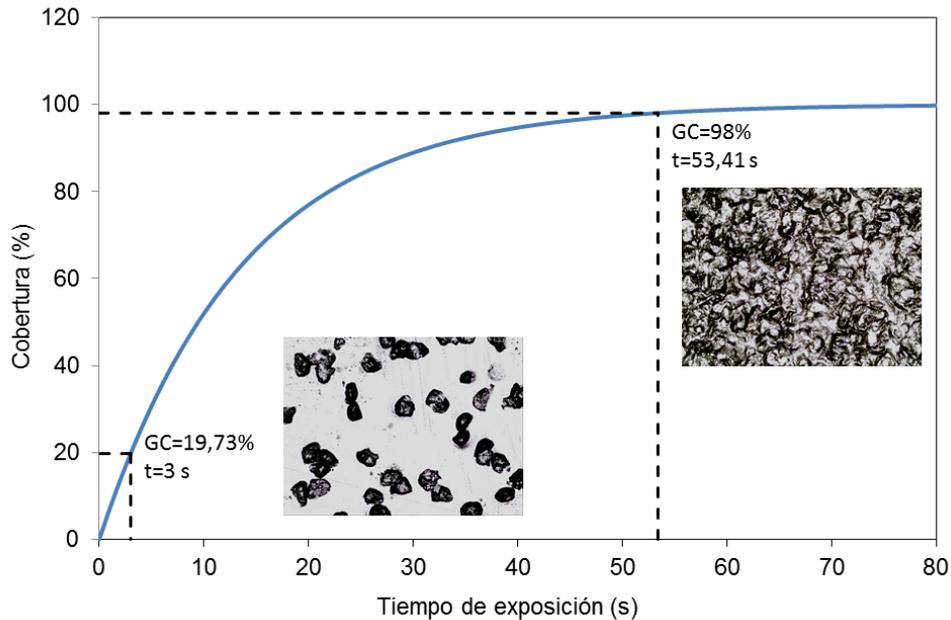


Figura 4.8. Curva de Avrami. T+R425, 16A.

4.4. Caracterización de los efectos del shot peening

4.4.1. Acabado superficial

La caracterización del acabado superficial después de un tratamiento de shot peening resulta fundamental para comprender los efectos de estos tratamientos. Para ello se han analizado distintos aspectos, como las características de las huellas creadas, la rugosidad generada por la acumulación de impactos o los defectos superficiales que en ciertos casos aparecen, fundamentalmente microgrietas. Además, apoyándose en estos estudios, se han estimado distintos parámetros que cuantifican el factor concentrador de tensión originado por los defectos citados.

4.4.1.1. Huellas

Para la determinación del diámetro medio de las huellas generadas mediante shot peening se han analizado una media de 60 impactos por cada material e intensidad Almen utilizada. Para ello se han procesado fotografías tomadas sobre rodajas desbastadas y pulidas bajo un grado de cobertura pequeño ($\approx 20\%$), de

manera que resultase posible localizar impactos aislados y que además, su geometría estuviera lo mejor definida posible. A continuación se utilizó una rutina especialmente programada en el software de análisis de imágenes Enterprise Omnimet de Buehler que identifica los impactos y calcula el diámetro medio de cada uno de ellos. Todos los datos recogidos se han procesado mediante una hoja de cálculo, pudiendo determinar fácilmente el diámetro medio de las huellas generadas en cada situación.

4.4.1.2. Rugosidad

Los ensayos de rugosidad se han llevado a cabo mediante un rugosímetro Diavite DH-6 y un palpador Diavite 4880 siguiendo las normas DIN4768 [69] y DIN4777 [70]. De todos los parámetros obtenidos se ha decidido analizar solamente R_a y R_{max} por considerarlos los más apropiados para definir el acabado superficial obtenido como consecuencia del shot peening.

- R_a : media aritmética de los valores absolutos de la desviación del perfil dentro de la longitud base l (véase la Figura 4.9):

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |y_i| \quad (\text{Ecuación 4.4})$$

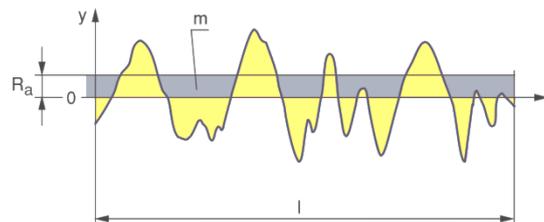


Figura 4.9. Representación gráfica del cálculo de R_a .

- R_{max} : el valor más alto de la rugosidad aislada Z_i en la longitud de evaluación l_t , tras su división en 5 tramos iguales (véase la Figura 4.10):

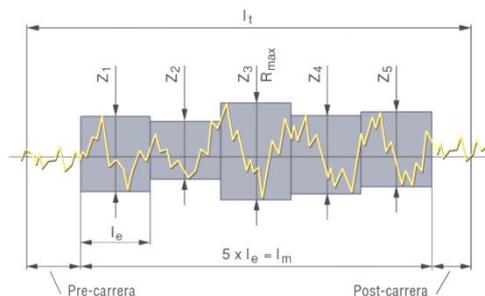


Figura 4.10. Representación gráfica del cálculo de R_{max} .

Para la realización de todas las medidas se han seleccionado $L_i=4,8$ mm y $L_c=0,8$ mm. Como las distancias de precarrera y postcarrera suman 0,8 mm, la longitud final de muestreo fue de 4 mm ($L_m=4$ mm). Por su parte, el cutoff (L_c) es el filtro aplicado por la electrónica del equipo para minimizar el efecto de las ondulaciones de la pieza medida.

Para analizar la evolución de la rugosidad en función del grado de cobertura, se evaluaron 4 grados de cobertura distintos (aproximadamente 25, 75, 100 y 200%), utilizando una única probeta plana para cada material e intensidad. Para estimar el grado de cobertura antes de cada medida se siguió el mismo procedimiento de retoque y análisis de imágenes que el utilizado para construir la curva de Avrami (4.3.3.3. Grado de cobertura). Para obtener un resultado representativo y a la vez comprobar que la rugosidad generada en el SP es igual sea cual sea la dirección de medida, en todos los casos se realizaron entre 5 y 6 medidas de manera aleatoria.

En el caso de las probetas de fatiga solamente se midió la rugosidad inicial (tras mecanizado) y tras la cobertura total. Además, debido a la forma cilíndrica de estas probetas, fue necesario emplear un utillaje específico que asegura la correcta colocación del palpador sobre la generatriz de las probetas. Nuevamente el número de medidas para cada material e intensidad se situó entre 5 y 6.

4.4.1.3. Defectos y grietas

Los pequeños defectos superficiales generados después de ciertos tratamientos de SP no resultan fácilmente localizables ni cuantificables debido a su baja presencia, gran dispersión y reducido tamaño.

Las medidas convencionales de rugosidad no sirven para analizar este tipo de imperfecciones, aunque sí pueden servir para dar una idea del daño superficial general creado, lo que puede ayudar a predecir su existencia. Para subsanar este problema se recurrió a la Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), utilizando para ello un microscopio Jeol-JSM5600 y trabajando entre 500 y 3.000 aumentos aproximadamente. De esta manera se ha recorrido la superficie de distintas muestras en busca de cualquier imperfección que pudiera dar lugar a concentradores de tensión geométricos que, a su vez, pudieran comprometer la vida a fatiga de los componentes en servicio, fundamentalmente microgrietas o defectos similares.

4.4.1.4. Factor concentrador de tensión

La estimación del factor concentrador de tensión es una manera relativamente sencilla de cuantificar el daño superficial con objeto de intentar predecir su influencia sobre la vida a fatiga: Este factor lógicamente otorga valores más elevados a las imperfecciones más relevantes. En este estudio se han utilizado las expresiones propuestas por J. K. Li et al. [28]:

$$K = 1 + 2,1 \left(\frac{H}{D}\right) \quad \text{para } H/D \leq 0,30 \quad (\text{Ecuación 4.5})$$

$$K = 1 + 4 \left(\frac{H}{D}\right)^{1,3} \quad \text{para } H/D < 0,15 \quad (\text{Ecuación 4.6})$$

H=profundidad de la huella

D=diámetro de la huella

y la sugerida por Bhuvanaraghan et al. [29]:

$$K = 1 + n \sqrt{\left(\frac{R_a}{r}\right)} \quad (\text{Ecuación 4.7})$$

R_a =rugosidad media

r =radio de indentación (estimado como el radio del proyectil)

n =constante en función del tipo de carga

Para realizar los cálculos con las expresiones propuestas por J. K. Li et al. se ha utilizado como parámetro H la rugosidad máxima medida en cada la muestra, y como D el diámetro de la huella de mayor tamaño medida según se explica en el apartado 4.4.1.1., ya que bajo los mismos parámetros (tamaño proyectil, presión, material tratado,...) parece lógico pensar que la huella más profunda coincidirá con la huella de mayor superficie.

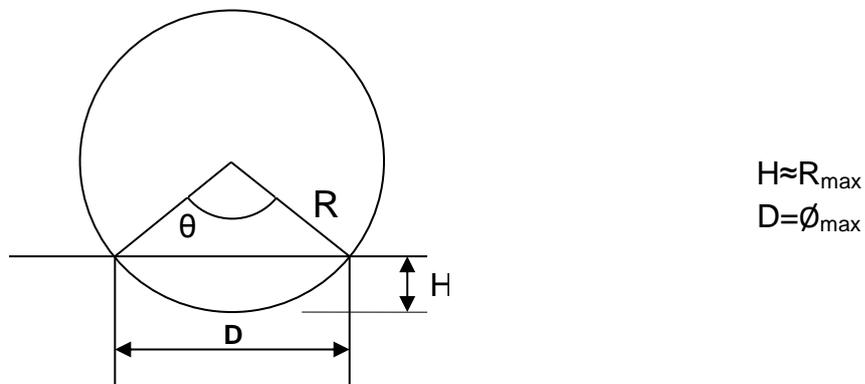


Figura 4.11. Representación simplificada de la huella creada por un proyectil perfectamente esférico.

$$K = 1 + 2,1 \left(\frac{R_{max}}{\phi_{max}}\right) \quad \text{para } H/D \leq 0,30 \quad (\text{Ecuación 4.8})$$

$$K = 1 + 4 \left(\frac{R_{max}}{\phi_{max}}\right)^{1,3} \quad \text{para } H/D < 0,15 \quad (\text{Ecuación 4.9})$$

Para operar con la expresión de Bhuvanaraghan es necesario determinar los valores de R_a , r y n . R_a corresponde a la rugosidad media de cada muestra, r al radio de los proyectiles utilizados en cada caso y n es una constante, común en todos los casos analizados, que al considerar una carga de tracción adquiere el valor $n=2$.

$$K = 1 + 2 \sqrt{\left(\frac{R_a}{\frac{\phi_{huella}}{2}}\right)} \quad (\text{Ecuación 4.10})$$

4.4.2. Tensiones residuales

La determinación de las tensiones residuales inducidas mediante los tratamientos de shot peening se llevó a cabo mediante difracción de rayos X (DRX). Esta técnica destaca por su precisión y rapidez, además de ser no destructiva, lo que facilita su posibilidad de utilización.

La base de este procedimiento está en evaluar las características de la red cristalina del material a analizar y, mediante su comparación con la red seleccionada como patrón y que se sabe que presenta un estado tensional nulo, estimar su distorsión. Conocidas tanto la distorsión como las propiedades elásticas del plano cristalográfico (hkl) seleccionado del material a estudiar, resulta posible conocer la tensión que está ocasionando la variación dimensional medida.

4.4.2.1. Difractómetro de rayos X

El dispositivo utilizado ha sido un difractómetro de rayos X portátil Xstress 3000 G3R, de la casa Stresstech Group, compuesto por una unidad principal, un goniómetro y un conjunto colimador-arco-detector, todo ello vinculado a un software desde donde se configura la medida y se gestiona toda la información obtenida. La pieza a analizar no requiere ninguna preparación superficial (es más, se debe evitar, ya que se modificaría el estado tensional de la pieza) y simplemente deberá estar apoyada en la superficie sobre la que reposa el equipo. El equipo consta de las siguientes unidades:

- Unidad principal modelo X3003: además de alojar al tubo encargado de generar el haz de rayos X, es la parte encargada de suministrar la corriente eléctrica, del control electrónico del equipo y de procurar la correcta refrigeración del mismo.
- Goniómetro: es la parte móvil del equipo, que, mediante distintos motores, se encargará de alcanzar las distintas posiciones que la electrónica del equipo solicite.



Figura 4.12. a) Unidad principal X3003, b) goniómetro G3R.

- Colimador-arco-detector (Figura 4.13):
 - o El colimador es la pieza cónica encargada de concentrar el haz de rayos X, fijando así las dimensiones del área irradiada. En función de las características del ensayo a realizar se pueden utilizar colimadores de distintas longitudes y con distinto diámetro del orificio de salida.
 - o El arco es la pieza graduada que sirve para sujetar los detectores. Al igual que en el caso de los colimadores, de acuerdo con las exigencias geométricas del ensayo a realizar, puede ser necesario recurrir a arcos de distinto tamaño.
 - o Los detectores (A y B), una vez colocados en la posición adecuada del arco (ángulo de medida), son los encargados de recibir y registrar las señales difractadas. Además, para evitar las interferencias producidas por fenómenos de fluorescencia es recomendable la utilización de filtros apropiados, que se acoplan directamente sobre los detectores.

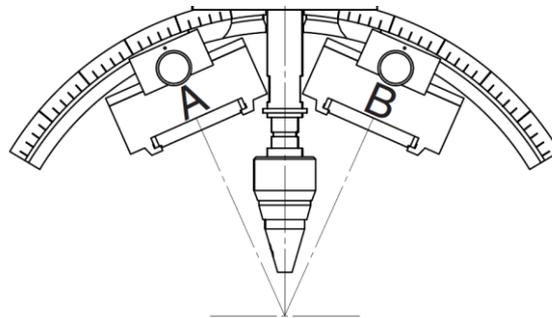


Figura 4.13. Representación del conjunto colimador-arco-detectores (A y B).

- Software: XTronic 1.4.0. (Figura 4.14). Permite el control de todas las variables y procesos involucrados en los ensayos de DRX (parámetros de medida, análisis de las señales, cálculo de las tensiones residuales,...).

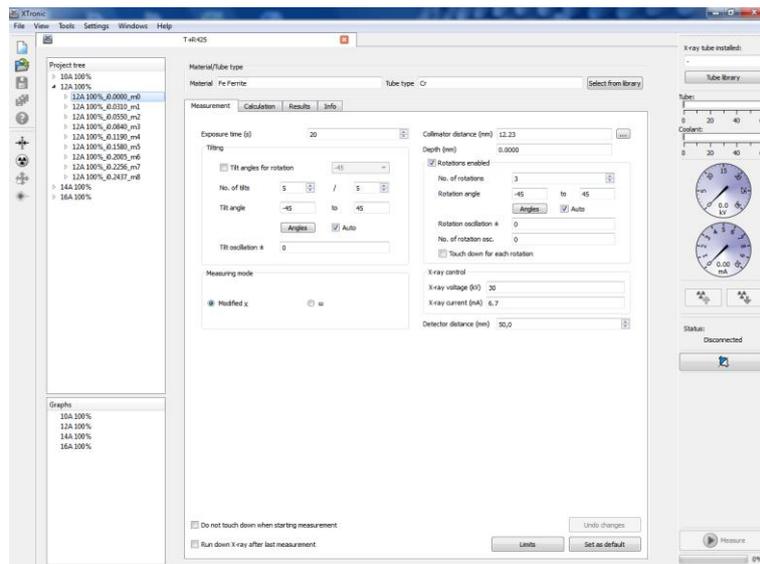


Figura 4.14. Aspecto del interfaz del software XTronic 1.4.0.

4.4.2.2. Calibración y medida

El primer paso para la realización de ensayos por difracción de rayos X consiste en la adecuada calibración del equipo en función de las características del material a analizar. Para ello resulta necesario utilizar patrones de polvos del material de interés o de su fase mayoritaria, que corresponderá al producto libre de tensión. También hay que tener en cuenta que dependiendo del material a analizar se utilizará uno u otro tubo generador del haz de rayos X.

En este trabajo, al tratarse de un acero de contenido medio en carbono y microestructura de martensita revenida, se utilizó un tubo de cromo (Cr) y el patrón de polvo de ferrita, cuyas características se detallan en la ficha de la Figura 4.15.

Material	Fe Ferrite	Tube type info - select only
Miller indices [hkl]	211	Tube type
Diffraction angle [deg]	156.4	Kα 1
Poisson's ratio	0.3	Kα 2
Young's modulus [MPa]	211000	Kβ
<input type="checkbox"/> Set Expr. E/(1+nu)	0	Max. voltage [kV]
Absorption coeff. [1/mm]	89.7	Max. current [mA]
Filter		OK Cancel

Figura 4.15. Ficha técnica utilizada para la calibración de DRX. Patrón de ferrita.

Una vez configurado el equipo adecuadamente ya se está en condiciones de iniciar la calibración, que en la práctica consiste en buscar la distancia adecuada entre colimador y patrón de polvo que permita que los rayos X, con una longitud de onda de 0.2291 nm (valor medio ponderado entre las líneas $K_{\alpha 1}$ y $K_{\alpha 2}$ del cromo), emitidos a través del colimador difracten justo a 156.4° , ángulo de difracción de la ferrita correspondiente a la familia de planos (211), y que por tanto la electrónica del equipo determine que el estado tensional del patrón es nulo. La Figura 4.16 muestra que el ángulo sobre el arco donde los detectores A y B recogen el haz difractado varía con la distancia h. El uso de una distancia incorrecta (h_1) se traduce en la variación del ángulo de difracción y, en consecuencia, en la estimación de una cierta tensión residual, mientras que si se realiza la medida con la distancia correcta (h_2) se detectará el pico de difracción en el ángulo prefijado y este ángulo se asociará a una tensión residual nula (patrón libre de tensión). De este modo el equipo realiza diferentes medidas sucesivas variando la distancia h hasta que se sitúa en la posición correcta: tensión residual aproximadamente nula (0 ± 10 MPa). La distancia normal de medida suele situarse alrededor de los 120 mm.

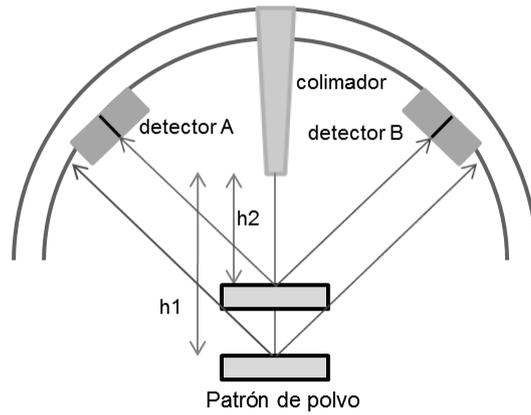


Figura 4.16. Esquema simplificado del proceso de calibrado.

Una vez calibrado el equipo, solamente quedan por definir las características del proceso de medida, basadas en las recomendaciones de NPL [71], e introducir las propiedades del material a analizar, en este caso las del acero AISI 4340 (similar al F1272), especificadas en la Tabla 4.4:

Tabla 4.4. Parámetros de difracción recomendados para el acero AISI4340 [42, 43].

Aleación	Radiación	(hkl)	2θ (°)	E/(1+v) (GPa)	K ₄₅ (MPa)	Coefficiente de absorción lineal (μ) cm ⁻¹
AISI 4340	Cr Kα	(211)	156,0	168,9±2,8	627	909

Junto con las características propias del acero AISI 4340 especificadas anteriormente, se han seleccionado los parámetros de trabajo mostrados en la Tabla 4.5, que garantizan la obtención de picos de gran calidad (Figura 4.17), así como su correcto procesado, empleando unos 25 minutos en la realización de cada medida.

Tabla 4.5. Parámetros de trabajo seleccionados para las medidas de DRX.

Modo de medida	χ modificado	Filtro de la radiación K _β	Vanadio
Potencial máximo (V)	30	Intensidad máxima (mA)	6,7
Tiempo de exposición (s)	20	Ø colimador (mm)	2
Tilt ψ (°)	9 puntos entre -45/45	Rotación del goniómetro φ (°)	-45, 0 y 45
Eliminación del ruido	Parabólico	Ajuste del pico	Pseudo-Voigt

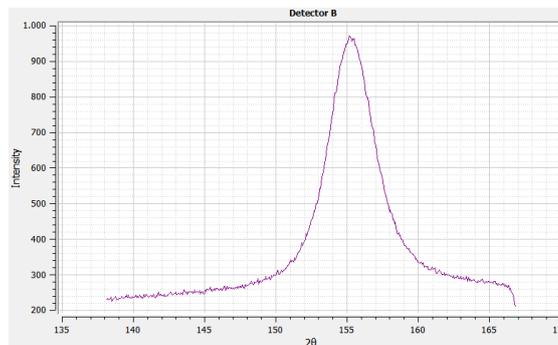


Figura 4.17. Pico de difracción obtenido sobre el acero T+R425.

El software de medida analiza la posición de todos los picos obtenidos para los diferentes ángulos ψ y utilizando la ley de Bragg y posteriormente la Ecuación 4.11, estima la tensión residual presente en la muestra en la dirección ϕ asumiendo la hipótesis de tensión plana. Este método es conocido como $\text{sen}^2\psi$ [72]:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{(hkl)} \frac{1}{d_{\phi 0}} \left[\frac{\partial d_{\phi \psi}}{\partial \text{sen}^2 \psi} \right] \quad (\text{Ecuación 4.11})$$

Sólo es necesario calcular el valor de $d_{\phi \psi}$ para distintos valores del ángulo ψ (como mínimo 5, desde 0 hasta 45°), calcular la recta de regresión de esos puntos experimentales y determinar la tensión a partir de la pendiente de la citada recta. Esta técnica no funciona correctamente con tamaño de grano grandes (>100 μm), materiales altamente anisótropos, muestras con grandes gradientes de tensiones o fuerte triaxialidad.

Además, tal y como ya se indicó, la medida se repite en un mismo punto tres veces, para las direcciones $\phi = -45, 0$ y $+45^\circ$. Como además los tratamientos de shot peening dan lugar a estados de tensión no direccionales, la tensión final se toma como la media de las tres medidas, calculando la incertidumbre de cada medida según las recomendaciones de NPL [71] recogidas en el Anexo 5, que muestra como cuanto mayores son las propiedades mecánicas del acero mayor es la tensión residual y también la incertidumbre que presenta la medida.

4.4.2.3. Obtención del perfil de la tensión residual

Para la construcción de los perfiles de la tensión residual, que muestran la evolución de la tensión residual inducida en función de la profundidad, se han realizado sucesivos procesos de electropulido antes de cada medida con objeto de ir profundizando en el material progresivamente. Con este fin se ha utilizado el equipo Polimat 2, de Buehler, compuesto por una celda galvánica y una fuente eléctrica. Se ha empleado un electrolito adecuado para la disolución de aceros, compuesto por ácido acético (94%) y ácido perclórico (6%) [73], manteniendo el voltaje en aproximadamente 45V, consiguiendo así eliminar material sin apenas modificar el estado tensional de la muestra. Además, para determinar correctamente el perfil es preciso cuantificar con precisión el espesor de la capa eliminada, para lo que se utilizó un micrómetro vertical Mitutoyo ID-H0560 (véase la Figura 4.18).



Figura 4.18. a) Equipo de electropulido Polimat 2 Buehler, b) micrómetro vertical Mitutoyo ID-H0560.

De cualquier manera, para aumentar la precisión de la medida, antes de construir el perfil definitivo se han seguido las recomendaciones de Sikarskie [74] con las que se corrige el error introducido en virtud de la pequeña relajación que se induce durante el propio proceso de electropulido (Ecuación 4.12):

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H) \left(\frac{\Delta z_1}{H} \right) \right) \quad (\text{Ecuación 4.12})$$

$\sigma(z_1)$:	Tensión residual corregida a la profundidad z_1	H:	Espesor inicial de la muestra
$\sigma_m(z_1)$:	Tensión residual medida a la profundidad z_1	z_1 :	Espesor de la muestra tras el electropulido
$\sigma_m(H)$:	Tensión residual en la superficie de la muestra	$\Delta z_1 = H - z_1$:	Espesor eliminado

4.4.2.4. Relajación de la tensión residual

Para evaluar la relajación de la tensión residual durante los ensayos de fatiga rotativa [37] se decidió cuantificar mediante DRX el estado tensional superficial de una probeta de fatiga de cada material e intensidad tras distintos números de ciclos, concretamente 0, 1, 6, 10, 1000, la mitad de su vida media a fatiga y tras su rotura. Además, para comprobar la homogeneidad de la tensión residual medida, para cada número de ciclos seleccionado, se midió la tensión residual superficial en 6 puntos, tal y como se indica en la Figura 4.19, trabajando posteriormente en cada caso con el valor medio:

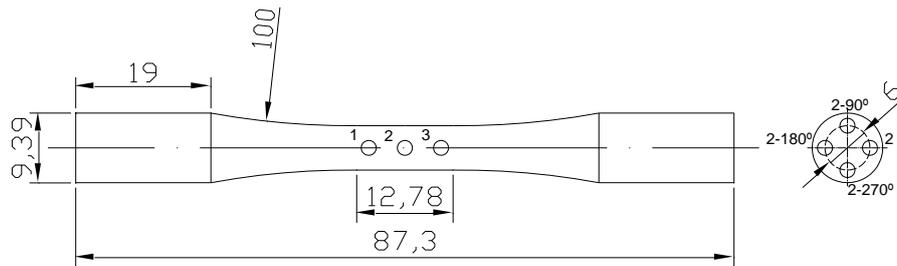


Figura 4.19. Probeta de fatiga rotativa (dimensiones en mm) y puntos de medida de la σ_s^{rc} .

Los parámetros de trabajo elegidos para la medida de la tensión en estas probetas fueron los mismos que se habían seleccionado para las probetas planas (Tabla 4.5), con la diferencia de que en estos casos sólo se realizó la medida en la dirección longitudinal de la probeta. Cada una de estas medidas llevó unos 8 minutos.

4.4.3. Endurecimiento: parámetro FWHM

El endurecimiento inducido mediante los tratamientos de SP se ha evaluado utilizando el parámetro FWHM, o ancho medio a la mitad de la altura del mismo pico de difracción empleado para determinar la tensión residual (Figura 4.20).

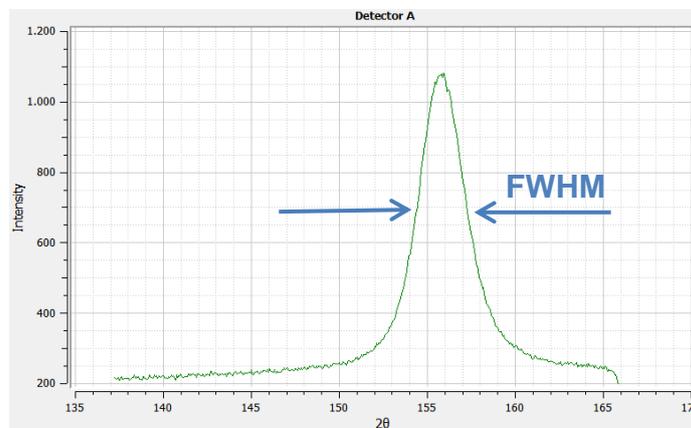


Figura 4.20. Definición del parámetro Full Width at Half Maximum (FWHM).

De este modo, a la vez que se obtienen los perfiles de la tensión residual sobre las probetas planas se determinan igualmente los perfiles FWHM, que dan una idea de la evolución de la dureza del acero tratado. Al igual que con la tensión residual, se ha trabajado con el valor medio de las medidas realizadas en las 3 direcciones de medida. Los valores obtenidos se han encontrado siempre entre 1,5 y 6°.

4.4.4. Vida a fatiga

Para evaluar de manera experimental la influencia de los tratamientos de shot peening sobre la vida a fatiga de las probetas analizadas se realizaron los ensayos de fatiga rotativa especificados en la Tabla 4.6:

Tabla 4.6. Ensayos de fatiga rotativa realizados sobre los distintos aceros e intensidades.

Material	Intensidad Almen							
	NSP	8 A	10 A	12 A	14 A	16 A	19 A	21 A
T+R200°C	X			X	X	X	X	X
T+R425°C	X		X	X	X	X	X	
T+R540°C	X			X	X	X	X	X
T+R590°C	X			X	X	X		
T+R650°C	X		X	X	X	X	X	
T+R680°C	X	X	X	X				

En cada condición se ensayaron entre 3 y 6 probetas, trabajando después con la media geométrica o media de los logaritmos de los resultados obtenidos, asumiéndose como suele ser habitual, que la distribución estadística de la variable $\log N$ sigue una ley normal. Además, este parámetro es menos sensible a los valores extremos que la media aritmética.

4.4.4.1. Máquina de fatiga rotativa

Los ensayos de fatiga de flexión rotativa ($R=-1$) se han realizado en una máquina de fatiga rotativa de alta velocidad, modelo R. R. Moore de Instron (Figura 4.21), utilizando probetas con la geometría y dimensiones que se muestran en la Figura 4.3. Esta máquina permite girar la muestra a una velocidad constante a la vez que la somete a un ensayo de flexión en 4 puntos, mediante un sistema de pesas que aplica a la probeta la tensión superficial constante deseada. La combinación de la tensión y el giro hace que el material se vea sometido de manera alterna a esfuerzos de tensión y compresión de igual magnitud según una onda senoidal ($R=-1$).

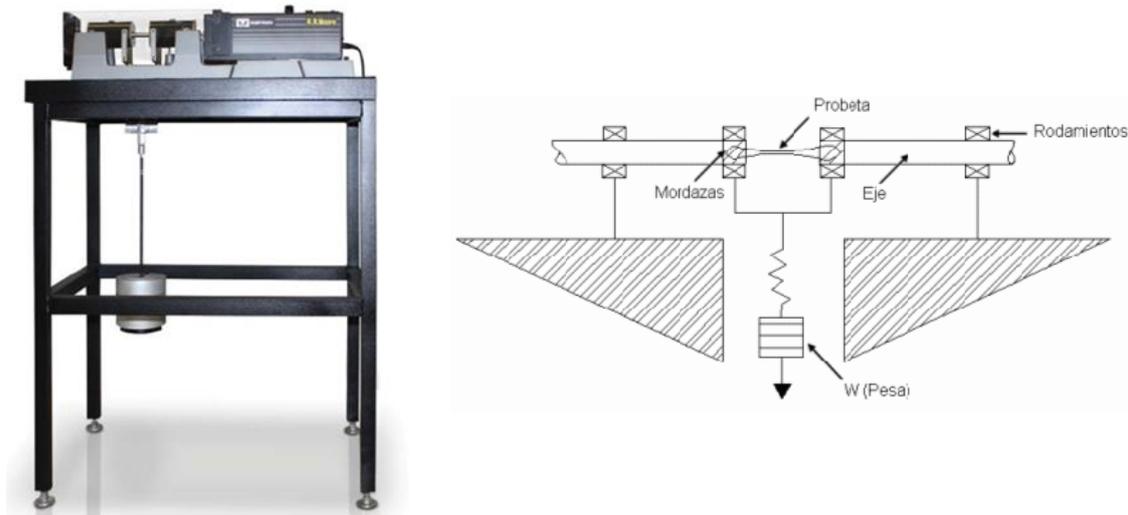


Figura 4.21. a) Máquina de fatiga rotativa R. R. Moore – Instron, b) esquema de funcionamiento (flexión en 4 puntos).

4.4.4.2. Condiciones de ensayo

La tensión de trabajo, tensión alterna o tensión máxima superficial, aplicada a cada probeta se ha fijado como un porcentaje de la resistencia a la tracción de cada uno de los aceros, que se había obtenido mediante ensayos de tracción (Tabla 4.7):

Tabla 4.7. Tensión de trabajo utilizada durante los ensayos de fatiga rotativa.

Material/HV	Carga Ensayo Fatiga (% σ_R)	Peso (kg)	Tensión (MPa)
T+R200 / 552	50%	44,5	1000
T+R425 / 424	50%	31,2	732
T+R540 / 350	50%	25,5	600
T+R590 / 325	60%	28,7	674
T+R650 / 255	60%	23	538
T+R680 / 226	65%	21	493

El cálculo del peso necesario para obtener la tensión deseada se ha realizado de acuerdo con la siguiente expresión:

$$S = \frac{16 \times W \times L}{\pi \times D^3} \quad (\text{Ecuación 4.13})$$

donde:

- S: tensión aplicada en la fibra externa o tensión de trabajo (MPa)
- W: peso aplicado a la probeta (N)
- L: distancia desde el apoyo al punto de carga (101,6 mm)
- D: diámetro de la zona calibrada de la probeta (mm)

La velocidad de giro nominal utilizada en todos los casos ha sido aproximadamente 5.700 rpm (95 Hz) y se ha considerado vida infinita a partir de los 4.000.000 de ciclos.

5. Resultados y discusión

5. Resultados y discusión

5.1. Materiales

A continuación se muestran los resultados de la caracterización, tanto mecánica como microestructural, de los 6 aceros obtenidos mediante tratamientos térmicos de temple y revenido del acero F1272 suministrado por el fabricante.

Tal y como se expondrá a continuación, se han obtenido seis aceros con una misma composición química y microestructura muy parecida (martensita revenida), pero con dureza, propiedades resistentes y ductilidades muy diferentes, que se utilizarán en el resto del trabajo para analizar los efectos de los distintos tratamientos de shot peening y su influencia en el comportamiento a fatiga.

5.1.1. Análisis metalográfico

En primer lugar en la Tabla 5.1 se muestra la composición química del acero F1272 y en la Figura 5.1 la microestructura del mismo acero en el estado de suministro. Se observa que se trata de un acero con un contenido medio de carbono y aleado principalmente con níquel, cromo y molibdeno (corresponde a la calidad AISI 4340, DIN 41NiCrMo73 ó 1.65662).

En la Tabla 5.2 se presentan los puntos críticos aproximados de este acero, inicio y fin de la transformación austenítica en el calentamiento, A_{c1} , A_{c3} , y en el enfriamiento, A_{r3} , A_{r1} , e inicio de la transformación martensítica, M_s . Este acero, según su certificado de calidad (Anexo 1), ha sido sometido a un proceso de temple y revenido, consistente en un calentamiento a 850°C mantenido durante 45 minutos y procediendo después a un enfriamiento en agua a 20°C. Posteriormente se realizó el revenido a 590°C durante 150 minutos. En consecuencia, la microestructura está formada por martensita revenida (Figura 5.1), característica de los aceros bonificados.

Tabla 5.1. Composición química del acero F1272 (% en peso).

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
% en peso	0,410	0,710	0,260	0,013	0,024	0,870	1,920
Elemento	Mo	V	Cu	Al	Sn	Ti	Nb
% en peso	0,235	0,005	0,210	0,016	0,011	0,0040	0,0030

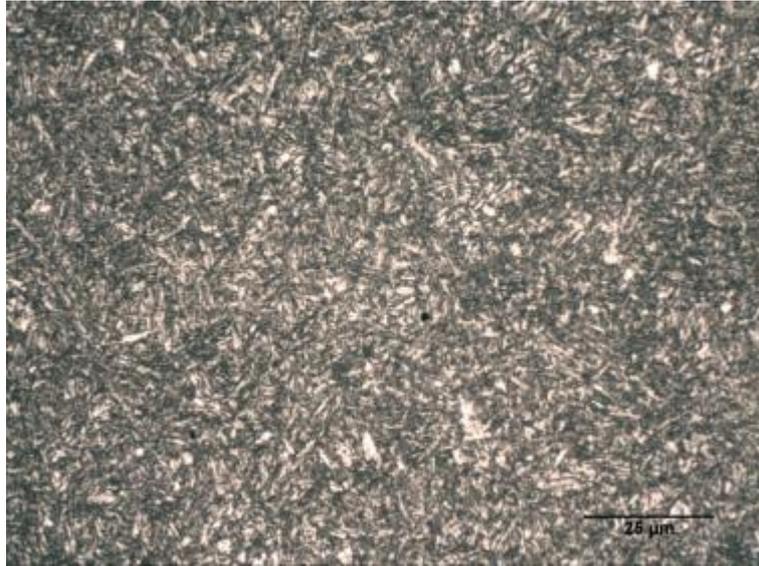


Figura 5.1. Microestructura del acero F1272 en estado de suministro. Nital 2%. 1000x.

Tabla 5.2. Puntos críticos del acero AISI 4340 (calentamientos y enfriamientos a 28°C/h, excepto M_s) [75].

A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)	A_{r3} (°C)	A_{r1} (°C)	M_s (°C)
725	775	710	655	285

Como se ha explicado en el desarrollo del procedimiento experimental, el acero de partida fue tratado nuevamente para conseguir seis variantes con propiedades bien diferentes. Para ello, en primer lugar se llevó a cabo en el laboratorio un temple como el realizado por el fabricante, logrando de este modo una estructura 100% martensítica (Figura 5.2), muy dura (570 HV), pero también muy frágil, lo que hace que no tenga mucho interés a nivel industrial.

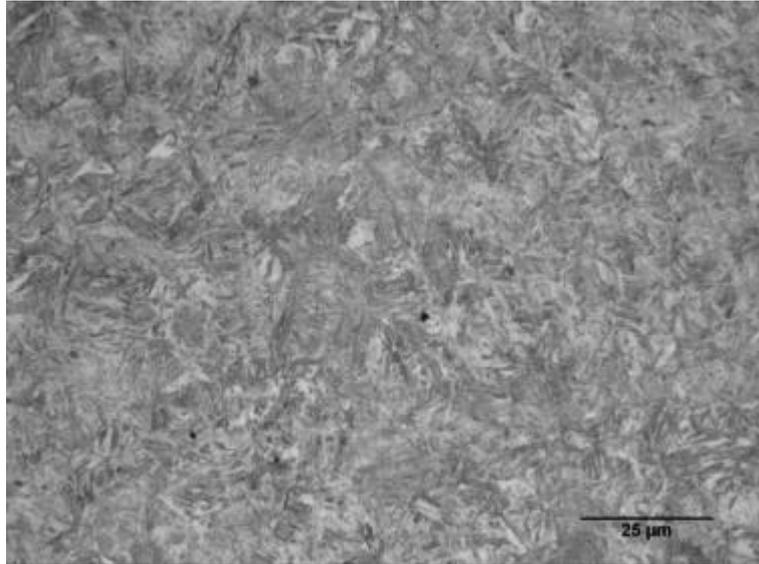


Figura 5.2. Microestructura del acero F1272 templado. Nital 2%. 1000x.

Posteriormente se realizaron seis tratamientos de revenido distintos, cuyas características se resumen en la Tabla 5.3:

Tabla 5.3. Designación y características de los distintos revenidos.

Material	Temperatura de revenido	Tiempo
T+R200	200°C	2,5 horas
T+R425	425°C	2,5 horas
T+R540	540°C	2,5 horas
T+R590	590°C	2,5 horas
T+R650	650°C	2,5 horas
T+R680	680°C	10 horas

Se pone de manifiesto que en los cinco primeros tratamientos se ha modificado la temperatura de los mismos, manteniendo siempre el mismo tiempo de revenido que se había utilizado en el tratamiento original, mientras que en el último tratamiento (T+R680), con objeto de conseguir un producto muy blando, se ha incrementado ligeramente la temperatura, sin llegar a alcanzar la temperatura de inicio de transformación austenítica de 725°C, pero se ha alargado notablemente el tiempo de duración del mismo. En las micrografías que se muestran a continuación (Figura 5.3 a Figura 5.8) se aprecia cómo evoluciona la microestructura obtenida tras el temple al modificar las condiciones del revenido. Se observa claramente que al aumentar la temperatura de revenido tiene lugar la precipitación de carburos y su crecimiento, con la consiguiente relajación de la fase matriz martensítica. Las diferencias quedan patentes especialmente al comparar los tratamientos extremos (T+R200 y T+R680), que presentan microestructuras muy distintas.

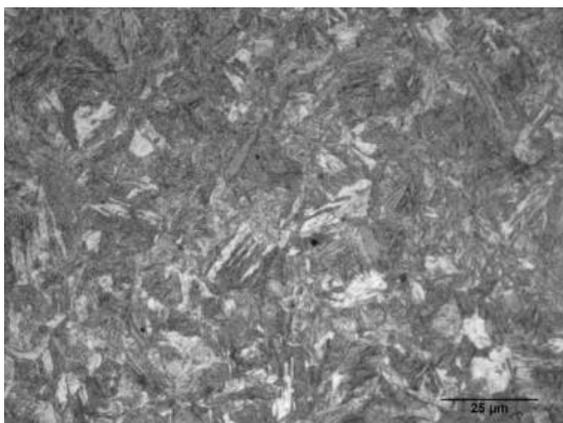


Figura 5.3. Microestructura del acero T+R200.
Nital 2%. 1000x.

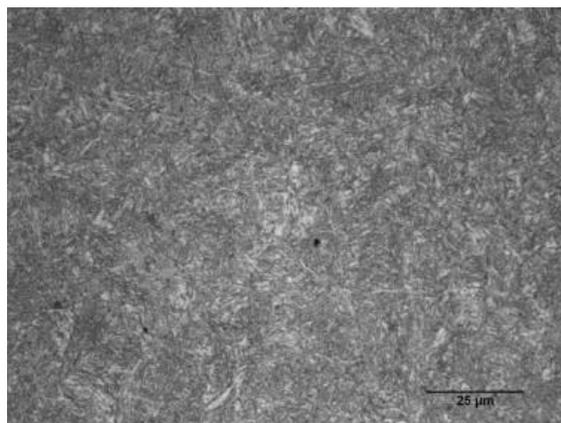


Figura 5.4. Microestructura del acero T+R425.
Nital 2%. 1000x.

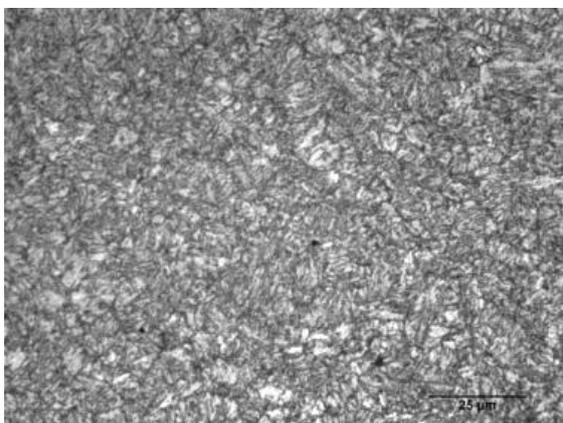


Figura 5.5. Microestructura del acero T+R540.
Nital 2%. 1000x.

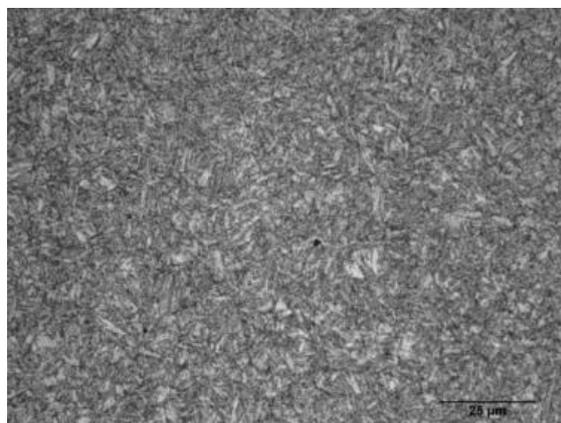


Figura 5.6. Microestructura del acero T+R590.
Nital 2%. 1000x.

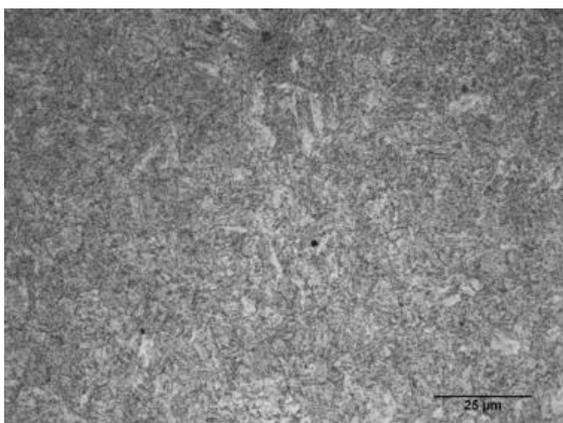


Figura 5.7. Microestructura del acero T+R650.
Nital 2%. 1000x.

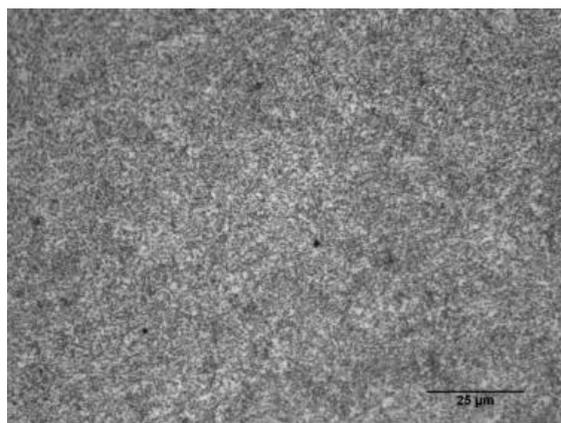


Figura 5.8. Microestructura del acero T+R680.
Nital 2%. 1000x.

5.1.2. Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas fundamentales de cada uno de los seis aceros estudiados se midieron mediante ensayos de tracción y dureza. Las curvas tensión-deformación obtenidas en estos ensayos se presentan en la Figura 5.9. Los resultados de los mismos se muestran en la Tabla 5.4 y en la Figura 5.10.

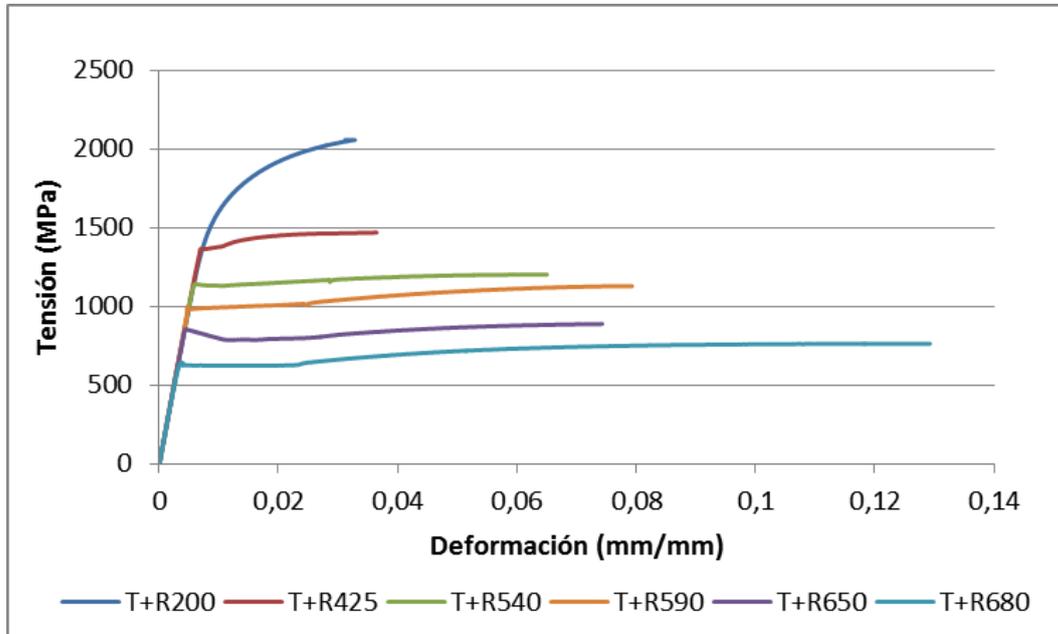


Figura 5.9. Curvas de tracción, hasta la carga máxima, de los distintos aceros analizados.

Tabla 5.4. Propiedades mecánicas del acero F1272 tras temple y revenido (2,5 h, excepto 10 h a 680°C).

Comparativa de las propiedades mecánicas de distintos aceros							
T ^a revenido (°C)	HV	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)	n	k (MPa)
200	552	201	1.604	2.057	10,5	---	---
425	424	200	1.364	1.426	10,6	0,067	1.903
540	350	198	1.123	1.201	13,7	0,068	1.530
590	325	205	983	1.123	14,6	0,074	1.336
650	255	202	863	897	19,3	0,069	1.119
680	226	197	626	764	24,7	0,074	1.032

Se pone de manifiesto que al aumentar la temperatura de revenido, tal y como cabía esperar, la dureza (HV), el límite elástico (σ_y) y la resistencia a la tracción (σ_R) decrecen progresivamente, al tiempo que aumenta el alargamiento (A). En la Tabla 5.4 también se muestran los valores de las constantes k y n, obtenidas al ajustar la curva de comportamiento plástico a tracción de acuerdo con la ecuación de Hollomon ($\sigma = k \epsilon_{pl}^n$).

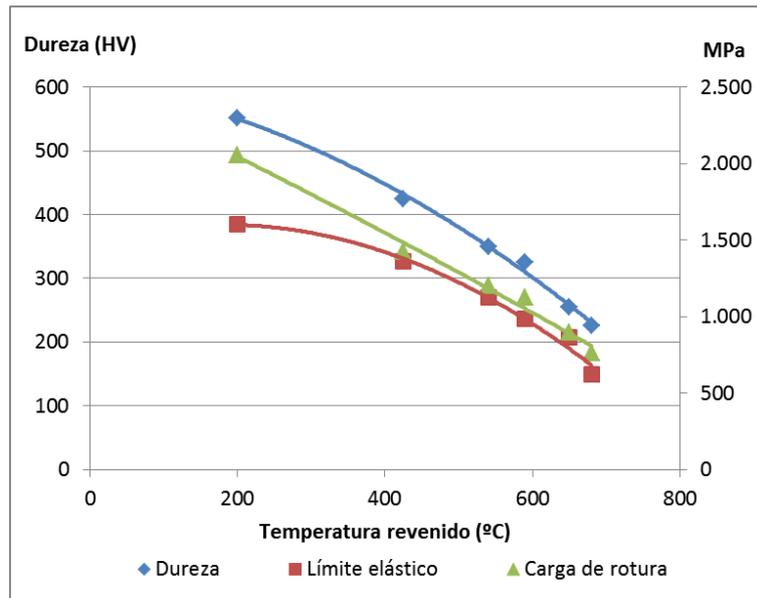


Figura 5.10. Propiedades mecánicas del acero F1272 en función de la temperatura de revenido.

Se han obtenido de este modo seis aceros con una única composición química y microestructura similar, martensita revenida, que cubren rangos muy amplios, tanto de dureza, como de límite elástico y carga de rotura, y que se adaptan muy bien al objeto del estudio, debido a que con ellos ha resultado posible la evaluación de los efectos de los tratamientos de shot peening en aceros con propiedades mecánicas progresivamente diferenciadas.

5.2. Efectos del shot peening

En el Anexo 3 se recogen las variables que se emplearon para la realización de los tratamientos de shot peening utilizados en esta tesis.

5.2.1. Acabado superficial

La modificación del acabado superficial es el efecto más visible de los tratamientos de shot peening. Para ilustrar mejor este fenómeno se ha dividido su análisis en dos partes. En primer lugar se ha llevado a cabo el estudio individualizado de las huellas generadas por los impactos de las bolas (proyectiles) sobre la superficie de los distintos aceros, atendiendo fundamentalmente a su diámetro, y a continuación nos hemos centrado en el efecto producido por la acumulación de impactos, cuantificado mediante los parámetros de rugosidad, R_a y R_{max} .

Una adecuada interpretación de estos parámetros no sólo puede ayudar a entender la influencia del shot peening en la vida a fatiga de componentes industriales, sino que también puede facilitar la comprensión del efecto de estos tratamientos sobre la resistencia al desgaste y la lubricación.

5.2.1.1. Huellas

La Figura 5.11 muestra, a modo de ejemplo, una de las múltiples imágenes procesadas con el analizador de imágenes para determinar el tamaño medio de las huellas generadas mediante shot peening.

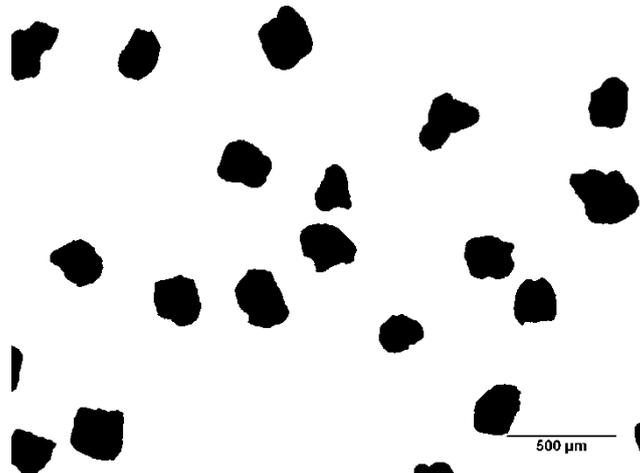


Figura 5.11. Huellas generadas sobre el acero T+R425 bajo una intensidad de 16A.

En primer lugar se destaca que las huellas distan mucho de ser círculos perfectos, ya que los proyectiles tampoco son perfectamente esféricos. De cada una de las huellas se ha medido tanto su diámetro medio (determinado como el diámetro de un círculo cuyo área es igual al de la huella) como su circularidad, aunque el análisis de este último parámetro se desestimó porque no se observó una tendencia clara en su evolución.

El diámetro medio de las huellas generadas en los distintos aceros bajo las diferentes intensidades de shot peening aplicadas, se determinó después de analizar una media de 60 huellas para cada caso. Tal y como se aprecia en Figura 5.12, el tamaño medio de las huellas evoluciona de manera aproximadamente lineal con la intensidad Almen, siendo tanto mayor cuanto mayor es la intensidad aplicada y cuanto más blando es el acero tratado.

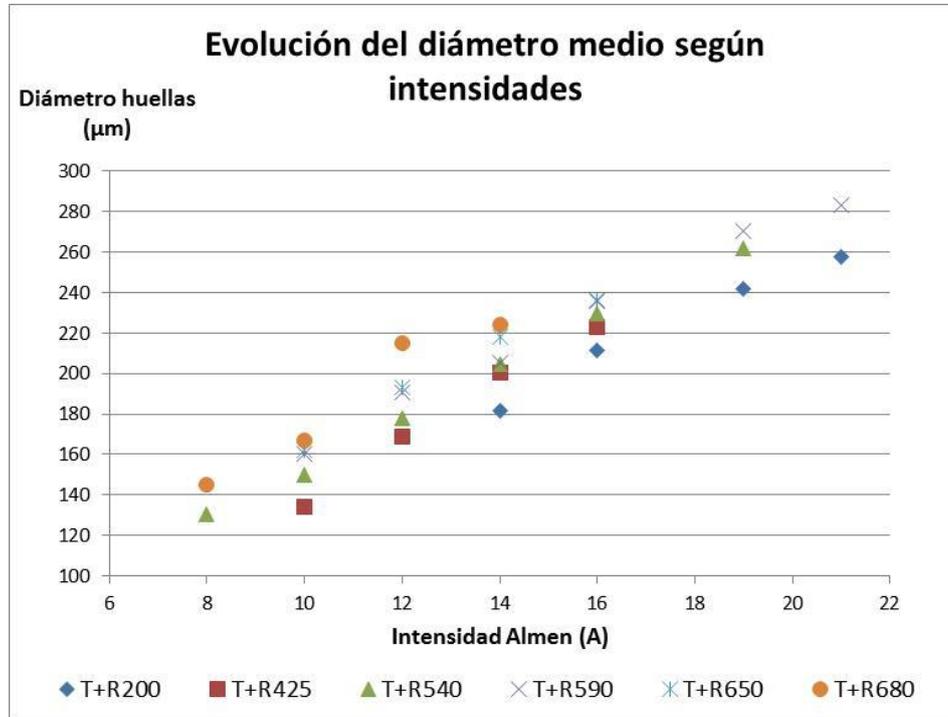


Figura 5.12. Evolución del diámetro de la huella en función de la intensidad Almen aplicada a los distintos aceros.

Con los valores medios de los diámetros de las huellas generadas en los tratamientos de shot peening de estos aceros, se ha intentado definir alguna expresión matemática sencilla capaz de predecir el tamaño medio de las huellas conociendo tan solo la intensidad Almen utilizada y alguna de las propiedades mecánicas fundamentales del acero (dureza, límite elástico o carga de rotura).

5.2.1.1.1. Estimación del diámetro de las huellas en función de la intensidad Almen y de las propiedades mecánicas del acero tratado

En el procedimiento que se ha seguido, y al contrario que otros autores [31, 73], no se ha considerado la influencia del tamaño de la bola utilizada. El efecto de este factor se ha despreciado debido a que se comprobó de manera experimental que el diámetro de las huellas generadas con una intensidad de 14A alcanzada con dos bolas distintas variaba solamente un 6% (CW0,5: 209 µm; CW0,6: 222 µm). Al ser una diferencia pequeña, se optó por prescindir de esta variable, con objeto de obtener una expresión tan simple como fuera posible.

A partir de los datos experimentales mostrados en la Figura 5.12, se han desarrollado expresiones de la forma $f(x) = a \times X$, donde la variable dependiente es el diámetro de la huella (D), en μm , y la variable independiente la intensidad Almen (IA), en mm, de manera que para una intensidad nula ($IA=0$), el tamaño estimado de la huella sería nulo.

$$D = a \times IA \quad (\mu\text{m}) \quad \text{(Ecuación 5.1)}$$

A continuación se calculó para cada uno de los aceros la recta de regresión de los datos experimentales bajo la condición de que pasara por el origen de coordenadas (0,0). De este modo se obtuvieron los resultados que se exponen en la Figura 5.13:

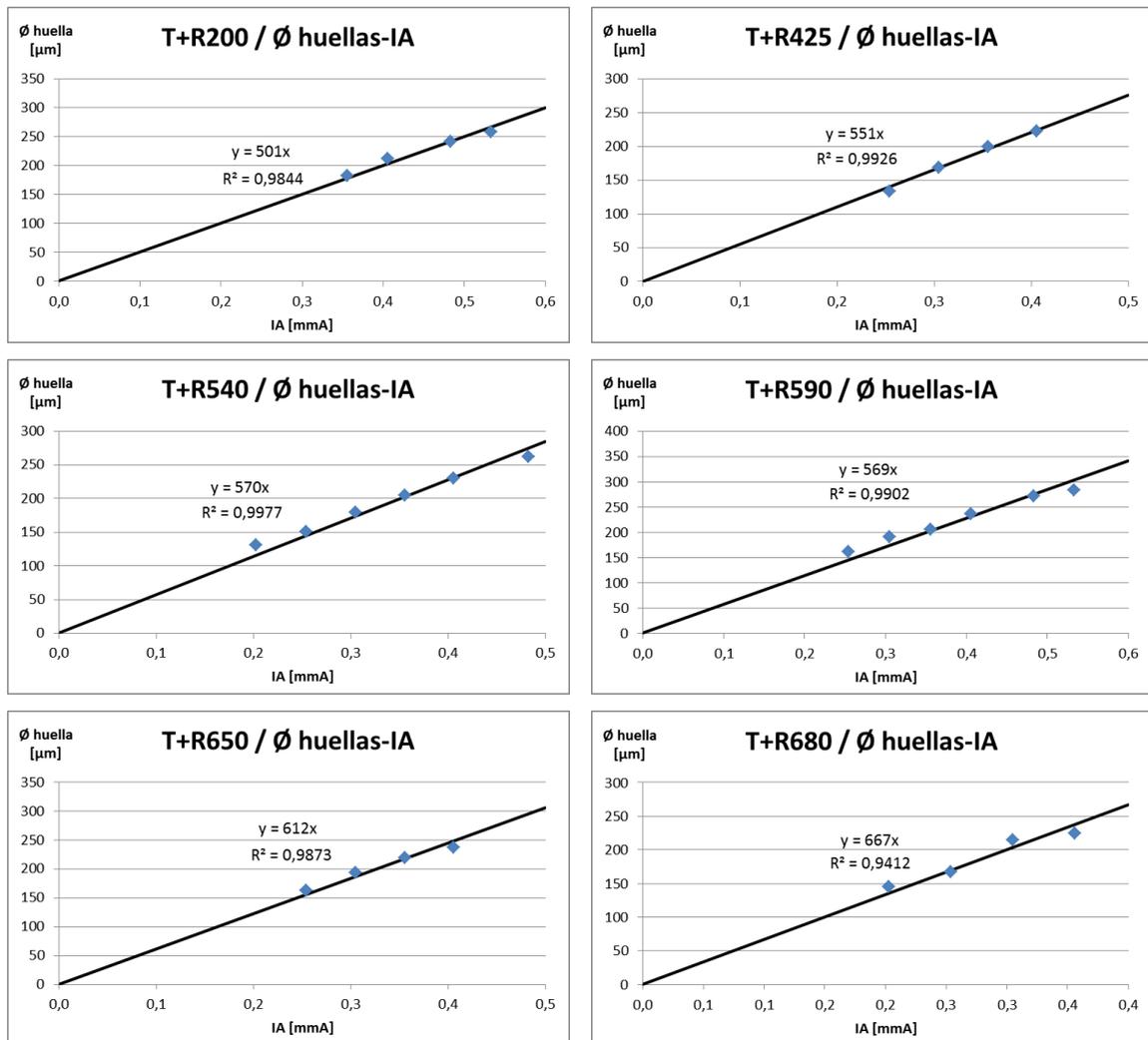


Figura 5.13. Rectas de regresión de los datos experimentales.

Se pone así de manifiesto que las regresiones obtenidas han sido bastante buenas y, además, tal y como se indica en la misma Figura 5.13, se ha comprobado que las pendientes de estas rectas aumentan, aproximadamente de manera lineal, al disminuir la resistencia o la dureza del acero (mayor temperatura de revenido). En la Figura 5.14 se presentan las rectas de regresión que vinculan las pendientes anteriormente calculadas con la dureza, el límite elástico y la carga de rotura a tracción de los distintos aceros.

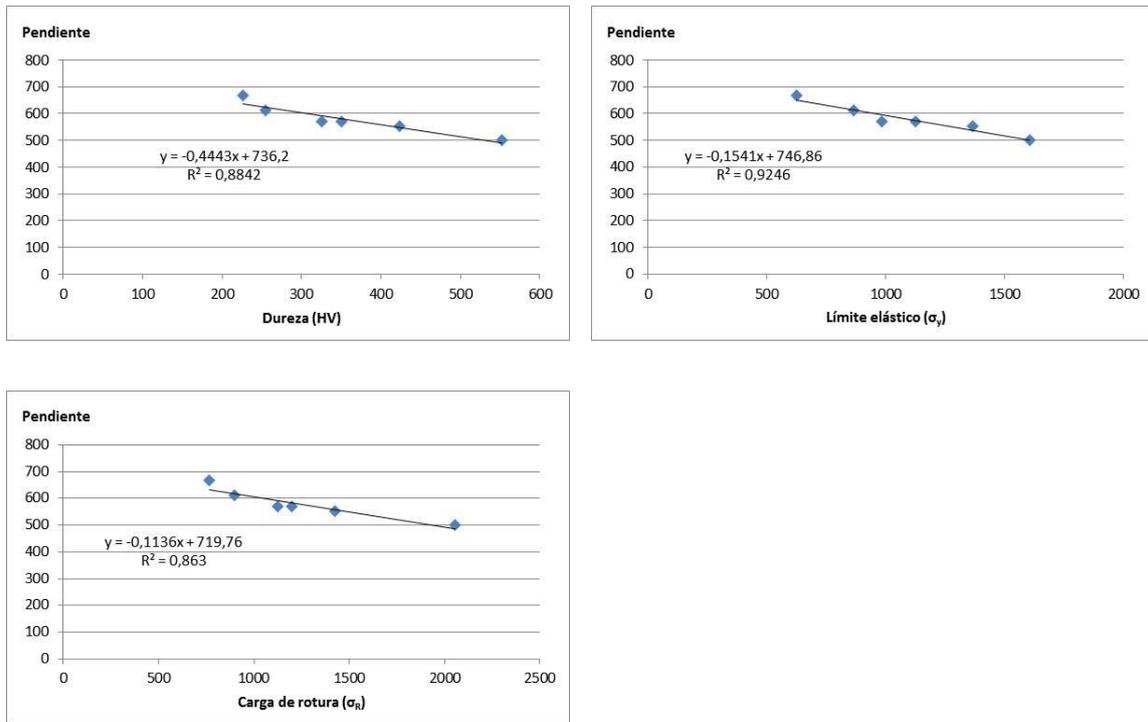


Figura 5.14. Regresiones lineales de las pendientes de la evolución de las huellas en función de las propiedades mecánicas de los aceros.

Una vez conocida la pendiente solamente habrá que multiplicarla por la intensidad Almen utilizada, en mmA, para determinar el diámetro teórico que tendría la huella generada en un acero determinado bajo una intensidad concreta. Se han obtenido de este modo las ecuaciones siguientes:

$$D_{(HV)} = (736 - 0,444 \times HV) \times IA \quad (\mu\text{m}) \quad (\text{Ecuación 5.2})$$

$$D_{(\sigma_y)} = (747 - 0,154 \times \sigma_y) \times IA \quad (\mu\text{m}) \quad (\text{Ecuación 5.3})$$

$$D_{(\sigma_R)} = (720 - 0,114 \times \sigma_r) \times IA \quad (\mu\text{m}) \quad (\text{Ecuación 5.4})$$

La Tabla 5.5 compara los diámetros medios de las huellas medidos experimentalmente con los calculados teóricamente utilizando las expresiones indicadas, junto con los errores obtenidos.

5. Resultados y discusión

Tabla 5.5. Estimaciones del diámetro de la huella generada mediante shot peening.

Material	Dureza (HV)	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	Diámetro huella – D (μm)						
				Medida Experimental	Teórica HV Ec. 5.2	Error (%)	Teórica σ_y Ec. 5.3	Error (%)	Teórica σ_R Ec. 5.4	Error (%)
T+R200	552	1.604	2.057							
200-14A				182	175	4,0	178	2,2	173	5,0
200-16A				212	199	6,0	203	4,2	197	7,0
200-19A				242	237	2,0	241	0,2	234	3,1
200-21A				258	262	1,4	266	3,3	259	0,3
T+R425	424	1.364	1.426							
425-10A				134	139	3,8	136	1,8	142	5,7
425-12A				169	167	1,1	164	3,1	170	0,6
425-14A				200	195	2,5	191	4,4	198	0,8
425-16A				223	222	0,3	218	2,2	226	1,5
T+R540	350	1.123	1.201							
540-8A				131	118	10,0	117	11,0	118	9,6
540-10A				151	147	2,3	146	3,4	148	1,9
540-12A				179	177	1,1	175	2,2	178	0,6
540-14A				205	207	0,8	204	0,3	208	1,3
540-16A				230	236	2,5	233	1,3	237	2,9
540-19A				262	280	7,0	277	5,8	282	7,5
T+R590	325	983	1.123							
590-10A				161	150	6,7	151	6,0	150	6,6
590-12A				191	180	5,5	182	4,9	181	5,5
590-14A				206	211	2,3	212	2,9	211	2,3
590-16A				236	240	1,8	242	2,5	240	1,8
590-19A				271	286	5,5	288	6,2	286	5,5
590-21A				283	315	11,4	317	12,2	316	11,5
T+R650	255	863	897							
650-10A				163	158	3,0	156	4,3	157	3,7
650-12A				194	190	2,1	187	3,5	188	2,9
650-14A				219	222	1,2	219	0,2	220	0,4
650-16A				237	253	6,7	249	5,2	251	5,8
T+R680	226	626	764							
680-8A				145	129	11,0	132	8,9	128	11,4
680-10A				167	161	3,3	165	1,0	161	3,7
680-12A				215	194	9,8	198	7,7	193	10,2
680-14A				224	226	1,0	232	3,4	225	0,6
Media total					4,1		4,1		4,3	

Como se aprecia en la Tabla 5.5, las tres expresiones propuestas proporcionan resultados muy buenos y muy parecidos entre sí, mostrando todas ellas un error medio inferior al 4,5%. En la Figura 5.15 se ha representado el diámetro estimado de la huella frente al diámetro medido (utilizando para ello la Ecuación 5.2):

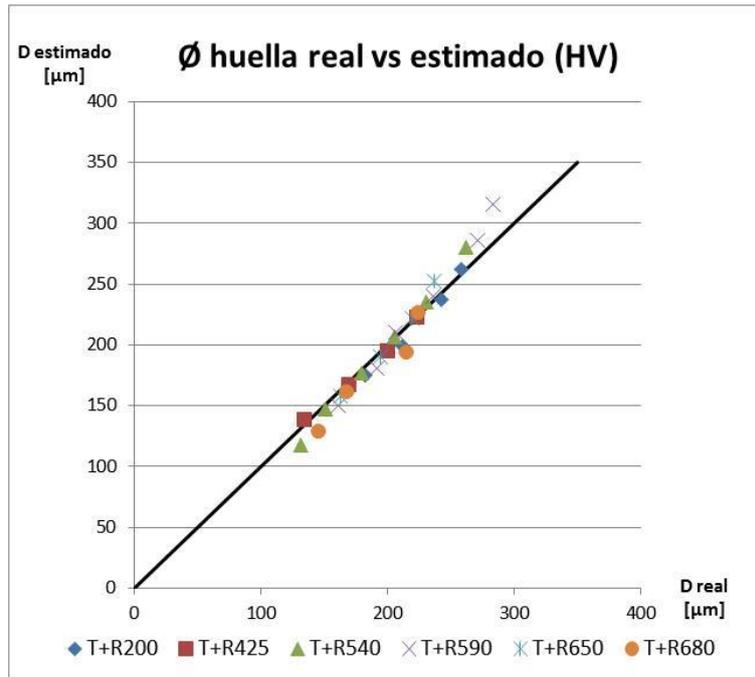


Figura 5.15. Comparativa entre los diámetros de huella reales y estimados utilizando la (Ecuación 5.2).

5.2.1.1.2. Energía cinética de los proyectiles y energía por unidad de superficie

Una vez conocido el diámetro de las huellas generadas por los tratamientos de shot peening, se procedió a calcular la energía cinética de las bolas para las distintas intensidades Almen aplicadas. Hubo dos intensidades (8A y 21A) con las que no se pudo medir la velocidad de los proyectiles por limitaciones técnicas.

En la Tabla 5.6 se confirma que cuanto mayor es la intensidad Almen, la energía cinética de las bolas ($E = \frac{1}{2}mv^2$) es también mayor. Además, se midió la energía de una misma intensidad (14A) obtenida utilizando dos tamaños de bola distintos, sin obtener resultados exactamente iguales, pero sí bastante parecidos y dentro del rango que marcan los tratamientos de 12A y 16A. La pequeña diferencia observada quizás se deba al error inherente al método de medida de la velocidad de los proyectiles. La Figura 5.16 da cuenta de la relación lineal existente entre la energía cinética de los proyectiles y la intensidad Almen aplicada.

Tabla 5.6. Energía de los proyectiles para las distintas intensidades Almen.

Intensidad	Tipo de bola	Diámetro medio (mm)	Masa (kg)	Volumen (mm ³)	Velocidad (m/s)	Energía (mJ)
10 A	CW-0,4	0,444	3,5958E-7	0,0458065	52,20	0,49
12 A	CW-0,5	0,573	7,7693E-7	0,0989723	53,37	1,11
14 A					55,11	1,18
16 A	CW-0,6	0,660	1,1811E-06	0,1504562	48,30	1,38
19 A					43,87	2,04
	CW-0,7	0,803	2,1192E-6	0,2699612	49,92	2,64

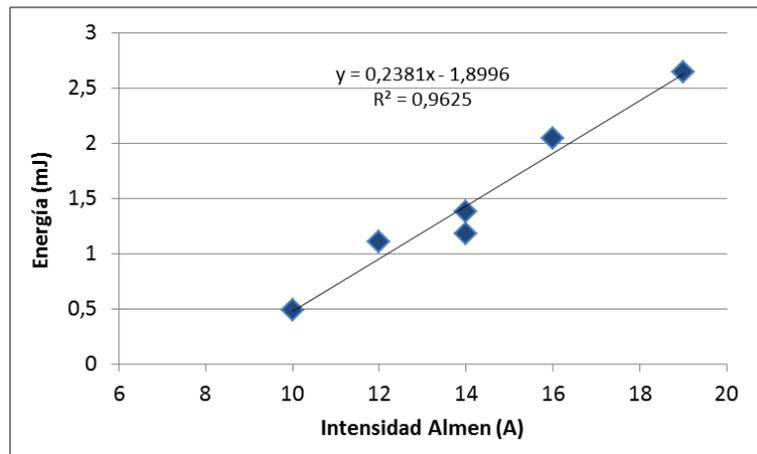


Figura 5.16. Energía cinética de los proyectiles versus intensidad Almen.

A partir de estos datos y con objeto de comparar el efecto que producen los tratamientos de shot peening en aceros de diferente dureza, se calculó la energía por unidad de superficie, o cociente entre la energía cinética aplicada por los proyectiles y el diámetro de la huella generada. De este modo, al aplicar la misma intensidad Almen sobre aceros de diferente dureza, la energía por unidad de superficie disminuye progresivamente a medida que el acero es más blando (se genera una huella mayor).

La Figura 5.17 recoge la relación existente entre la energía por unidad de superficie suministrada y la intensidad Almen aplicada para todos los aceros analizados. Se observa que el incremento del tamaño de la bola (de 0,4 a 0,5 mm, paso de 10A a 12A y, también de 0,5 a 0,7 mm, paso de 14A a 16A) supone un aumento de la energía por unidad de superficie, ya que es mayor el incremento de la energía del proyectil que el del diámetro de la huella generada. Sin embargo, cuando el aumento de la intensidad Almen se lleva a cabo sin modificar el tamaño de la bola sino incrementando la presión del aire (paso de 12A a 14A y de 16A a 19A), la energía por unidad de superficie disminuye o apenas se modifica.

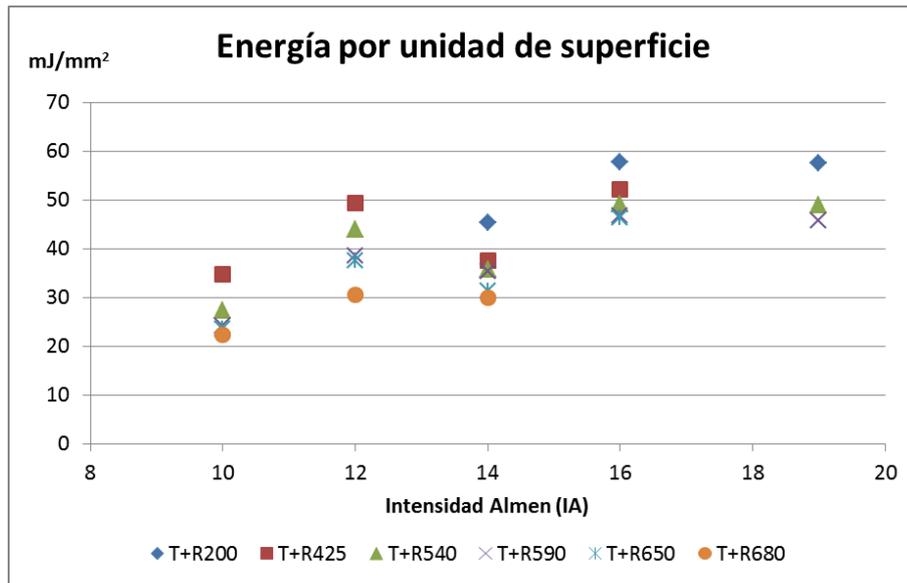


Figura 5.17. Energía por unidad de superficie en función de la intensidad Almen en los distintos aceros analizados. Los datos de 14A corresponden a las bolas CW-0,5.

5.2.1.2. Rugosidad

En este apartado se ha analizado la evolución de la rugosidad en función del grado de cobertura en un conjunto de probetas planas de los seis aceros analizados, tal y como se indica en la Tabla 5.7. Se han empleado tratamientos por debajo del 100% de cobertura y hasta el 200%. Con los registros obtenidos se han determinado seis parámetros de rugosidad, aunque en este trabajo sólo se han utilizado dos de ellos, R_a y R_{max} , al considerar que son los más adecuados para definir el efecto que tienen los tratamientos de shot peening sobre el acabado superficial.

Tabla 5.7. Tratamientos utilizados en la medida de la evolución de la rugosidad.

Material	Intensidad Almen						
	8 A	10 A	12 A	14 A	16 A	19 A	21 A
T+R200				X	X	X	X
T+R425		X	X	X	X		
T+R540		X	X	X	X	X	
T+R590		X	X	X	X	X	X
T+R650		X	X	X	X		
T+R680	X	X	X	X			

En las Figuras 5.18 y 5.19 se muestran los valores obtenidos de R_a y R_{max} respectivamente. Se confirman así los resultados mostrados en la Tesis Doctoral de A.T. Vielma [56], ya que en todos los casos la rugosidad aumenta hasta alcanzar la cobertura total, momento en el que se estabiliza y prácticamente se mantiene al menos hasta coberturas del 200%. En el trabajo citado se había comprobado esta misma tendencia en un solo acero, igualmente templado y revenido, refrendándose aquí aquellos resultados con otros seis aceros con características muy variadas.

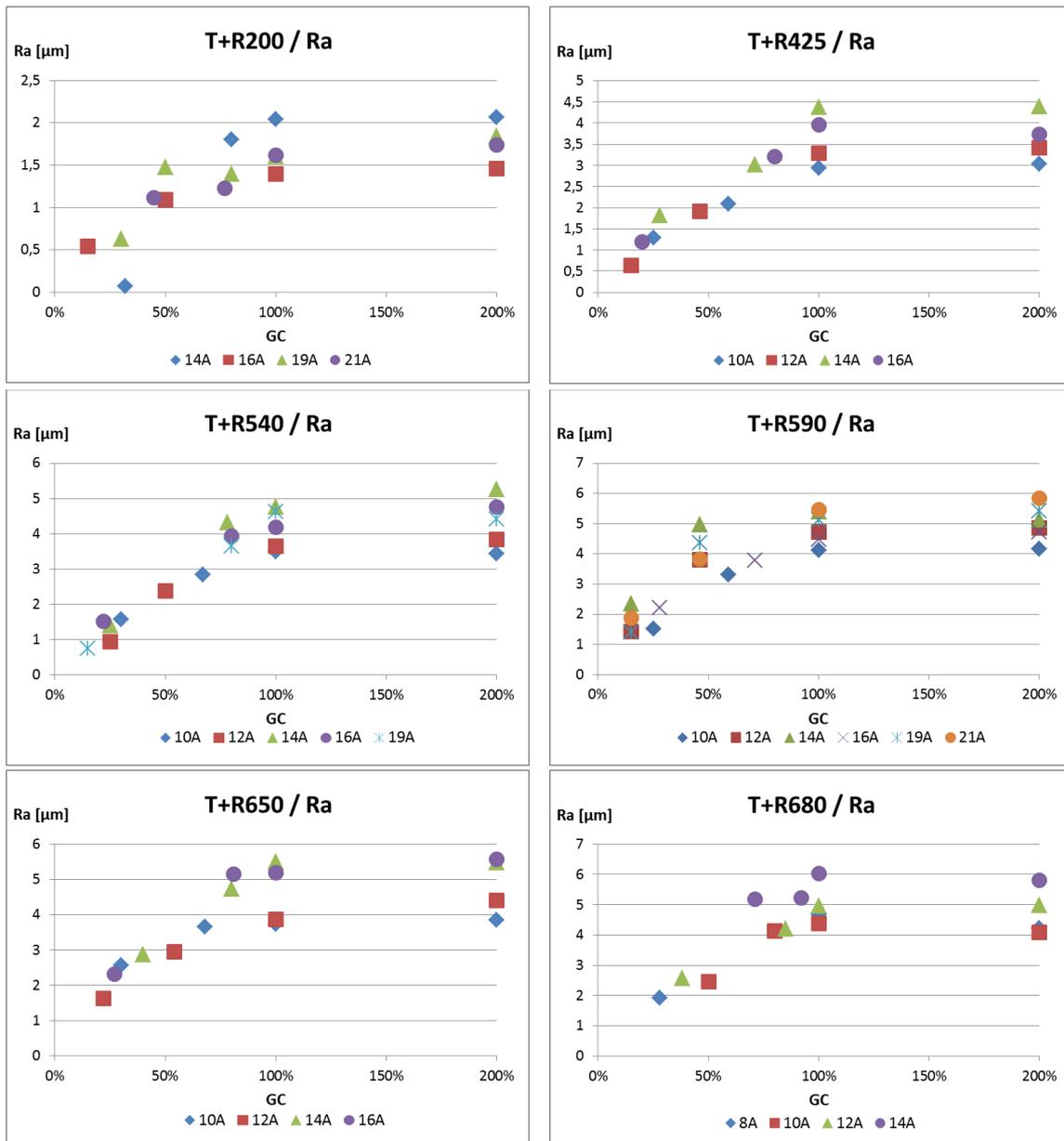


Figura 5.18. Evolución de R_a en función del GC (%) para distintas intensidades Almen en cada uno de los seis aceros analizados.

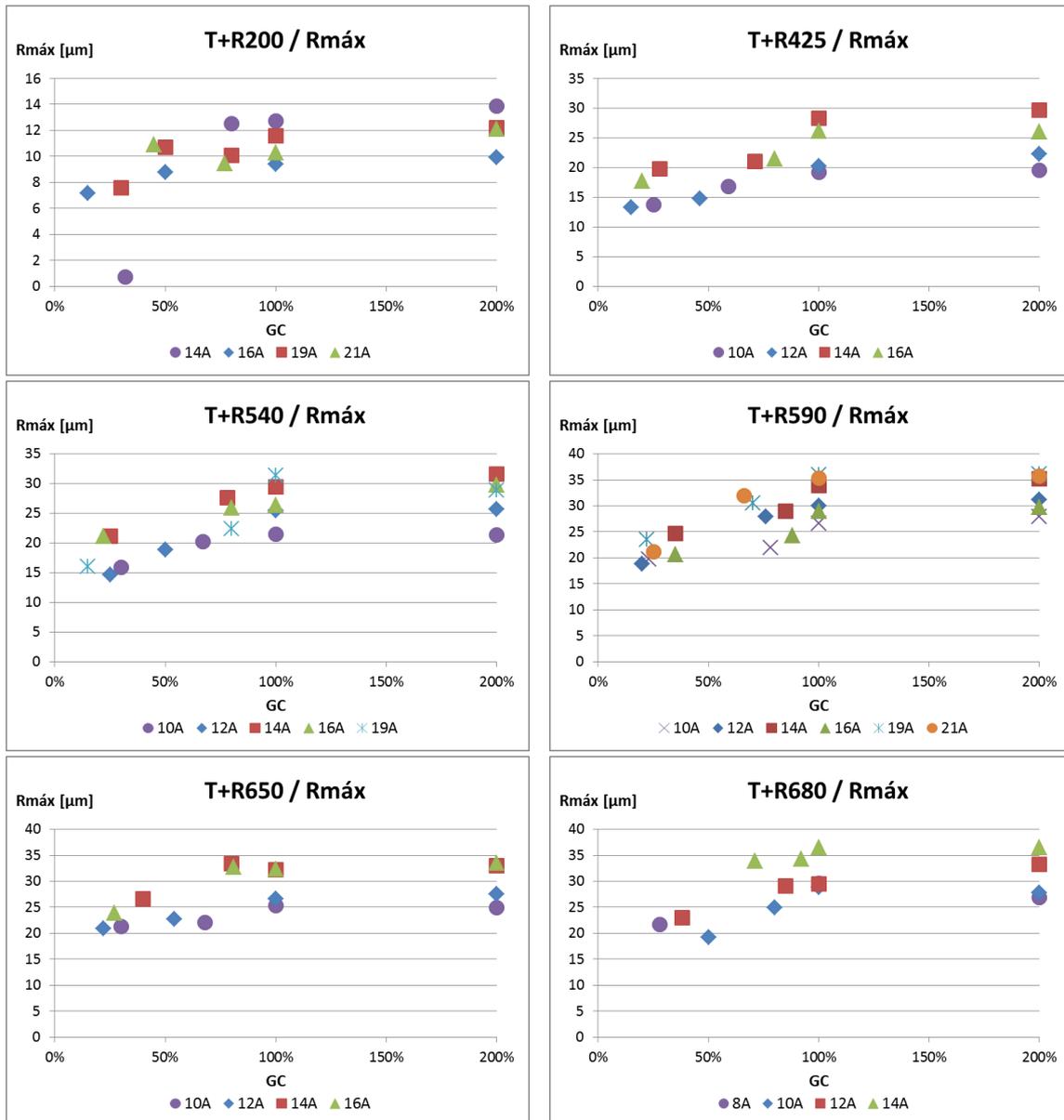


Figura 5.19. Evolución de $R_{máx}$ en función del GC (%) para distintas intensidades Almen en cada uno de los seis aceros analizados.

Además, como puede verse en las Figuras 5.20 y 5.21, al representar la rugosidad que se confiere al aplicar las distintas intensidades Almen bajo la condición de cobertura total (100%), se pone de manifiesto que la rugosidad aumenta al incrementar la intensidad del tratamiento de shot peening, con la peculiaridad de que al modificar el tamaño de las bolas y pasar a utilizar bolas mayores (paso de 14A-CW0,5 a 16A-CW0,7 al que le corresponde un incremento en el diámetro de la bola del 40%), la rugosidad en varios casos ha disminuido y, en algún caso (T+R590), incluso por debajo de la de 12A (CW0,5). En el cambio de las bolas CW0,4 a CW0,5 (paso de 10A a 12A), el efecto mencionado no se aprecia, quizás debido a que el incremento en el diámetro de la bola ha sido menor, en este caso del 25%.

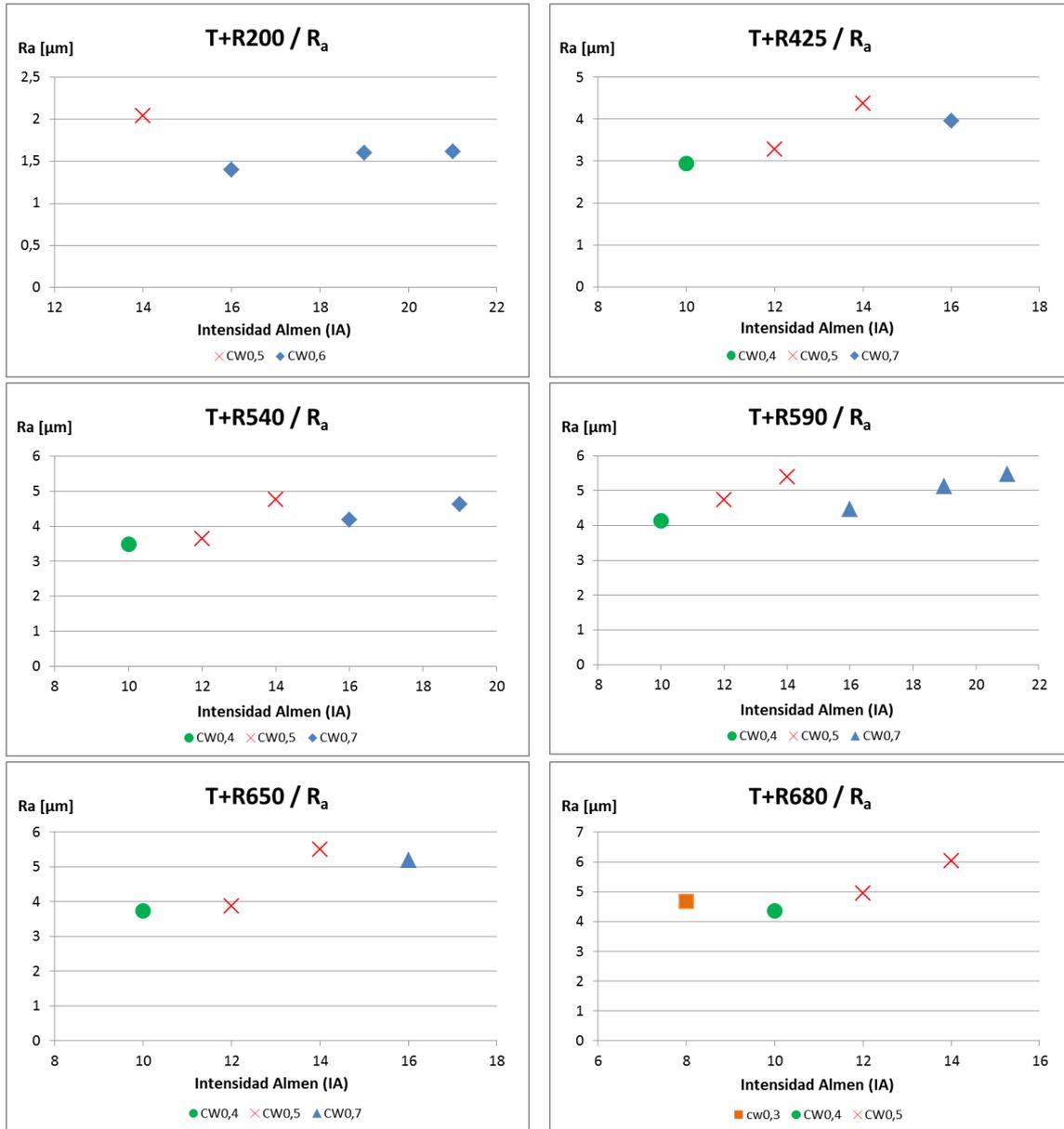


Figura 5.20. Evolución de la rugosidad media (R_a) con la intensidad Almen de los tratamientos de shot peening (cobertura total).

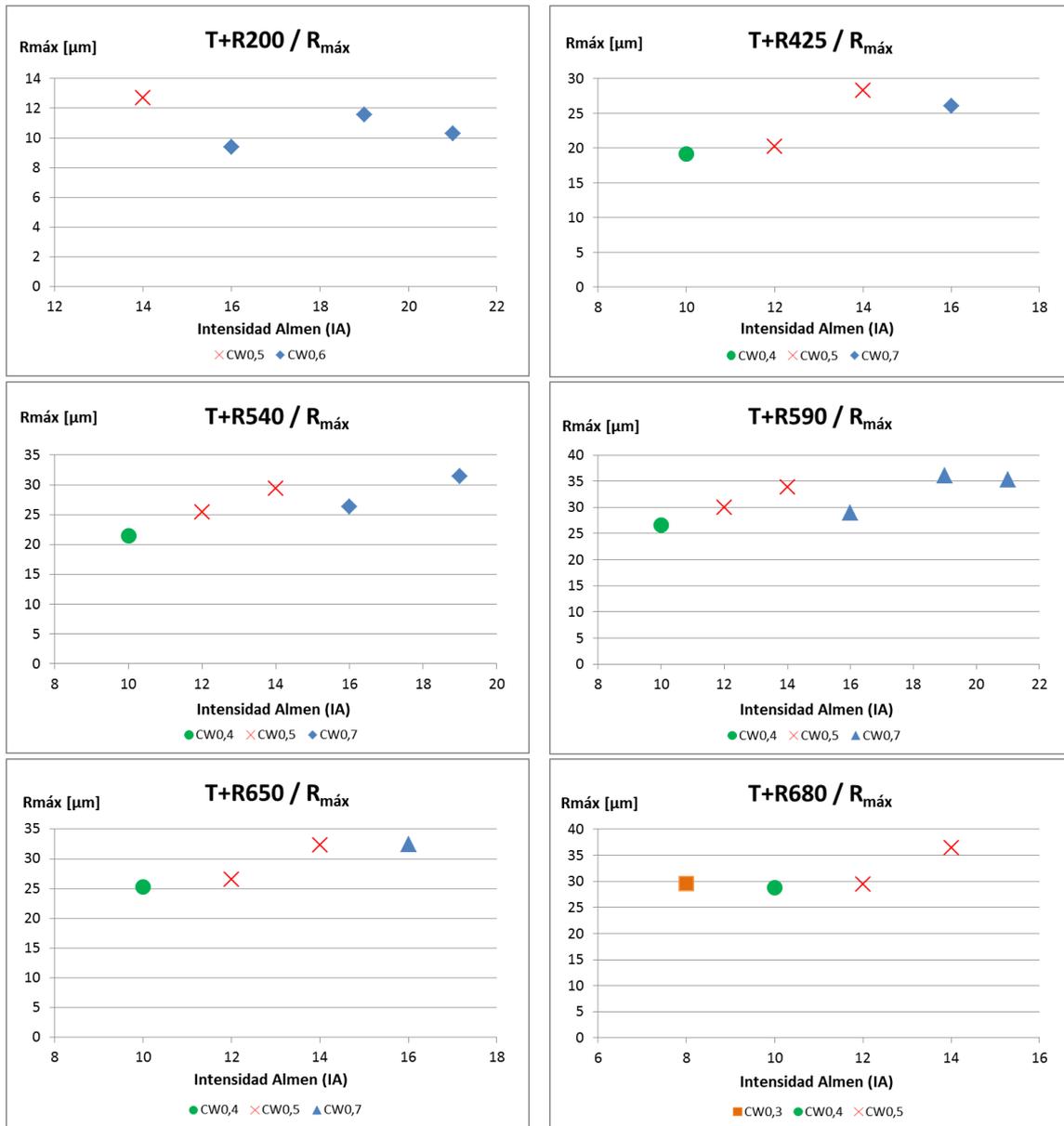


Figura 5.21. Evolución de la rugosidad máxima ($R_{m\acute{a}x}$) con la intensidad Almen de los tratamientos de shot peening (cobertura total).

También se ha analizado la evolución de la rugosidad en los distintos aceros bajo una misma intensidad Almen, confirmando lo que era de prever, que cuanto más duro es el acero tratado, menor rugosidad se genera. Dicha evolución, que nuevamente puede considerarse lineal, se muestra en la Figura 5.22 para una intensidad Almen aplicada de 14A, tanto para el parámetro R_a como para $R_{m\acute{a}x}$:

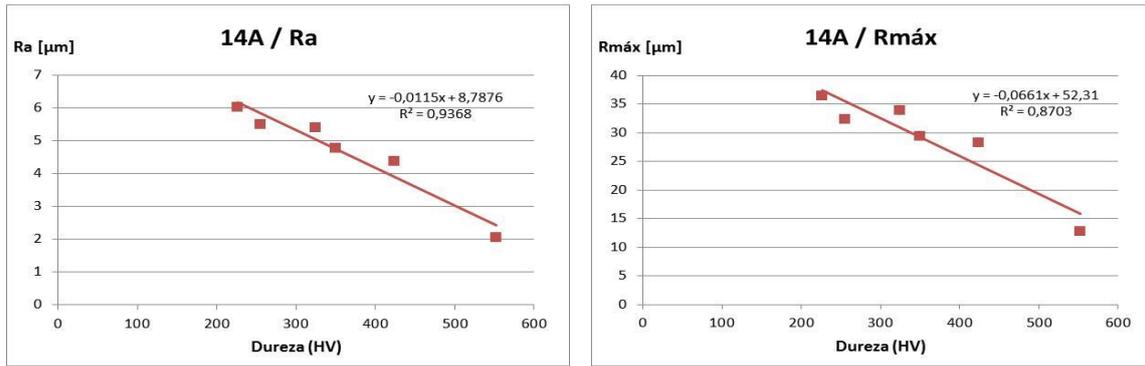


Figura 5.22. Evolución de la rugosidad para SP14A en función de la dureza de las muestras a tratar.

Por último, en la Tabla 5.8 se indica la intensidad que genera la máxima rugosidad en cada uno de los seis aceros analizados para los grados de cobertura del 100 y del 200%. En ella se ve como, en casi todos los casos, la intensidad que imparte una mayor rugosidad a las muestras es 14A (CW0,5-3 bar). A este respecto, se recuerda que las intensidades mayores de 14A se han obtenido utilizando proyectiles de mayor tamaño (0,7 mm frente a 0,5 mm). Una alta rugosidad debe considerarse negativamente desde el punto de vista del comportamiento a fatiga, por lo que sería deseable obtener un amplio perfil de tensiones residuales de compresión al tiempo que la rugosidad se mantuviera en niveles bajos.

Tabla 5.8. Intensidad Almen que proporciona valores máximos de R_a y R_{max} .

Material	R_a máximo		R_{max} máximo	
	GC=100%	GC=200%	GC=100%	GC=200%
T+R200	14 A	14 A	14 A	14 A
T+R425	14 A	14 A	14 A	14 A
T+R540	14 A/19 A	14 A	19 A	14 A
T+R590	14 A/21 A	21 A	14 A/19 A/21 A	14 A/19 A/21 A
T+R650	14 A/16 A	14 A/16 A	14 A/16 A	14 A/16 A
T+R680	14 A	14 A	14 A	14 A

5.2.1.3. Factor concentrador de tensiones (FCT)

Para el cálculo del FCT se han utilizado las dos propuestas descritas en el procedimiento experimental, resumidas en las siguientes expresiones:

J.K. Li [28] $K = 1 + 2,1 \left(\frac{R_{max}}{\phi_{max}} \right)$ para $H/D \leq 0,30$ (Ecuación 5.5)

$K = 1 + 4 \left(\frac{R_{max}}{\phi_{max}} \right)^{1,3}$ para $H/D < 0,15$ (Ecuación 5.6)

Bhuvanaraghan [29] $K = 1 + 2 \sqrt{\left(\frac{R_a}{\frac{\phi_{bola}}{2}} \right)}$ (Ecuación 5.7)

La Figura 5.23 expone gráficamente la evolución que sigue este parámetro en los distintos aceros en función de la intensidad Almen. Se han obtenido factores concentradores de tensión como consecuencia de los impactos del shot peening bastante pequeños (entre 1,1 y 1,5 en un caso y entre 1,1 y 1,3 en el otro) y poco dependientes de la intensidad Almen aplicada, por lo que no parece una buena herramienta para cuantificar el daño superficial producido por los tratamientos de SP. La influencia del acero tampoco es demasiado importante, especialmente en el caso del FCT de Bhuvanaraghan aunque, en general, se aprecia que el factor concentrador disminuye al aumentar la resistencia/dureza del acero tratado. Por último, ambas expresiones proporcionan valores parecidos, si bien el rango de variación del mismo es algo mayor en el caso de utilizar la expresión de Li.

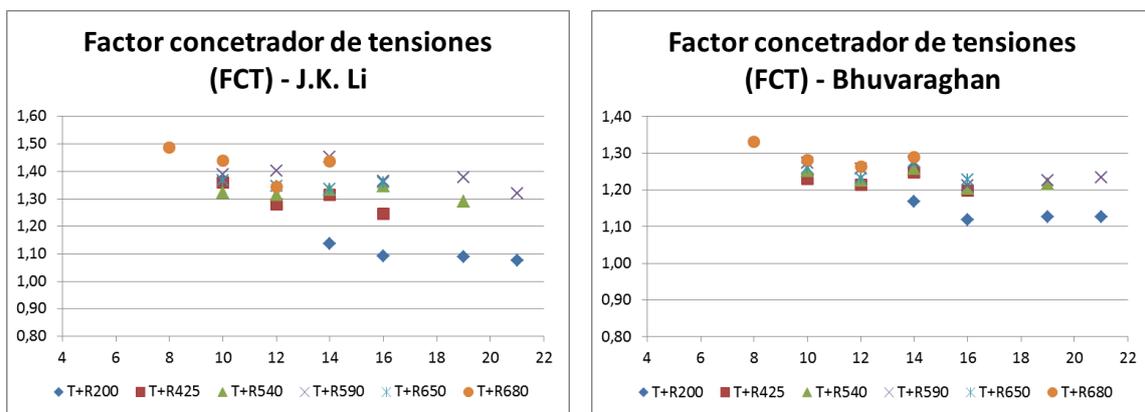


Figura 5.23. Evolución del FCT en función de la intensidad Almen.

5.2.2. Tensiones residuales de compresión generadas en los tratamientos de shot peening

A continuación se analizan los diferentes perfiles de tensiones residuales que se han obtenido a partir de probetas planas sometidas a distintos tratamientos de shot peening.

Para ello se tomó como punto de partida el estudio de Shengping Wang et al. [31], en donde se definen los perfiles de tensiones residuales mediante cuatro parámetros, tensión residual de compresión superficial, σ_s^{rc} , tensión residual de compresión máxima, σ_{max}^{rc} , profundidad sometida a fuertes tensiones residuales de compresión, Z_{mc} , y profundidad total bajo tensiones residuales de compresión, Z_0 . En la Figura 5.24 se han representado las características indicadas. En este apartado también se propondrán una serie de ecuaciones con las que estimar las citadas características, buscando en todo momento conjugar precisión con la mayor sencillez y coherencia posible.

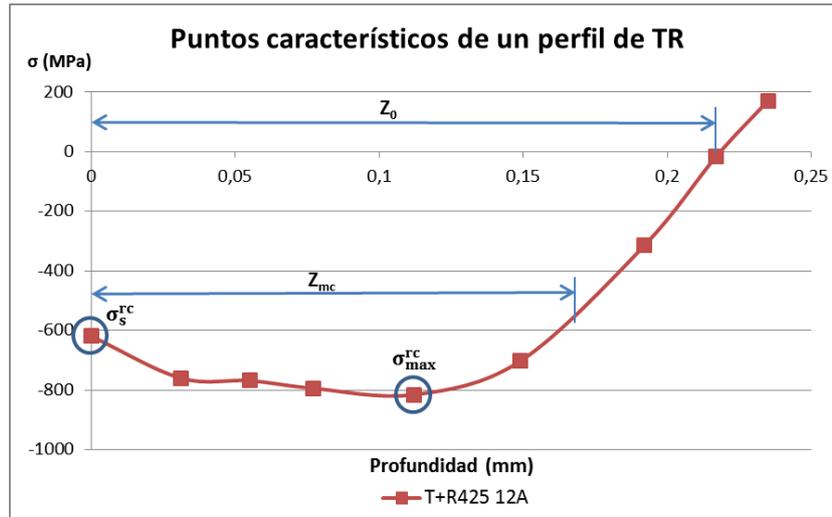


Figura 5.24. Puntos característicos dentro de un perfil de tensiones residuales tipo.

Los perfiles de tensiones residuales se han determinado sobre los aceros e intensidades que se muestran en la Tabla 5.9. Se han utilizado cuatro intensidades diferentes con cada uno de los aceros.

Tabla 5.9. Perfiles de tensiones residuales analizados.

Material	Intensidad Almen						
	8 A	10 A	12 A	14 A	16 A	19 A	21 A
200°C				X	X	X	X
425°C		X	X	X	X		
540°C		X	X	X	X		
590°C		X	X	X	X		
650°C	X	X	X	X			
680°C	X	X	X	X			

5.2.2.1. Perfiles de tensiones residuales

En este subapartado se muestran los perfiles de tensiones residuales obtenidos organizados según distintos criterios (las tensiones residuales se han medido siempre sobre probetas tratadas hasta cobertura total).

En la Figura 5.25 se presentan todos los perfiles organizados por aceros:

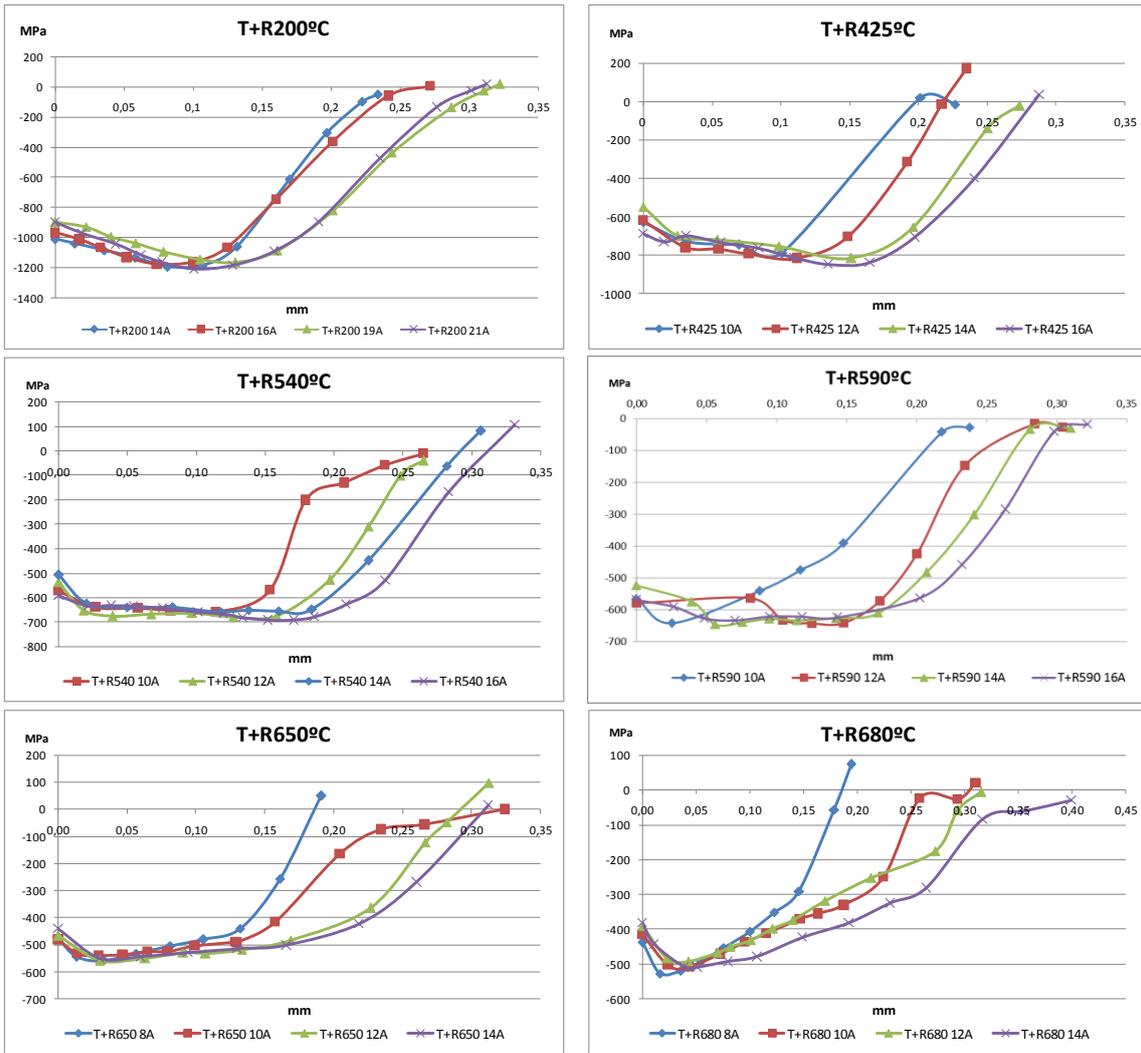


Figura 5.25. Perfiles de tensiones residuales obtenidos en los distintos aceros.

Se aprecia que tanto la tensión superficial como la máxima parecen ser inherentes al acero tratado, ya que prácticamente no varían al cambiar la intensidad Almen del tratamiento de shot peening. Sin embargo, la profundidad de la zona sometida a tensiones residuales resulta claramente afectada, aumentando cuanto mayor es la intensidad utilizada.

Además, en la Figura 5.26, se muestran los perfiles de la tensión residual agrupados ahora por intensidades. Se puede comprobar que, para una misma intensidad Almen, las tensiones residuales de compresión generadas se incrementan en valor absoluto al aumentar la dureza/límite elástico del acero tratado. Por otro lado, también se aprecia que para una misma intensidad Almen, cuanto más blando es el acero tratado, mayor profundidad alcanzan las tensiones residuales de compresión generadas, ya que también será mayor la región deformada plásticamente por los impactos.

5. Resultados y discusión

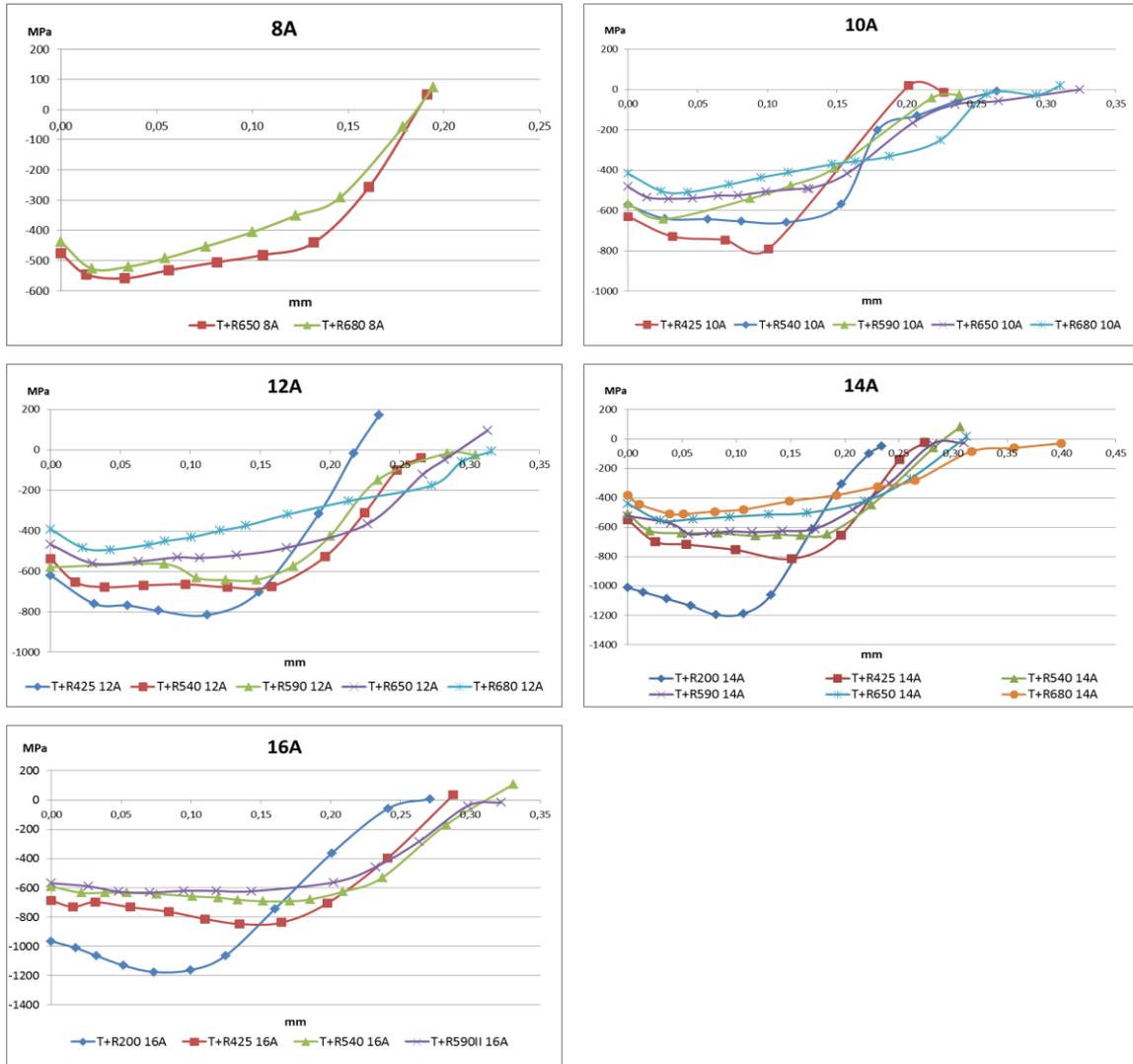


Figura 5.26. Perfiles de tensiones residuales agrupados por la intensidad aplicada.

Dado que la tensión residual superficial y máxima no parecen depender de la intensidad Almen aplicada, en los análisis numéricos realizados en los siguientes apartados se han utilizado como valores característicos los valores medios obtenidos a partir de las diferentes intensidades Almen evaluadas (Tabla 5.10):

Tabla 5.10. Tensión residual superficial (σ_s^{rc}) y máxima (σ_{max}^{rc}) de los distintos perfiles analizados.

Tª Rev (°C) – I Almen (GC=100%)	σ_s^{rc} (MPa)	σ_{max}^{rc} (MPa)	Tª Rev (°C) – I Almen (GC=100%)	σ_s^{rc} (MPa)	σ_{max}^{rc} (MPa)	Tª Rev (°C) – I Almen (GC=100%)	σ_s^{rc} (MPa)	σ_{max}^{rc} (MPa)
T+R200			T+R425			T+R540		
200-14A	-1.012	-1.196	425-10A	-629	-790	540-10A	-572	-659
200-16A	-967	-1.176	425-12A	-620	-816	540-12A	-537	-678
200-19A	-880	-1.168	425-14A	-550	-815	540-14A	-508	-660
200-21A	-898	-1.209	425-16A	-688	-847	540-16A	-592	-693
MEDIA	-944	-1.187		-622	-817		-552	-673
DES. TIPICA	56	19		56	24		37	16
T+R590			T+R650			T+R680		
590-10A	-566	-642	650-8A	-476	-559	680-8A	-439	-532
590-12A	-579	-643	650-10A	-481	-541	680-10A	-433	-516
590-14A	-524	-646	650-12A	-467	-560	680-12A	-407	-499
590-16A	-569	-634	650-14A	-441	-552	680-14A	-397	-519
MEDIA	-559	-641		-475	-562		-426	-516
DES. TIPICA	25	5		18	10		20	13

5.2.2.1.1. Estimación de la tensión residual de compresión superficial tras shot peening (σ_s^{rc})

Como primer paso para estimar la tensión residual superficial que se genera en los tratamientos de shot peening se han reconstruido los perfiles mostrados en la Figura 5.26 dividiendo la tensión residual de compresión entre la resistencia a la tracción propia de cada acero. En la Figura 5.27 se presenta esta nueva representación que pone de manifiesto que la región más superficial de los perfiles obtenidos, cuando se aplica una misma intensidad Almen a los distintos aceros, tiende a solaparse, aunque los resultados obtenidos muestran una cierta dispersión (para la intensidad de 16A el efecto citado es particularmente evidente).

Este sencillo procedimiento facilita el análisis de la tensión residual superficial (σ_s^{rc}), cuyo valor aproximado se puede estimar visualmente de manera sencilla, correspondiéndole una tensión de compresión aproximadamente igual a la mitad de la resistencia a la tracción del acero (Ecuación 5.8):

$$\sigma_s^{rc} = -0,5 \times \sigma_R \quad (\text{Ecuación 5.8})$$

Para afinar esta primera estimación se han utilizado los valores experimentales de la tensión residual superficial de cada acero, obteniendo con ellos sencillas expresiones matemáticas de cara a predecir dichas tensiones conociendo tan solo alguna de las propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado, concretamente el límite elástico, la resistencia a la tracción, la semisuma de estas dos propiedades y, también, la dureza.

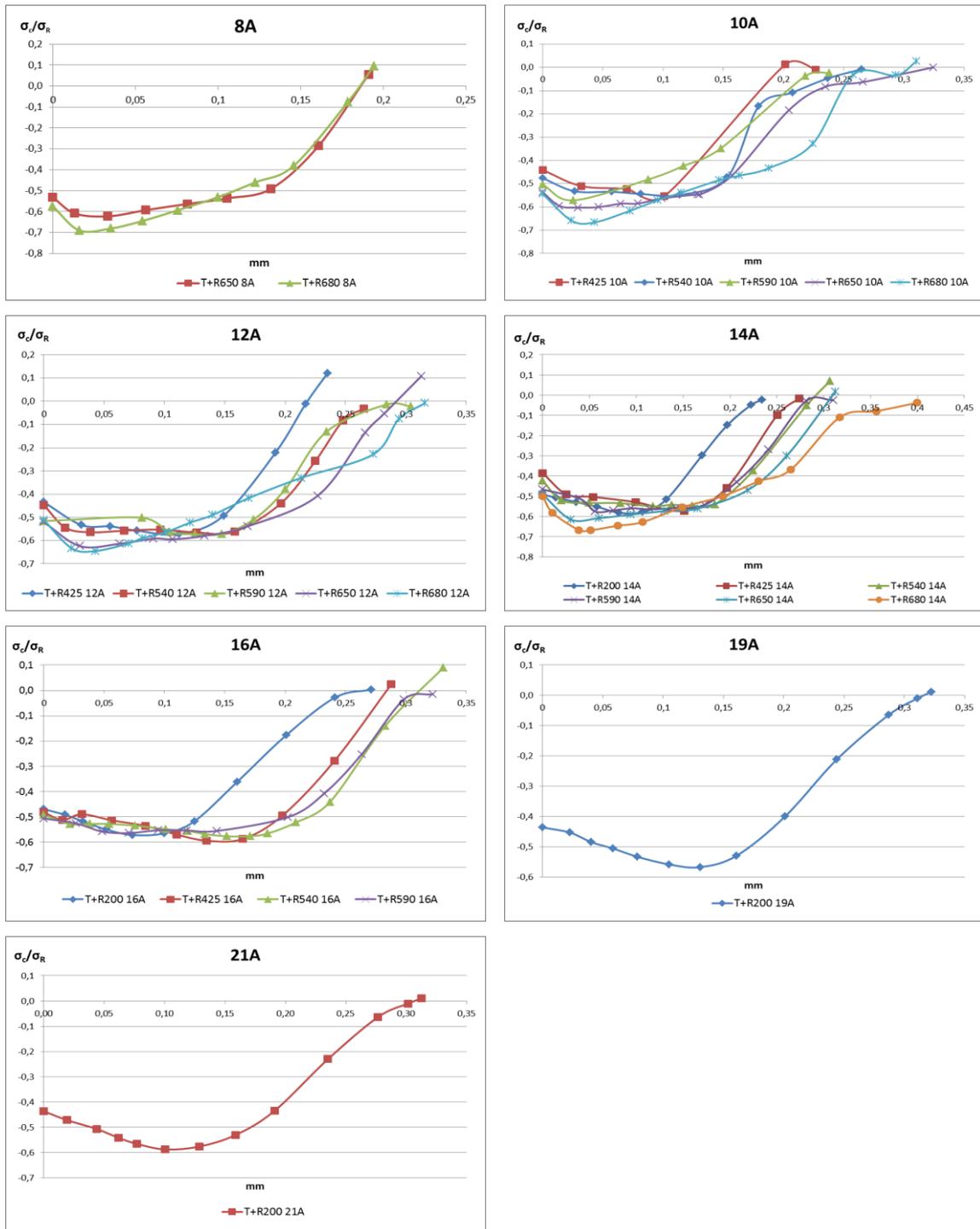


Figura 5.27. Perfiles de tensiones residuales organizados por intensidades. Eje de ordenadas con σ_r/σ_R .

Con este fin se han realizado las regresiones lineales de los datos experimentales en función de las propiedades antes citadas (Figura 5.28), imponiendo la condición de que dichas rectas pasen por el origen de coordenadas, lo que significa que la tensión residual superficial se anularía en el caso ideal de que las propiedades citadas fueran igual a cero.

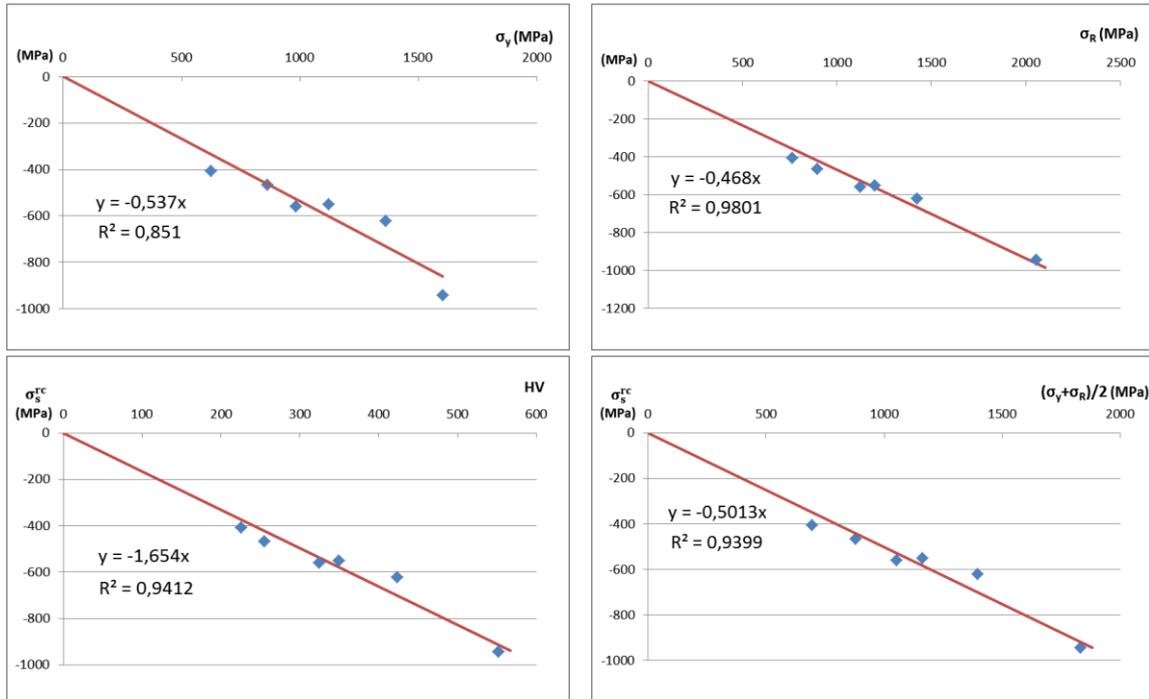


Figura 5.28. Evolución de σ_s^{rc} en función de las propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado.

El ajuste obtenido ha sido bastante bueno y las expresiones determinadas de este modo se muestran en la Tabla 5.11. Esta misma tabla también muestra el error medio y la desviación típica.

Tabla 5.11. Ecuaciones para estimar σ_s^{rc} en función de las propiedades mecánicas del acero.

Parámetro	Expresión	Error Medio	Des. típica
σ_y	$\sigma_s^{rc} = -0,537 \times \sigma_y$ (Ecuación 5.9)	9,9 %	6,7 %
σ_R	$\sigma_s^{rc} = -0,468 \times \sigma_R$ (Ecuación 5.10)	6,6 %	4,2 %
HV	$\sigma_s^{rc} = -1,654 \times HV$ (Ecuación 5.11)	7,1 %	3,7 %
$(\sigma_y + \sigma_R)/2$	$\sigma_s^{rc} = -0,5 \times (\sigma_y + \sigma_R)/2$ (Ecuación 5.12)	7,7 %	4,6 %

Todas las expresiones propuestas dan una regresión bastante buena e, igualmente importante, es que estas ecuaciones, además de buenos resultados, conjugan sencillez y coherencia teórica.

De cualquier manera, los mejores resultados se han obtenido utilizando la resistencia a la tracción como parámetro característico del acero, con un error inferior al 7%. En la Figura 5.29 se han comparado los valores realmente medidos de la tensión residual de compresión superficial y los estimados utilizando la Ecuación 5.10.

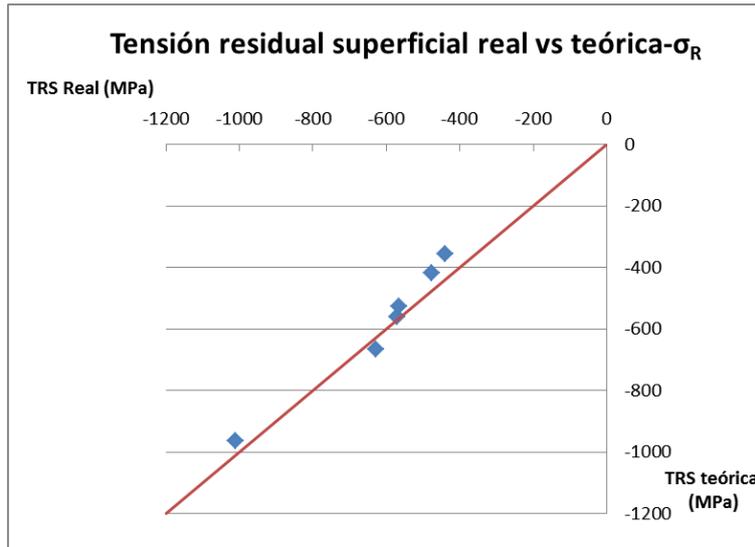


Figura 5.29. Desviación de los resultados obtenidos con la ecuación (5.10) respecto al valor real de la tensión residual superficial σ_s^{rc} .

5.2.2.1.2. Estimación de la tensión residual de compresión máxima tras shot peening (σ_{max}^{rc})

Operando del mismo modo que en el subapartado anterior, pero ahora sobre la tensión residual de compresión máxima (σ_{max}^{rc}), volviendo a analizar la Figura 5.27, se aprecia que el factor que se podría utilizar para estimar la tensión residual máxima de compresión parece que rondaría -0.6, aunque la dispersión es algo mayor que para la tensión residual de compresión superficial.

$$\sigma_{max}^{rc} = -0,6 \times \sigma_R \quad (\text{Ecuación 5.13})$$

Para afinar esta predicción se ha repetido el mismo procedimiento de análisis utilizado para la estimación de la tensión residual de compresión superficial, pero esta vez aplicado a la tensión residual de compresión máxima.

La Figura 5.30 muestra las rectas de regresión obtenidas para dicha tensión en función de las distintas propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado condicionadas a pasar por el origen de coordenadas. A continuación, la Tabla 5.12 recoge las expresiones finalmente obtenidas, los errores medios de las estimaciones y la desviación típica de éstos.

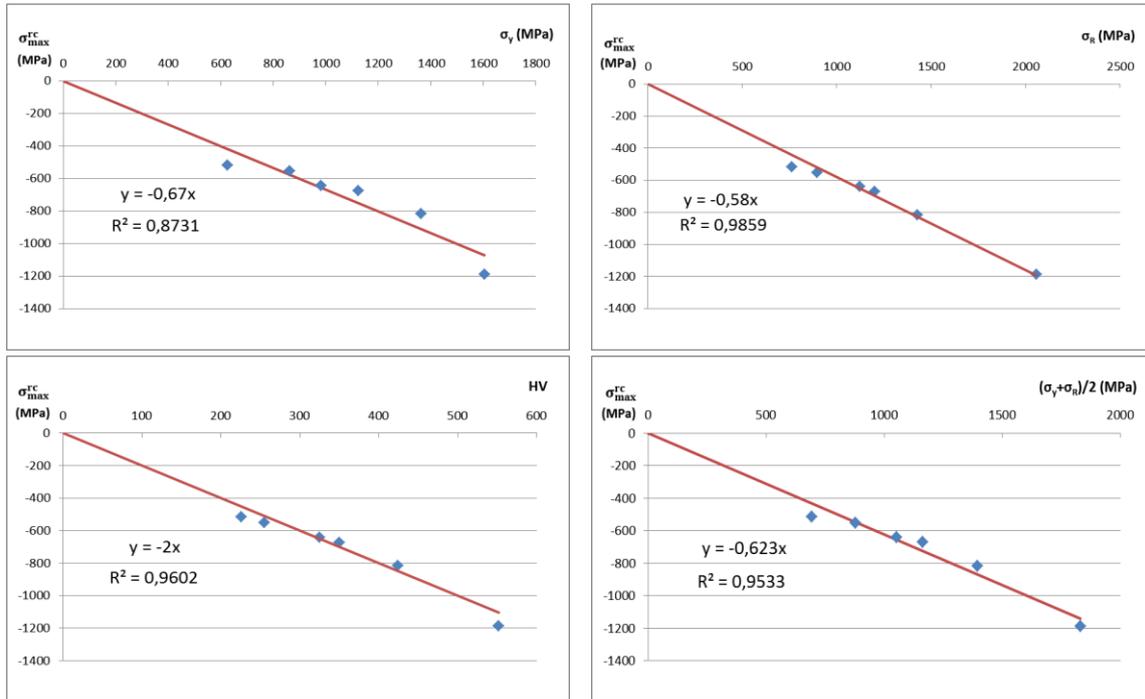


Figura 5.30. Evolución de σ_{max}^{rc} en función de las propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado.

Tabla 5.12. Ecuaciones para estimar σ_{max}^{rc} en función de las propiedades mecánicas del material.

σ_{max}^{rc} Tensión Residual Máxima (MPa)			
Parámetro	Expresión	Error Medio	Des. típica
σ_y	$\sigma_{max}^{rc} = -0,67 \times \sigma_y$ (Ecuación 5.14)	9,7 %	6,0 %
σ_R	$\sigma_{max}^{rc} = -0,58 \times \sigma_R$ (Ecuación 5.15)	4,5 %	5,1 %
HV	$\sigma_{max}^{rc} = -2 \times HV$ (Ecuación 5.16)	6,1 %	3,9 %
$(\sigma_y + \sigma_R)/2$	$\sigma_{max}^{rc} = -0,623 \times (\sigma_y + \sigma_R)/2$ (Ecuación 5.17)	6,2 %	5,5 %

Nuevamente todas las ecuaciones propuestas proporcionan resultados bastante buenos y, de nuevo, la expresión basada en la resistencia a la tracción es la mejor opción. En la Figura 5.31 se han comparado los valores realmente medidos de la tensión residual de compresión máxima y los estimados utilizando la Ecuación 5.15.

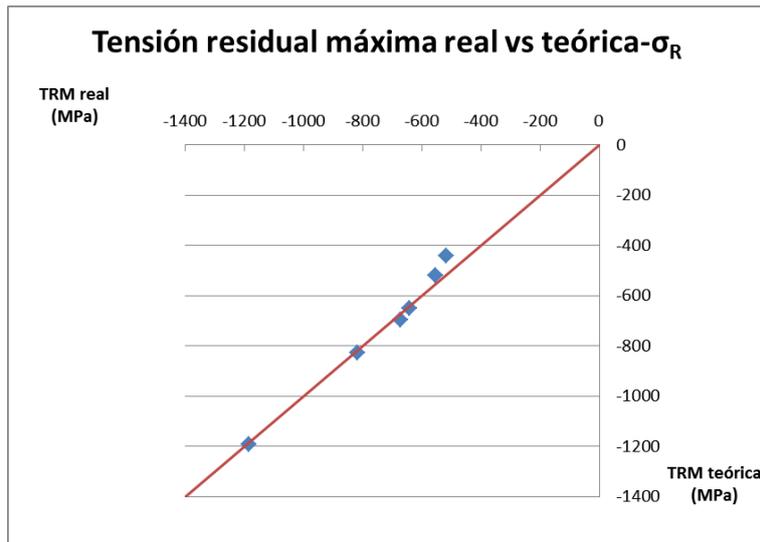


Figura 5.31. Desviación de los resultados obtenidos con la ecuación (5.15) respecto al valor real de la tensión residual máxima σ_{max}^{rc} .

5.2.2.1.3. Profundidad de la región sometida a tensiones residuales de compresión (Z_0)

La profundidad de la región que queda sometida a tensiones residuales de compresión depende, como ya se había puesto de manifiesto, tanto de la intensidad Almen aplicada como de las propiedades mecánicas del acero tratado.

Kirk [77] presenta un sencillo procedimiento para estimar fácilmente Z_0 a partir de la Intensidad Almen A expresada en mm (IAmm). Propone 3 familias de materiales, en función de su resistencia a la tracción, σ_R , con una sencilla expresión para cada una:

- σ_R media, por ejemplo titanio: $Z_0=IAmm$
- σ_R baja, por ejemplo aluminio: $Z_0=1,5 \times IAmm$
- σ_R elevada, por ejemplo acero $\sigma_R > 1.379$ MPa: $Z_0=0,5 \times IAmm$

Este procedimiento, aunque bien es cierto que da una idea aproximada del valor de Z_0 , no se ajusta adecuadamente a los datos experimentalmente obtenidos en este trabajo, de ahí que se hayan buscado otras expresiones más precisas.

En este subapartado se ha valorado la dependencia de la profundidad de la región citada con la resistencia a la tracción, con el límite elástico, con la semisuma de estas dos propiedades y, también, con la dureza Vickers del acero.

En primer lugar se ha procedido a representar la dependencia de la profundidad citada, Z_0 , con la intensidad Almen para los 6 aceros estudiados (Figura 5.32), apreciándose una evolución aproximadamente lineal y además una clara dependencia del acero tratado, de manera que para una misma IA, la profundidad de la citada zona es tanto mayor cuanto más blando o menos resistente es el acero (mayor temperatura de revenido). Se aprecia igualmente que la pendiente de esta representación gráfica aumenta a medida que el acero es más blando.

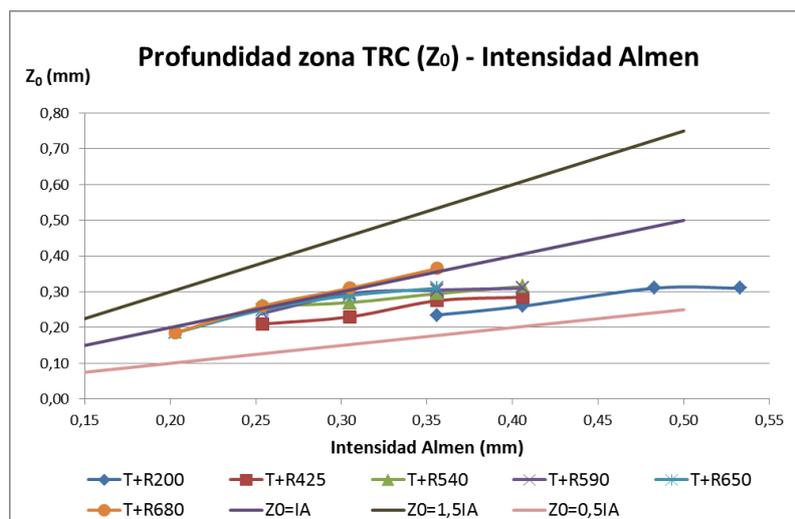


Figura 5.32. Evolución de Z_0 en función de la IA para cada uno de los aceros.

A partir de la representación anterior se ha decidido obtener la recta de regresión correspondiente a cada uno de los aceros, con la particularidad de que el término independiente sea nulo, es decir, que la recta pase por el origen de coordenadas (Figura 5.33): es decir, la zona afectada debe ser nula cuando IA=0 (sin tratamiento de shot peening).

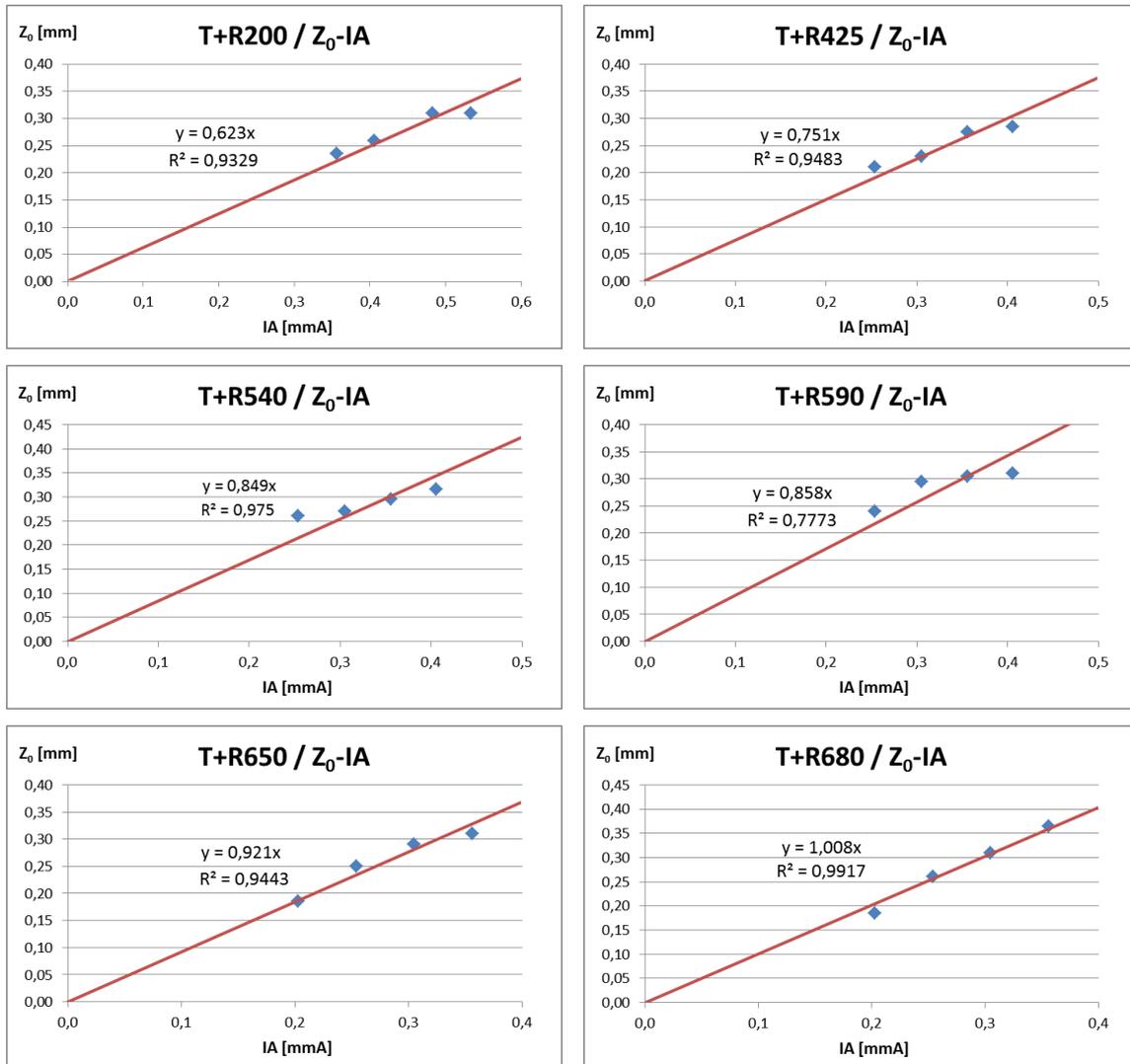


Figura 5.33. Evolución de Z_0 con la IA para los distintos aceros evaluados.

A continuación, las pendientes obtenidas en la Figura 5.33, que relacionan la profundidad Z_0 con la intensidad Almen aplicada sobre cada uno de los aceros, se han representado frente a las distintas propiedades mecánicas con las que se viene trabajando (Figura 5.34).

5. Resultados y discusión

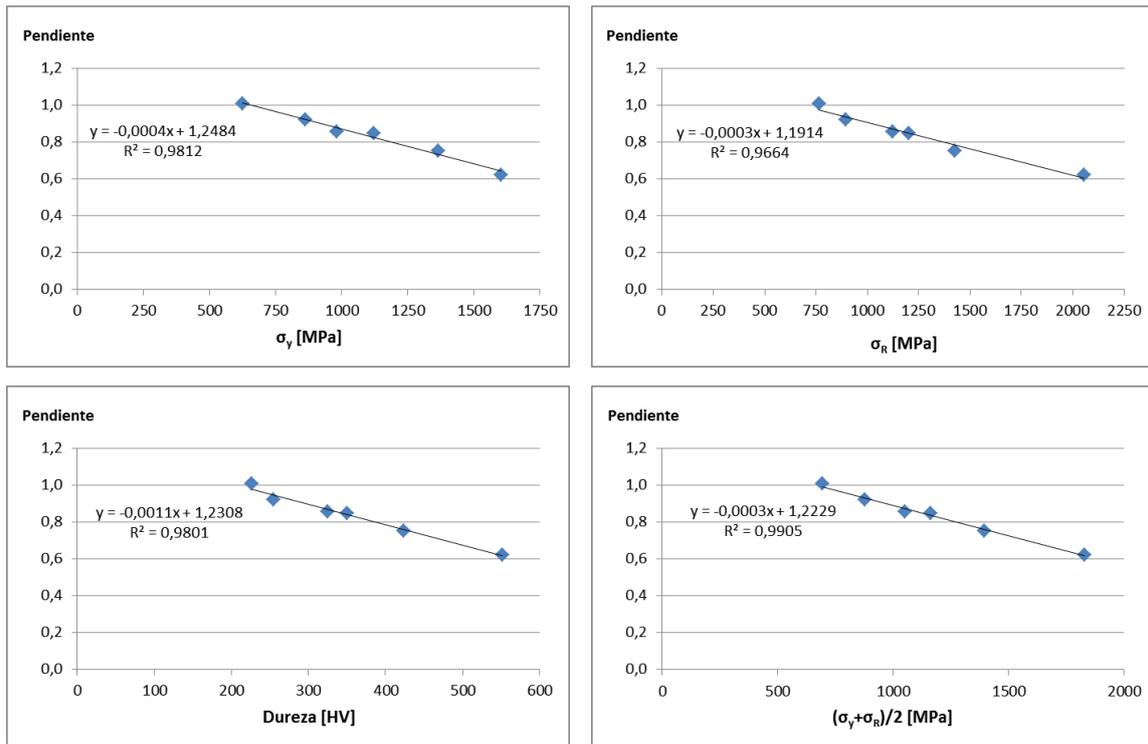


Figura 5.34. Evolución de la pendiente de la representación Z_0 -IA en función de las propiedades mecánicas del acero tratado.

Las expresiones finales obtenidas se recogen en la Tabla 5.13, donde se aprecia que todas las ecuaciones propuestas se ajustan muy bien a los datos experimentales, ya que muestran un error menor del 7%, siendo en este caso la más precisa la vinculada con la dureza del acero tratado (error inferior al 6%).

Tabla 5.13. Ecuaciones para estimar Z_0 en función de las propiedades mecánicas del acero.

Z_0 – Zona sometida a Tensiones Residuales de Compresión (mm)				
Parámetro	Expresión		Error Medio	Des. Típica
σ_y	$Z_{0(\sigma_y)} = (-0,0004 \times \sigma_y + 1,25) \times IA$	(Ecuación 5.18)	6,6 %	5,1 %
σ_R	$Z_{0(\sigma_R)} = (-0,0003 \times \sigma_R + 1,19) \times IA$	(Ecuación 5.19)	6,7 %	4,7 %
HV	$Z_{0(HV)} = (-0,0011 \times HV + 1,23) \times IA$	(Ecuación 5.20)	5,8 %	4,2 %
$(\sigma_y + \sigma_R)/2$	$Z_{0(\sigma_R + \sigma_y)/2} = (-0,0003 \times (\sigma_R + \sigma_y)/2 + 1,223) \times IA$	(Ecuación.5.21)	6,6 %	5,4 %

En la Figura 5.35 se han comparado los valores medidos de la profundidad total de la región que ha quedado bajo tensiones residuales de compresión y los estimados utilizando la ecuación 5.20.

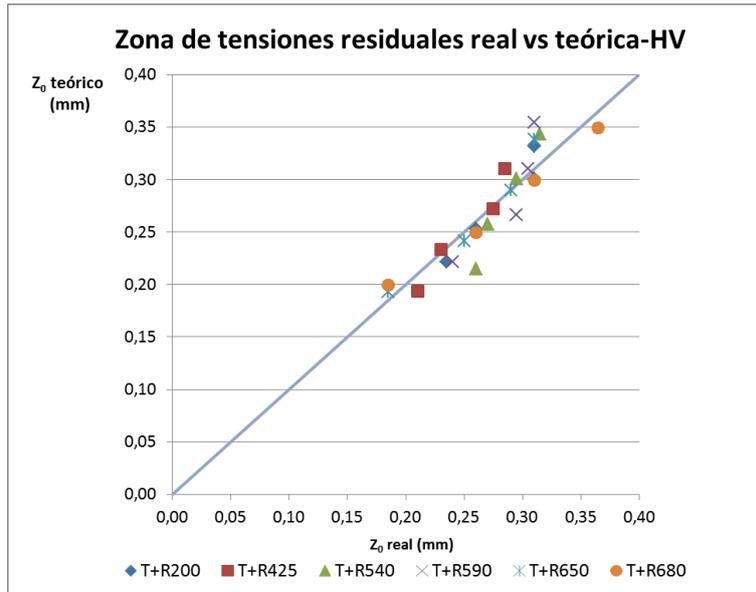


Figura 5.35. Desviación de los resultados obtenidos con la ecuación (5.20) respecto al valor de la profundidad Z_0 real.

5.2.2.1.4. Profundidad sometida a tensiones de compresión de magnitud importante (Z_{mc})

En este trabajo se ha definido Z_{mc} como la profundidad de la región en la que se ha generado una tensión residual de compresión de magnitud relevante. A este respecto se han evaluado 3 criterios diferentes. En el primero de ellos se ha definido Z_{mc} como la profundidad hasta el punto donde la tensión residual vuelve a tomar un valor igual a la tensión residual superficial (véase la Figura 5.36).

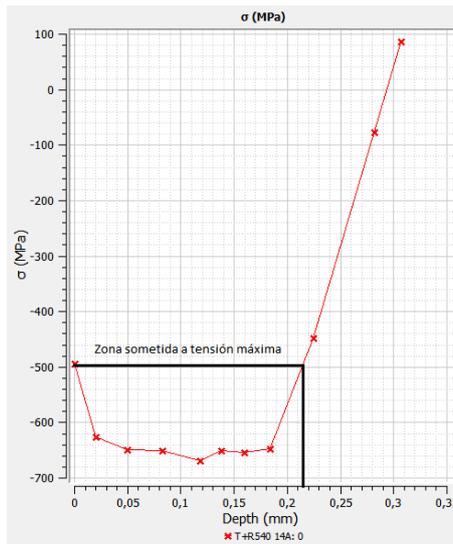


Figura 5.36. Determinación de la zona sometida a tensiones importantes de compresión ($\sigma_c = \sigma_s$).

Con esta metodología la profundidad de la zona sometida a tensiones importantes de compresión queda supeditada al valor de la tensión superficial, que tiene el problema de que cuando se aplican intensidades de shot peening altas, sufre una cierta relajación, por lo que quizás no sea el procedimiento más adecuado, aunque también se había visto que esta tensión superficial alcanzaba en general un valor aproximadamente igual a la mitad de la resistencia a la tracción del acero. Para subsanar este posible problema se ha preferido utilizar otros dos métodos, en los que se define la zona sometida a tensiones importantes de compresión como aquella en la que se supera una determinada fracción de la resistencia a la tracción o del límite elástico del acero, concretamente $0.4\sigma_R$ y $\sigma_y/2$. En la Tabla 5.14 se muestran las diferentes profundidades calculadas con los tres procedimientos antes descritos:

Tabla 5.14. Valores de Z_{mc} calculados según los distintos criterios.

Material	Z_{mc} (mm)				
	$\sigma_c = \sigma_s$	$\sigma_y/2$		$0,4\sigma_R$	
T+R200-14A	0,140	802 MPa	0,150	823 MPa	0,150
T+R200-16A	0,140		0,150		0,150
T+R200-19A	0,190		0,200		0,205
T+R200-21A	0,195		0,200		0,200
T+R425-10A	0,125	682 MPa	0,130	570 MPa	0,115
T+R425-12A	0,170		0,165		0,150
T+R425-14A	0,210		0,205		0,190
T+R425-16A	0,210		0,220		0,200
T+R540-10A	0,155	562 MPa	0,160	480 MPa	0,150
T+R540-12A	0,200		0,205		0,190
T+R540-14A	0,215		0,220		0,205
T+R540-16A	0,220		0,245		0,230
T+R590-10A	0,080	492 MPa	0,130	449 MPa	0,110
T+R590-12A	0,170		0,195		0,190
T+R590-14A	0,195		0,215		0,205
T+R590-16A	0,200		0,225		0,230
T+R650-8A	0,115	432 MPa	0,145	359 MPa	0,135
T+R650-10A	0,140		0,170		0,155
T+R650-12A	0,180		0,230		0,200
T+R650-14A	0,225		0,240		0,215
T+R680-8A	0,085	313 MPa	0,140	306 MPa	0,140
T+R680-10A	0,115		0,180		0,175
T+R680-12A	0,135		0,200		0,200
T+R680-14A	0,210		0,250		0,240

Lógicamente, la profundidad afectada aumenta sensiblemente al hacerlo la intensidad Almen del tratamiento de shot peening. Por otro lado, la profundidad sometida a fuertes tensiones residuales de compresión, cualquiera que sea el método de definición utilizado y el tipo de acero, varía en un rango comprendido aproximadamente entre 0.1 y 0.25 mm.

5.2.2.1.4.1. Región con una tensión residual de compresión mayor que $0,4\sigma_R$

En este apartado se ha seguido el mismo procedimiento de trabajo que para el cálculo de Z_0 . Es decir, se ha realizado la representación de los valores de la profundidad Z_{mc} en función de la intensidad Almen aplicada para los diferentes aceros (Figura 5.37), obligando a que las rectas obtenidas pasen por el origen de coordenadas. A continuación, con las pendientes de las rectas obtenidas se realizaron nuevas regresiones, pero esta vez utilizando como variables independientes las propiedades mecánicas fundamentales del material tratado, límite elástico, carga de rotura a tracción, semisuma de estas dos propiedades y dureza Vickers (Figura 5.38). Se pone de manifiesto que los valores de R^2 obtenidos han sido siempre bastante elevados ($R^2 \approx 0.94-0.98$).

Haciendo uso de estas últimas regresiones se obtuvieron las ecuaciones que se exponen en la Tabla 5.15, con las que resulta ya posible estimar la profundidad de la zona sometida a tensiones de compresión importantes (Z_{mc}) a partir de las propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado. En la misma tabla se muestran también los errores inferidos en la estimación y la desviación típica de los mismos. Se hace notar que las 4 expresiones utilizadas (ecuaciones 5.22 a 5.25) dan resultados bastante buenos, especialmente cuando se utiliza la resistencia a la tracción o la dureza como factor de comparación, dando lugar a un error que se sitúa en el entorno del 6%.

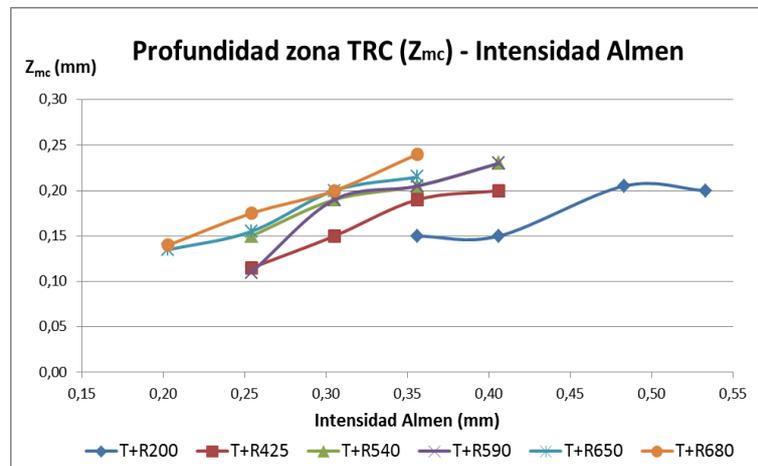


Figura 5.37. Z_{mc} frente a la intensidad Almen IA, para $\sigma^{rc} = 0,4\sigma_R$.

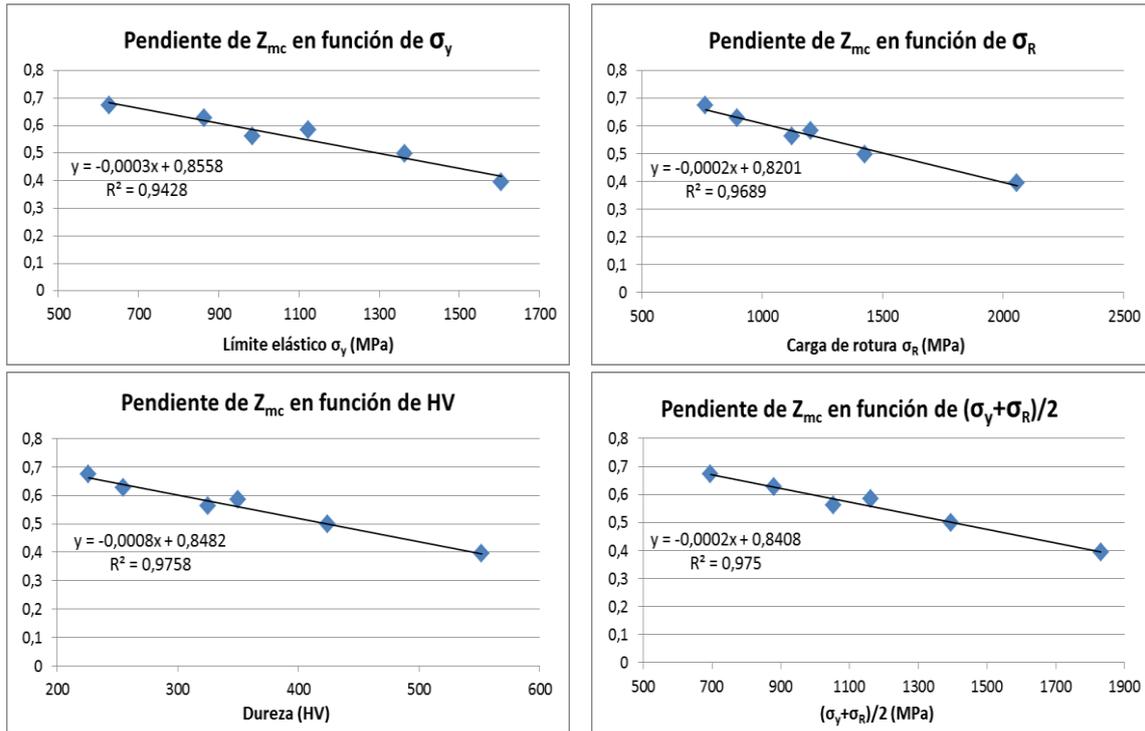


Figura 5.38. Representación de la pendiente de las rectas de la Figura 5.37 frente a las propiedades mecánicas del material tratado (criterio $\sigma^{TC} = 0,4\sigma_R$).

Tabla 5.15. Ecuaciones para estimar Z_{mc} en función de las propiedades mecánicas fundamentales del acero (criterio $\sigma^{TC} = 0,4\sigma_R$).

Z_{mc} – Zona sometida a Tensiones Residuales de Compresión Máximas (mm)			
Parámetro	Expresión Criterio: $0,4\sigma_R$	Error Medio	Des. típica
σ_y	$Z_{mc} = (0,86 - 0,0003 \times \sigma_y) \times IA$ (Ec. 5.22)	7,1 %	7,0 %
σ_R	$Z_{mc} = (0,82 - 0,0002 \times \sigma_R) \times IA$ (Ec. 5.23)	6,3 %	7,7 %
HV	$Z_{mc} = (0,85 - 0,0008 \times HV) \times IA$ (Ec. 5.24)	5,8 %	7,2 %
$(\sigma_y + \sigma_R)/2$	$Z_m = (0,84 - 0,0002 \times \frac{\sigma_y + \sigma_R}{2}) \times IA$ (Ec. 5.25)	10,6 %	10,8 %

Como ejemplo de la precisión de los resultados obtenidos al aplicar las expresiones desarrolladas en este subapartado, en la Figura 5.39 se han representado los resultados medidos frente a los obtenidos utilizando la Ecuación 5.24, poniéndose de manifiesto la bondad de la estimación de la profundidad en la que se generan tensiones residuales mayores que $0,4\sigma_R$.

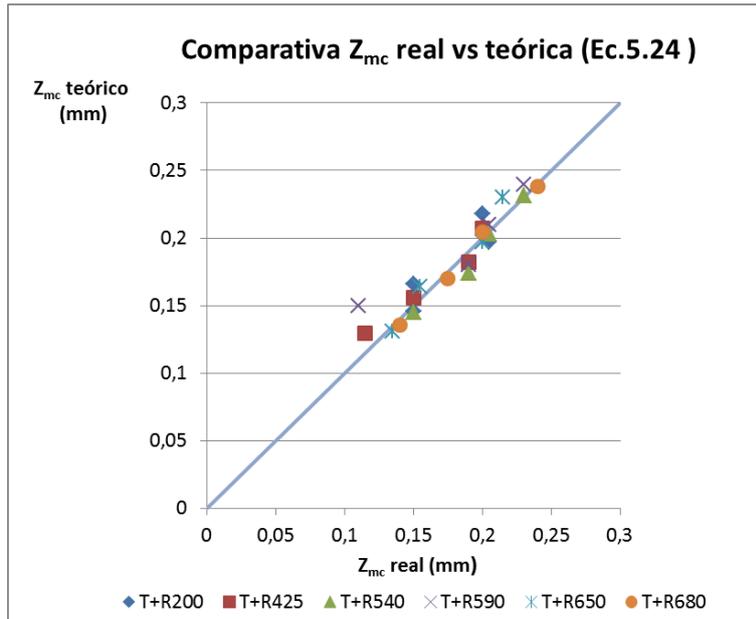


Figura 5.39. Desviación de los resultados obtenidos con la ecuación (5.24) respecto al valor de la profundidad Z_{mc} real según el criterio $\sigma^{rc} = 0,4 \sigma_R$.

5.2.2.1.4.2. Región con una tensión residual de compresión mayor que $\sigma_y/2$

Por último se ha repetido una vez más el proceso anterior, esta vez utilizando el criterio basado en el límite elástico ($\sigma^{rc} = \sigma_y/2$). Se ha representado la profundidad determinada según dicho criterio frente a la intensidad Almen para los diferentes aceros (Figura 5.40), se han calculado las pendientes de estas rectas y se han relacionado con las propiedades mecánicas fundamentales de los aceros utilizados (Figura 5.41).

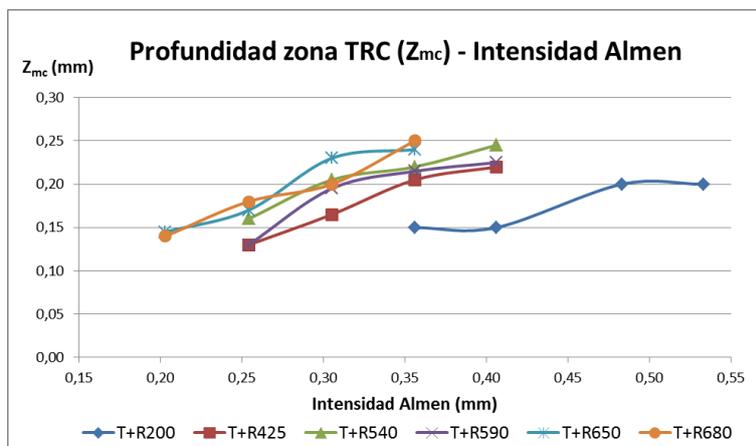


Figura 5.40. Z_{mc} frente a la intensidad IA, según $\sigma^{rc} = \sigma_y/2$.

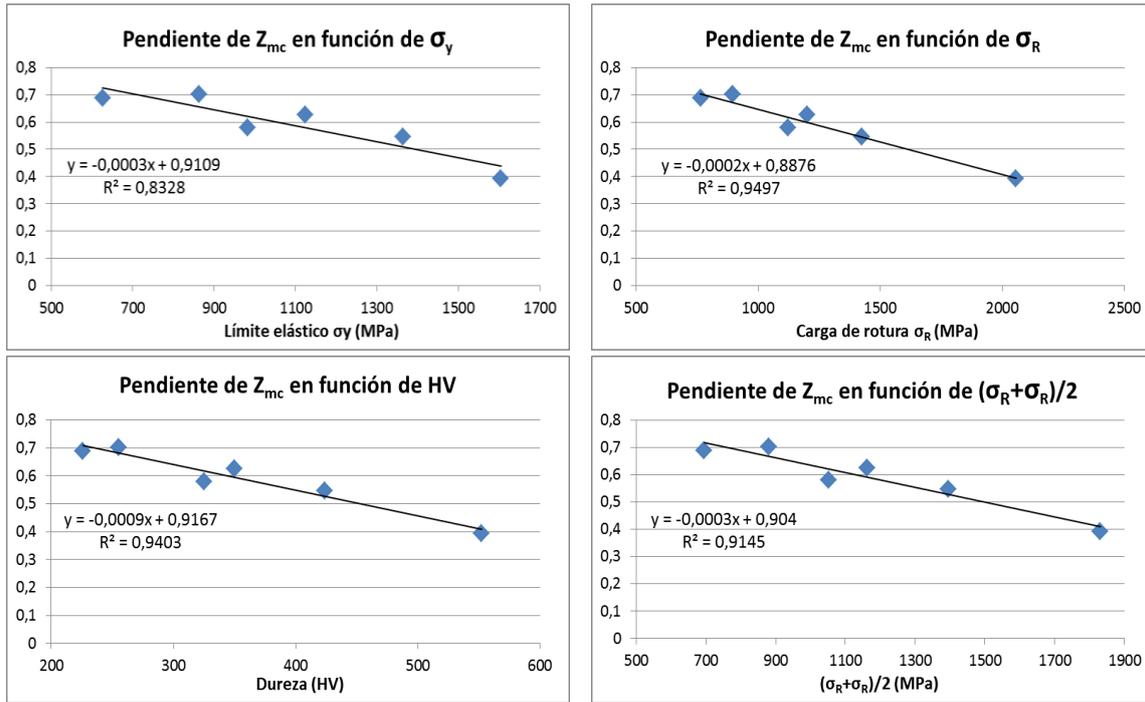


Figura 5.41. Representación de las pendientes obtenidas en la Figura 5.40 frente a las propiedades mecánicas fundamentales del acero tratado (criterio $\sigma^{rc} = \sigma_y/2$).

Tras seguir los mismos pasos que en el caso anterior se ha llegado a las expresiones recogidas en la Tabla 5.16. Una vez más la calidad de los resultados es buena con los 4 criterios, y los mejores resultados han vuelto a corresponder al uso de la dureza como factor de comparación (Ecuación 5.28). La misma Tabla 5.16 muestra también los errores obtenidos con las diferentes ecuaciones y su desviación típica.

Tabla 5.16. Ecuaciones para estimar Z_{mc} en función de las propiedades mecánicas del material. Criterio $\sigma^{rc} = \sigma_y/2$.

Z_{mc} – Zona sometida a Tensiones Residuales de Compresión Máximas (mm)			
Parámetro	Expresión Criterio: $\sigma_y/2$	Error Medio	Des. típica
σ_y	$Z_{mc} = (0,91 - 0,0003 \times \sigma_y) \times IA$ (Ecuación 5.26)	7,8 %	5,3 %
σ_R	$Z_{mc} = (0,89 - 0,0002 \times \sigma_R) \times IA$ (Ecuación 5.27)	10,9 %	8,6 %
HV	$Z_{mc} = (0,92 - 0,0009 \times HV) \times IA$ (Ecuación 5.28)	5,6 %	5,6 %
$(\sigma_y + \sigma_R)/2$	$Z_{mc} = \left(0,90 - 0,0003 \times \frac{\sigma_y + \sigma_R}{2}\right) \times IA$ (Ecuación 5.29)	9,0 %	5,2 %

Como muestra de la calidad de los resultados obtenidos, en la Figura 5.42 se han representado los obtenidos a partir de la dureza de los aceros analizados frente a los valores de la profundidad real medida.

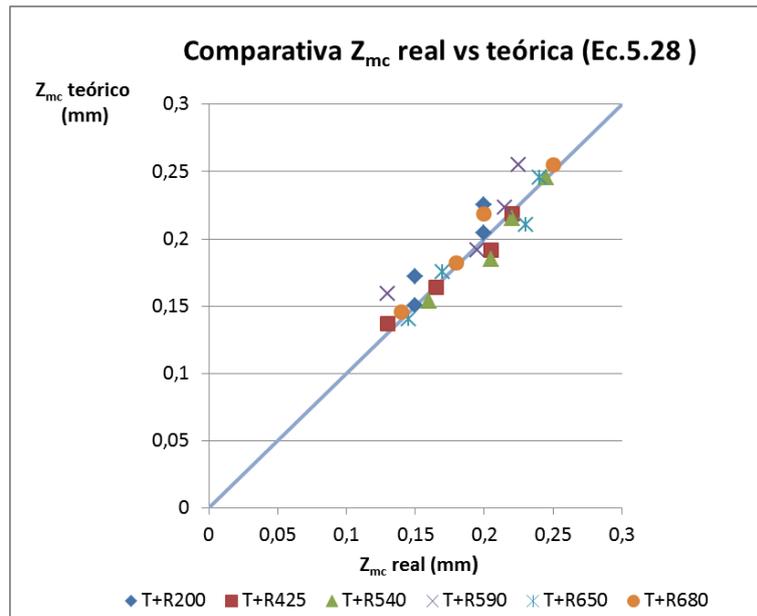


Figura 5.42. Desviación de los resultados de la ecuación (5.28) respecto a la profundidad Z_{mc} real según el criterio $\sigma^{rc} = \sigma_y/2$.

5.2.3. Endurecimiento superficial

Para la evaluación del endurecimiento inducido mediante los tratamientos de shot peening se realizaron en primer lugar perfiles de microdureza, pero los resultados obtenidos no proporcionaron la información esperada, ya que resultaba necesario practicar huellas muy pequeñas (cargas muy bajas), de tal manera que la incertidumbre de la medida enmascaraba el endurecimiento que se deseaba determinar (el incremento de la dureza superficial generado se situaba dentro de la dispersión de los propios resultados).

Como alternativa se recurrió al uso del perfil del parámetro FWHM (ancho del pico de difracción en la mitad de su altura), que se obtiene mediante difracción de rayos X al mismo tiempo que las tensiones residuales. Este parámetro mide la distorsión de la red cristalina, ligada a la densidad de dislocaciones existente en la estructura, por lo que se considera un buen parámetro a la hora de evaluar el endurecimiento superficial debido a la deformación plástica generada por los sucesivos impactos producidos en los tratamientos de shot peening.

5.2.3.1. Perfiles del parámetro FWHM

En la Figura 5.43 se presenta la evolución del parámetro FWHM para los distintos aceros tratados mediante shot peening bajo las diferentes intensidades Almen. Además de la evolución de este parámetro con la profundidad, se muestra también el “FWHM base”, que es el que posee el acero antes de ser sometido a shot peening, y que se ha representado mediante una línea horizontal. En todos los casos se aprecia que una vez sobrepasada la región afectada por el shot peening, el

parámetro FWHM coincide ya con el que poseía el acero en su estado inicial, por lo que estos gráficos proporcionan también una forma rápida de determinar la profundidad afectada por los tratamientos de shot peening.

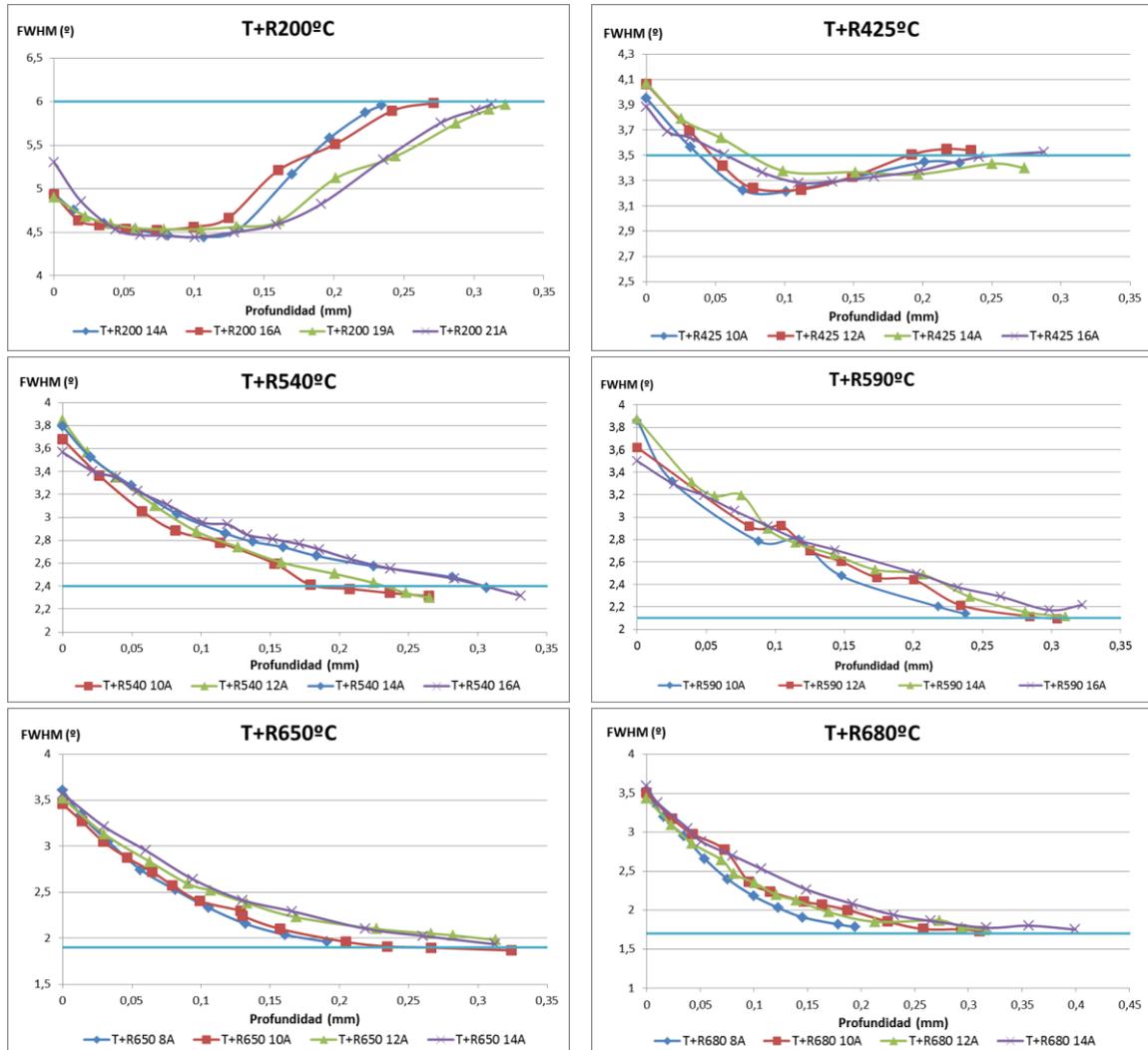


Figura 5.43. Perfiles de FWHM para los distintos aceros utilizados.

Observando las gráficas anteriores, se aprecia que en el caso de los aceros más blandos (T+R540, T+R590, T+R650 y T+R680), el tratamiento de shot peening ha dado lugar a un aumento significativo del factor FWHM en la región superficial afectada, hasta alcanzar un valor máximo en la superficie, lo que da cuenta del endurecimiento superficial introducido por estos tratamientos mecánicos (endurecimiento por deformación plástica en frío). Sin embargo, en el caso del material más duro (T+R200), que se trata de un acero muy endurecido por temple, con una estructura muy distorsionada y una alta densidad de dislocaciones, ya que sólo lleva un ligero revenido a 200°C, la región afectada por el shot peening muestra valores del factor FWHM inferiores al del acero base, es decir, la deformación plástica inducida en el shot peening ha propiciado una especie de auto-revenido del acero (posiblemente, la distorsión de la red que genera la deformación plástica en frío promueve el

movimiento de las dislocaciones presentes y su reordenamiento en estructuras de menor energía) y sólo en la región más superficial (en los primeros 0,05 mm) se observa un claro aumento del factor FWHM, aunque sin llegar a alcanzar el valor correspondiente al acero base. Este endurecimiento superficial es sin duda consecuencia de la mayor deformación plástica generada en la citada región.

Una situación intermedia entre los dos comportamientos comentados es la que se observa en el caso del acero con el tratamiento de revenido a 425°C (segundo más duro de los analizados). Aquí, si bien predomina el endurecimiento superficial propio del shot peening, a una cierta profundidad situada a una distancia de la superficie de alrededor de 0,1 mm, se observa un mínimo en el factor FWHM, que se incrementa luego ligeramente con la profundidad, hasta alcanzar el nivel que tenía el acero sin tratar.

La profundidad de la región total afectada por la modificación del factor FWHM en los tratamientos mediante shot peening coincide bastante bien con la región afectada por la presencia de tensiones residuales de compresión, tal y como se ve en la Figura 5.44, donde se muestra la profundidad de la zona afectada por el shot peening (Z_0) estimada a partir del parámetro FWHM frente a la de la estimación a partir de la tensión residual de compresión, σ_c ($\sigma_c < 0$).

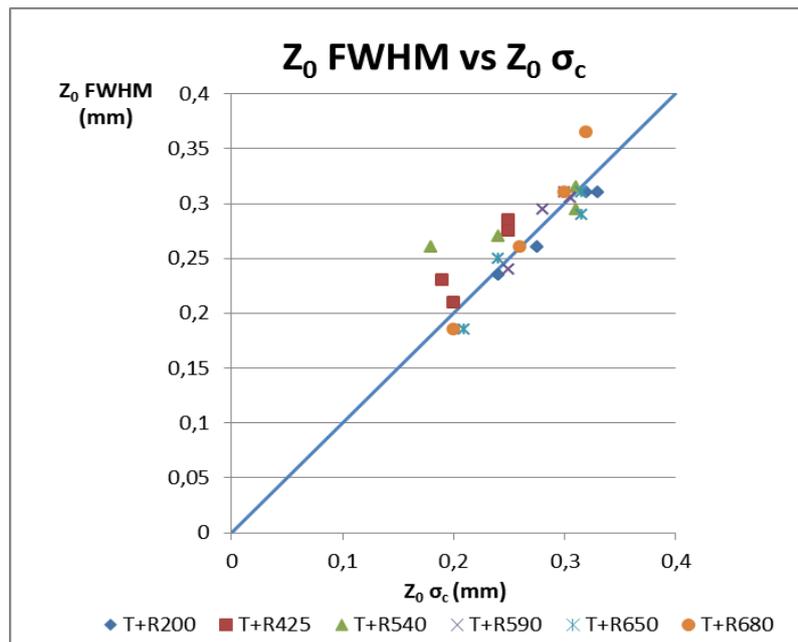


Figura 5.44. Comparativa entre la profundidad afectada Z_0 estimada a partir de los perfiles de FWHM y de σ_c .

En la Figura 5.45 se ha representado la modificación del factor FWHM producida por cada una de las intensidades de los tratamientos de shot peening aplicadas sobre los distintos aceros. En esta figura se constata que el parámetro FWHM propio del acero, sin tratamiento de shot peening (valor medido alejado de la superficie tratada), es tanto menor cuando más blando es el acero, es decir, cuanto

mayor es la temperatura de revenido. Además, estos mismos gráficos también ponen de manifiesto que el citado factor también aumenta más en la región superficial como consecuencia del shot peening cuando más blando es el acero, al ser éste más susceptible de endurecer por deformación plástica.

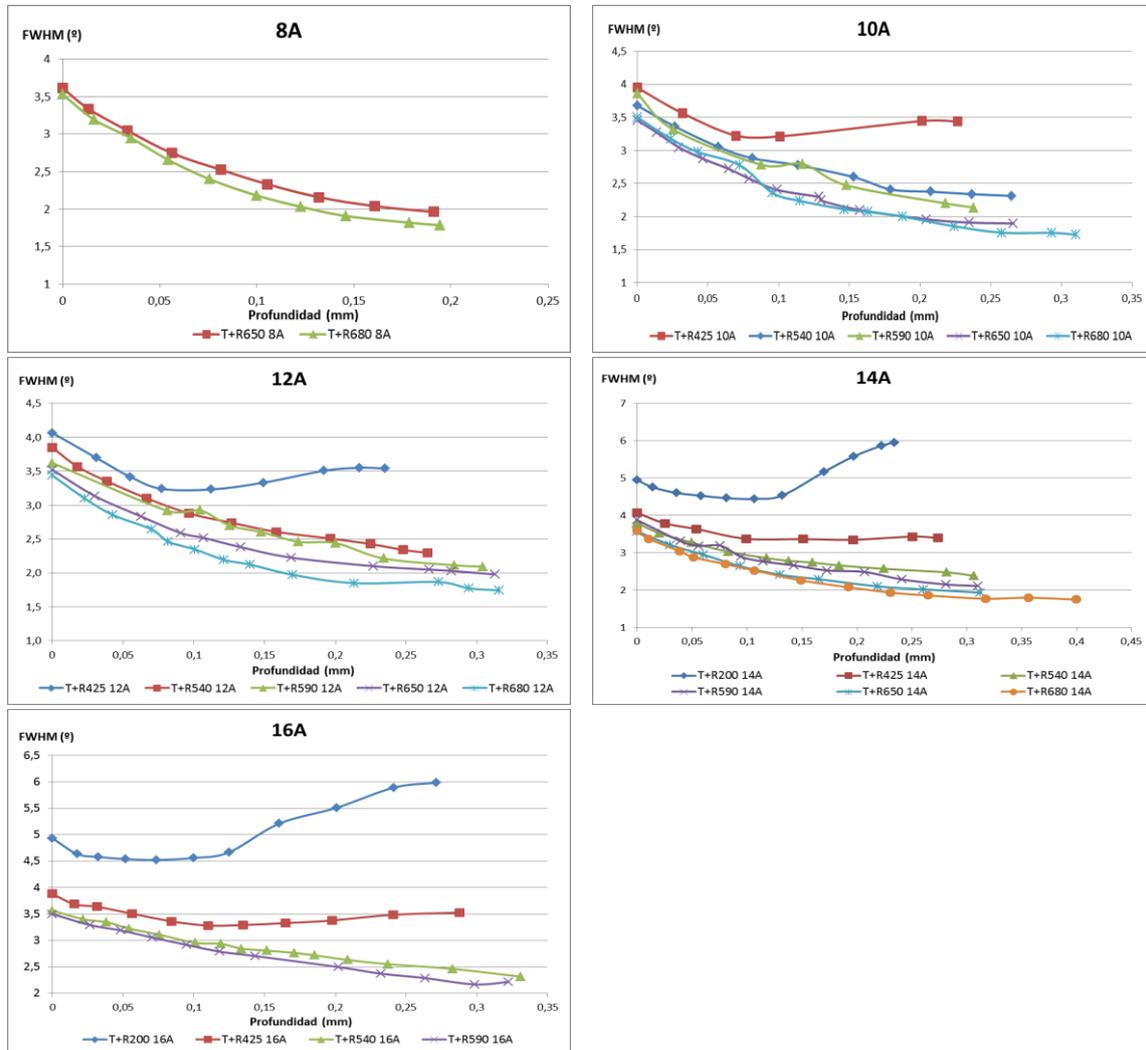


Figura 5.45. Perfiles del parámetro FWHM para las distintas intensidades utilizadas.

5.2.3.2. FWHM superficial

Además, para comprender mejor estos perfiles, se ha analizado en primer lugar la variación del parámetro FWHM medido en la superficie de las distintas muestras, comprobando como, bajo las mismas condiciones, cuanto más duro es el acero, mayor FWHM superficial presenta (Figura 5.46). Por otro lado, la intensidad Almen aplicada no parece modificar significativamente el valor del parámetro FWHM superficial del acero, ya que la dispersión observada respecto al valor medio es realmente baja en todos los aceros, alrededor de 0,1°.

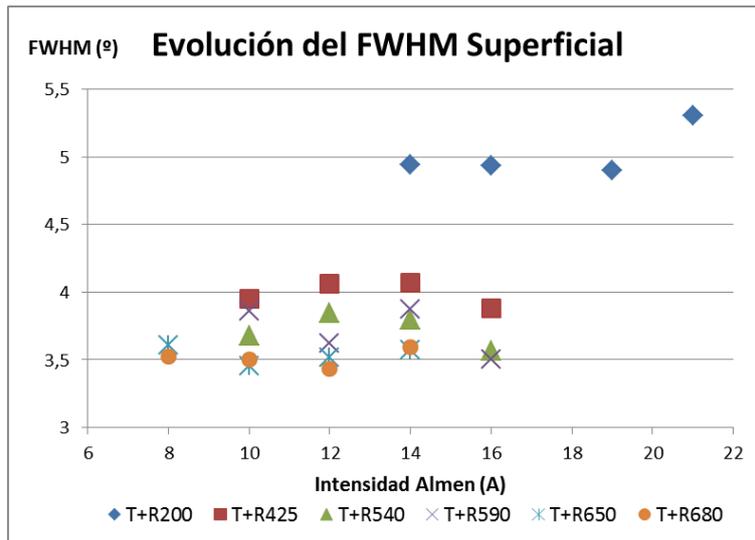


Figura 5.46. FWHM superficial frente a intensidad Almen.

A continuación, en la Figura 5.47 se ha representado en primer lugar el parámetro FWHM base de cada acero en su estado inicial (tras el temple y revenido) frente a su dureza original y, a continuación, el valor medio del factor FWHM superficial tras shot peening (valor medio obtenido para las diferentes IA) de nuevo frente a la dureza original del acero. En las dos representaciones se observa una proporcionalidad directa entre la dureza del acero y ambas medidas del parámetro FWHM.

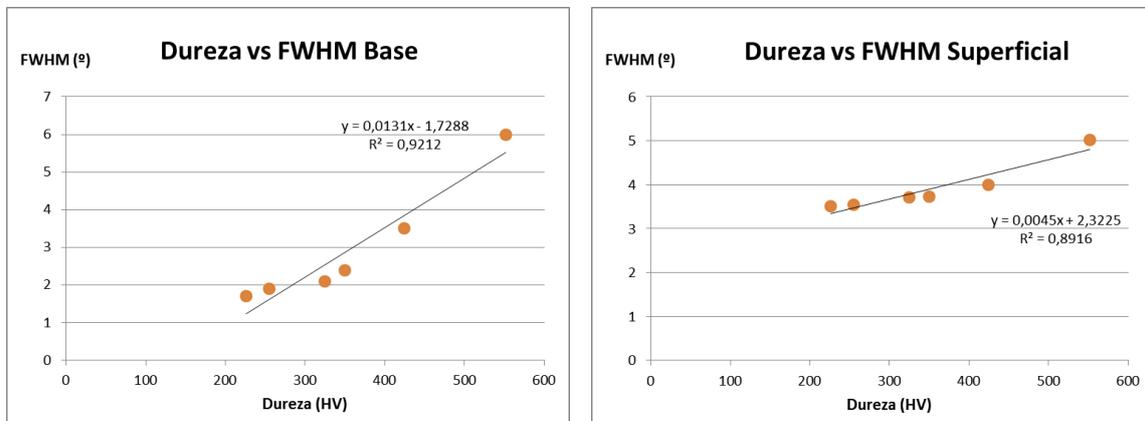


Figura 5.47. Evolución de los parámetros FWHM base y superficial en función de la dureza original de los aceros.

5.2.3.3. Incremento del FWHM en la superficie

Otro punto a valorar, y quizás el más importante, es el incremento del parámetro FWHM superficial que induce el shot peening. Conociendo el valor superficial medio alcanzado tras los distintos tratamientos y el valor que presenta ese mismo acero en su estado original (antes del tratamiento de shot peening), se puede calcular el incremento que se ha generado). En la Tabla 5.17 se exponen los resultados obtenidos. El incremento del factor FWHM muestra una tendencia ascendente inversamente proporcional a la dureza del acero, es decir, que cuanto más blando es el acero, se induce un mayor incremento del factor FWHM, algo que sin duda refleja la mayor capacidad de los materiales blandos de endurecer por deformación plástica, que es el endurecimiento superficial que proporcionan los tratamientos de shot peening. Incluso se puede apreciar que los aceros más duros pueden llegar a ablandarse superficialmente, como es el caso del acero revenido a 200°C.

Tabla 5.17. Variaciones del parámetro FWHM en los aceros evaluados.

Material	FWHM base (°)	FWHM superficial (°)	FWHM mínimo (°)	FWHM _{sup} – FWHM _{base}	FWHM _{sup} – FWHM _{min}
T+R200	6,00	5,02	4,44	-0,98	0,58
T+R425	3,50	3,99	3,21	0,49	0,78
T+R540	2,40	3,72	2,40	1,32	1,32
T+R590	2,10	3,71	2,10	1,61	1,61
T+R650	1,90	3,54	1,90	1,64	1,64
T+R680	1,70	3,52	1,70	1,82	1,82

Además la evolución apuntada sigue una tendencia lineal clara (Figura 5.48), gracias a la cual podría deducirse que los aceros templados y revenidos de dureza mayor que 470 HV no sufrirían endurecimiento superficial en los tratamientos de shot peening convencionales (Figura 5.48 a).

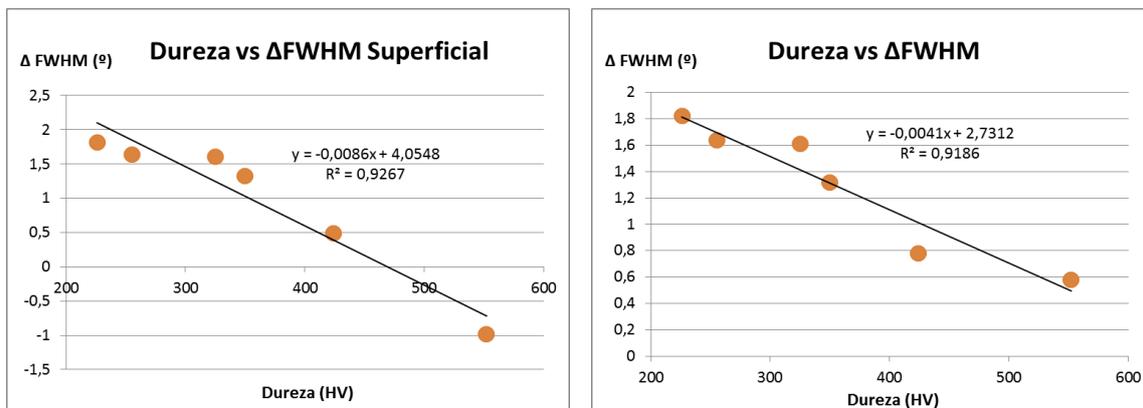


Figura 5.48. Evolución del incremento del factor FWHM en función de la dureza original del acero, a) incremento del factor FWHM superficial respecto al del acero base, b) incremento del factor FWHM superficial respecto al valor mínimo.

5.2.4. Vida a fatiga

Uno de los principales objetivos que ha motivado la realización de este trabajo ha sido el análisis de la evolución de la vida a fatiga de distintos aceros sometidos a diferentes tratamientos de shot peening, todos ellos con un grado de cobertura del 100%, con el fin de definir, por un lado, cuál es el tratamiento que mayor incremento de la vida a fatiga produce en cada uno de ellos y, por otro, determinar si existe alguna relación entre la intensidad del tratamiento óptimo con las características mecánicas del acero (recuérdese que todos los aceros utilizados tenían una microestructura similar, martensita revenida).

Antes de efectuar este estudio parecía lógico pensar que cuanto mayor dureza tuviera el acero a tratar, más elevada debería ser la intensidad Almen óptima. De este modo, a partir de los ensayos de fatiga rotativa realizados en cada caso, se ha buscado la confirmación de la tendencia apuntada o, en su caso, establecer otra más adecuada con la que poder predecir el tratamiento de shot peening óptimo en función de las características mecánicas del acero a tratar.

Con esta intención se han evaluado las combinaciones de aceros (templados y revenidos, T+R) e intensidades Almen recogidas en la Tabla 5.18. Con cada combinación se ha evaluado, bajo la misma tensión alterna, al menos 3 intensidades Almen diferentes, además de haber ensayado también probetas de cada acero sin el tratamiento de shot peening (NSP).

Tabla 5.18. Ensayos de fatiga rotativa realizados.

Material	Intensidad Almen							
	NSP - 0 A	8 A	10 A	12 A	14 A	16 A	19 A	21 A
T+R200°C	X			X	X	X	X	X
T+R425°C	X		X	X	X	X	X	
T+R540°C	X			X	X	X	X	X
T+R590°C	X			X	X	X		
T+R650°C	X		X	X	X	X		
T+R680°C	X	X	X	X				

Antes de pasar a detallar los resultados de fatiga obtenidos es necesario indicar que tras la aplicación de los tratamientos de shot peening a las probetas de fatiga de los diferentes aceros se realizaron medidas de la rugosidad (R_a y R_{max}) y de la tensión residual de compresión superficial, con objeto de compararlas con los valores que se habían obtenido sobre las probetas planas (apartados 5.2.1.2. y 5.2.2) y así poder evaluar la influencia que pudiera tener la distinta geometría de cada una de ellas.

La Figura 5.49 muestra como las tensiones superficiales inducidas bajo el mismo tratamiento de SP son prácticamente iguales en las probetas planas y en las de fatiga, ya que todos los puntos se encuentran muy cerca de la bisectriz que marca la igualdad entre ambos valores.

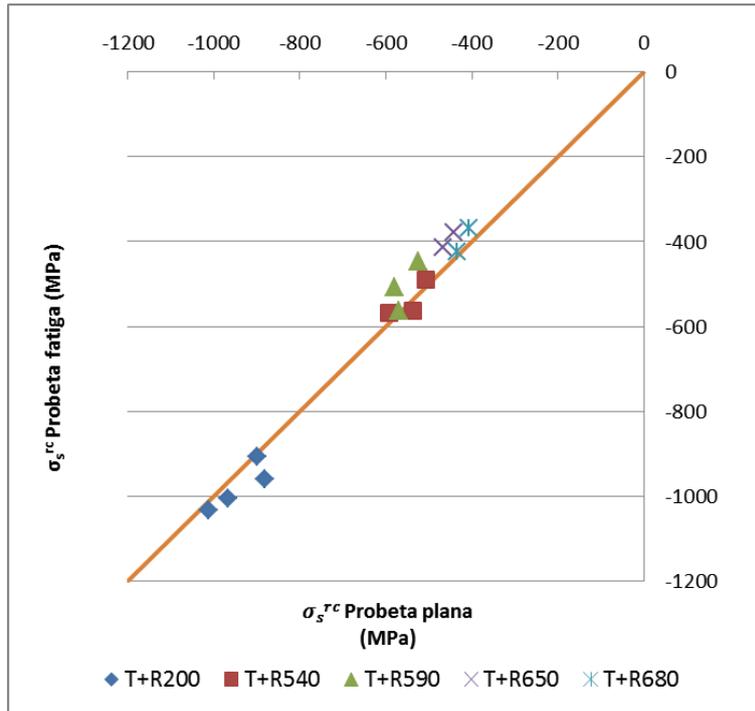


Figura 5.49. Comparativa entre la tensión residual superficial (σ_s^{TC}) inducida tras el mismo tratamiento de SP en probetas de fatiga y probetas planas.

A su vez, las Figuras 5.50 y 5.51 muestran la comparación entre las rugosidades medias y máximas generadas en las probetas planas y en las de fatiga rotativa.

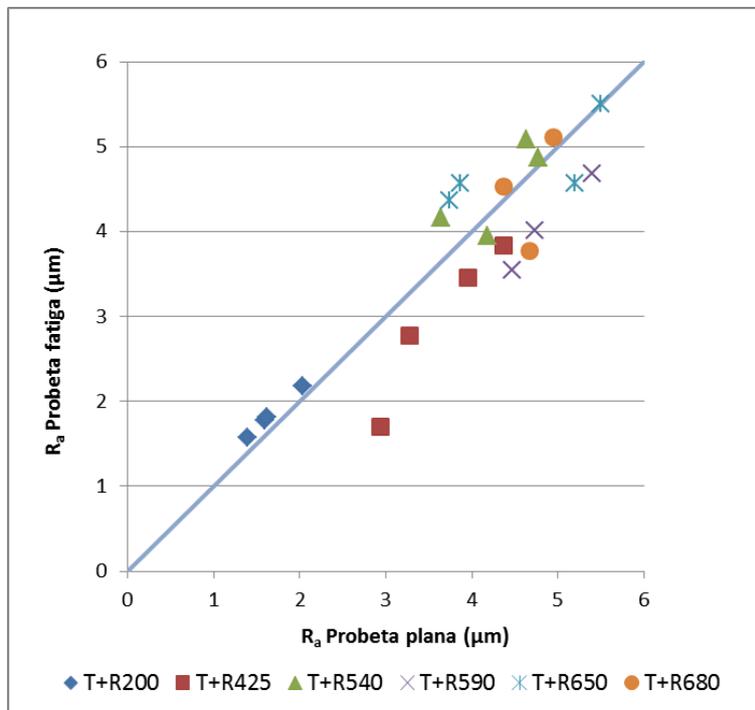


Figura 5.50. Comparativa entre la rugosidad media (R_a) generada tras el mismo tratamiento SP en probetas de fatiga y probetas planas.

A pesar de que en este caso la dispersión de los resultados es mayor, puede considerarse que la rugosidad es aproximadamente la misma en ambas medidas, y que no existe ninguna tendencia clara ya que en unos casos ha resultado algo mayor la rugosidad en las probetas planas y en cambio en otros se ha medido una rugosidad mayor en las de fatiga.

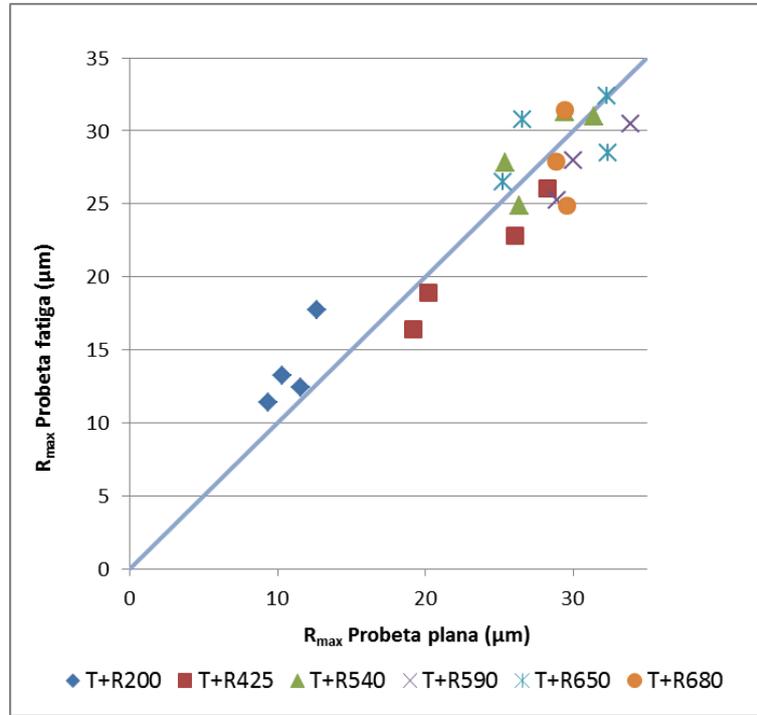


Figura 5.51. Comparativa entre la rugosidad máxima ($R_{m\acute{a}x}$) generada tras el mismo tratamiento SP en probetas de fatiga y probetas planas.

5.2.4.1. Resultados de los ensayos de fatiga

A continuación se muestran gráficamente (Figura 5.52 a Figura 5.57), los datos obtenidos con cada acero en los ensayos de fatiga rotativa. En el diagrama de barras se presentan los resultados individuales y se indica también el valor numérico medio del número de ciclos correspondiente a cada tratamiento de shot peening.

Teniendo en cuenta que la vida a fatiga sigue una distribución normal del logaritmo del número de ciclos, para el cálculo de la vida media a fatiga de cada grupo de probetas no se calculó la media aritmética convencional, sino que en primer lugar se calculó el logaritmo de número de ciclos que aguantó cada una ($\log N$), posteriormente se determinó su valor medio, y finalmente se obtuvo el antilogaritmo correspondiente.

- T+R200 (tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción, Figura 5.52): el aumento de la vida a fatiga que han proporcionado todos los tratamientos de shot peening respecto a las probetas sin tratamiento ha sido siempre muy notorio. Por otro lado, el tratamiento de shot peening de intensidad 14A ha proporcionado una vida a fatiga muy superior a la de los demás tratamientos: la vida a fatiga de las probetas bajo una tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción ha disminuido drásticamente tanto al aplicar tratamientos menos intensos como al aplicar tratamientos más intensos que el óptimo, de intensidad 14A. Es igualmente digno de destacar que el factor concentrador de tensión inducido en los tratamientos de shot peening, que se había calculado previamente y graficado en la Figura 5.23, no tienen ninguna influencia en el comportamiento a fatiga, ya que de hecho el tratamiento con la intensidad de 14A proporcionaba el mayor concentrador, es decir la mayor tensión local en la superficie durante los ensayos de fatiga realizados sobre este acero. Constataciones similares pueden hacerse igualmente en relación al comportamiento a fatiga de los demás aceros evaluados en este trabajo.

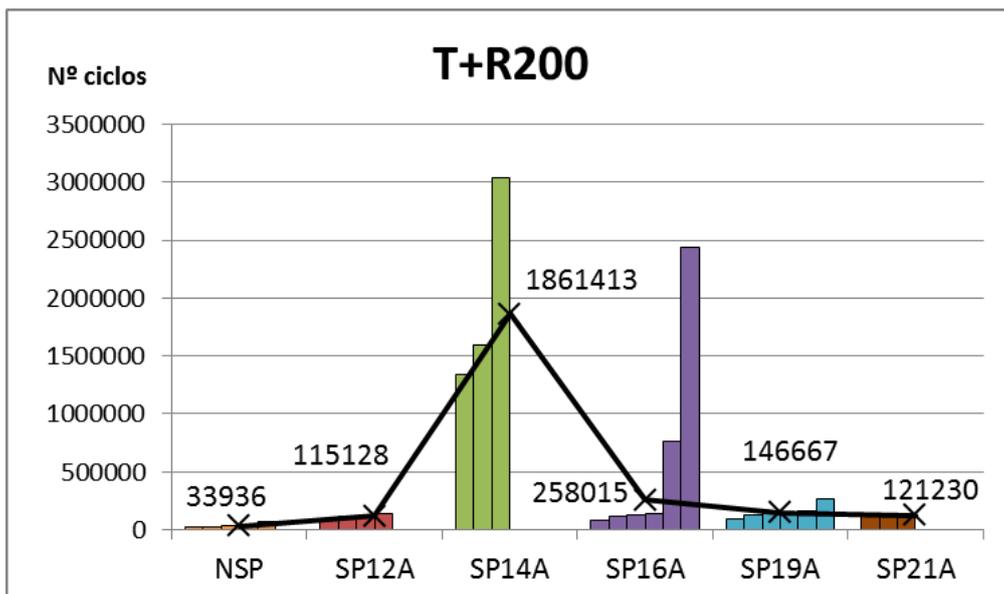


Figura 5.52. Vida a fatiga del material T+R200 (valor medio junto a resultados individuales).
 $\sigma_a = 0,5\sigma_R$.

- T+R425 (tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción): con este acero, de nuevo todos los tratamientos de shot peening han sido capaces de incrementar significativamente la vida a fatiga de las probetas sin tratamiento. Además, también se ha puesto de manifiesto la existencia de un tratamiento óptimo caracterizado por una intensidad Almen intermedia (como en el caso anterior, también 14A), aunque la vida de las probetas sometidas a las distintas intensidades en este caso no ha variado tan drásticamente como en el acero anterior. Se hace notar también que en el caso del tratamiento bajo la mayor intensidad Almen aplicada, 19A, la dispersión de los resultados de fatiga ha sido muy alta, lo que denotaría que en algunos casos este tratamiento ha dado lugar a un daño superficial significativo.

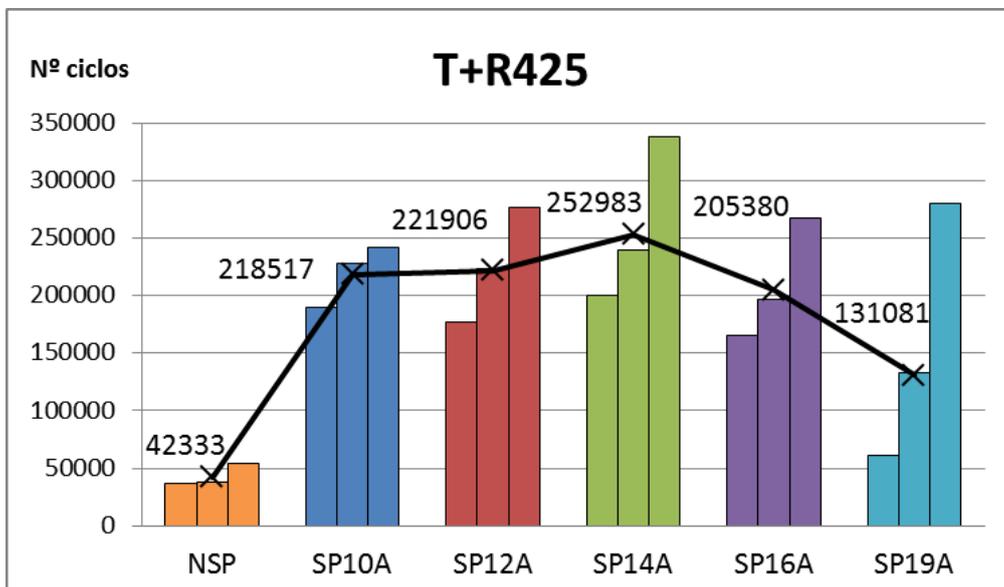


Figura 5.53. Vida a fatiga del material T+R425 (valor medio junto a resultados individuales).
 $\sigma_a = 0,5\sigma_R$.

Al igual que había ocurrido con el acero anterior, en este caso el tratamiento de shot peening que ha proporcionado la mayor vida a fatiga (14A) es también el que había dado lugar al mayor factor concentrador de la tensión (véase la figura 5.23), con lo que se confirma que el factor concentrador de tensión inducido en los tratamientos de shot peening no tiene en este caso ninguna influencia en el comportamiento a fatiga.

- T+R540 (tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción): en algunos tratamientos de shot peening de este acero, al continuar aplicando una tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción del acero, nos hemos situado en el entorno del límite de fatiga y muchas probetas no rompieron tras el número límite de ciclos de los ensayos, que habíamos situado en 4 millones. De este modo, al habernos situado muy próximos al límite de fatiga, los efectos del shot peening fueron muy pronunciados: todos los tratamientos de shot peening incrementaron en al menos 20 veces la vida media a fatiga de las probetas sin tratamiento. La intensidad de shot peening óptima se sitúa en 16A-21A, ya que dentro de ese rango los tratamientos dieron resultados casi idénticos, aunque si nos quedamos con la evolución del valor mínimo de ciclos obtenido en cada caso, el tratamiento óptimo sería 16A.

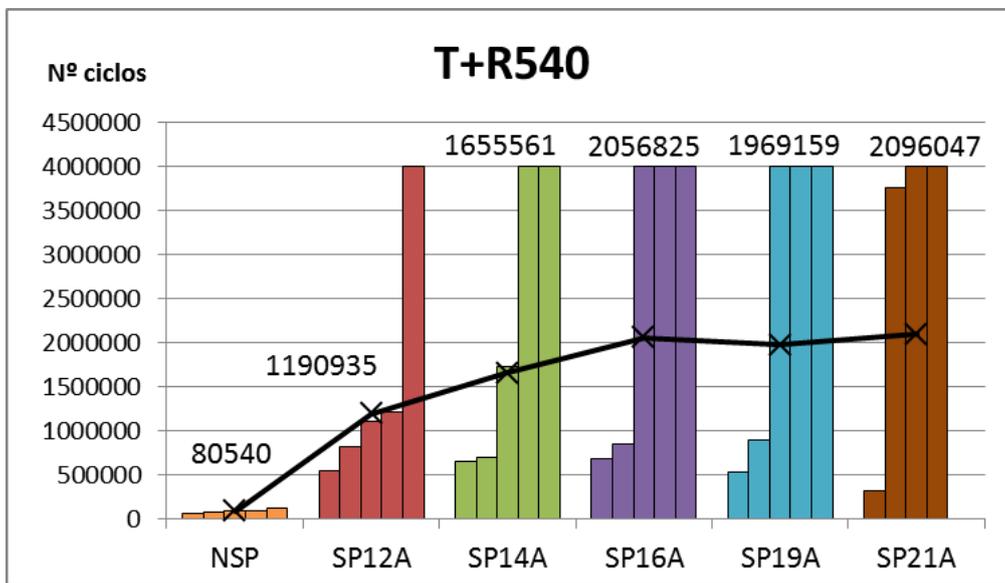


Figura 5.54. Vida a fatiga del material T+R540 (valor medio junto a resultados individuales). $\sigma_a=0,5\sigma_R$.

Además, se ha aprovechado una de las probetas que no había roto en el ensayo de fatiga (4.000.000 ciclos) para realizar un ensayo de tracción. En la Tabla 5.19 se ha comparado la carga de rotura obtenida con la resistencia a la tracción del acero, que se había obtenido con anterioridad. Como se aprecia en esta tabla, la tensión de rotura ha sido aproximadamente la misma en los dos casos, incluso se ha obtenido un valor ligeramente mayor en la probeta tras el ensayo de fatiga, por lo que puede decirse que después de los 4.000.000 de ciclos, el acero mantiene constantes sus propiedades, por lo que las cargas de fatiga aplicadas no han generado en este caso ningún daño.

Tabla 5.19. Carga de rotura a tracción y tras 4.000.000 de ciclos de fatiga

Probeta	Ciclos	Diámetro (mm)	Área (mm ²)	Carga Máxima (N)	Tensión (MPa)
T+R540°C Tracción					1.201
T+R540°C 19A P6	4.000.000	6	28,27	35.440	1.253

- T+R590 (tensión alterna igual al 60% de la resistencia a la tracción): inicialmente se realizaron ensayos, igual que en los demás casos descritos hasta ahora, bajo una tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción del acero y en todas las probetas sometidas a tratamientos de shot peening se alcanzó la vida infinita (4.000.000 de ciclos). Entonces, con objeto de situarnos ahora por encima del límite de fatiga, los ensayos de fatiga de este acero se han llevado a cabo bajo una tensión alterna igual al 60% de su resistencia a la tracción.

Igual que en los casos anteriores, todos los tratamientos de shot peening han permitido incrementar notablemente la vida a fatiga de las probetas sin tratamiento y, también, como en los casos anteriores, se ha apreciado un máximo para una intensidad Almen intermedia, que en este acero ha correspondido al tratamiento de 14A.

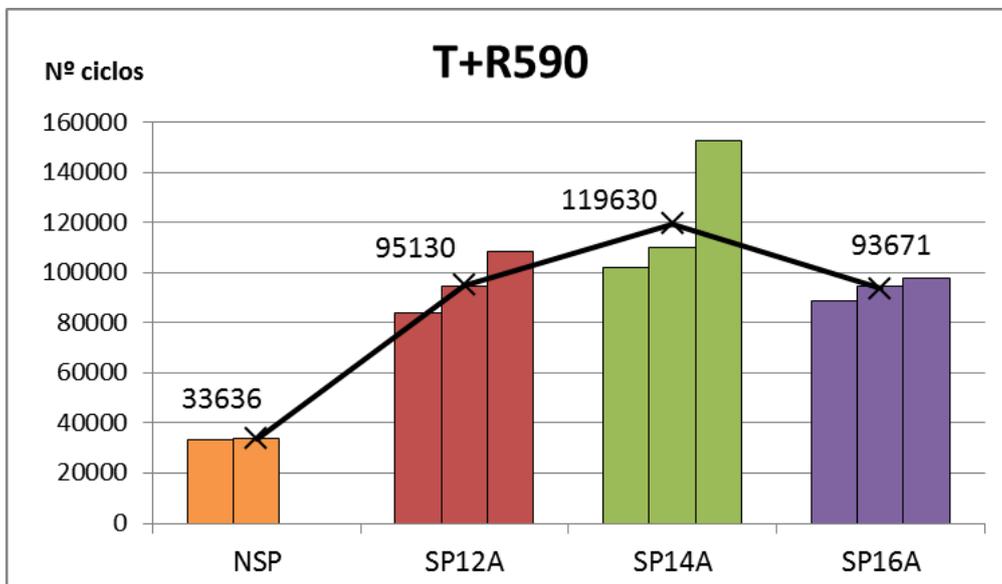


Figura 5.55. Vida a fatiga del material T+R590 (valor medio junto a resultados individuales).

$$\sigma_a = 0,6\sigma_R.$$

- T+R650 (tensión alterna igual al 60% de la resistencia a la tracción): en este caso de nuevo todos los tratamientos de shot peening han permitido incrementar significativamente la vida a fatiga de las probetas sin tratamiento. Con los resultados obtenidos, aunque el número de ciclos medio mayor correspondió a los tratamientos 14A-16A, no ha quedado suficientemente claro cuál es la intensidad óptima a aplicar en este acero, ya que la dispersión de los resultados a fatiga ha sido demasiado alta, y los resultados medios obtenidos con los tratamientos de 10A, 14A y 16A han sido prácticamente iguales. Se ha comprobado así que en un acero relativamente blando y tenaz como éste, la aplicación de tratamientos de shot peening de alta intensidad no resulta tan perjudiciales como en los aceros más duros (véase el T+R200, Figura 5.52).

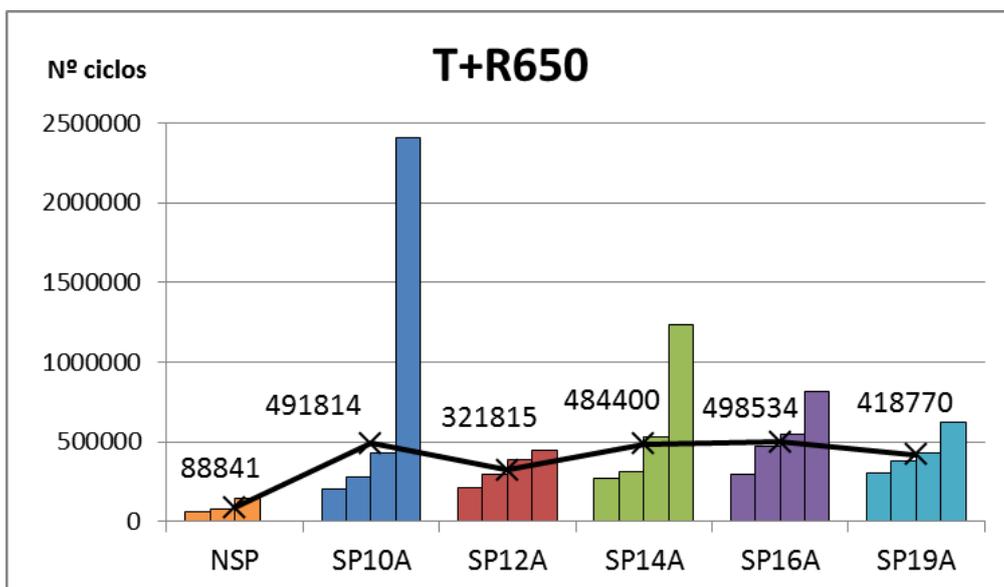


Figura 5.56. Vida a fatiga del material T+R650 (valor medio junto a resultados individuales).
 $\sigma_a = 0,6\sigma_R$.

- T+R680 (tensión alterna igual al 65% de la resistencia a la tracción): dada la baja resistencia mecánica de este acero y su alta ductilidad, ha sido necesario incrementar la carga de fatiga aplicada en los ensayos con objeto de generar roturas en los tiempos (ciclos) previstos, de manera que los ensayos de fatiga se realizaron bajo una tensión alterna superior a la de los demás, un 65% de su resistencia a la tracción. Con este acero se ha vuelto a repetir el mismo patrón que con los demás, de manera que todos los tratamientos de shot peening han permitido incrementar claramente la vida a fatiga de las probetas sin tratamiento y, además, se ha determinado que la intensidad óptima ha correspondido en este caso a 10A.

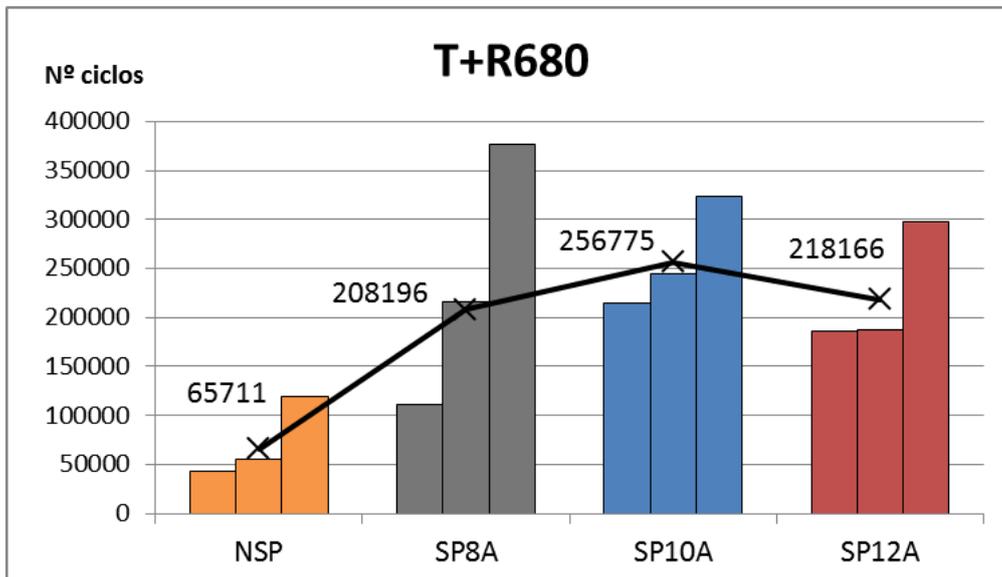


Figura 5.57. Vida a fatiga del material T+R680 (valor medio junto a resultados individuales).
 $\sigma_a=0,65\sigma_R$.

Los resultados de todos los ensayos de fatiga practicados se han recogido en el Anexo 6.

5.2.4.2. Relación entre la Intensidad Almen óptima y la resistencia de los aceros

En la Tabla 5.20 se indica, tras analizar los resultados expuestos en el apartado anterior, la intensidad óptima para cada uno de los aceros en base a dos criterios (mayor vida media y mayor vida de la probeta que menos ciclos ha durado). El uso del valor medio es el más común pero, en este caso, el uso del número de ciclos que proporciona el peor resultado de cada grupo marca un límite inferior que también nos permite comparar adecuadamente los distintos tratamientos efectuados. Además, en virtud del pequeño número de ensayos realizados en cada condición particular, no ha sido posible realizar cálculos estadísticos más elaborados. De cualquier manera, las conclusiones alcanzadas con ambos criterios son similares, por lo que más adelante se comentarán conjuntamente.

Tabla 5.20. Intensidad óptima para cada uno de los aceros utilizados.

Material/HV	Carga ensayo fatiga (% σ_R)	Intensidad óptima según distintos criterios		
		Número medio de ciclos		Número mínimo de ciclos
		IA óptima	Δ vida fatiga	IA óptima
T+R200 / 552	50%	14A	x55	14A
T+R425 / 424	50%	14A	x6	14A
T+R540 / 350	50%	16A, 19A y 21A	x26	16A
T+R590 / 325	60%	14A	x4	14A
T+R650 / 255	60%	10A, 14A y 16A	x6	16A-19A
T+R680 / 226	65%	10A	x4	10A

En un primer análisis de los datos recopilados en la Tabla 5.20, se aprecia que no se han encontrado grandes diferencias entre los distintos aceros a la hora de definir la intensidad óptima, a pesar de haber analizado aceros con propiedades mecánicas muy diferentes, siendo la intensidad Almen de 14A la más apropiada para casi todos ellos, salvo para el acero de menor resistencia (T+R680), para el que la intensidad Almen óptima parece ser ya algo inferior.

Al graficar en la Figura 5.58 estos resultados frente a la resistencia mecánica de los aceros, se aprecia un incremento inicial de la IA óptima hasta alcanzar un máximo y un descenso posterior para los aceros de mayor resistencia. El incremento de la intensidad Almen óptima con la resistencia a la tracción del acero concuerda con la hipótesis de partida, ya que cuanto más dura es la superficie del acero a tratar, también cabría esperar la necesidad de aplicar una mayor energía, con objeto de generar una región sometida a tensiones residuales de compresión de magnitud suficiente. Por otro lado, el descenso de la intensidad Almen óptima en el caso de los aceros de mayor resistencia mecánica sólo puede explicarse en virtud de la menor tenacidad inherente a los mismos, de manera que los tratamientos más energéticos generan más fácilmente defectos superficiales y, además, estos aceros son también más sensibles ante la presencia de los mismos bajo cargas de fatiga.

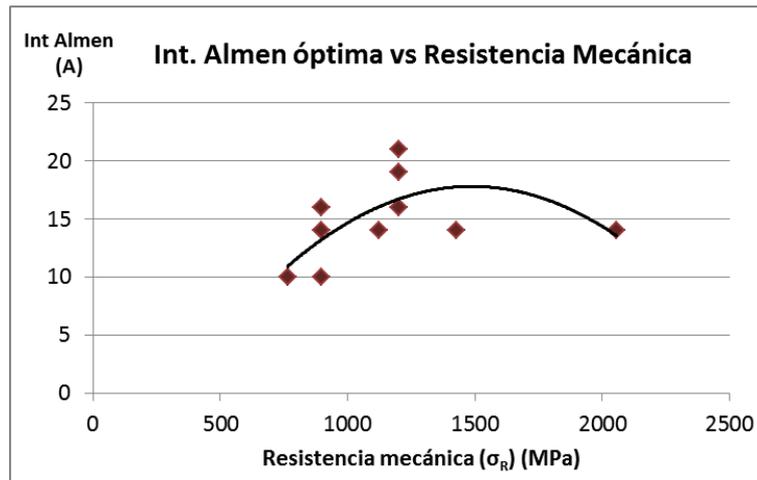


Figura 5.58. Representación gráfica de la intensidad Almen óptima de cara a mejorar el comportamiento a fatiga mediante shot peening.

Además, en la Tabla 5.20 también se ha mostrado el incremento de vida a fatiga que proporciona el tratamiento de shot peening óptimo respecto a las probetas sin tratar. Se observa que, como mínimo, la aplicación de la intensidad Almen óptima proporciona un incremento de la vida a fatiga de al menos 4 veces. De cualquier manera, la magnitud de la mejora depende directamente de la situación de la amplitud de carga aplicada en relación al límite de fatiga, siendo el aumento de la vida a fatiga tanto mayor cuanto más cerca nos hayamos situado del límite de fatiga del acero, situación en la que el incremento de la vida a fatiga conferida ha sido de más de 50 veces.

Aunque no se ha encontrado mucha información relativa a la determinación de la intensidad de shot peening óptima desde el punto de vista de incrementar la vida a fatiga de los aceros, M. L. Aggarwal en un trabajo publicado en 2005 estima 18A como la intensidad Almen óptima para maximizar la vida a fatiga de un acero con carga de rotura de 1.272 MPa [49], resultado que encaja perfectamente con los resultados obtenidos en este trabajo que se resumían en la gráfica de la Figura 5.58.

5.2.4.3. Influencia de la rugosidad de las probetas en su vida a fatiga

En la Figura 5.59 se ha representado la evolución del valor medio de los dos parámetros de rugosidad más representativos (R_a y R_{max}) de las distintas probetas de fatiga ensayadas. El punto ubicado en 0A corresponde a las probetas ensayadas sin shot peening (NSP), mientras que el resto de puntos representan el valor medio de la rugosidad de las probetas de fatiga sometidas a las distintas intensidades Almen con un grado de cobertura del 100%.

El aspecto más llamativo de estas gráficas es que la mayor rugosidad, tanto para R_a como para R_{max} , se genera al aplicar la intensidad de 14A, que es además la intensidad que en estos aceros se aproxima a la óptima, algo que en principio parece contradictorio. Este mismo resultado ya se había obtenido también sobre las probetas

planas (véanse las Figuras 5.20 y 5.21 y la Tabla 5.8). Como norma general la rugosidad de las probetas aumenta al incrementar la intensidad Almen utilizada, con la excepción del paso de 14A a 16A, donde se produce una reducción de rugosidad significativa, que con toda seguridad se debe a la influencia del tamaño de la bola, ya que en los tratamientos de 14A se han utilizado proyectiles del tipo CW0,5 (0,5 mm de diámetro medio) y para 16A del tipo CW0,7 (0,7 mm de diámetro medio), es decir, apreciablemente mayores.

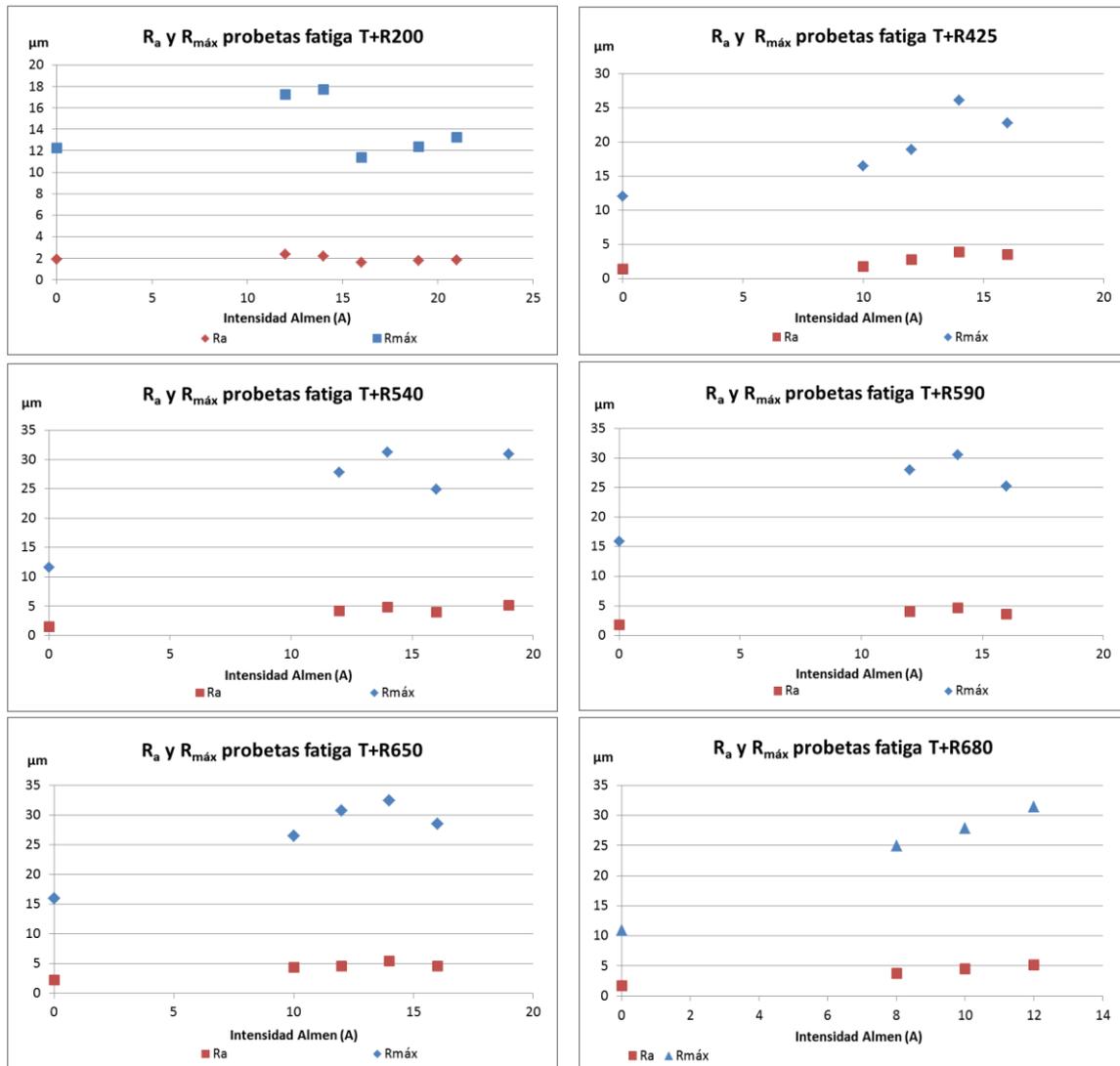


Figura 5.59. Evolución de la rugosidad media de las probetas de fatiga en función de la intensidad Almen utilizada.

Novovic et al. [78] comentan que al aumentar la intensidad Almen, siempre que los valores de R_a sean menores de $5 \mu\text{m}$, el efecto pernicioso del aumento de la rugosidad se ve compensado por la presencia de un campo de tensiones residuales de compresión más extenso. En la mayoría de las probetas analizadas en este trabajo se cumple esta condición, lo que explicaría la escasa influencia de la rugosidad sobre la vida a fatiga observada en nuestras probetas, como se puede comprobar en las

Figuras 5.60 y 5.61, que representan la rugosidad de cada una de las probetas frente a su vida a fatiga. Estas figuras no reflejan ninguna tendencia clara y en algunos aceros (T+R425, T+R590, T+R650 y T+R680) parece inferirse una tendencia inversa a la esperada, es decir, una mayor vida a fatiga al aumentar la rugosidad de la probeta. A este respecto, debe tenerse en cuenta que la rugosidad aumenta al utilizar intensidades Almen mayores, hecho éste que también genera campos de tensiones de compresión más profundos. Por otro lado, al comparar los resultados de fatiga obtenidos sobre probetas a las que se les ha aplicado la misma intensidad Almen, tampoco se pone de manifiesto ninguna tendencia definitiva, ya que en unos casos la probeta que alcanzó un mayor número de ciclos correspondía a la de la menor rugosidad del lote (T+R200, 14A en la Figura 5.60), pero en otros, por el contrario, a la de mayor rugosidad (T+R425, 10A y 12A en la Figura 5.60). De esta manera, siguiendo la constatación de Novovic [78], se podrían descartar estos parámetros (R_a y $R_{m\acute{a}x}$) como criterio a la hora de buscar la intensidad óptima, ya que las rugosidades obtenidas no han alcanzado valores suficientemente significativos para mostrar su influencia negativa.

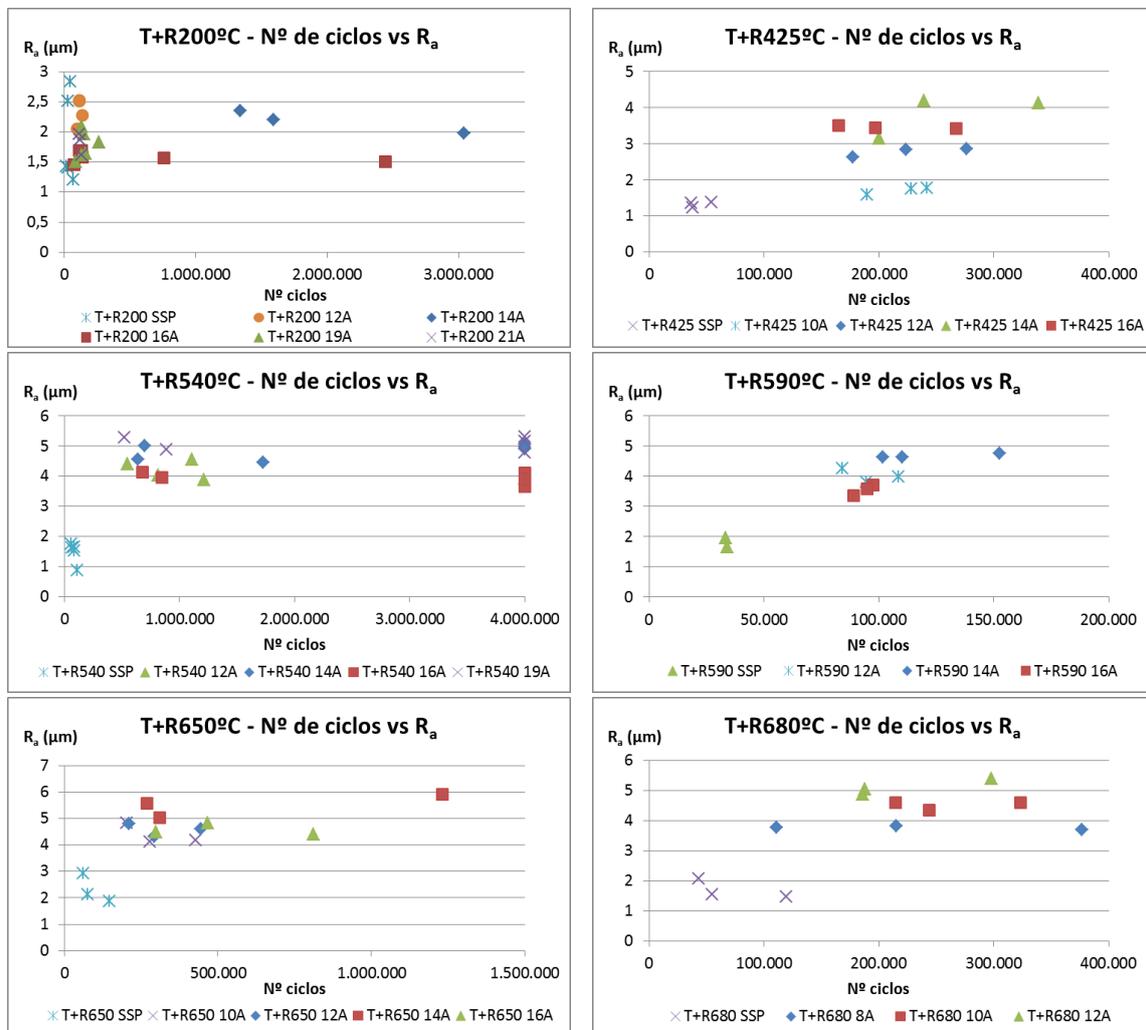


Figura 5.60. Vida a fatiga de las probetas ensayadas en función de R_a .

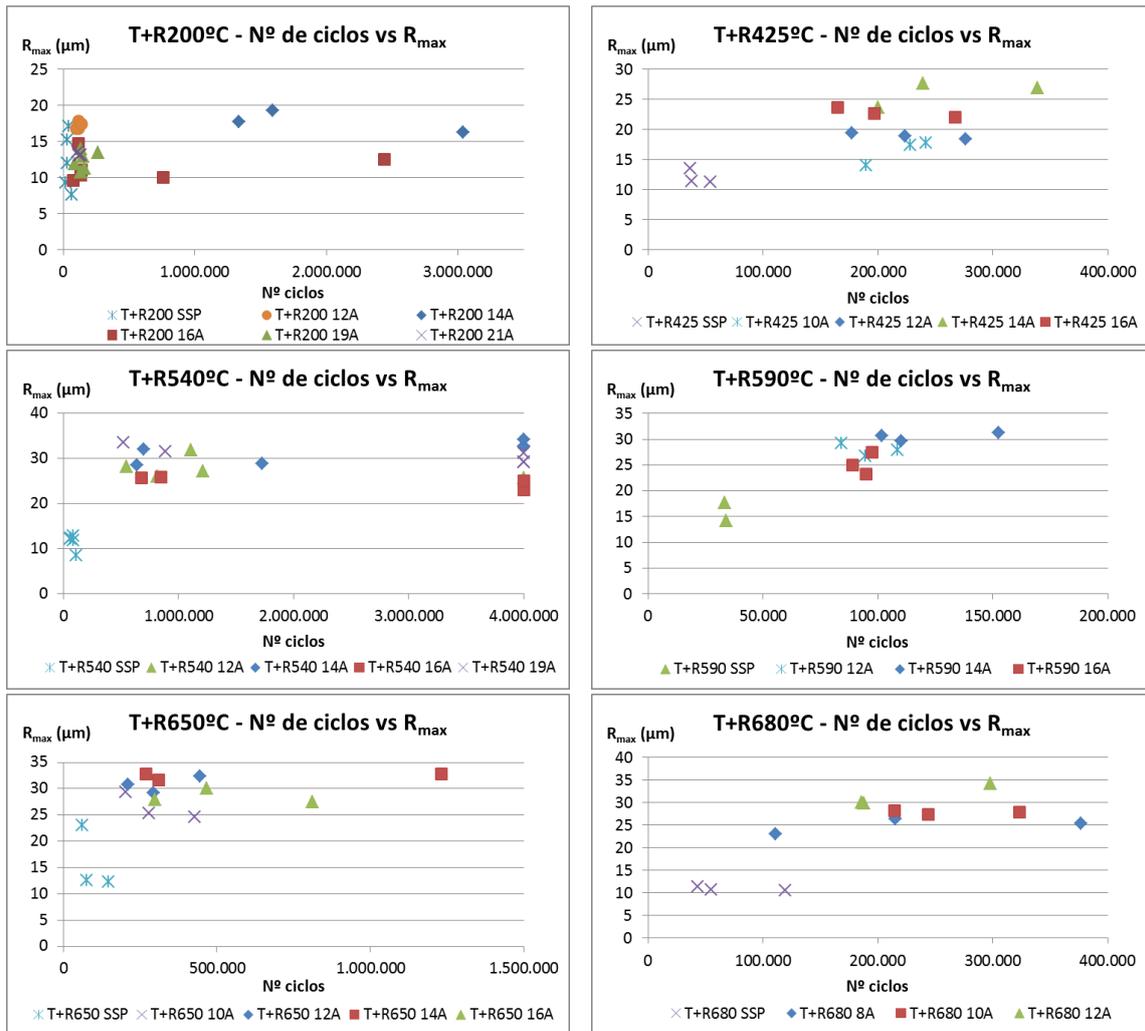
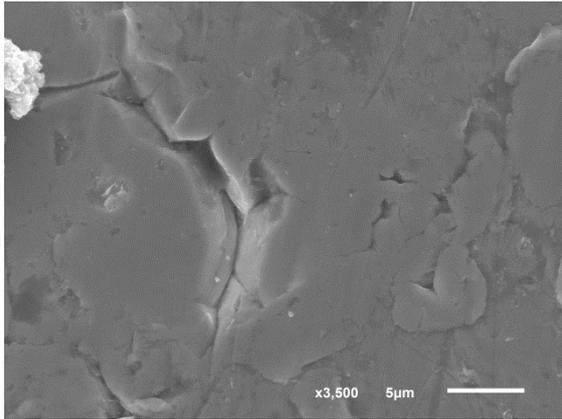
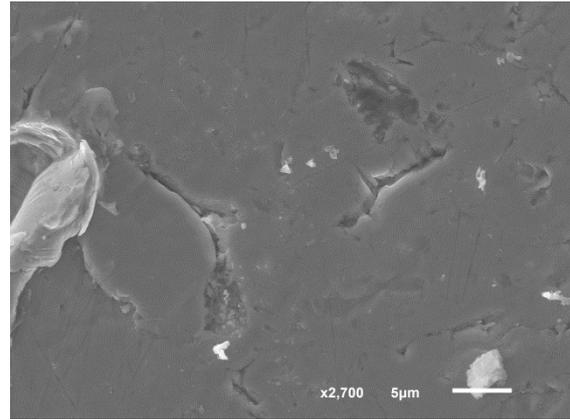


Figura 5.61. Vida a fatiga de las probetas ensayadas en función de R_{max} .

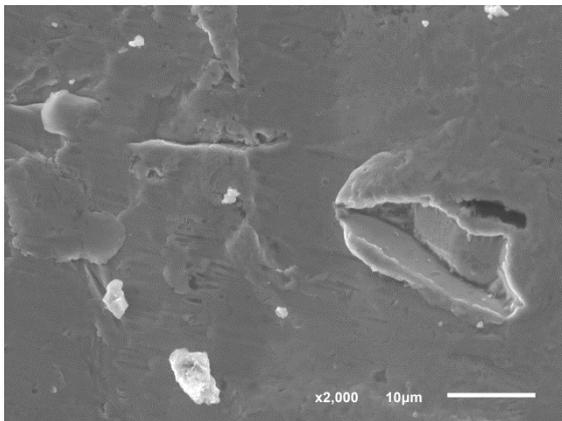
La reducción de la vida a fatiga cuando se aplican intensidades excesivas debe estar sin duda relacionada con la generación de defectos difíciles de detectar y cuantificar (desde luego no se aprecian con ningún parámetro de rugosidad), como serían pequeños pliegues o grietas, concentradores de tensión, que bajo las cargas cíclicas impuestas darían lugar a tensiones locales muy altas, que inducirían la iniciación rápida de grietas de fatiga, provocando la rotura prematura de la probeta [33]. La presencia de estos defectos puede ser detectada en un examen minucioso mediante MEB, como el mostrado en la Figura 5.62. En esta figura se aprecia la existencia de defectos con forma de pequeñas grietas muy agudas que se localizan normalmente en la confluencia entre dos impactos adyacentes. En la citada figura se han incluido defectos generados en virtud de la aplicación de tratamientos demasiado severos sobre casi todos los aceros analizados en este trabajo.



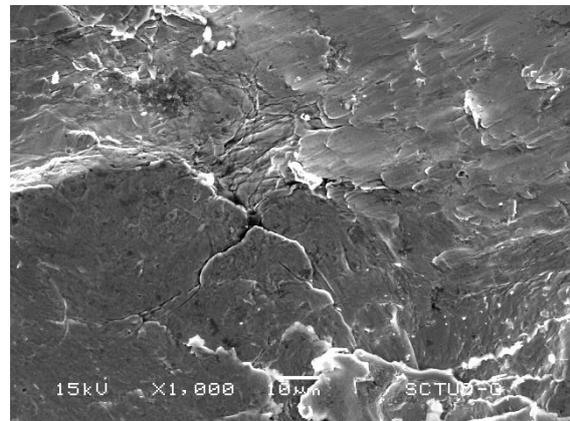
T+R200 21A



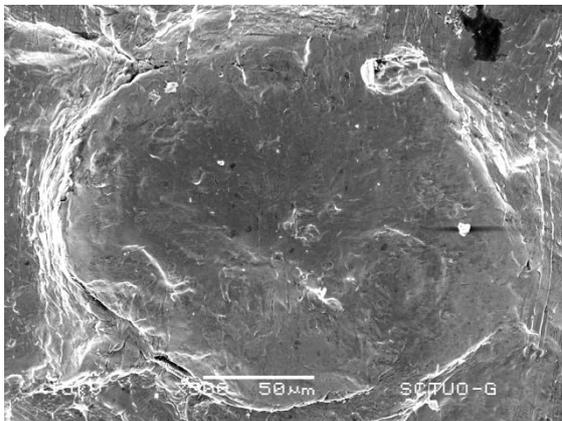
T+R200 21A



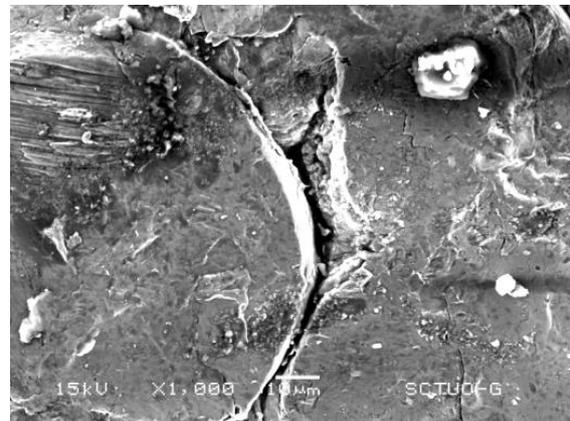
T+R200 26A



T+R425 14A



T+R540 14A



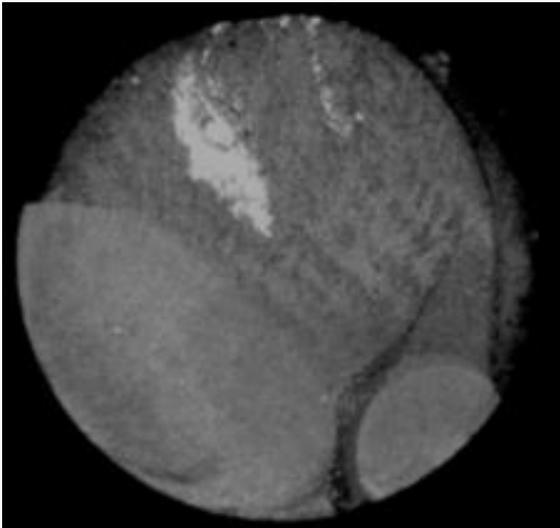
T+R650 16A

Figura 5.62. Defectos superficiales producidos por shot peening. MEB.

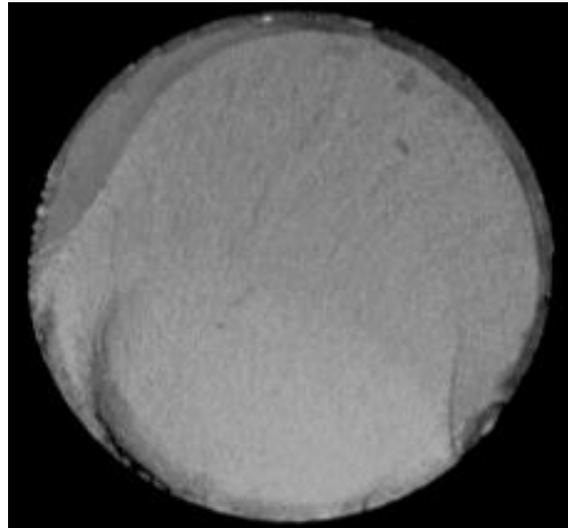
5.2.4.4. Análisis fractográfico

El inicio de la grieta en casi todos estos ensayos ha sido superficial (recuérdese que el ensayo de fatiga realizado ha sido de flexión rotativa, por lo que la máxima tensión aparece siempre en la superficie de la probeta).

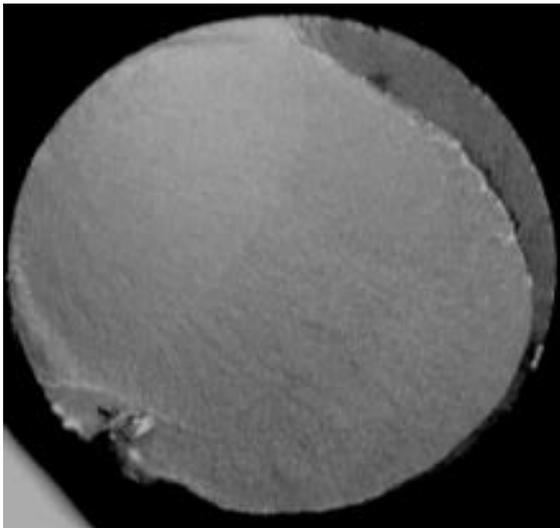
En la Figura 5.63 se muestran imágenes de las superficies de fractura de diferentes probetas de fatiga del material de mayor dureza (T+R200). En la primera de las imágenes se aprecia la formación y crecimiento de dos grietas con un claro inicio superficial, mientras que en las 3 siguientes el fallo se produce tras el crecimiento de una sola grieta hasta alcanzar una magnitud considerable.



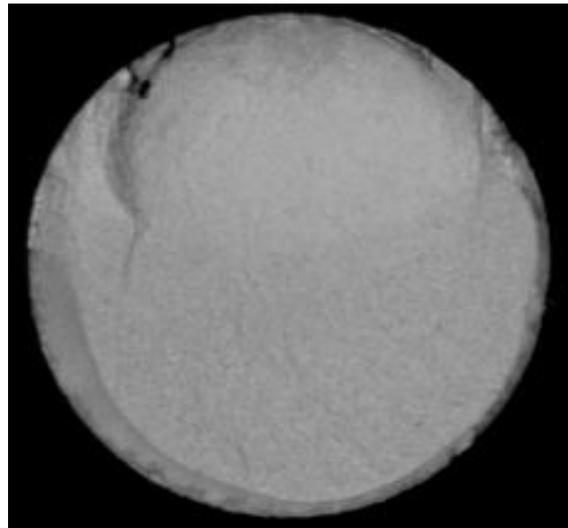
T+R200 SP16A P6-75.564 ciclos



T+R200 SP19A P8-161.593 ciclos



T+R200 SP19A P9-149.855 ciclos



T+R200 SP21A P12-118.525 ciclos

Figura 5.63. Imágenes de las fracturas de probetas de fatiga del acero T+R200 obtenidas mediante lupa estereoscópica.

El inicio subsuperficial de la grieta de fatiga se ha observado sólo en algunas ocasiones, que han coincidido con la aplicación del tratamiento óptimo, como es el caso de las 3 probetas del material T+R200 ensayadas tras el tratamiento de 14A, en las que el origen del fallo no ha tenido lugar en la superficie. Sólo cuando el inicio de la grieta es subsuperficial se alcanza la máxima potencialidad del tratamiento de shot peening, en el sentido de que los defectos superficiales no resultan ya operativos frente a las cargas de fatiga (incluso bajo esfuerzos de flexión que inducen la tensión local mayor justo en la superficie de la probeta) y la vida a fatiga determinada es independiente del acabado superficial. A modo de ejemplo, en la Figura 5.64 se muestra un inicio de grieta subsuperficial que tuvo lugar como consecuencia de la presencia de una inclusión, que ha actuado como concentrador de tensión microestructural para iniciar el daño a fatiga.

En este caso la inclusión que ha causado el fallo se encuentra a 240 μm de la superficie, y esta distancia se corresponde muy bien con la profundidad a la que las tensiones residuales de compresión generadas por el shot peening han desaparecido, tal y como se puede apreciar sobre el perfil de la tensión residual que se muestra en la Figura 5.65.

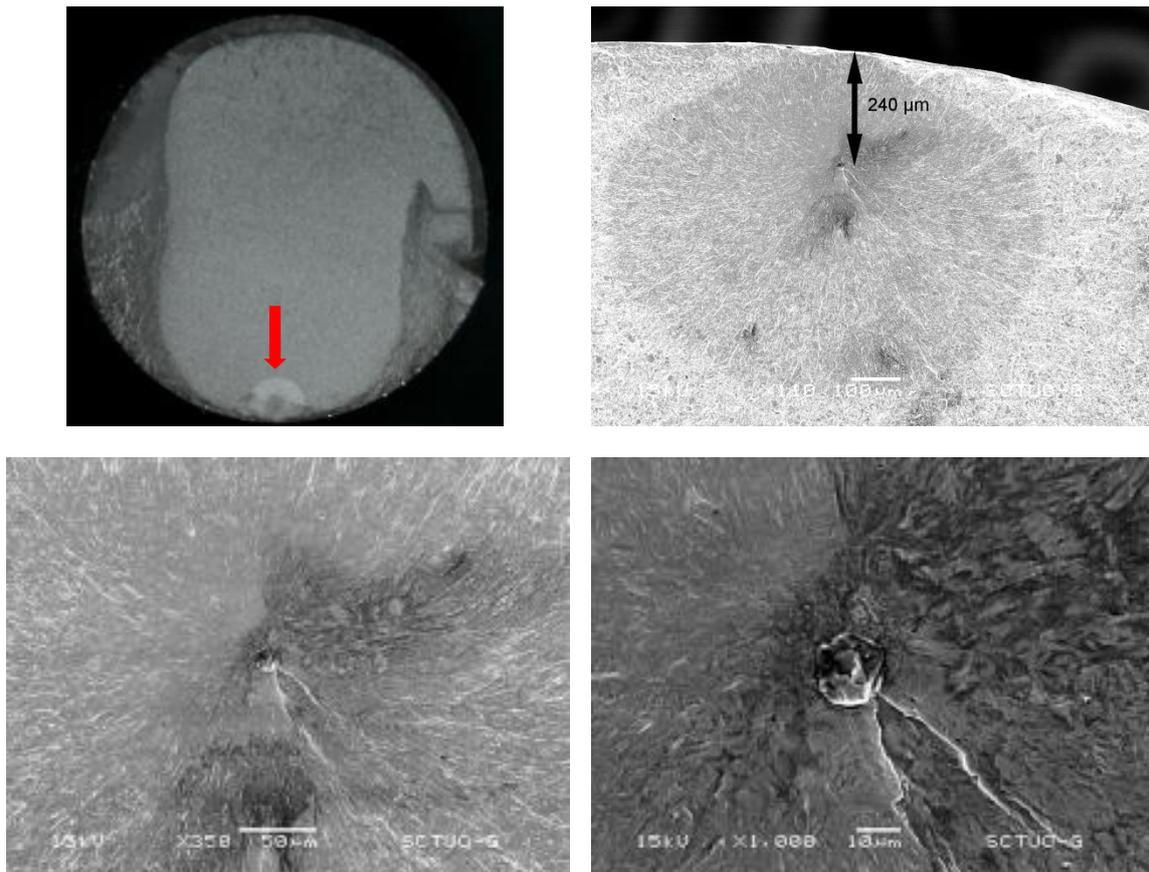


Figura 5.64. Imágenes de la fractura de la probeta de fatiga de la probeta de acero T+R200 / SP14A P17 - 1.336.118 ciclos.

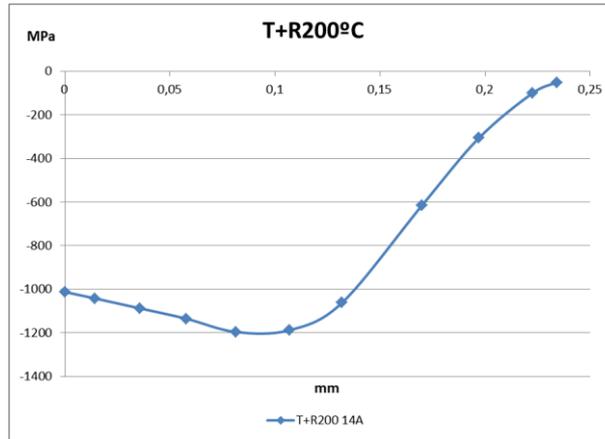
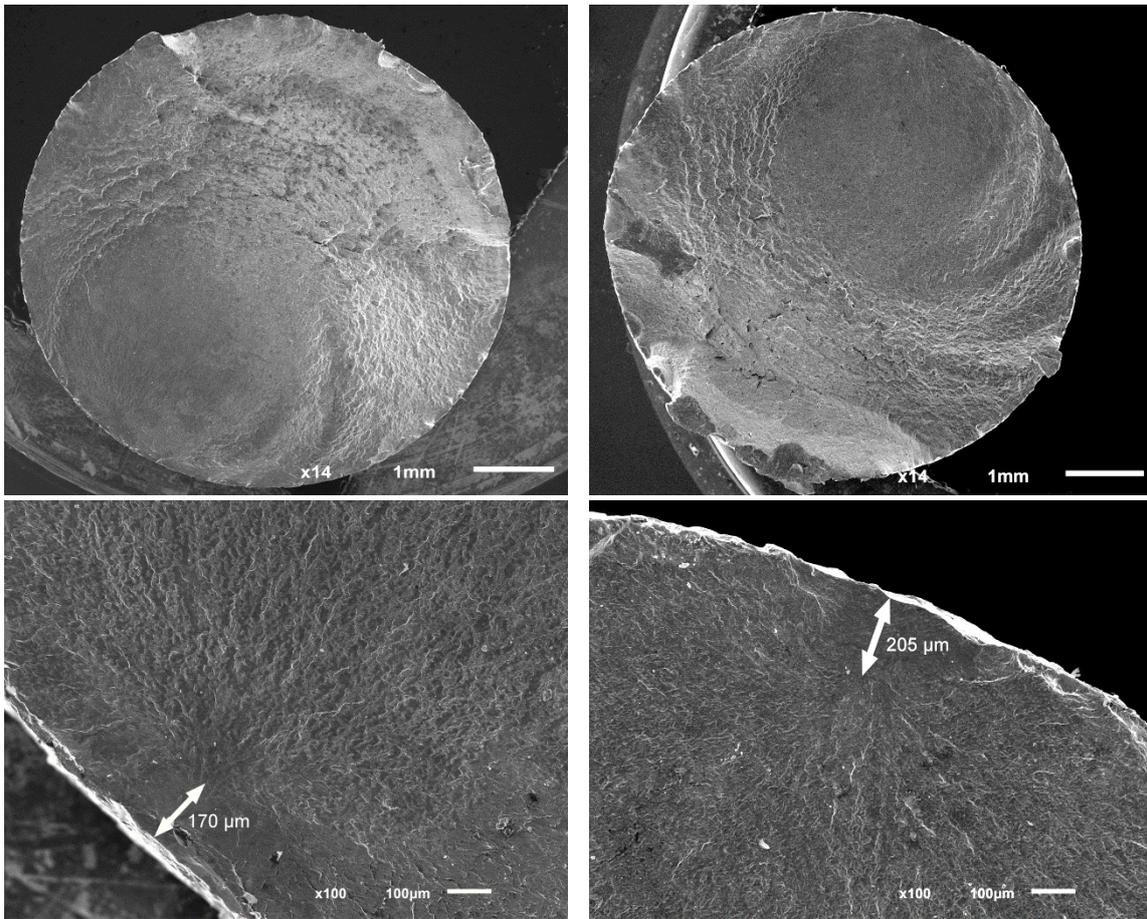


Figura 5.65. Perfil de la tensión residual en el acero T+R200 tras SP14A.

En la Figura 5.66 se muestra la superficie de fractura de otras dos probetas, esta vez del acero T+R425, con un inicio subsuperficial de la grieta, que nuevamente coinciden con la aplicación del tratamiento óptimo, 14A.



T+R425 SP14A P13-338.615 ciclos

T+R425 SP14A P15-239.247 ciclos

Figura 5.66. Imágenes de las fracturas de probetas de fatiga del acero T+R425 obtenidas mediante MEB.

En estas dos probetas la profundidad a la que se inicia la grieta (aproximadamente 170 y 205 μm en cada caso) se vuelve a ajustar bien a lo esperado tras analizar el perfil de la tensión residual de este acero bajo SP14A, ya que la zona sometida a tensiones de compresión importantes ronda los 200 μm . Esto indica que el tratamiento SP protegió la zona más superficial y consiguió que la grieta causante del fallo se iniciara en el interior de la probeta, a una profundidad para la que los efectos de este tratamiento ya desaparecen.

En la Figura 5.67 se muestra una probeta del acero revenido a 650°C en la que la fractura por fatiga ha sido provocada por el crecimiento de varias grietas superficiales, concretamente tres grietas han crecido ostensiblemente y la reducción de área provocada ha dado lugar a la rotura final de la probeta (zona más oscura).

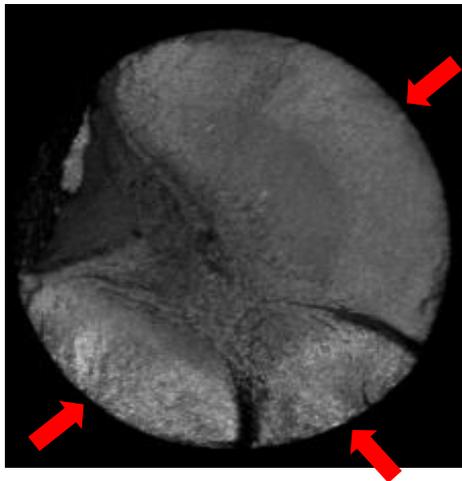
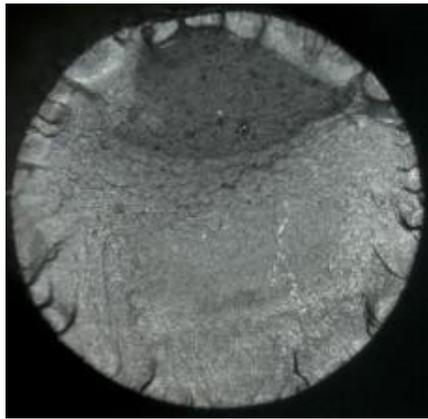
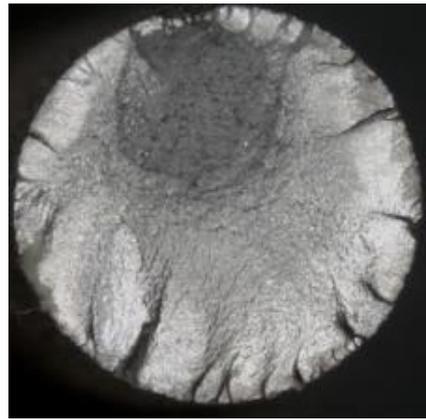


Figura 5.67. Imagen de la fractura de una probeta de fatiga del acero T+R650 obtenida mediante lupa estereoscópica. SP10A P4–278.564 ciclos.

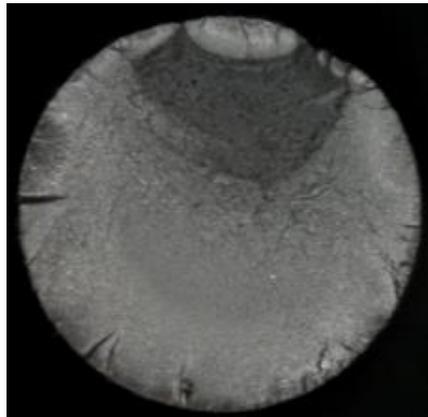
Por último se muestran las superficies de fractura de probetas del acero templado y revenido a 590°C. Cabe destacar que en este caso, independientemente del tratamiento de shot peening aplicado, se han apreciado siempre múltiples grietas superficiales, con la rotura final localizada en la zona más oscura, ubicada en el interior de la sección. Este inicio múltiple de grietas, independientemente del tratamiento de shot peening aplicado, sin duda tiene que ver con la alta carga aplicada en estos ensayos, que han sido realizados bajo una tensión alterna igual al 60% de la resistencia a la tracción del acero.



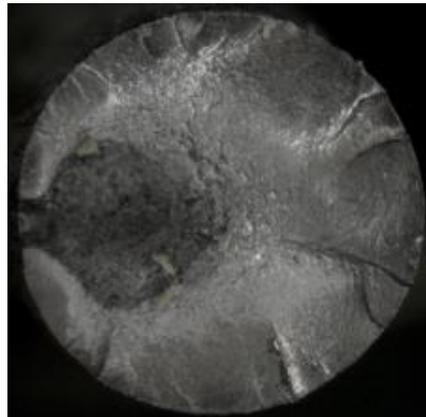
T+R590 SP12A P6-94.434 ciclos



T+R590 SP14A P9-101.852 ciclos



T+R590 SP16A P10-97.562 ciclos



T+R590 SP16A P11-88.941 ciclos

Figura 5.68. Imágenes de las fracturas de probetas de fatiga del acero T+R590 obtenidas mediante lupa estereoscópica.

El inicio y crecimiento de múltiples grietas superficiales también se ha apreciado en el caso del acero templado y revenido a 680°C, tal y como se pone de manifiesto en la Figura 5.69 ($\sigma_0=0,65\sigma_R$).

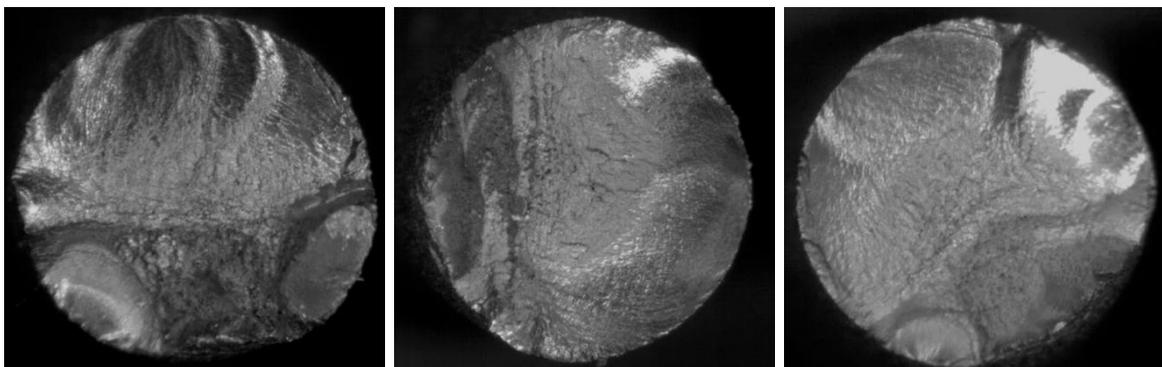


Figura 5.69. Imagen de fracturas de probetas de fatiga del acero T+R680 obtenidas mediante lupa estereoscópica. a) SP12A 297.535 ciclos, b) SP8A 376.846 ciclos, c) SP8A 111.171 ciclos.

5.2.4.5. Relación entre la tensión residual superficial y la vida a fatiga

A continuación se analiza la influencia de la tensión residual superficial inducida mediante distintos tratamientos de shot peening en la vida a fatiga de probetas de aceros con distintas propiedades mecánicas.

Para ello se ha medido la tensión residual superficial inducida mediante tratamientos con idéntica cobertura ($GC=100\%$) y distinta intensidad Almen, en probetas de fatiga de 5 de los 6 aceros analizados a lo largo de todo este trabajo. En la mayoría de los casos las medidas se han realizado en 6 puntos, aunque en algunas se ha medido sólo en 3 o en 2. Posteriormente, para cada intensidad y material, se ha seleccionado tanto el valor más bajo de los medidos, ya que reflejará la mayor relajación, que se supone está ligada, al menos en parte, a la generación de un cierto daño superficial, como el valor medio. Estos valores se muestran en la Figura 5.70, en la que se aprecia que no hay diferencia alguna entre seleccionar la TR_{sup} mínima o la TR_{sup} media, ya que en ambos casos y para todos los aceros analizados la intensidad Almen que induce una mayor tensión residual superficial de compresión es la misma.

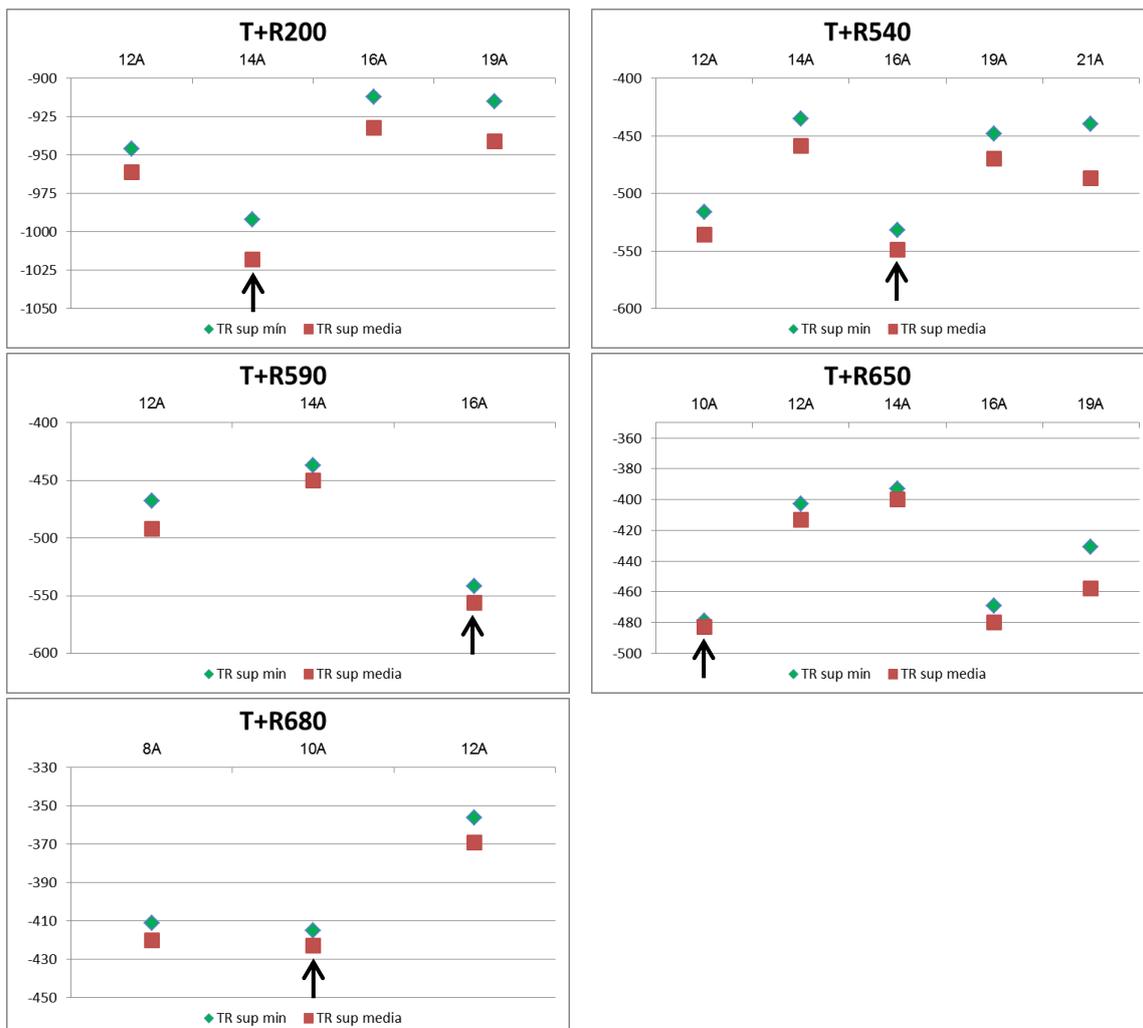


Figura 5.70. Evolución de la TR superficial mínima y media con la intensidad Almen aplicada.

Finalmente, se han comparado estos datos con los obtenidos en el estudio previo acerca de la intensidad Almen óptima propia de cada material, comprobando que en 4 de los 5 casos analizados el tratamiento óptimo para maximizar la vida a fatiga es aquél que induce mayores tensiones residuales superficiales de compresión, lo que remarca la importancia de las mismas en la vida a fatiga de piezas sometidas a shot peening.

Esta coincidencia se ve claramente en la Figura 5.71, donde se han superpuesto la intensidad Almen que proporcionaba la mayor tensión residual superficial de compresión y la intensidad Almen óptima desde el punto de vista del comportamiento a fatiga frente a la resistencia mecánica de los diferentes aceros. Se pone de manifiesto que ambas gráficas muestran la misma evolución, por lo que parece confirmarse que la medida de la tensión residual superficial de compresión es un método muy sencillo y rápido que permite estimar con un grado de fiabilidad bastante alto cual es el tratamiento de shot peening óptimo con objeto de lograr el mejor comportamiento posible a fatiga en un material concreto. Se ha demostrado así que el daño superficial generado cuando se aplica una intensidad excesiva se puede detectar de un modo sencillo a través de la relajación de la tensión residual superficial de compresión generada.

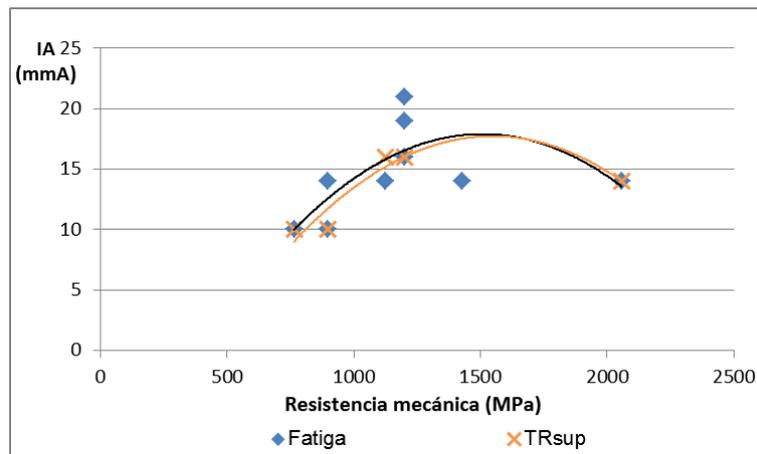


Figura 5.71. Evolución de la intensidades óptima para mejorar el comportamiento a fatiga y la que proporciona la mayor tensión residual de compresión superficial en función de la resistencia mecánica del acero.

Todas las medidas de tensiones residuales superficiales realizadas se muestran en el Anexo 7.

5.2.4.6. Relajación de tensiones residuales durante el ensayo de fatiga

A continuación se presentan los datos relativos a la relajación de tensiones residuales superficiales (la superficie será la zona más solicitada y por tanto donde mayor relajación se producirá) durante el ensayo de fatiga rotativa¹ de los 6 aceros estudiados.

- T+R200:

En la Tabla 5.21 se muestran los datos recogidos a lo largo de todos los ensayos de fatiga realizados sobre las probetas del acero de mayor resistencia de los evaluados. Esta tabla indica en las sucesivas columnas, la tensión residual superficial inicial medida sobre cada una de las probetas, la tensión residual que queda tras la aplicación de un solo ciclo de fatiga, la tensión residual superficial existente al finalizar el ensayo, el porcentaje de relajación durante la fatiga en relación a la tensión residual inicial, la tensión alterna aplicada en el ensayo de fatiga, la tensión total máxima en la parte del ciclo a compresión (alterna +residual) al cabo de un ciclo y al final del ensayo y, por último, el límite elástico a tracción del acero.

Parece importante destacar que el tratamiento de shot peening óptimo (14A) es el que ha dado lugar a la mayor tensión residual de compresión en valor absoluto y, también, al mayor valor absoluto de la tensión residual superficial al final del ensayo, con una relajación porcentual final de sólo el 18%. Por su lado, el tratamiento más intenso (21A) es el que ha proporcionado la menor tensión residual superficial inicial, lo que significa que en este acero los tratamientos demasiado agresivos terminan relajando la tensión residual o, quizás, generando algún daño que podría ser la causa final de la citada disminución. Este efecto se ve bien sobre la Figura 5.72 que representa la evolución del valor medio de la tensión residual de compresión superficial inducida en las probetas de fatiga del acero T+R200 en función de la intensidad Almen aplicada.

Tabla 5.21. Resumen de resultados de la relajación de tensiones durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R200.

Probeta T+R200	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	-381	-372	-330	13%	±1.000 (50% σ_R)	-1.381	-1.372	-1.540	1.604
SP12A	-942	-785	-677	28%		-1.942	-1.785	-1.677	
SP14A	-1.034	-964	-850	18%		-2.034	-1.964	-1.850	
SP16A	-1.004	-773	-806	20%		-2.004	-1.773	-1.806	
SP19A	-959	-779	-818	15%		-1.959	-1.779	-1.826	
SP21A	-907	-	-826	9%		-1.907	-	-1.826	
Media tras SP	-969	-825	-795	18%		-1.969	-1.825	-1.795	

¹ Los datos corresponden en cada caso a la media de 6 medidas en distintos puntos de la zona calibrada.

La relajación de la tensión residual durante los ensayos de fatiga se produce porque cuando se alcanza el valor máximo a compresión del ciclo de fatiga, la suma de esta tensión aplicada y la tensión residual a compresión existente sobrepasan el límite elástico del acero, y se produce una cierta deformación plástica local. De este modo, la relajación cesará cuando la suma de la tensión alterna aplicada y la tensión residual existente no supere el límite elástico del acero, pero el límite elástico que habría que utilizar en esta comparación sería el límite elástico bajo carga cíclica.

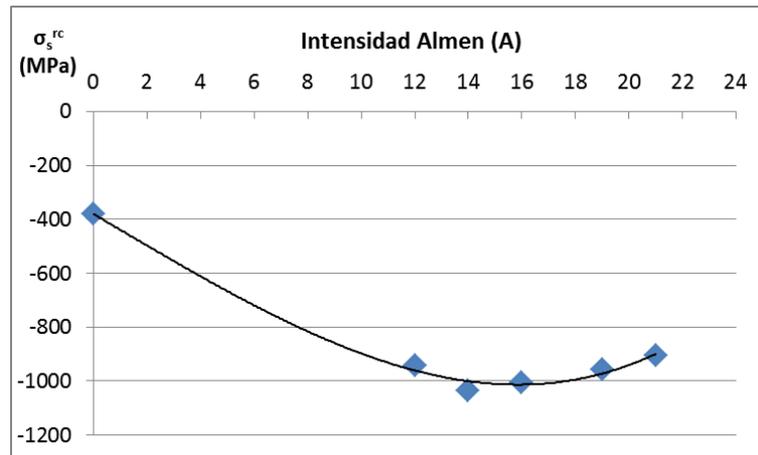


Figura 5.72. Valor medio de la tensión residual de compresión superficial inducida con las distintas intensidades Almen.

Como no se dispone del valor del límite elástico de este acero en situación cíclica, en la Tabla 5.21 se ha utilizado el límite elástico obtenido en los ensayos de tracción (estático). Se aprecia en la tabla que la suma de la tensión residual final que ha quedado al terminar los ensayos de fatiga más la tensión de compresión alterna aplicada en estos ensayos (1000 MPa) ha alcanzado siempre un valor superior al límite elástico del acero en régimen estático (a excepción, por supuesto de las probetas sin tratamiento de shot peening), lo que nos indicaría que este acero endurece cíclicamente, de modo que el límite elástico cíclico será mayor que el estático.

En las siguientes gráficas se muestra la evolución de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Para obtener estos datos, se ha detenido el ensayo tras cierto número de ciclos y se ha medido la tensión presente en la superficie de las probetas. Se pone así de manifiesto que la tensión residual superficial de compresión se va reduciendo paulatinamente, pero esta reducción es especialmente significativa en el primer ciclo, ya que cuando se aplica el primer ciclo a compresión (-1000 MPa), la suma de esta tensión con la tensión residual superficial supera siempre el límite elástico del acero, la superficie de la probeta se deforma plásticamente y la tensión residual se relaja (véase la Tabla 5.21). En el caso de las probetas sin shot peening prácticamente no se produce relajación alguna durante la fatiga, ya que la suma de la tensión residual superficial con la tensión alterna de compresión aplicada se sitúa siempre claramente por debajo del límite elástico del acero.

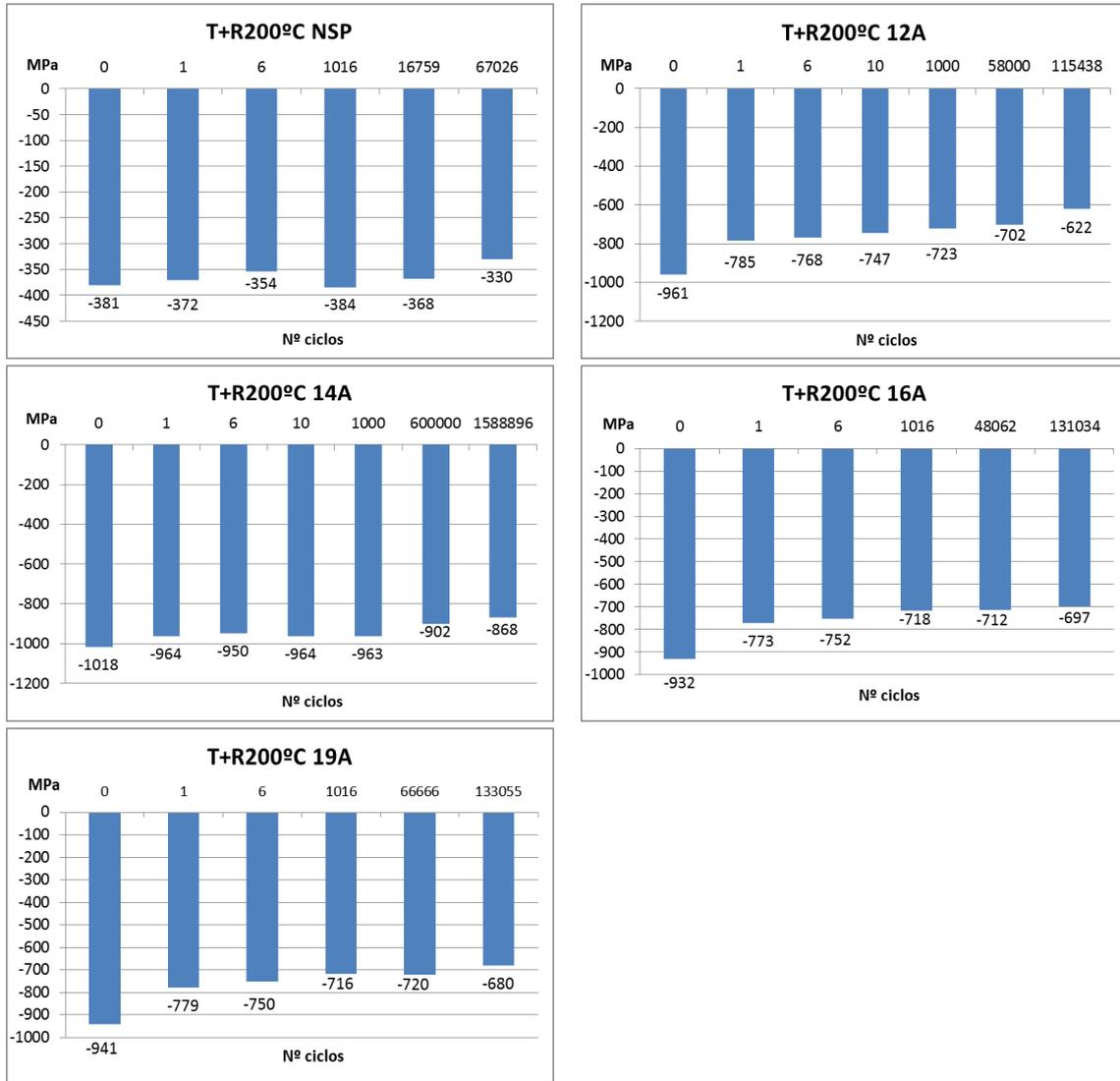


Figura 5.73. Evolución de la tensión residual superficial frente al número de ciclos de fatiga. Acero T+R200.

Además, en la Figura 5.74 se han representado de nuevo estos mismos datos, pero esta vez en función del logaritmo del número de ciclos ($\log N$), obteniéndose unas regresiones lineales que se estiman suficientemente buenas (con coeficientes de determinación entre 0,8 y 0,95). En esta figura y siguientes de este mismo apartado se ha representado la evolución de la tensión residual superficial frente al logaritmo del número de ciclos para cada uno de los tratamientos de shot peening aplicados y también considerándolos todos de manera conjunta (T+R200). Además, en este caso particular, como las tensiones residuales medidas en la probeta representativa del tratamiento 14A fueron muy diferentes de las de los demás, se ha incluido un último valor medio en el que no se tuvieron en cuenta estos resultados. Se puede apreciar entonces que la evolución de la tensión residual en los ensayos de fatiga no parece depender apenas de la intensidad del tratamiento de shot peening aplicado.

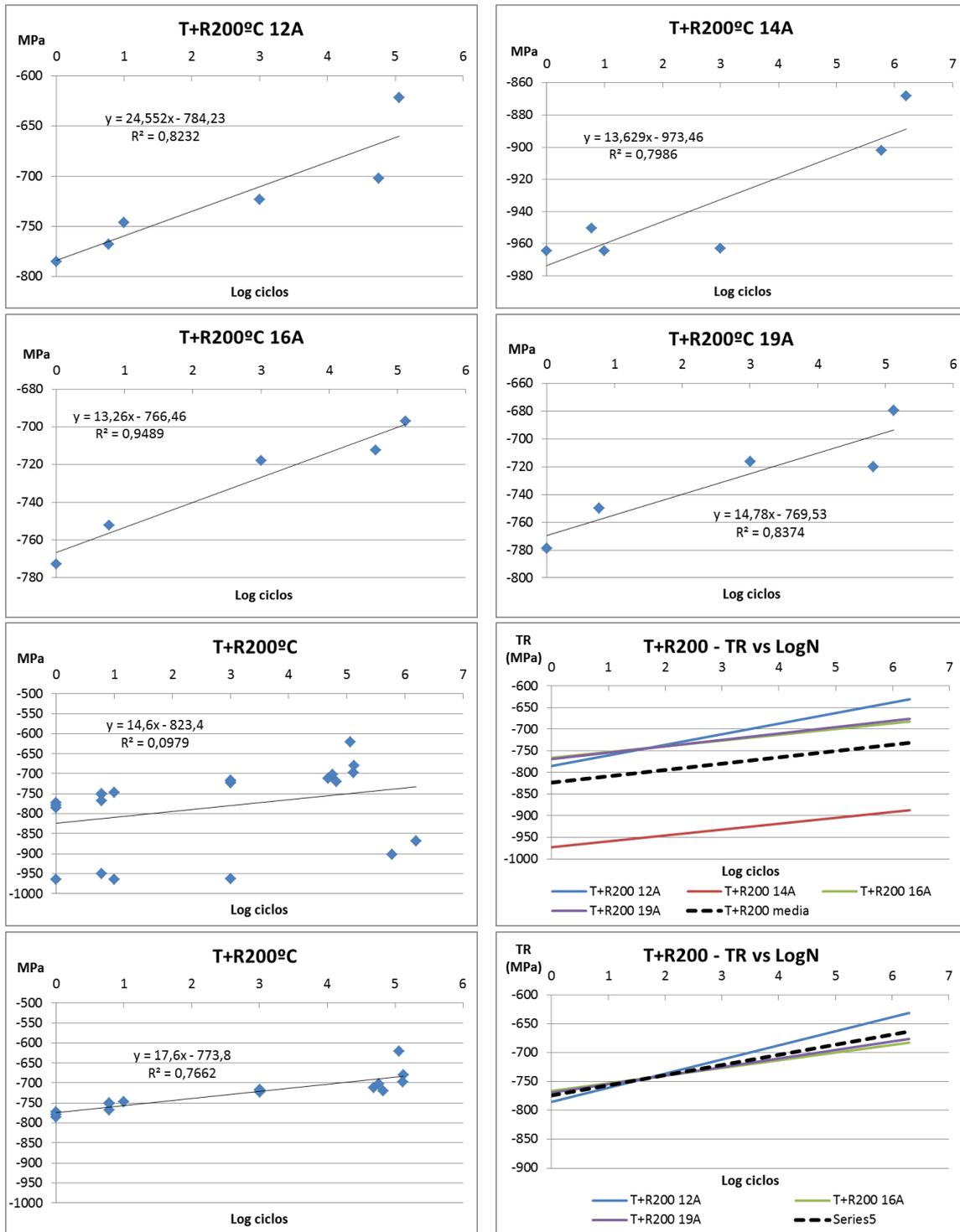


Figura 5.74. Evolución de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa con LogN. Acero T+R200.

- T+R425:

La Tabla 5.22 muestra ahora los resultados obtenidos sobre el acero revenido a 425°C. En este acero no se analizó la relajación de la tensión residual superficial durante los ensayos de fatiga, a excepción de las probetas correspondientes al tratamiento de intensidad 19A. En este caso, la tensión residual superficial media que ha quedado al finalizar los ensayos de fatiga fue de -332 MPa, es decir, las probetas han sufrido una relajación del 42%. Por otro lado, se puede apreciar que la suma de la tensión residual de compresión que ha quedado al final del ensayo y la tensión alterna aplicada toman siempre un valor apreciablemente inferior al límite elástico del acero, lo que nos induciría a pensar que este acero ablanda cíclicamente. A este respecto, si sumamos la tensión residual superficial media inicial con la tensión alterna aplicada (-575 - 732 = -1307 MPa) nos situamos ya muy cerca del límite elástico estático, por lo que cabría esperar una relajación pequeña en el curso del ensayo de fatiga, a no ser, como de hecho ocurre, que el acero ablande significativamente bajo carga cíclica.

Tabla 5.22. Resumen de resultados de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R425.

Probeta T+R425	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	-	-	-	-	±732 (50% σ_R)	-	-	-	1.364
SP10A	-	-	-410	-		-	-	-1.142	
SP12A	-	-	-334	-		-	-	-1.066	
SP14A	-	-	-368	-		-	-	-1.100	
SP16A	-	-	-396	-		-	-	-1.128	
SP19A	-575	-	-332	42%		-1.307	-	-1.064	
Media tras SP	-	-	-368	-		-	-	-1.100	

- T+R540:

La Tabla 5.23 muestra ahora los resultados obtenidos sobre el acero revenido a 540°C. La relajación de la tensión residual superficial generada en los tratamientos de shot peening en el curso de la fatiga se ha situado entre el 32 y el 44%, con un valor al finalizar el proceso de fatiga entre -314 y -348 MPa. Este acero también parece ablandar cíclicamente ya que, como se muestra en la misma tabla, la suma de la tensión residual final y la tensión alterna aplicada se sitúa claramente por debajo del límite elástico estático del acero. Si en este acero sumamos la tensión residual superficial media inicial con la tensión alterna aplicada (-525 -600 = -1125 MPa) nos situamos ya justo en el límite elástico estático, por lo que cabría esperar una relajación pequeña en el curso del ensayo de fatiga, a no ser, al igual que en el caso anterior, el acero ablande significativamente bajo carga cíclica.

Tabla 5.23. Resumen de resultados de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R540.

Probeta T+R540	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	-288	-361	-193	33%	±600 (50% σ_R)	-888	-961	-793	1.123
SP12A	-562	-463	-314	44%		-1.162	-1.063	-914	
SP14A	-489	-365	-328	33%		-1.089	-965	-928	
SP16A	-568	-407	-336	41%		-1.168	-1.007	-936	
SP19A	-489	-391	-334	32%		-1.089	-991	-934	
SP21A	-517	-428	-348	33%		-1.117	-1.028	-948	
Media tras SP	-525	-411	-332	37%		-1.125	-1.011	-932	

En la Figura 5.75 se presenta la evolución de la tensión residual superficial en el curso de los ensayos de fatiga de este acero. Se observa que la aplicación del primer ciclo disminuye significativamente el valor absoluto de la tensión residual superficial y luego la relajación es ya más suave a lo largo del proceso completo de fatiga.

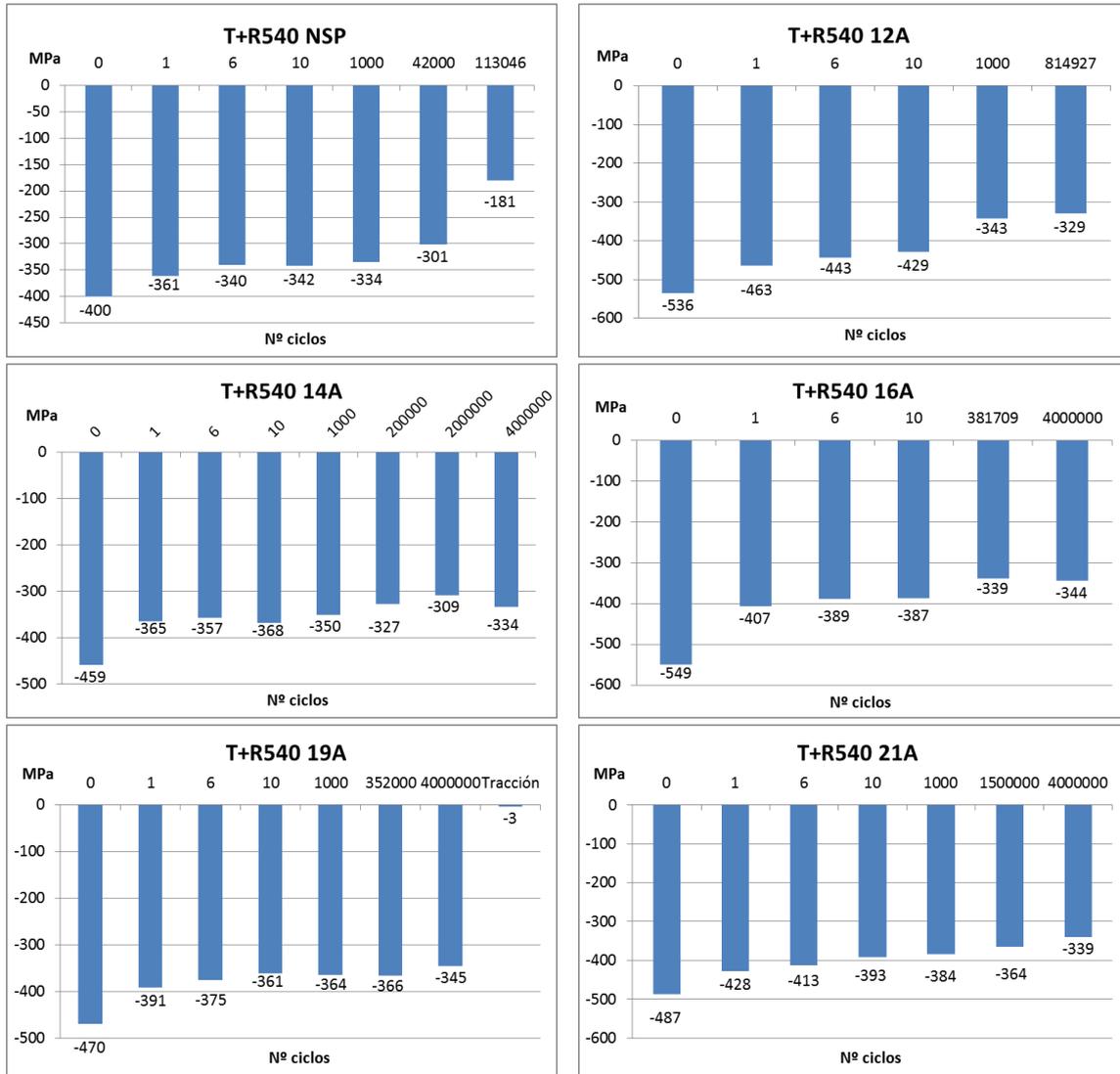


Figura 5.75. Evolución de la tensión residual superficial frente al número de ciclos de fatiga. Acero T+R540.

En la gráfica de la Figura 5.75 correspondiente a la probeta T+R540 19A, se ha añadido la tensión residual superficial presente en ella después de romperla en la máquina de tracción, tras haber soportado 4.000.000 de ciclos de fatiga, comprobándose que en virtud de la deformación plástica uniforme sufrida en el ensayo de tracción, las tensiones residuales han desaparecido por completo, quedando un estado tensional nulo.

En la Figura 5.76 se ha representado gráficamente la evolución de la tensión residual superficial en función del logaritmo del número de ciclos. En la mayoría de los casos representados se ha constatado un proceso de relajación linealmente relacionado con el logaritmo del número de ciclos.

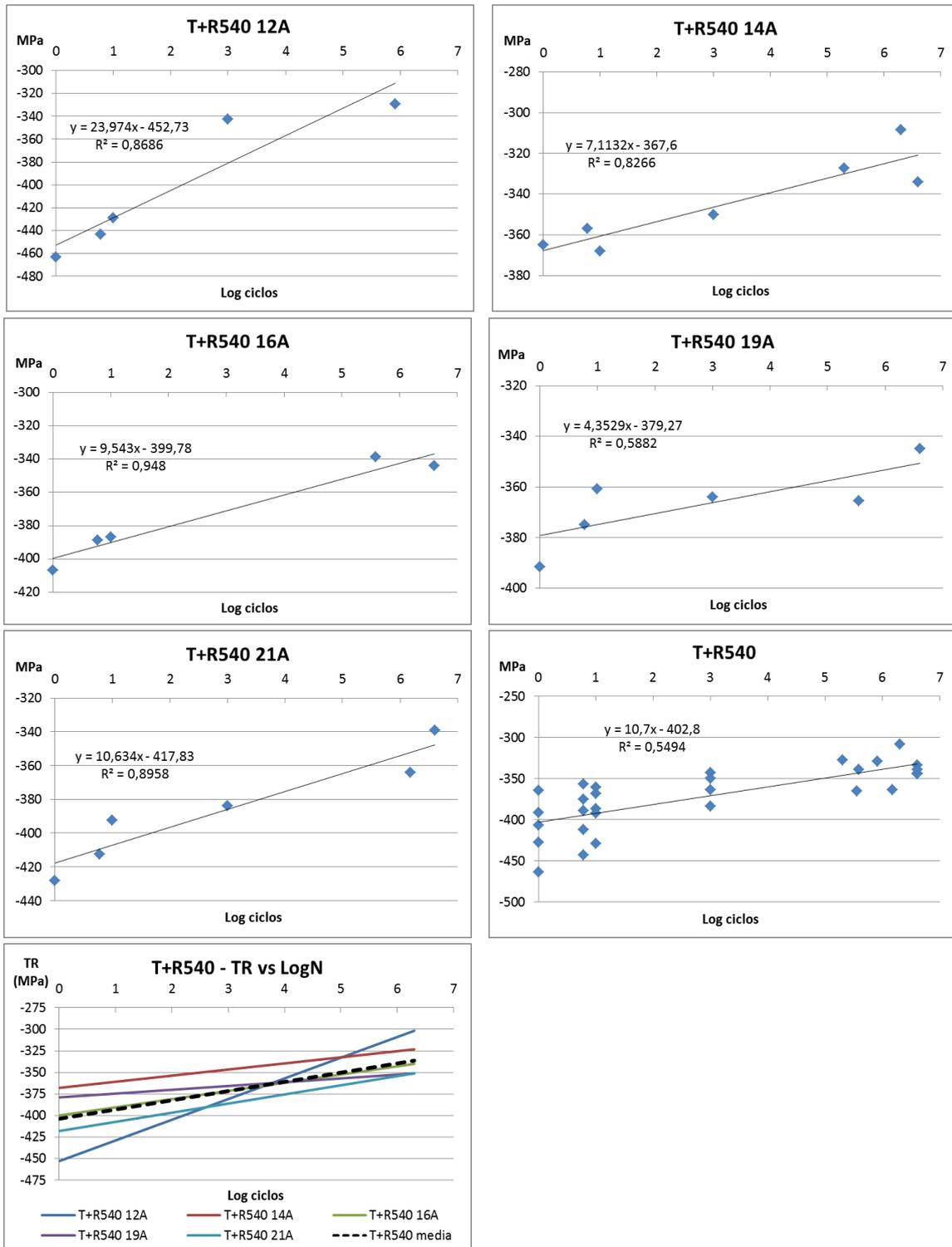


Figura 5.76. Evolución de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R540.

- T+R590:

De acuerdo con los datos presentados en la Tabla 5.24, en este acero la tensión residual superficial estable al finalizar los ensayos de fatiga se sitúa en torno a -240 MPa, lo que supone una relajación de aproximadamente un 50%, independientemente del tratamiento de shot peening aplicado. Además la suma de la tensión residual superficial final y la tensión alterna aplicada se acerca en este caso mucho al límite elástico a tracción del material, lo que sería indicativo de que este acero apenas ablanda cíclicamente.

Tabla 5.24. Resumen de resultados de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R590.

Probeta T+R590	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	-	-	-227	-	± 674 (60% σ_R)	-	-	-901	983
SP12A	-507	-374	-237	53%		-1.181	-1.048	-911	
SP14A	-447	-373	-232	48%		-1.121	-1.047	-906	
SP16A	-562	-391	-241	57%		-1.236	-1.065	-915	
Media tras SP	-505	-379	-237	53%		-1.179	-1.053	-911	

La Figura 5.77 da cuenta de la evolución de la tensión residual superficial en el curso de los ensayos de fatiga realizados sobre el acero T+R590 tras la aplicación de los distintos tratamientos de shot peening. Como en los casos anteriores, se sigue observando una fuerte relajación en el primer ciclo y luego otra, mucho más suave y paulatina, a lo largo del proceso completo.

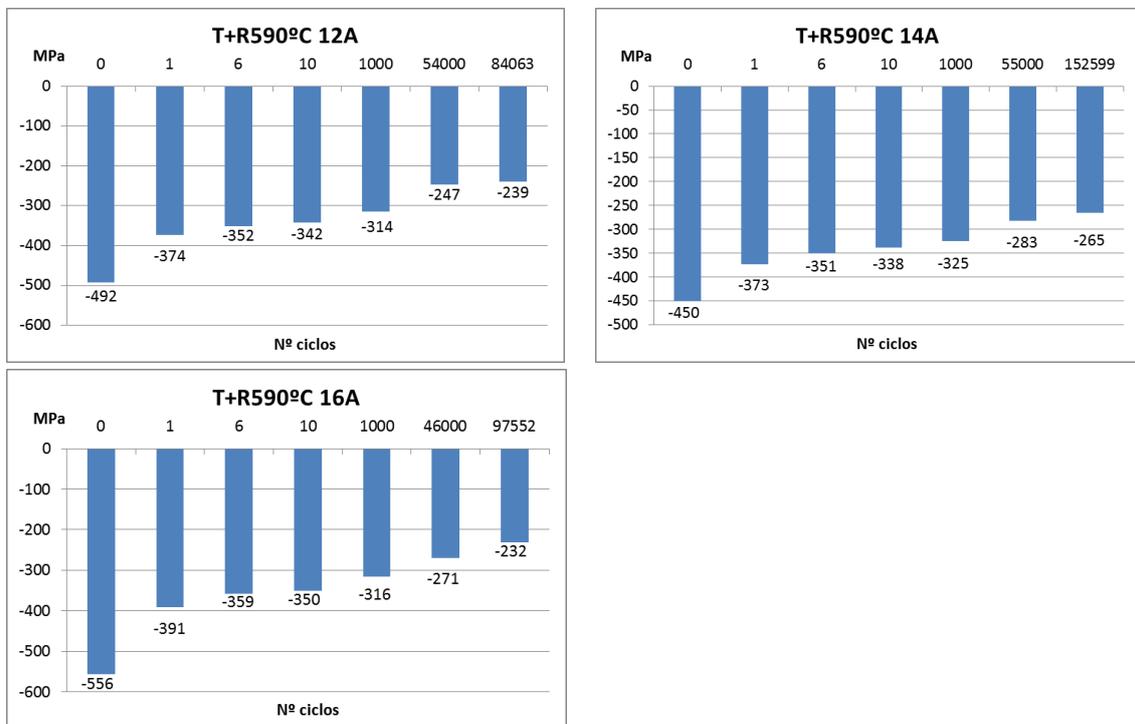


Figura 5.77. Evolución de la tensión residual superficial frente al número de ciclos de fatiga. Acero T+R590.

5. Resultados y discusión

La Figura 5.78, que muestra la evolución de la tensión residual superficial medida en estos ensayos frente al logaritmo del número de ciclos, refleja siempre en este caso una regresión muy buena, con coeficientes de determinación superiores a 0,95.

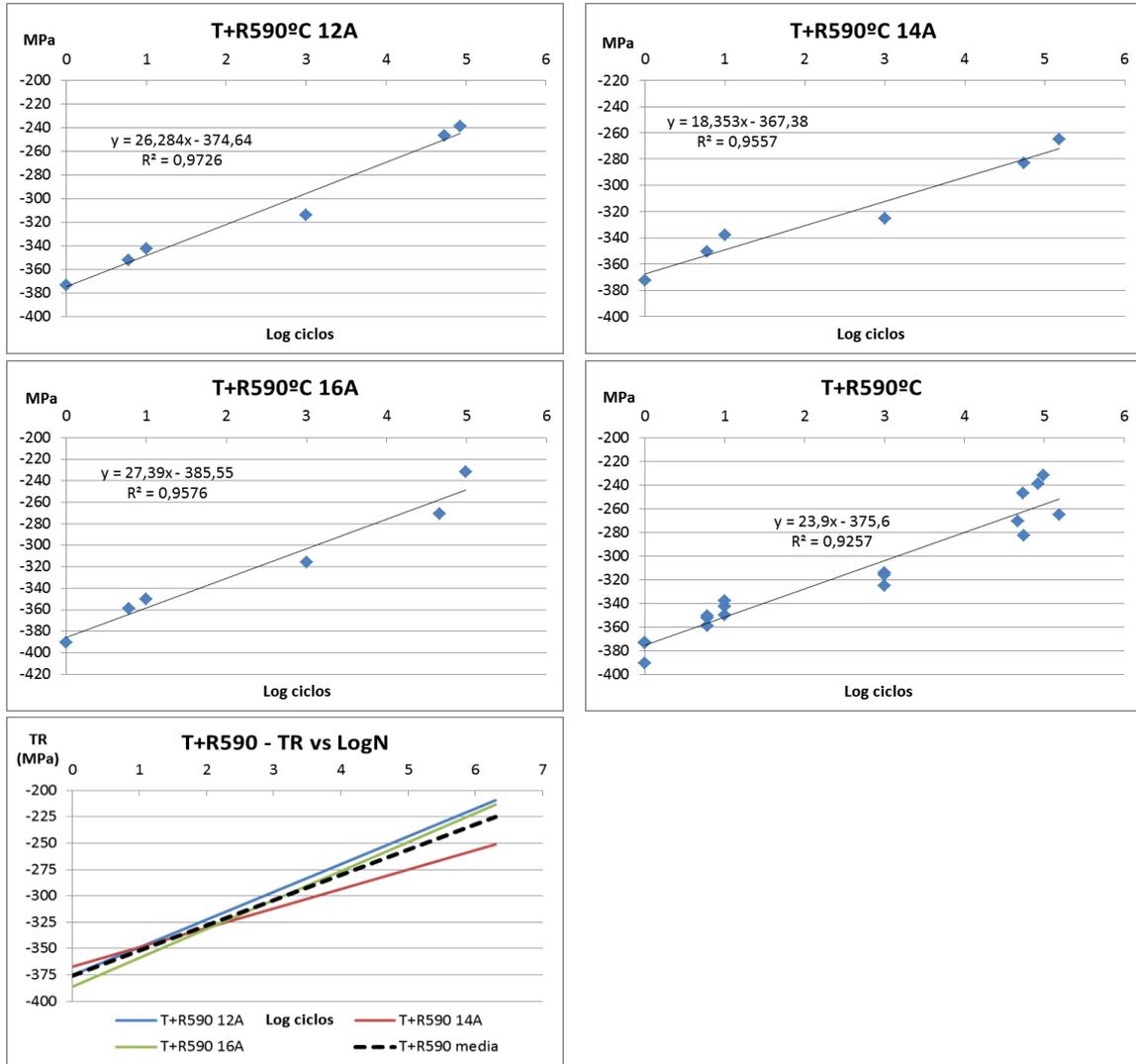


Figura 5.78. Evolución del proceso de relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R590.

- T+R650:

La Tabla 5.25 resume la medida de la tensión residual superficial obtenida en este acero durante los ensayos de fatiga. En este caso, al finalizar los citados ensayos la tensión residual superficial mantuvo un valor entre -258 y -304 MPa, lo que supuso una relajación comprendida entre el 32 y el 44% del valor inicial. Por otro lado, esta tensión residual final sumada a la tensión alterna aplicada se aproxima bastante al límite elástico a tracción del acero, por lo que cabe suponer que este acero sólo ablanda muy ligeramente en condiciones cíclicas. Nótese además que la tensión total que se aplica tras el primer ciclo (-347 – 538 = -885 MPa) coincide ya prácticamente con el límite elástico estático del acero, por lo que cabe esperar que un porcentaje importante de la relajación de la tensión residual ocurra ya en el primer ciclo de fatiga.

Tabla 5.25. Resumen de resultados de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R650.

Probeta T+R650	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	-196	-255	-210	+3%	±538 (60% σ_R)	-734	-793	-748	863
SP10A	-501	-	-282	44%		-1.039	-	-820	
SP12A	-413	-313	-267	35%		-951	-851	-805	
SP14A	-378	-324	-258	32%		-916	-862	-796	
SP16A	-493	-380	-304	38%		-1.031	-918	-842	
SP19A	-450	-372	-302	33%		-988	-910	-840	
Media tras SP	-451	-347	-283	37%		-989	-885	-821	

En la Figura 5.79 se muestra la evolución de la tensión residual superficial medida a lo largo de los diferentes ensayos. En este acero se hace notar un fuerte descenso de la tensión residual superficial tras el primer ciclo de fatiga y la ya muy lenta y escasa relajación que tiene lugar posteriormente a lo largo de todo el ensayo de fatiga.

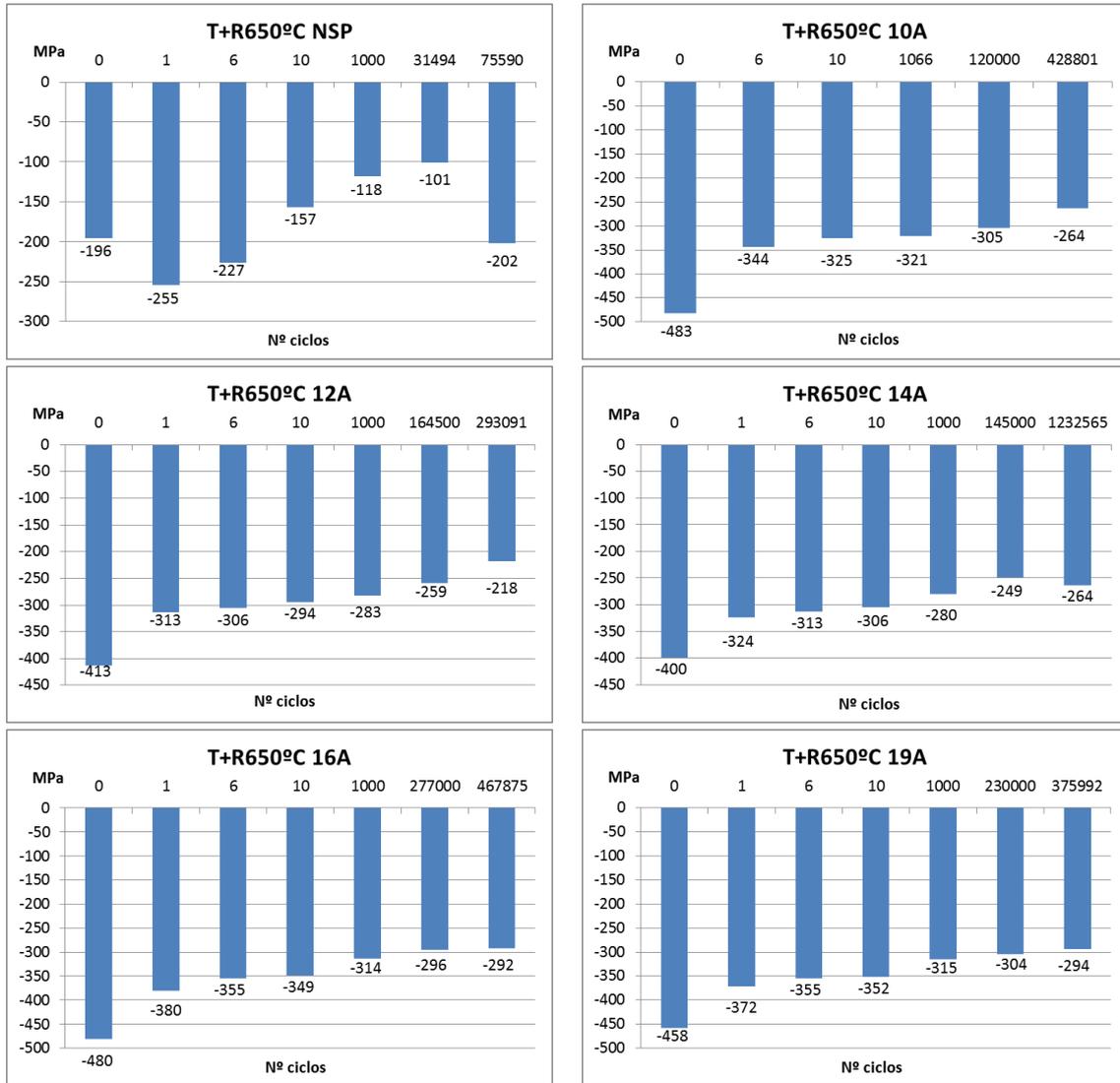


Figura 5.79. Evolución de la tensión residual superficial frente al número de ciclos de fatiga. Acero T+R650.

La Figura 5.80, que muestra la evolución de la tensión residual superficial medida en estos ensayos frente al logaritmo del número de ciclos, refleja en la mayoría de los casos una regresión bastante buena, con una pendiente similar para todas las intensidades Almen aplicadas.

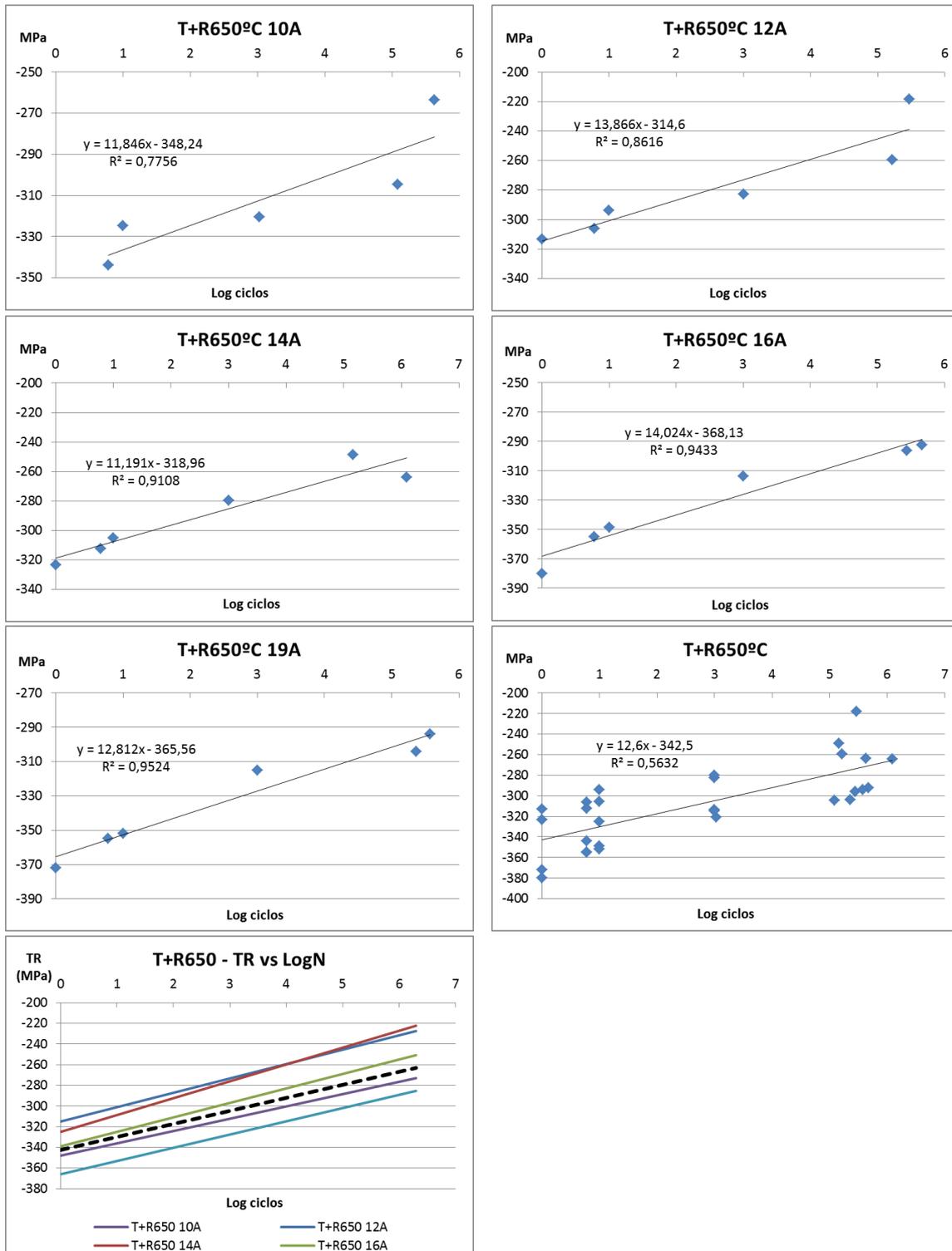


Figura 5.80. Evolución del proceso de relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R650.

- T+R680:

Finalmente, en la Tabla 5.26 se presentan los resultados de las medidas de la tensión residual superficial llevadas a cabo en los ensayos de fatiga del acero revenido a 680°C. En este acero la tensión residual superficial a compresión final, independientemente de la intensidad Almen aplicada, se situó en el entorno de 250-260 MPa, lo que supone una relajación total del 36%. Por otro lado, al igual que se había visto en el caso del acero de mayor resistencia mecánica (T+R200°C), la suma de la tensión residual superficial final y la tensión alterna aplicada se sitúa, en valor absoluto, claramente por encima del límite elástico a tracción del acero, lo que nos indicaría que este acero endurece por deformación.

Tabla 5.26. Resumen de resultados de la relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R680.

Probeta T+R680	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)			σ_y (MPa)
						Tensión en el primer ciclo (TR inicial + alterna)	Tras un ciclo	Al final	
NSP	109	108	-77	100%	±493 (65% σ_R)	602	601	-570	626
SP8A	-420	-339	-243	42%		-913	-832	-736	
SP10A	-423	-327	-262	38%		-916	-820	-755	
SP12A	-369	-278	-269	27%		-862	-771	-762	
Media tras SP	-404	-315	-258	36%		-897	-808	-751	

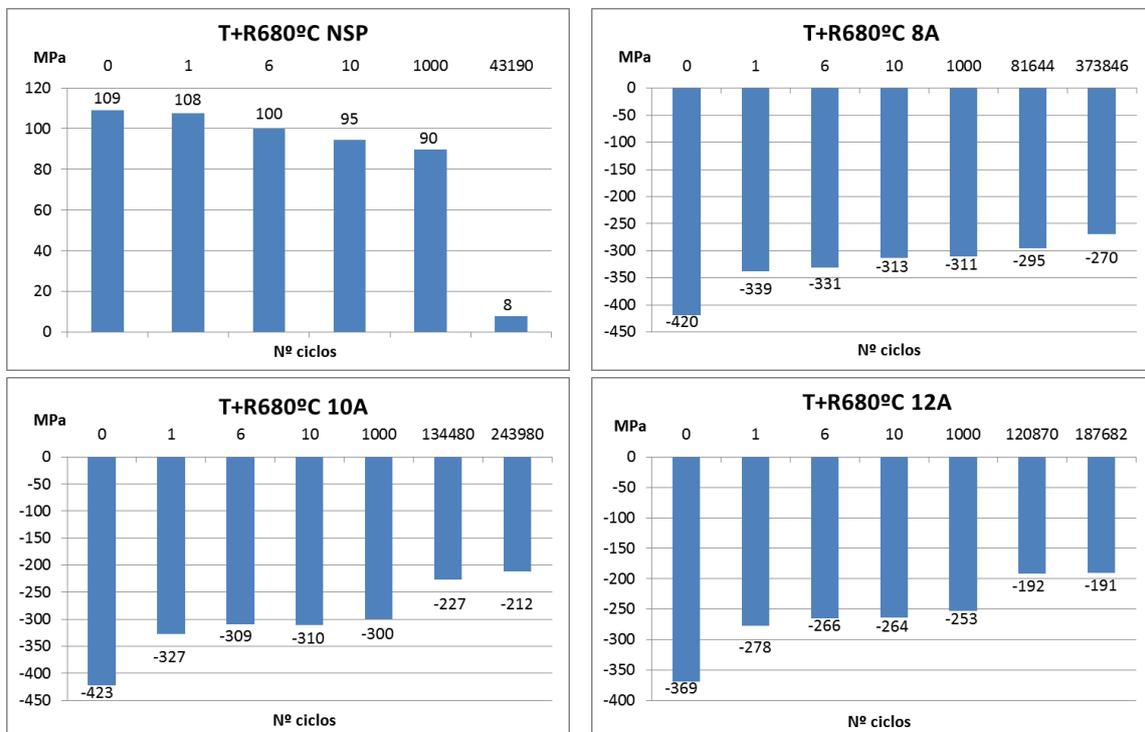


Figura 5.81. Evolución de la tensión residual superficial frente al número de ciclos de fatiga. Acero T+R680.

En la Figura 5.81 se presentan los resultados de la evolución de la tensión residual superficial durante los ensayos de fatiga. La tendencia es la misma que en los demás casos analizados: tiene siempre lugar una clara disminución de la tensión residual superficial tras el primer ciclo y luego la relajación transcurre ya de un modo lento y paulatino hasta la rotura por fatiga de las probetas.

Por otro lado, también en este acero se ha observado una relajación lineal de la tensión residual superficial frente al logaritmo del número de ciclos de fatiga (Figura 5.82).

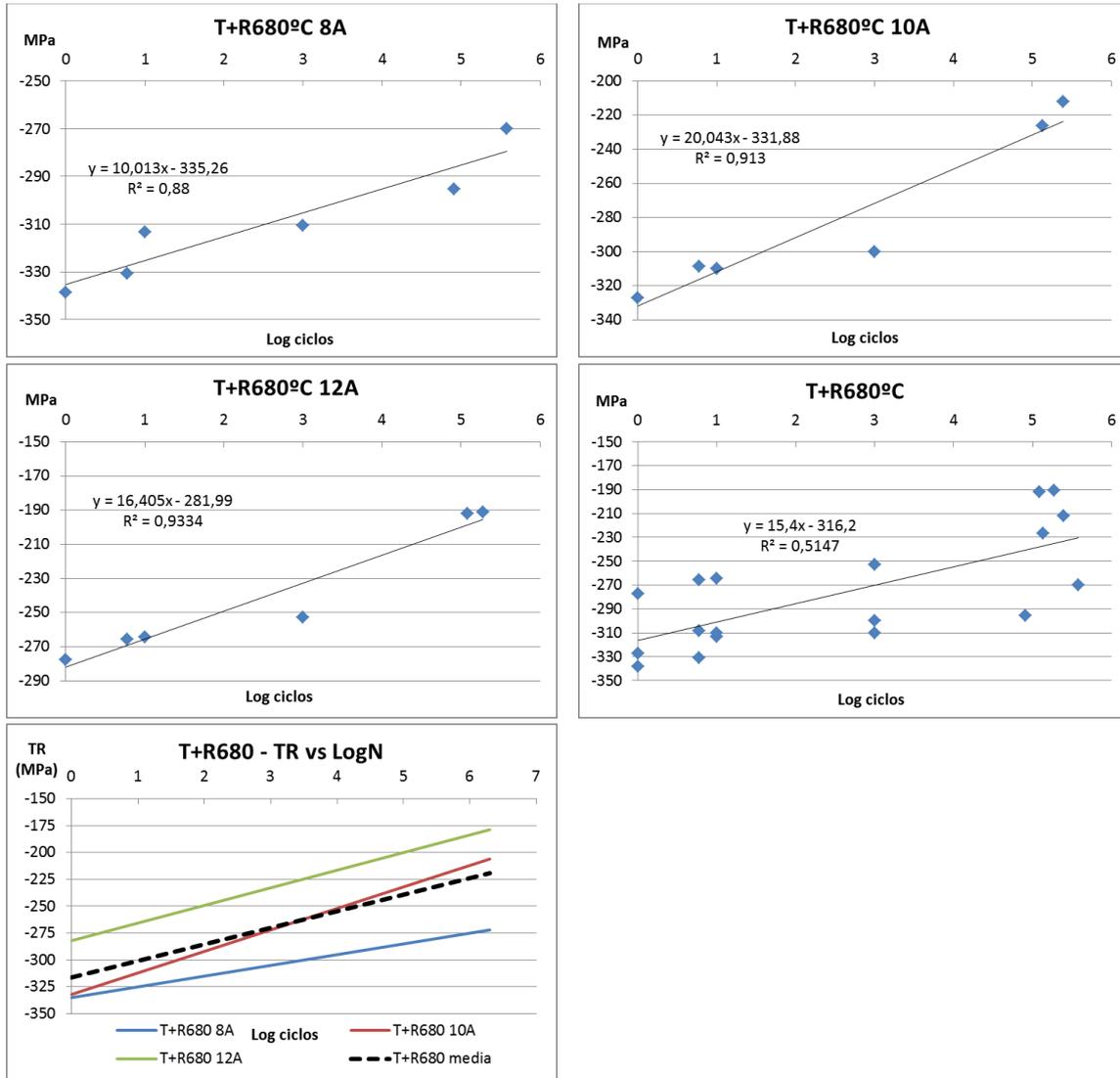


Figura 5.82. Evolución del proceso de relajación de la tensión residual superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R680.

En la Tabla 5.27 se muestran las expresiones con las que se ha linealizado la relajación de la tensión residual superficial con el logaritmo del número de ciclos a fatiga. Para un mejor análisis de estos datos se ha incluido la recta de regresión que tiene en cuenta todas las intensidades aplicadas sobre cada material, donde el término independiente corresponde a la tensión residual superficial que queda tras la aplicación del primer ciclo, por lo que su magnitud se reduce progresivamente al disminuir la dureza del acero (aumento de la temperatura de revenido).

Tabla 5.27. Rectas logarítmicas de relajación de la tensión residual superficial.

T+R200		
12A	$\sigma_s^{rc} = 24,5 (\log N) - 785$	$\sigma_s^{rc} = 17,6 (\log N) - 774$
14A	$\sigma_s^{rc} = 13,6 (\log N) - 973$	
16A	$\sigma_s^{rc} = 13,3 (\log N) - 766$	
19A	$\sigma_s^{rc} = 14,8 (\log N) - 769$	
T+R540		
12A	$\sigma_s^{rc} = 24 (\log N) - 453$	$\sigma_s^{rc} = 10,7 (\log N) - 404$
14A	$\sigma_s^{rc} = 7,1 (\log N) - 368$	
16A	$\sigma_s^{rc} = 9,5 (\log N) - 400$	
19A	$\sigma_s^{rc} = 4,4 (\log N) - 379$	
21A	$\sigma_s^{rc} = 10,6 (\log N) - 418$	
T+R590		
12A	$\sigma_s^{rc} = 26,3 (\log N) - 375$	$\sigma_s^{rc} = 23,9 (\log N) - 376$
14A	$\sigma_s^{rc} = 18,4 (\log N) - 367$	
16A	$\sigma_s^{rc} = 27,4 (\log N) - 386$	
T+R650		
10A	$\sigma_s^{rc} = 11,9 (\log N) - 348$	$\sigma_s^{rc} = 12,6 (\log N) - 342$
12A	$\sigma_s^{rc} = 13,9 (\log N) - 315$	
14A	$\sigma_s^{rc} = 11,2 (\log N) - 319$	
16A	$\sigma_s^{rc} = 14 (\log N) - 368$	
19A	$\sigma_s^{rc} = 12,8 (\log N) - 366$	
T+R680		
8A	$\sigma_s^{rc} = 10 (\log N) - 335$	$\sigma_s^{rc} = 15,4 (\log N) - 316$
10A	$\sigma_s^{rc} = 20 (\log N) - 332$	
12A	$\sigma_s^{rc} = 16,4 (\log N) - 282$	

Por último, la Figura 5.83 muestra la relación entre la tensión residual de compresión inicial y la vida a fatiga, mientras que la Figura 5.84 da cuenta de la relación entre la tensión residual superficial final que ha quedado al culminar el proceso de fatiga de las probetas ensayadas y el número de ciclos que han resistido. En general, en esta última figura se observa una tendencia creciente, es decir, las probetas que mantuvieron mejor la tensión residual superficial tuvieron una vida a fatiga mayor, aunque, si comparamos los datos individualmente, también se pone de manifiesto que probetas que han relajado menos la tensión no han sido las que han proporcionado la mayor vida a fatiga.

En definitiva, la tensión residual superficial de compresión es un parámetro importante a controlar de cara a mejorar el comportamiento a fatiga, pero el endurecimiento superficial, la rugosidad y la calidad o integridad superficial inducidas por los tratamientos de shot peening son también parámetros tan importantes o más.

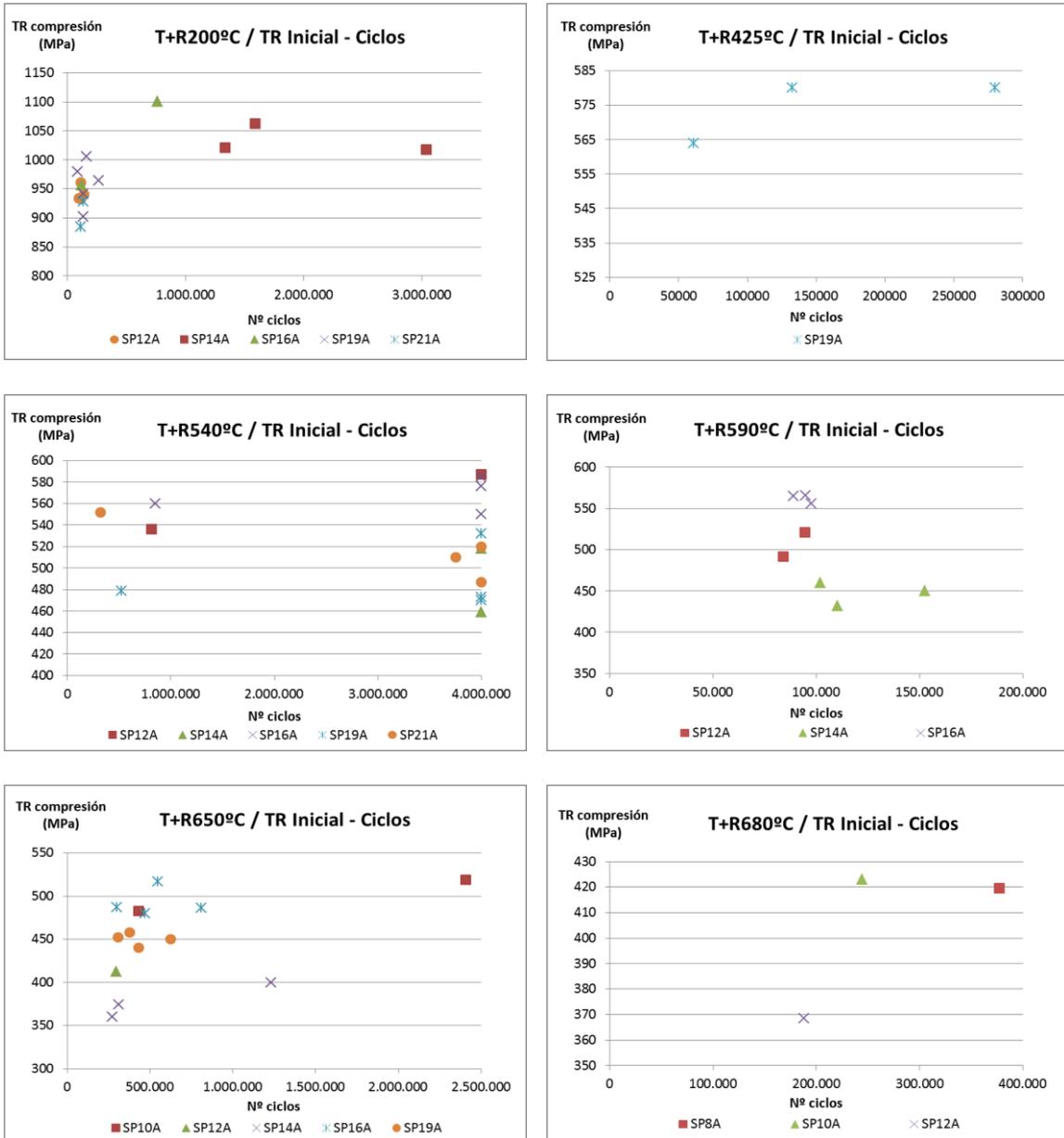


Figura 5.83. Relación entre la tensión residual superficial inicial y la vida a fatiga.

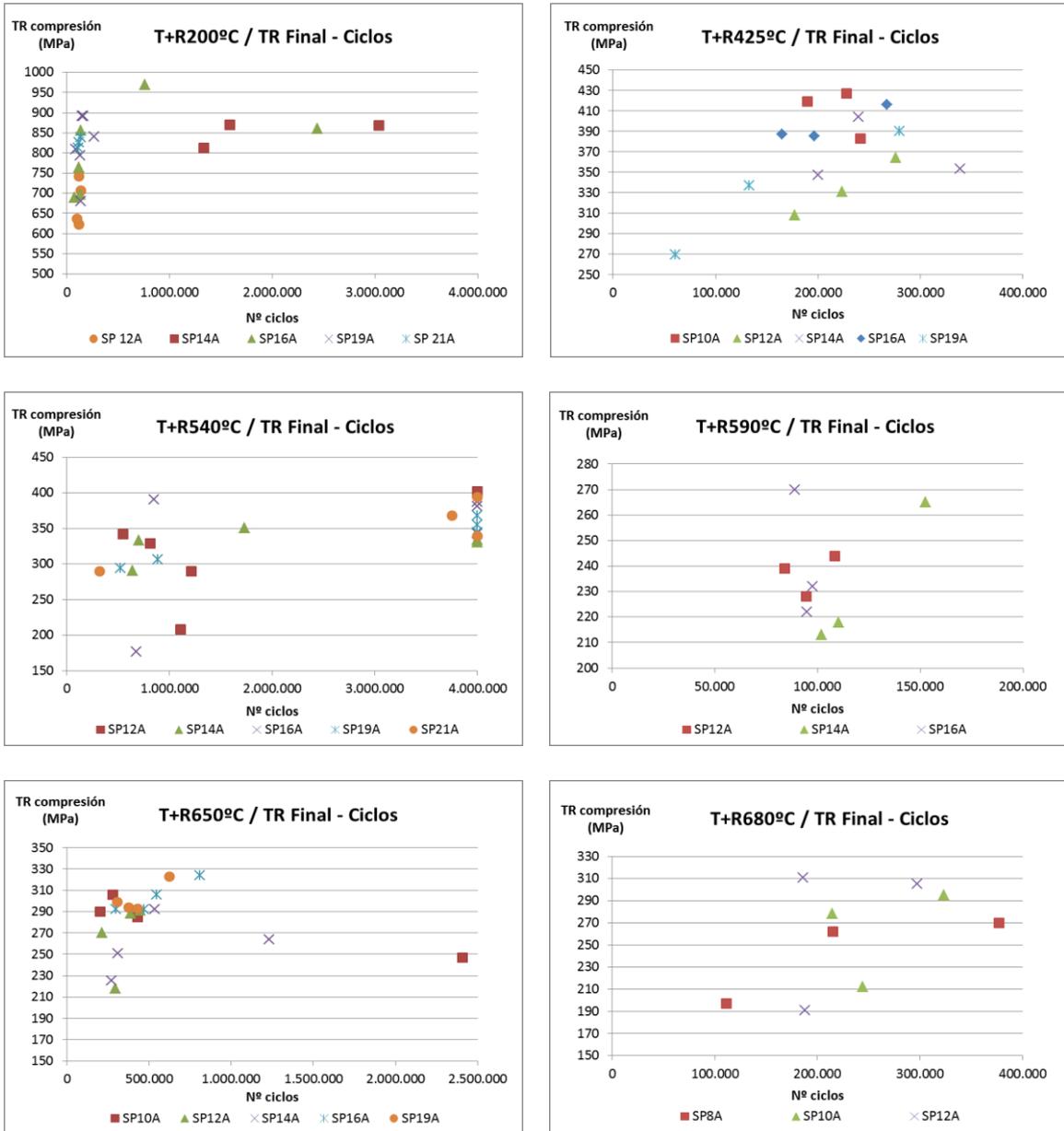


Figura 5.84. Relación entre la tensión residual superficial presente en la probeta tras su rotura y la vida a fatiga.

5.2.4.7. Relajación del parámetro FWHM durante el ensayo de fatiga

Por último, se ha analizado la evolución del factor FWHM superficial a lo largo de varios de los ensayos de fatiga rotativa llevados a cabo. Se ha representado la diferencia entre el valor del parámetro FWHM superficial medido tras un número de ciclos de fatiga ($FWHM_N$) y el factor que se había medido inicialmente antes de iniciar el proceso de fatiga ($FWHM_0$).

Los resultados obtenidos mediante DRX se han presentado en las Figuras 5.85 a 5.89 organizados por aceros, empezando por el más duro (T+R200) y acabando en el más blando (T+R680). Los datos representados gráficamente corresponden a la media de las 6 medidas superficiales realizadas en distintos puntos de la zona calibrada de las probetas de fatiga, en función del logaritmo del número de ciclos, ya que al disponer de muchos datos de la parte inicial del ensayo (0, 1, 6, 10 y 1000) y pocos de la intermedia y final, esta representación resulta mucho más visual que la lineal utilizada por Pinheiro et al. [44]. Hay que tener en cuenta que el primer dato representado en estos gráficos corresponde a la evolución del factor citado tras el primer ciclo de fatiga. Junto con las curvas que muestran la evolución del parámetro FWHM se han añadido tablas que, entre otros aspectos, comparan los valores del FWHM medidos al final del ensayo de fatiga ($FWHM_{ROT}$) con los de las probetas tratadas con SP sin fatigar ($FWHM_0$) y con el valor propio del material sin tratamiento superficial de shot peening ($FWHM_{base}$). Además se ha resaltado en negrita la intensidad óptima para cada acero en función de los ensayos de fatiga realizados.

○ T+R200

Las medidas realizadas en las probetas del acero de mayor dureza se muestran en la Figura 5.85.

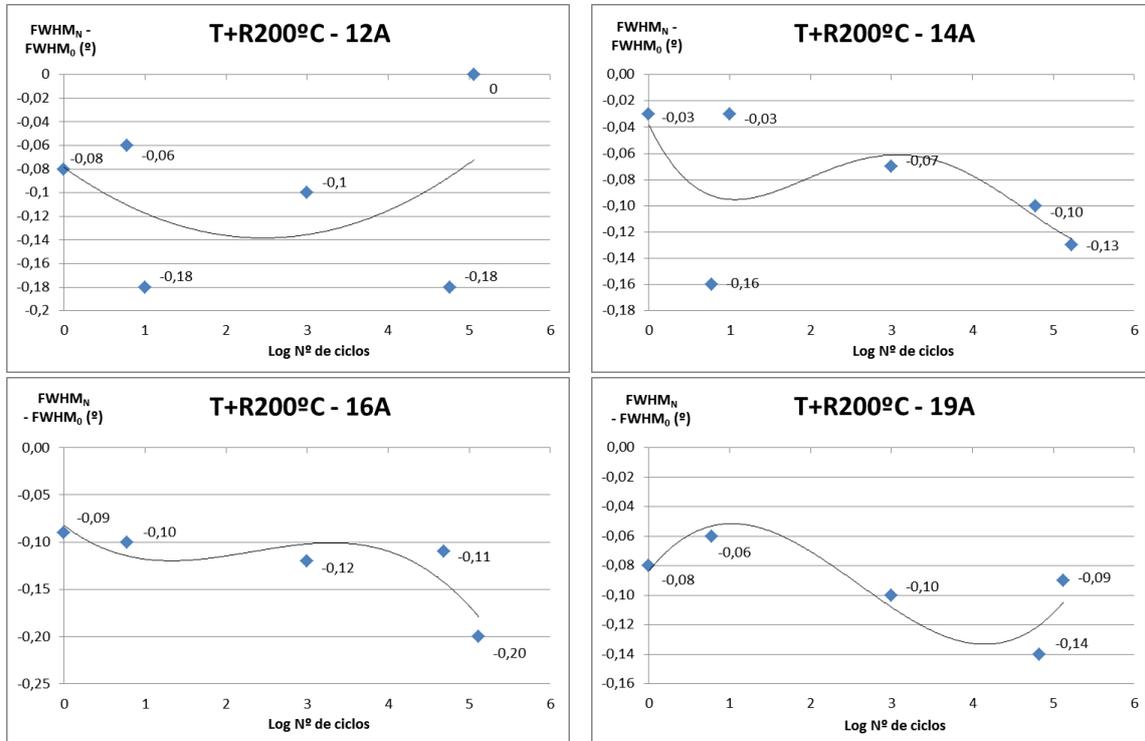


Figura 5.85. Evolución del proceso de relajación del FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R200.

Tabla 5.28. Resumen de resultados de la relajación del parámetro FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R200.

T+R200	FWHM _{base}	FWHM ₀	FWHM ₀ - FWHM _{base}	FWHM _{ROT}	FWHM ₀ - FWHM _{ROT}	FWHM _{ROT} - FWHM _{base}
12A	6	5,87	-0,13	5,87	0	-0,13
14A		5,90	-0,10	5,77	0,13	-0,23
16A		5,64	-0,36	5,44	0,20	-0,56
19A		5,81	-0,19	5,72	0,09	-0,28
Media		5,81	-0,20	5,7	0,11	-0,3

La tabla 5.28 muestra una reducción muy leve del FWHM superficial después de los tratamientos de SP, aspecto que deja patente, al igual que vimos en las probetas planas, que este material sufre cierto ablandamiento superficial. Este fenómeno no ocurre en el resto de los materiales analizados donde mediante SP se genera un cierto endurecimiento superficial, que se mantiene incluso a pesar del ablandamiento provocado en el propio ensayo de fatiga.

○ T+R540

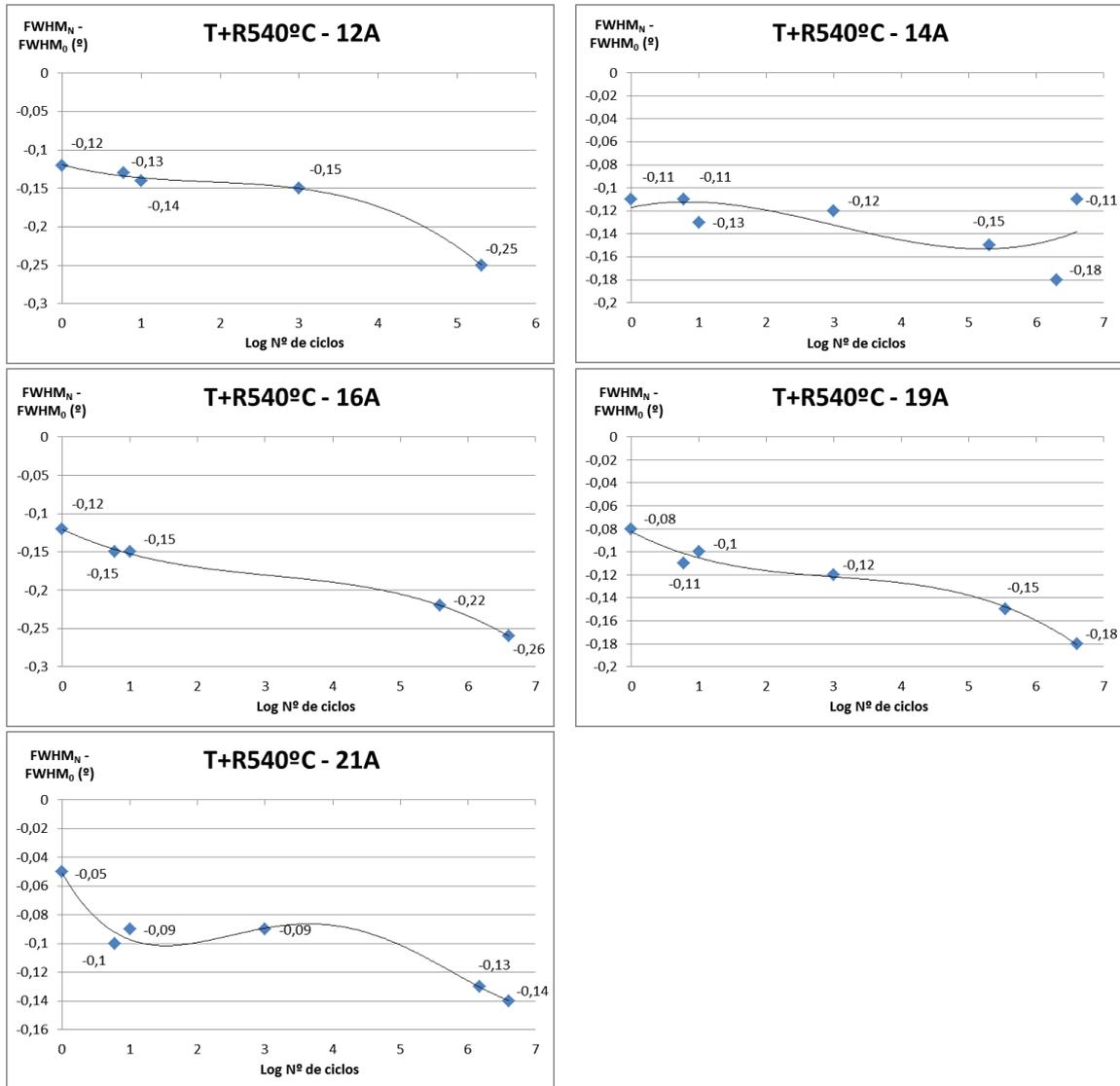


Figura 5.86. Evolución del proceso de relajación del FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R540.

Tabla 5.29. Resumen de resultados de la relajación del parámetro FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R540.

T+R540	FWHM _{base}	FWHM ₀	FWHM ₀ - FWHM _{base}	FWHM _{ROT}	FWHM ₀ - FWHM _{ROT}	FWHM _{ROT} - FWHM _{base}
12A	2,4	4,20	1,80	3,95	0,25	1,55
14A		4,23	1,83	4,12	0,11	1,72
16A		4,04	1,64	3,78	0,26	1,38
19A		4,11	1,71	3,93	0,18	1,53
21A		4,10	1,70	3,96	0,14	1,56
Media		4,14	1,74	3,95	0,19	1,55

○ T+R590

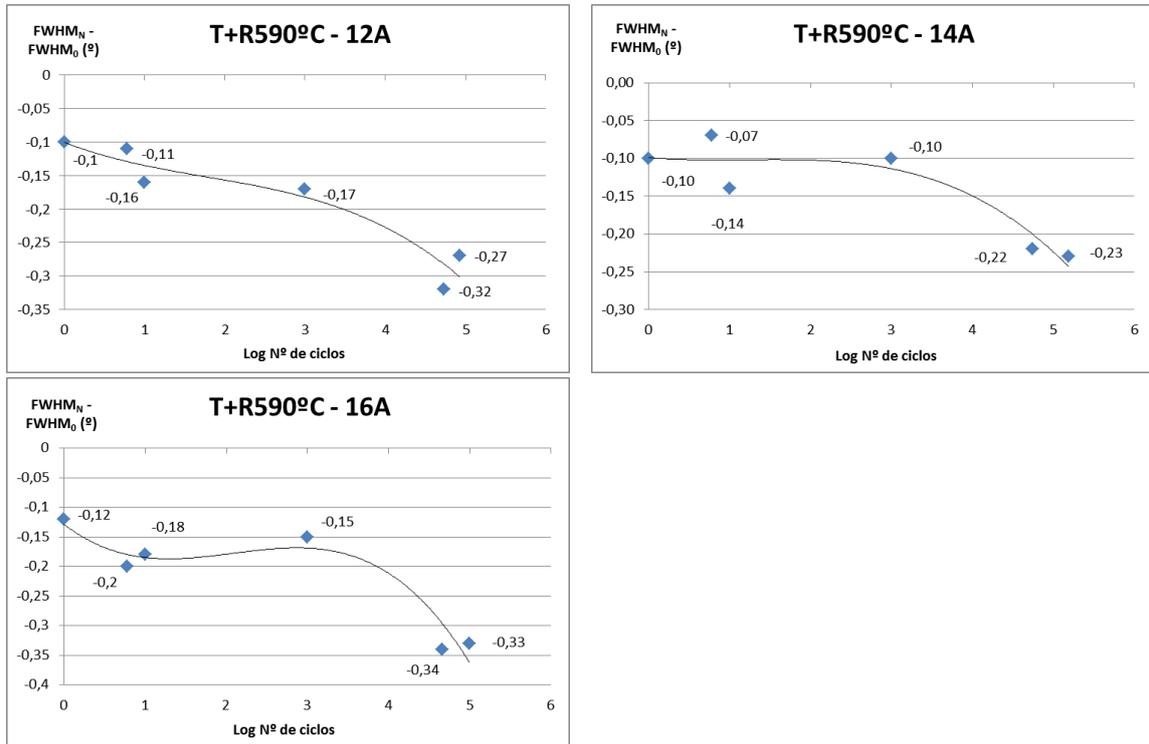


Figura 5.87. Evolución del proceso de relajación del FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R590.

Tabla 5.30. Resumen de resultados de la relajación del parámetro FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R590.

T+R590	FWHM _{base}	FWHM ₀	FWHM ₀ - FWHM _{base}	FWHM _{ROT}	FWHM ₀ - FWHM _{ROT}	FWHM _{ROT} - FWHM _{base}
12A	2,1	4,12	2,02	3,85	0,27	1,75
14A		4,24	2,14	4,01	0,23	1,91
16A		4,07	1,97	3,74	0,33	1,14
Media		4,14	2,04	3,87	0,28	1,6

○ T+R650

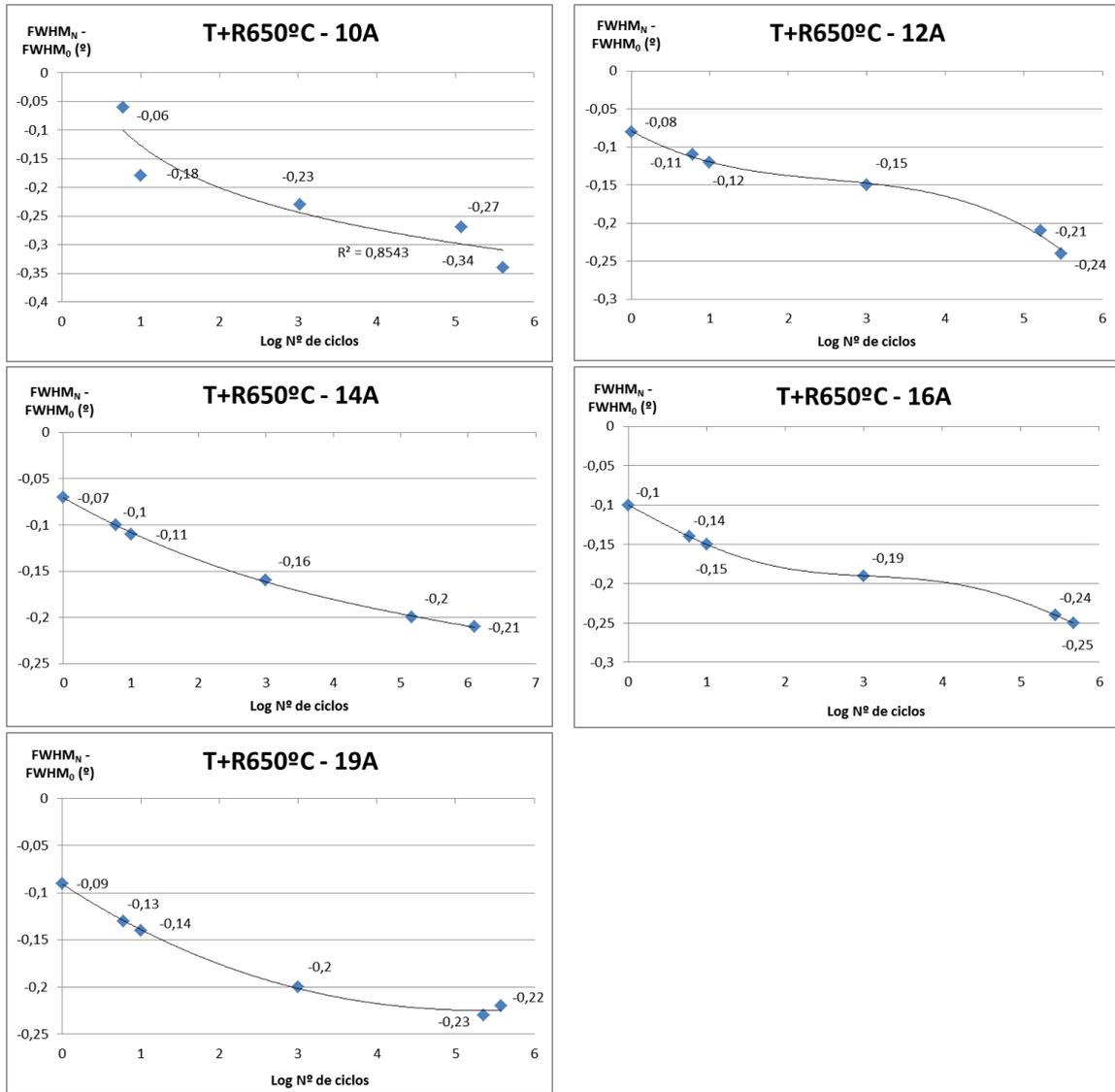


Figura 5.88. Evolución del proceso de relajación del FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R650.

Tabla 5.31. Resumen de resultados de la relajación del parámetro FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R650.

T+R650	FWHM _{base}	FWHM ₀	FWHM ₀ - FWHM _{base}	FWHM _{ROT}	FWHM ₀ - FWHM _{ROT}	FWHM _{ROT} - FWHM _{base}
10A	1,9	3,92	2,02	3,58	0,34	1,9
12A		3,90	2,00	3,66	0,24	1,76
14A		3,98	2,08	3,77	0,21	1,87
16A		3,77	1,87	3,52	0,25	1,62
19A		3,86	1,96	3,64	0,22	1,74
Media		3,89	1,99	3,63	0,25	1,78

○ T+R680

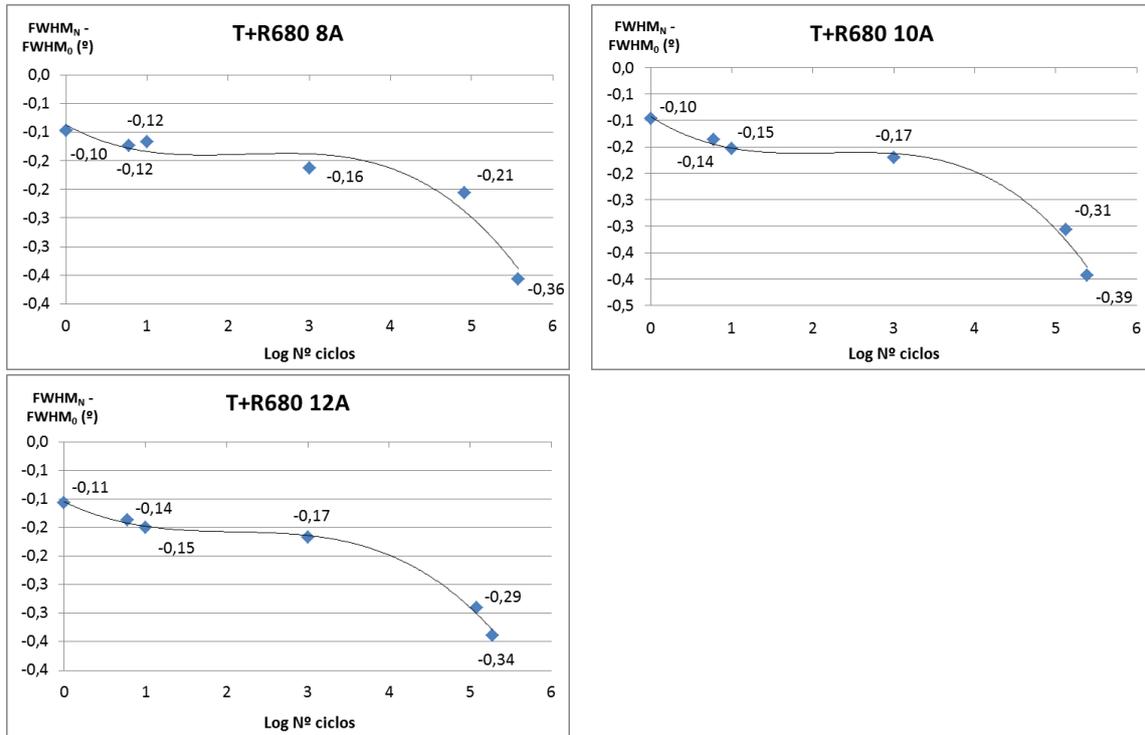


Figura 5.89. Evolución del proceso de relajación del FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R680.

Tabla 5.32. Resumen de resultados de la relajación del parámetro FWHM superficial durante el ensayo de fatiga rotativa. Acero T+R680.

T+R680	FWHM _{base}	FWHM ₀	FWHM ₀ - FWHM _{base}	FWHM _{ROT}	FWHM ₀ - FWHM _{ROT}	FWHM _{ROT} - FWHM _{base}
8A	1,7	3,89	2,19	3,53	0,36	1,83
10A		3,82	2,12	3,43	0,39	1,73
12A		3,85	2,15	3,52	0,34	1,82
Media		3,85	2,15	3,49	0,36	1,79

De los 20 casos analizados solamente la probeta T+R200 12A, no presenta una clara reducción del FWHM a lo largo de proceso de fatiga rotativa. Por otro lado, como se pone de manifiesto en la Figura 5.90, la relajación del factor FWHM a lo largo de todo el proceso de fatiga es tanto mayor cuanto más blando es el acero.

En general, y en concordancia con lo que proponen Pinheiro et al. [44], los gráficos expuestos en este apartado muestran que la relajación del factor FWHM puede dividirse en 3 zonas, asociadas a distintos mecanismos de daño que tienen lugar durante el proceso de fatiga. En los primeros ciclos es donde se produce la relajación más importante, lo que está relacionado con la reorganización del entramado de dislocaciones impulsado por la deformación cíclica (reducción de las microdeformaciones presentes) [79]. Progresivamente esa reducción va siendo más

lenta, estando asociada con la nucleación de las microgrietas hasta dar lugar a la grieta de fatiga. Por último, la reducción se acentúa en la última fase del ensayo, donde la grieta macroscópica crece hasta alcanzar su tamaño crítico, momento en el que ocurre la rotura de la probeta. Estas tendencias se aprecian claramente en el acero T+R680.

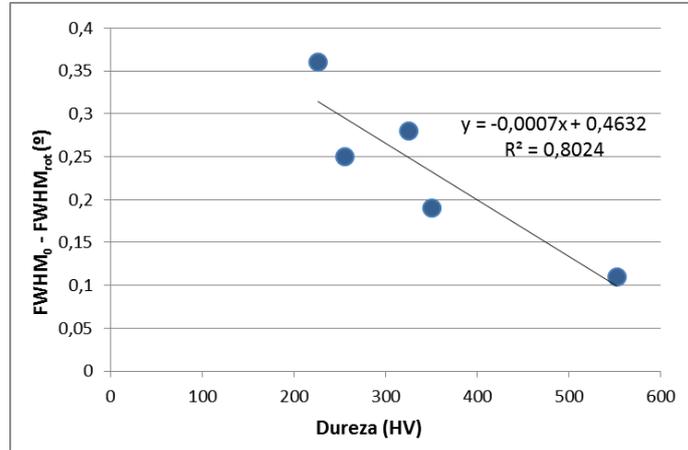


Figura 5.90. Reducción del FWHM superficial medio en función de la dureza del material sometido a shot peening.

Además, las tablas mostradas nos indican que no parece que exista una relación clara entre la relajación del factor FWHM superficial durante la fatiga ($FWHM_0 - FWHM_{ROT}$) y el número de ciclos que han aguantado las probetas.

Por último, en la Figura 5.91 se muestra la relación existente entre el incremento del FWHM superficial medio alcanzado después de los tratamiento de shot peening y la dureza inicial del material tratado, apreciándose como este parámetro aumenta a medida que el acero es más blando, lo que denota su mayor capacidad de endurecimiento. En la figura 5.48 a) se había construido ya un gráfico similar utilizando los resultados que se habían obtenido previamente a partir de probetas planas.

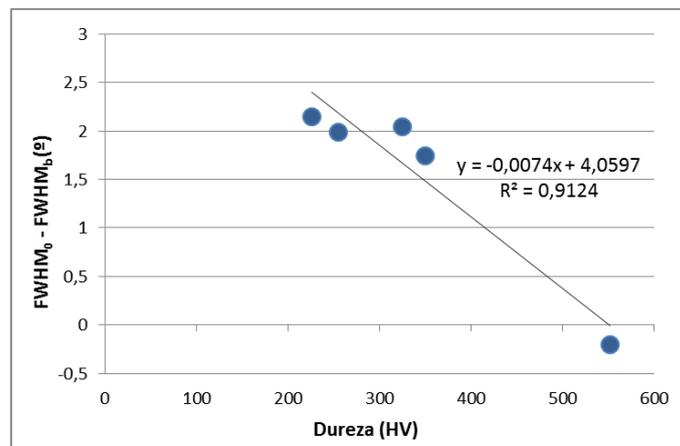


Figura 5.91. Evolución del incremento del FWHM superficial en función de la dureza del material sometido a shot peening.

6. Conclusions

6. Conclusions

The most significant conclusions obtained as a result of all this research activity are summarized in the next paragraphs, which have been organized by topics:

- **Dents:** the analysis of large amounts of dents created with different shot peening treatments in different steels has made possible to conclude that:
 - Shot peening dimples are not perfectly round, basically because the shots are not perfect spheres.
 - There is a linear relationship between the diameter of the dents and the Almen intensity employed in the treatments. Moreover, the higher the steel hardness the smaller the size of the dents.
 - The shot size has little influence on the dent size, therefore, in order to simplify the analysis shot size can be ignored.
 - Several simple expressions have been proposed with the purpose of predicting the dent diameter. These expressions only need the Almen intensity (mmA) and one of the main mechanical properties of the treated steel (hardness, yield strength or ultimate tensile strength), giving way to errors smaller than 4.5%.

$$D_{(HV)} = (736 - 0,444 \times HV) \times IA \quad (\mu\text{m})$$

$$D_{(\sigma_y)} = (747 - 0,154 \times \sigma_y) \times IA \quad (\mu\text{m})$$

$$D_{(\sigma_R)} = (720 - 0,114 \times \sigma_R) \times IA \quad (\mu\text{m})$$

- **Energy of the shots:** the kinetic energy of shots with different sizes and Almen intensities was estimated. For this purpose it was necessary to measure its velocity, shape and density. Then, all these data were analysed, concluding:
 - The Almen intensity and the kinetic energy of the shots are related in a linear way.
 - The kinetic energy is inherent to the Almen intensity, so it does not depend on the size of the shots.
 - Under the exact same peening conditions, if the treated steel is harder, the energy per unit area increases, because the dents will be smaller.
 - In addition, this parameter depends on the shot size, because the energy per area increases when a larger shot is used. However, if the same balls are used and the air pressure is the only factor that is changed, the energy per area remains nearly constant or even decreases, although the Almen intensity increases.
- **Roughness:** a surface finishing analysis was carried out employing only two roughness parameters, R_a and R_{max} . Their detailed study made possible to achieve the following conclusions:
 - Both parameters (R_a and R_{max}) evolve in the same way. For the same material, roughness will increase when the applied Almen intensity is higher. However, the size of the shot plays an important role in this

- tendency, because when the treatment uses larger shot sizes, roughness decreases, even though Almen intensity is higher.
- Under the exact same peening conditions, if the treated material has a higher hardness, roughness decreases in a linear way.
 - Roughness gradually increases until the attainment of total coverage; and from this point on, it remains constant or even decreases, due to the surface work hardening induced by the successive impacts.
- **Stress concentration factors:** taking into account the induced roughness and the characteristics of the shots, the stress concentration factors produced in a shot peening process were determined, and the following points can be remarked:
- The SCF values always are quite low ($1.1 < SCF < 1.5$). Moreover, they do not depend on the applied Almen intensity.
 - The SCFs could be considered approximately constant, even though a slight decrease was noticed when the steel hardness increased.
 - The stress concentration factors do not provide any relevant information regarding the surface damage induced by shot peening. This fact is justified because they are not able to detect the most important defects, tiny sharp cracks created when too aggressive treatments are applied. This type of defects can only be detected using scanning electron microscopy.
- **Compressive residual stresses:** many residual stress profiles were obtained and analysed. As a result, the following points are highlighted:
- The compressive residual stress profile is well defined using four parameters: the compressive residual stress at the surface, σ_s^{rc} , the maximum value of the compressive residual stress, σ_{max}^{rc} , the depth subjected to high compressive residual stresses, Z_{mc} and the total depth of the compressive residual stresses, Z_0 .
 - It was verified that, under full coverage, σ_s^{rc} and σ_{max}^{rc} only depend on the mechanical properties of the treated steel.
 - However, Z_0 and Z_{max} depend on the mechanical properties of the steel as well as on the applied Almen intensity.
 - Several simple and practical expressions were formulated in order to predict these four parameters. They combine precision (error < 10%) and simplicity; in fact, they only make use of the applied Almen intensity (mmA) and also one of the main mechanical properties of the treated steel (yield strength, ultimate tensile strength or hardness).

$$\sigma_s^{rc} = -0,468 \times \sigma_R \quad (\text{MPa})$$

$$\sigma_{max}^{rc} = -0,58 \times \sigma_R \quad (\text{MPa})$$

$$Z_{0(HV)} = (-0,0011 \times HV + 1,23) \times IA \quad (\text{mm})$$

$$Z_{mc} = (0,85 - 0,0008 \times HV) \times IA \quad (\text{mm})$$

- **Surface work hardening:** The full width at half maximum parameter (FWHM) was used in this analysis. Their profiles were obtained by DRX at the same time as the residual stress profiles. These points are remarked:
 - The base FWHM parameter measured on each steel is linearly related to the hardness of the steel.
 - Any shot peening treatment gives rise to a significant surface hardening. The softer the steel, the larger the aforementioned hardening. However, if the base steel hardness is high enough, shot peening treatments can also give rise to a local softening, probably associated with some kind of dislocation network rearrangement.
 - The layer hardened by shot peening is deeper when the applied Almen intensity is increased, and it covers a similar zone as the compressive residual stresses field.
 - The FWHM parameter measured at the surface after shot peening does not depend on the applied Almen intensity.

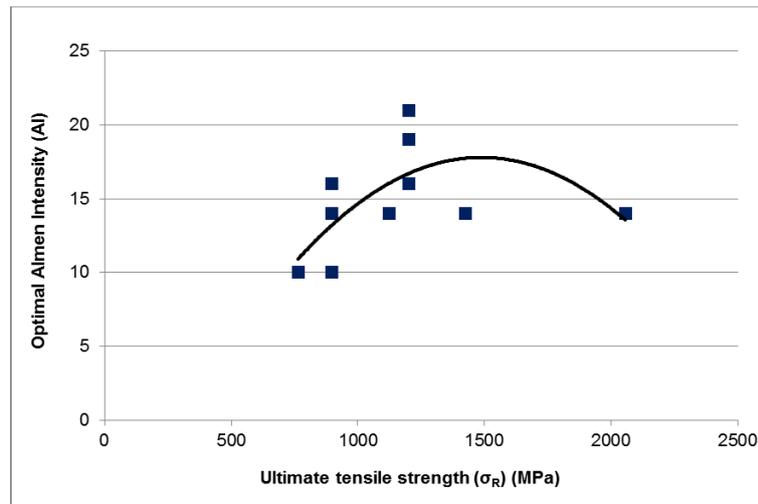
- **Fatigue life:** all the above mentioned effects influence the fatigue life, which is the most important aspect considered in this research. The relationship between the optimal Almen intensity to be applied and the mechanical properties of the steels was investigated:
 - All the shot peening treatments improve the fatigue life of the steels, although every steel has a specific intensity, we have called it optimal intensity, which depends on its mechanical properties, and gives rise to the best fatigue results.
 - There are not important differences among the optimum intensities of the steels employed in this work.
 - The optimum Almen intensity raises according to the steel mechanical properties until a certain point, and then, it decreases. The higher brittleness of the harder steels facilitates the initiation of surface defects (tiny cracks), which reduce the fatigue life of the components.
 - Roughness parameters and stress concentration factors do not apparently have any significant influence on the fatigue life of the shot peened components. In fact, the specimens with the largest fatigue life were those provided by higher roughness parameters.
 - However, the tiny defects created by too aggressive shot peened treatments (microcracks or microfolds) play an important role in the surface initiation of fatigue cracks.
 - The most aggressive shot peened treatments are not so dangerous in relatively soft and tough steels than in hard and brittle ones.
 - There is not a single parameter, considered alone, able to define the optimum Almen intensity in each case. Fatigue life depends on many factors, thus, the key is to achieve an appropriate balance among all the involved factors.

- **Fractographic analysis:** the surface morphology after fatigue testing was examined in order to learn where the failure origin took place and to know the influence of shot peening treatments:
 - The great majority of the fatigue specimens failed due to fatigue cracks appearing on the specimen surface, which is the region where shot peened defects can be produced and also where the applied fatigue testing loads were larger (flexion loads).
 - Under optimum shot peened treatments, fatigue cracks appeared under the surface. Therefore, under these treatments the compressive layer protects the surface area and crack initiation can only take place where the compressive stress field disappeared.

- **Residual stress relaxation:** the compressive residual stresses induced by shot peening are progressively reduced during the fatigue tests. Their evolution allows us to confirm that:
 - The presence of surface defects, like microcracks, favours the surface stress relaxation process. Consequently, despite applying higher Almen intensities, more energetic treatments, it is not possible to induce higher surface residual stresses.
 - The optimal shot peening treatment is the one that induces the highest compressive surface residual stress. This means that the surface residual stress induced by shot peening can be used as an easy and efficient tool to know the best shot peening treatment in order to give rise to the best fatigue behaviour.
 - Stress relaxation processes appear when the sum of the surface compressive stress induced by shot peening and the load applied in the fatigue test is higher than the cyclic yield strength. In this case, some plastic deformation occurs in the specimen surface already in the first cycle, and stress relaxation takes place. This process is more relevant in the first cycles, but it continues gradually during the whole fatigue test.
 - Stress relaxation is a phenomenon that can be linearized using the logarithm of the number of cycles, and it does not depend on the applied Almen intensity.

- **Cold work hardening by means of the FWHM parameter:**
 - In general, shot peening treatments give rise to an increase of the surface hardness, which can be easily quantified by means of the X-ray diffraction FWHM parameter. The induced surface hardening is larger when the initial hardness of the steel is lower. However, when the steel is very hard, shot peening can produce some kind of FWHM relaxation due to dislocation network re-organization in the near surface region.
 - In the course of the fatigue test, the FWHM parameter gradually decreases. This decrease is larger when the initial hardness is lower.
 - This softening process, like the relaxation of the residual stresses, occurs mainly in the first cycles of the fatigue test.
 - There is not a clear relationship between the fatigue life and the decrease of the FWHM parameter.

To summarize, the search of the optimum Almen intensity in order to maximize the fatigue life of steel industrial components is a difficult task, mainly because there are many different variables and physical phenomena involved. However, after revising the most important parameters involved in fatigue life and also in shot peening treatments, the following graph has been proposed in order to estimate the optimum Almen intensity to be applied. This graph is dependent on the tensile strength of the steel to be treated, and can be employed in a general way with quenched and tempered steels.



Optimal Almen intensity (AI) versus ultimate tensile strength (σ_R).

REFERENCIAS

Referencias

- [1] “Coyuntura económica y laboral del metal de Asturias. Cuatro trimestre 2013”, N° 28, Femetal, Abril 2014.
- [2] W. D. Callister, Jr, “*Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*”, Editorial Reverté, 2004.
- [3] “*Shot Peening: Aplicaciones*”. Octava Edición, Metal Improvement Company, 2001.
- [4] “*Shot Peening. A dynamic application and its future*”, MFN Publishing, 2009.
- [5] “*Manual on shot peening*”, SAE International, 2001.
- [6] SAE J2441, “*Shot peening*”, Society of Automotive Engineers, 2000.
- [7] D. Kirk, “*Shot particle shapes*”, The Shot Peener Magazine, 2003.
- [8] MIL-S-13165, “*Shot peening of metal parts*”, 1989.
- [9] B. Gillespie, “*Image analysis of shot peening media*”, ICSP-6, 1996.
- [10] P. P. Sanjurjo, “*Influencia del proceso de shot peening sobre el comportamiento mecánico de aceros inoxidables dúplex*”, Trabajo de investigación, Universidad de Oviedo, 2009.
- [11] P. P. Sanjurjo, “*Influencia del proceso de shot peening en el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable dúplex*”, Tesis doctoral, Universidad de Oviedo, 2012.
- [12] M. C. Sharma, A. Mubeen. “*Effects of shot size on peening intensity for local peening of different thickness samples*”, ICSP-2, 1984.
- [13] J. O. Almen, “*Shot blasting test*”, U.S. Patent 2,350,440.
- [14] H. O. Fuchs, “*Defects and virtues of the Almen intensity scale*”, Proceedings of ICSP-2, 1984.
- [15] SAE J442, “*Test strip, holder and gage for shot peening*”, Society of Automotive Engineers, January 1995.
- [16] SAE J443, “*Procedures for using standard shot peening test strip*”, Society of Automotive Engineers, January 1984.
- [17] J. Champaigne, “*Shot peening intensity measurement*”, The Shot Peener Magazine, 1992.
- [18] D. Kirk, “*J443 An evolutionary guide to shot peening intensity measurement*”, The Shot Peener Magazine, 2012.
- [19] D. Kirk, “*Saturation curve analysis and quality control*”, The Shot Peener, 2006.

- [20] M. Avrami, *Journal of Chemical Physics* 7-1939, 8-1940 y 9-1941.
- [21] D. Kirk and M. Y. Abyaneh, "Theoretical basis of shot peening coverage control", *Proceeding of ICSP5*, 1993.
- [22] A. T. Vielma, V. Llana, F. J. Belzunce, "Effect of coverage and double peening treatments on the fatigue life of a quenched and tempered structural steel", *Surface and Coatings Technology*, 249, 2014.
- [23] S. Bagherifard, M. Guagliano, "Fatigue behavior of a low-alloy steel with nanostructured surface obtained by severe shot peening", *Engineering Fracture Mechanics*, 81, 2012.
- [24] D. Kirk, "Effects of varying shot impact angle", *The Shot Peener Magazine*, 2005.
- [25] Marsha K. Tufft, "Instrumented single particle impact tests using production shot: the role of velocity, incidence angle and shot size on impact response, induced plastic strain and life behavior", *ICSP-6*, 1996.
- [26] D. Kirk, "Variability of a shot stream", *The Shot Peener Magazine*, 2011.
- [27] *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, ASM International, 2002.
- [28] J. K. Li, Yao Mei, Wang Duo and Wang Renzhi, "An analysis of stress concentrations caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, volume 15 (12), 1992.
- [29] B. Bhuvanagharan, S.M. Srinivasan, B. Maffeo and O. Prakash, "Constrained probabilistic multi-objective optimization of shot peening process", *Engineering Optimization*, 43 (6), 2011.
- [30] O. Higounenc, "Correlation of shot peening parameters to surface characteristic", *ICSP-9*, 2005.
- [31] Shengping Wang, Yongjun Li, Mei Yao, Renzhi Wang, "Compressive residual stress introduced by shot peening", *Journal of Materials Processing Technology*, 73, 1998.
- [32] H.O. Fuchs, "Regional tensile stress as a measure of the fatigue strength of notched parts", *Mechanical Behavior of Materials*, Vol II, p 478–448.
- [33] Jong-Cheon Kim, Seong-Kyun Cheong, Hiroshi Noguchi, "Evolution of residual stress redistribution associated with localized surface microcracking in shot-peened medium-carbon steel during fatigue test", *International Journal of Fatigue*, 55, 2013.
- [34] R. Fathallah, A. Laamouri, H. Sidhom, C. Braham, "High cycle fatigue behavior prediction of shot-peened parts", *International Journal of Fatigue*, 26, 2004.

- [35] R. Fathallah; H. Sidhom; C. Braham; L. Castex, “*Effect of surface properties on high cycle fatigue behaviour of shot peened ductile steel*”, Materials Science and Technology, 19, 2003.
- [36] Peng Fu, Chuanhai Jiang, “*Residual stress relaxation and micro-structural development of the surface layer of 18CrNiMo7-6 steel after shot peening during isothermal annealing*”, Materials and Design, 56, 2014.
- [37] K. Dalaei, B. Karlsson, L.-E. Svensson, “*Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime*”, Materials Science and Engineering A, 528, 2011.
- [38] J.-C. Kim, S.-K. Cheong, H. Noguchi, “*Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel*”, International Journal of Fatigue, 56, 2013.
- [39] M. Benedetti, V. Fontanari, P. Scardi, C.L.A. Ricardo, M. Bandini, “*Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminium alloy: The role of residual stress relaxation*”, International Journal of Fatigue, 31, 2009.
- [40] S. Curtis, E.R. de los Rios, C.A. Rodopoulos, A. Levers, “*Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminium alloys*”, International Journal of Fatigue, 25, 2003.
- [41] M. A. S. Torres, H. J. C. Voorwald, “*An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel*”, International Journal of Fatigue, 24, 2002.
- [42] Prev y, Paul S. “*X-ray Diffraction Residual Stress Techniques*”, Metals Handbook. 10. Metals Park: American Society for Metals, 1986.
- [43] Noyan, I.C. and Cohen, J. B., “*Residual stress measurement by diffraction and interpretation*”, MRE, 1987.
- [44] B. Pinheiro, J. Lesage, I. Pasqualino, E. Bemporad, N. Benseddiq, “*X-ray diffraction study of microstructural changes during fatigue damage initiation in pipe steels: Role of the initial dislocation structure*”, Materials Science and Engineering A, 2013.
- [45] M. Benedetti, V. Fontanari, B. R. H hn, P. Oster, T. Tobie, “*Influence of shot peening on bending tooth fatigue limit of case hardened gears*”, International Journal of Fatigue, 24, 2002.
- [46] M. Guagliano, “*Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach*”, Materials Processing Technology, 110, 2001.
- [47] H. Y. Miao, S. Larose, C. Perron, M. Lévesque, “*An analytical approach to relate shot peening parameters to Almen intensity*”, Surface and Coatings Technology, 205, 2010.

- [48] S. Tekeli, "Enhancement of fatigue strength of SAE 9245 steel by shot peening", *Materials Letters*, 57, 2002.
- [49] M. L. Aggarwal, R. A. Khan and V. P. Agrawal. "Influence of shot peening intensity on fatigue design reliability of 65Si7 spring steel". *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences* 12 (2005).
- [50] A. Zammit, M. Mhaede, M. Grech, S. Abela, L. Wagner, "Influence of shot peening on the fatigue life of Cu-Ni austempered ductile iron", *Materials Science and Engineering A*, 545, 2012.
- [51] L. Wagner, "Mechanical surface treatments on titanium, aluminium and magnesium alloys", *Materials Science and Engineering A*, 263, 1999.
- [52] W. C. Liu, J. Dong, P. Zhang, A. M. Korsunsky, X. Song, W. J. Ding, "Improvement of fatigue properties by shot peening for Mg-10Gd-3Y alloys under different conditions", *Materials Science and Engineering A*, 528, 2011.
- [53] P. Zhang, J. Lindermann, "Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80", *Scripta Materialia*, 52, 2005.
- [54] W. Liu, J. Dong, P. Zhang, C. Zhai, W. Ding, "Effect of shot peening on surface characteristics and fatigue properties of T5-treated ZK60 alloy", *Materials Transactions*, 50, 2009.
- [55] Y. Gao, X. Li, Q. Yang, M. Yao, "Influence of surface integrity on fatigue strength of 40CrNi2Si2MoVA steel", *Materials Letters*, 61, 2007.
- [56] A. T. Vielma Mendoza, "Parámetros de shot peening y sus efectos en el comportamiento a fatiga del acero F1272". Tesis Doctoral Universidad de Oviedo, 2013.
- [57] Torres, Nascimento, Voorwald, "Consideration of Shot Peening Treatment Applied to a High Strength Aeronautical Steel with Different Hardnesses", ICSP-8, 2002.
- [58] P.S. Prevéy, J.T. Cammett, "The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work and fatigue in a Ni-Cr-Mo low alloy steel", ICSP-6, 2002.
- [59] T. Ludian and L. Wagner, "Coverage effects in shot peening of Al 2024-T4", ICSP9, 2005.
- [60] S. Bagherifard, I. Fernandez-Pariente, R. Ghelichi, M. Guagliano, "Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron", *International Journal of Fatigue*, 65, 2014.
- [61] S. Bagherifard, I. Fernández-Pariente, M. Guagliano, "Fatigue behavior of notched low-alloy steel specimens subjected to conventional and severe shot peening treatments", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 28, 2011.

- [62] K. Miková, S. Bagherifard, O. Bokuvka, M. Guagliano, L. Trško, “*Fatigue behavior of X70 microalloyed steel after severe shot peening*”, International Journal of Fatigue, 55, 2013.
- [63] L. L. Shaw, J.-W. Tian, A. L. Ortiz, K. Daid, J. C. Villegas, P. K. Liaw, R. Ren, D. L. Klarstrom “*A direct comparison in the fatigue resistance enhanced by surface severe plastic deformation and shot peening in a C-2000 superalloy*”, Materials Science and Engineering A, 527, 2010.
- [64] L. Trško, O. Bokuvka, F. Nový, M. Guagliano, “*Effect of severe shot peening on ultra-high-cycle fatigue of a low-alloy steel*”, Materials and Design, 57, 2014.
- [65] S.M. Hassani-Gangaraj, A. Moridi, M. Guagliano, A. Ghidini, M. Boniardi, “*The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel*”, International Journal of Fatigue, 62, 2014.
- [66] A. M. Hassan, A. M. S. Momani, “*Further improvements in some properties of shot peened components using the burnishing process*”, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 54, 2000.
- [67] SAE AMS 2431/3, “*Peening Media Conditioned Carbon Steel Cut Wire Shot*”.
- [68] SAE J441, “*Cut Wire Shot*”, 1993.
- [69] DIN4768, “*Ermittlung der Rauheitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektrischen Tastschnittgeräten*”, Mai 1990.
- [70] DIN4777, “*Oberflächenmesstechnik: Profilter zur Anwendung in elektrischen Tastschnittgeräten – Phasenkorrekte Filter*”, Mai 1990.
- [71] NPL, Determination of residual stresses by X-ray diffraction, in Document N°. 52, National Physical Laboratory, UK, 2005.
- [72] ASM Metals Handbook Vol.10, “*Materials characterization*”, ASM International, 1996.
- [73] ASM Handbook, Metallography and Microstructures Vol 9, ASM International, Chemical and Electrolytic Polishing, pp. 281-293, 2004.
- [74] Sikarskie D. L., “*On a series from of correction to stresses in removed layers in X-ray diffraction*”, AIME Transactions, Vol.239, pp. 577-508, 1967.
- [75] ASM, Engineering Properties of Steels, Edit. P.D. Harvey, American Society for Metals, USA, 1982.
- [76] S. Bagherifard, R. Ghelichi, M. Guagliano. “*Numerical and experimental analysis of surface roughness generated by shot peening*”. Applied Surface Science 258 (2012).
- [77] D. Kirk, “*Estimate compressed layer depth by using Almen peening intensity*”. The Shot Peener. (Spring 2014).

[78] D. Novovic, R.C. Dewes, D.K. Aspinwall, W. Voice, P. Bowen, "*The effect of machined topography and integrity on fatigue life*". International Journal of Machine Tools and Manufacture (2004).

[79] N. Ji, J. L. Lebrun, "*Microstructural study of static and dynamic deformed polycrystalline copper by x-ray diffraction profile analysis*" Scripta Metallurgica et Materialia, 1990.

ANEXOS

ANEXO 1. Certificado de calidad del acero F1272 (AISI4340)

GERDAU SIDENOR	CERTIFICADO CALIDAD	
Fábrica de Vitoria	ISO 9001 - ISO/TS 16949	Producto Fabricado en España
REFERENCIA: 032510/300310/0030/AB	PEDIDO: 221438-1	O.F.: 1448661
ART. CLIENTE: 038856	ART. SIDENOR: 66458	Nº COLADA: 52398
F LAM.: 27.05.2010		
PRODUCTO SOLICITADO		
41%CrMo7-2 REDONDO BARRA ESTIMADO TEMPLR-REVENIDO 16 -0.11/+0 mm ISO h11		
5.900/6.000 mm NORMAL		
DATOS DE EXPEDICIÓN	NºALBARÁN: 60304193	KG: 3.559
	PAQUETES: 2	UNIDADES: 378
NORMAS Y ESPECIFICACIONES		
UNE 36-012 ER78 -78 12.1978 ; EN 10269:1999/AL:2006+AC:2006 1 C4.2036		
COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA COLADA		
	U: % N° COLADA: 52398	
	C Mn Si P S Cr Ni Mo V Cu Al	
Mín.	0,370 0,550 0,150	0,020 0,850 1,600 0,150
Máx.	0,430 0,850 0,400 0,025 0,035 0,950 2,000 0,300 0,030 0,300 0,020	
Rep.	0,410 0,710 0,260 0,013 0,024 0,870 1,920 0,235 0,005 0,210 0,016	
	Se Ti Nb	
Mín.		
Máx.	0,040 0,0080 0,0100	
Rep.	0,011 0,0040 0,0030	
TEMPLABILIDAD		
	U. DUREZA: HRC TEMP. TEMPLE: 825 °C	
	1,5 mm 3 mm 5 mm 7 mm 9 mm 11 mm 13 mm 15 mm 20 mm 25 mm 30 mm	
Mín.	54,0 53,0 52,0 52,0 52,0 51,5 50,5 50,5 50,0 48,5 47,0	
Máx.	61,0 59,5 58,5 58,5 58,5 58,0 58,0 58,0 58,0 57,5	
Rep.	59,0 57,5 57,0 56,5 56,0 55,5 55,0 55,0 54,0 54,0 53,5	
	35 mm 40 mm 45 mm 50 mm	
Mín.	45,5 45,0 44,0 42,5	
Máx.	57,0 57,0 56,5 56,5	
Rep.	53,0 53,0 53,0 52,0	
LIMPIEZA (MICROINCLUSIONES)		
Norma (AFNOR NFA04-106 - .09.1984 AFNOR NFA04-106- .09.1984 10) ; A(f):1.5 ; A(g):0 ; B(f):0.5		
B(g):0 ; C(f):0 ; C(g):0 ; D(f):0.5 ; D(g):0		
LIMPIEZA (MACROINCLUSIONES)		
Macrocifra:1		
CMS (CONDICIONES)		
Localización de la probeta: Núcleo		
CMS (ENSAYOS)		
Sentido de la probeta de Tracción (Longitudinal): Longitudinal ; Rm (1.003/1.200 N/mm ²): 1.125 N/mm ²		
Rm (Rp(0,2%) N/mm ²): Rp(0,2%) 1.058 N/mm ² ; A (15d) %: (5d) 14,5 % ; Z (%): 56,8 %		
Sentido de la probeta Resiliencia (Longitudinal): Longitudinal ; Tipo probeta Resiliencia (KV): KV		
Temperatura de Ensayo Resiliencia (20 °C): 23 °C ; K(1): 51 J ; K(2): 54 J ; K(3): 55 J		
K (media) (J): 53,3 J ; K (individual) (J): 51 J ; Dureza (HB): 313 HB		
OTROS ENSAYOS		
Tamaño de grano: 7 ; Radiactividad: AUSENCIA		
ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS		
Control 100 % defectos superficiales: Bien ; Ausencia de defectos internos garantizada por proceso		
Control 100 % antihercia: Bien		
TECNOLOGÍA Y CALIDAD CERTIFICA QUE EL PRODUCTO CUMPLE CON LAS ESPECIFICACIONES DESCRITAS EN EL PEDIDO		
APROBADO: JOSE FERNANDEZ JIMENEZ WRD	FIRMA:	
FECHA: 13.07.2010	Página 1 de 1	

ANEXO 2. Certificado de calidad de los proyectiles

2.1. CW0,3

FROHN GmbH - Postfach 1262 - D-58742 Altena



Dpto. de Ciencia de Materiales
Escuela Politécnica de Ingeniería
Edificio Este

E - 33203 Gijón (Asturias)

Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

Your Order No.:	2011/001	Date:	26.09.11
Order No.:	30043053	Quantity in kg:	25
Delivery terms:	Goods supplied according to VDFI 8001, revision May 2009		
Dimension:	StD-G3 0,3 HV700		

Chemical composition

Batch number	Analysis result: Percentages of significant elements				
	C	Si	Mn	P	S
110555-1	0,76	0,28	0,50	0,017	0,013

Material testing results

Microstructure examination:	Structure according to the requirements laid down in: <i>DIN EN 10016 T2</i>
-----------------------------	---

No Abnormal Findings

Ervin Test (100% breakdown test)	Specified value according to VDFI 8001: <i>at least 4500 cycles (for G2/HV640 material)</i>
----------------------------------	---

Actual value dated 01.07.11 → 7149 cycles (for G2/HV640 material)

Hardness test	Specified values according to VDFI 8001: <i>670 - 730 HV/0,5 as lower and upper limits for the mean value</i>
---------------	---

Values	750	746	721	700	690
	715	719	704	709	706
	729	760	757	719	732
	706	739	760	752	723

FROHN QA Dept.

Signature

2.2. CW0,4

FROHN GmbH - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Mr. Javier Belzunce Varela
 Escuela Politécnica de Ingeniería
 Dpto. de Ciencia de Materiales
 Edificio Este
 E - 33203 Gijón (Asturias)



Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

Your Order No.:	2010/003	Date:	21.10.10
Order No.:	30039247	Quantity in kg:	50
Delivery terms:	Goods supplied according to VDFI 8001, revision May 2009		
Dimension:	StD-G3 0,4 HV700		

Chemical composition

Batch number	Analysis result: Percentages of significant elements				
	C	Si	Mn	P	S
10361-1	0,77	0,27	0,54	0,017	0,011

Material testing results

Microstructure examination:	Structure according to the requirements laid down in: <i>DIN EN 10016 T2</i>
-----------------------------	---

No Abnormal Findings

Ervin Test (100% breakdown test)	Specified value according to VDFI 8001: <i>at least 4300 cycles (for G2/HV640 material)</i>
----------------------------------	---

Actual value dated 06.10.10 → 4924 cycles (for G2/HV640 material)

Hardness test	Specified values according to VDFI 8001: <i>670 - 730 HV1 as lower and upper limits for the mean value</i>
---------------	--

Values	735	742	690	712	718
	722	707	714	730	721
	685	700	693	716	710
	715	723	737	698	719

FROHN QA Dept.

Signature

2.3. CW0,5

FROHN GmbH - Postfach 1262 - D-58742 Altena



Mr. Javier Belzunce Varela
Escuela Politécnica de Ingeniería
Dpto. de Ciencia de Materiales
Edificio Este
E – 33203 Gijón (Asturias)

Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

Your Order No.:	2010/001	Date:	09.02.10
Order No.:	30036472	Quantity in kg:	25
Delivery terms:	Goods supplied according to VDFI 8001, May 2009		
Dimension:	StD-G3 0,5 HV670		

Chemical composition

Batch number	Analysis result: Percentages of significant elements							
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
9051	0,75	0,21	0,50	0,014	0,006	-	-	-

Material testing results

Microstructure examination:	Structure according to the requirements laid down in: <i>DIN EN 10016 T2</i>
------------------------------------	---

No Abnormal Findings

Ervin Test (100% breakdown test)	Specified value according to VDFI 8001: <i>at least 4100 cycles (for G2/HV640 material)</i>
---	---

Actual value dated 05.01.10 → 4816 cycles (for G2/HV640 material)

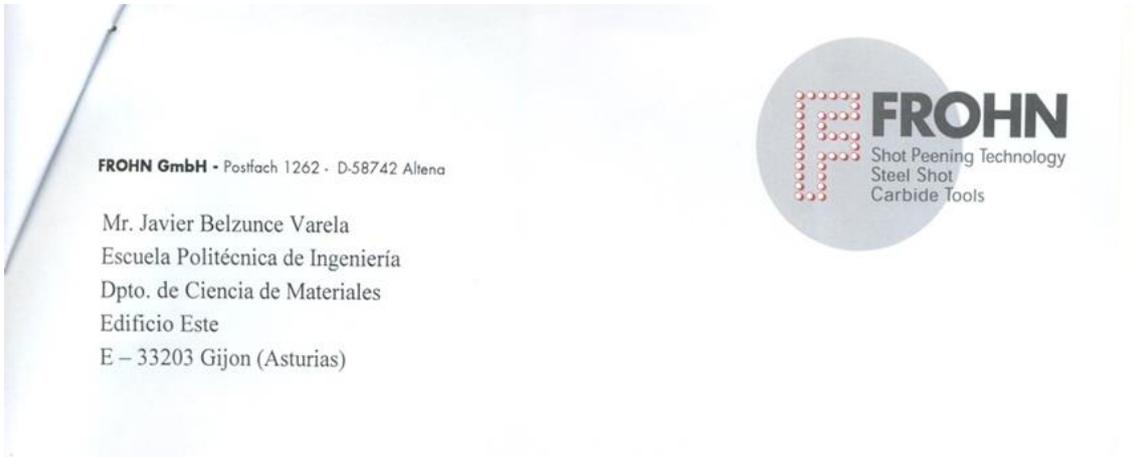
Hardness test	Specified values according to VDFI 8001: <i>640 – 700 HV/1 as lower and upper limits for the mean value</i>
----------------------	---

Values	695	678	700	655	665
	671	655	648	699	698
	675	668	645	621	687
	668	635	678	631	675

FROHN QA Dept.

Signature

2.4. CW0,7



Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

Your Order No.:	2010/001	Date:	09.02.10
Order No.:	30036472	Quantity in kg:	25
Delivery terms:	Goods supplied according to VDFI 8001, May 2009		
Dimension:	StD-G3 0,7 HV670		

Chemical composition

Batch number	Analysis result: Percentages of significant elements							
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
8239-2	0,76	0,22	0,53	0,016	0,003	-	-	-

Material testing results

Microstructure examination:	Structure according to the requirements laid down in: <i>DIN EN 10016 T2</i>
------------------------------------	---

No Abnormal Findings

Ervin Test (100% breakdown test)	Specified value according to VDFI 8001: <i>at least 3700 cycles (for G1/HV640 material)</i>
---	---

Actual value dated 13.01.10 → 4350 cycles (for G1/HV640 material)

Hardness test	Specified values according to VDFI 8001: <i>640 – 700 HV/1 as lower and upper limits for the mean value</i>
----------------------	---

Values	655	708	673	680	693
	649	649	680	665	653
	695	665	665	684	637
	671	665	682	671	671

Signature

ANEXO 3. Curvas de saturación

3.1. Ensayo de intensidad Almen – 8A

Características del ensayo:

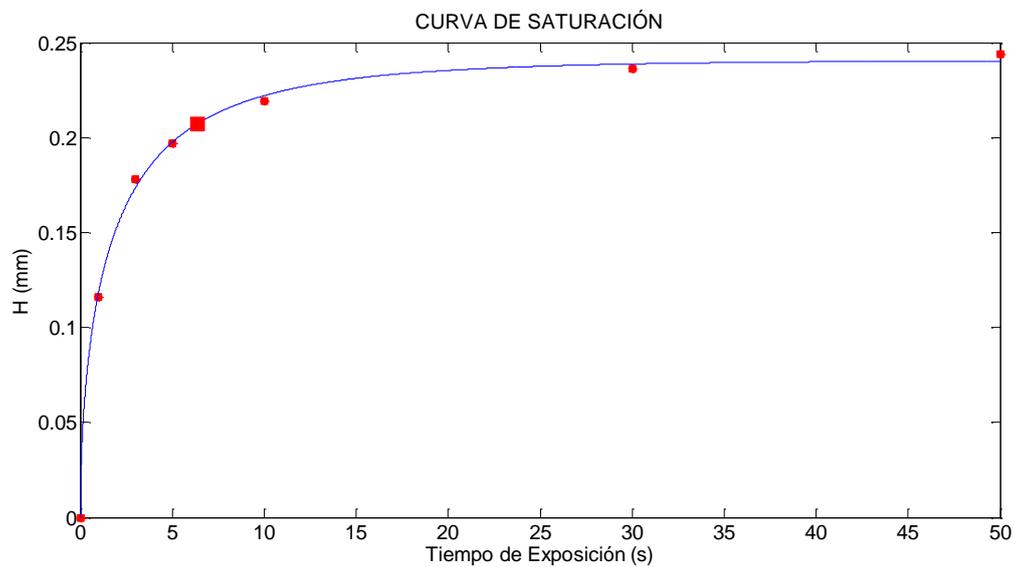
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,3	1 vuelta	2 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	0	0	0	0
2	1	0,003	0,119	0,116
3	3	0,003	0,181	0,178
4	5	0,003	0,200	0,197
5	10	0,002	0,221	0,219
6	30	0,001	0,237	0,236
7	50	0,003	0,247	0,244

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,2406629196
	b	0,6772643677
	c	0,5770498519



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,2073 mmA	8,2 A	6,4 s

3.2. Ensayo de intensidad Almen – 10A

Características del ensayo:

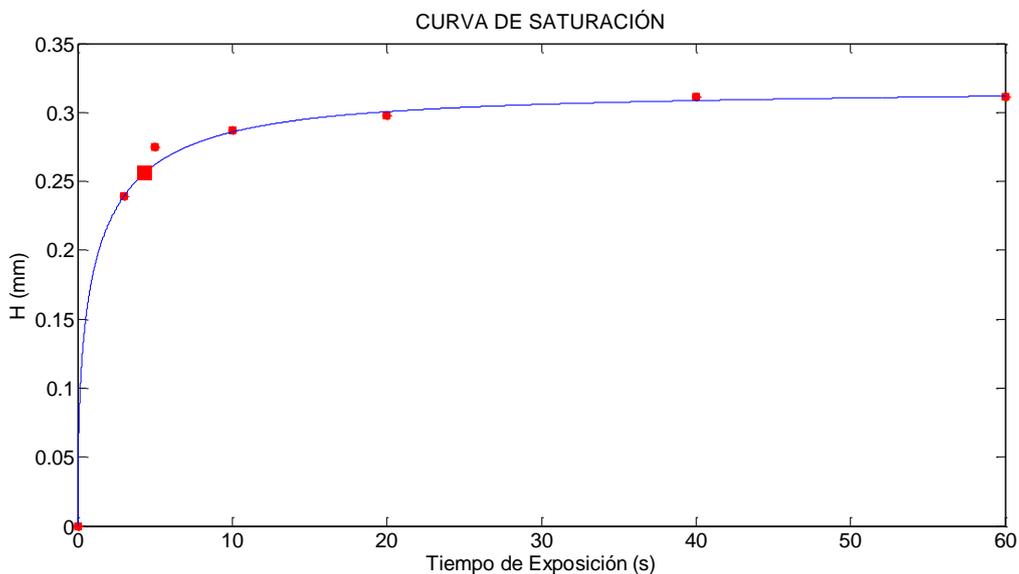
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,4	2 vueltas	2 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	0,001	3	0,240	0,239
2	0,000	5	0,275	0,275
3	0,003	10	0,290	0,287
4	0,001	20	0,299	0,298
5	0,001	40	0,312	0,311
6	0,001	60	0,312	0,311

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c}) + dt$	a	0,3065271606
	b	0,908123995
	c	0,463607122
	d	0,0001024189646



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,256 mmA	10,08 A	4,34 s

3.3. Ensayo de intensidad Almen – 12A

Características del ensayo:

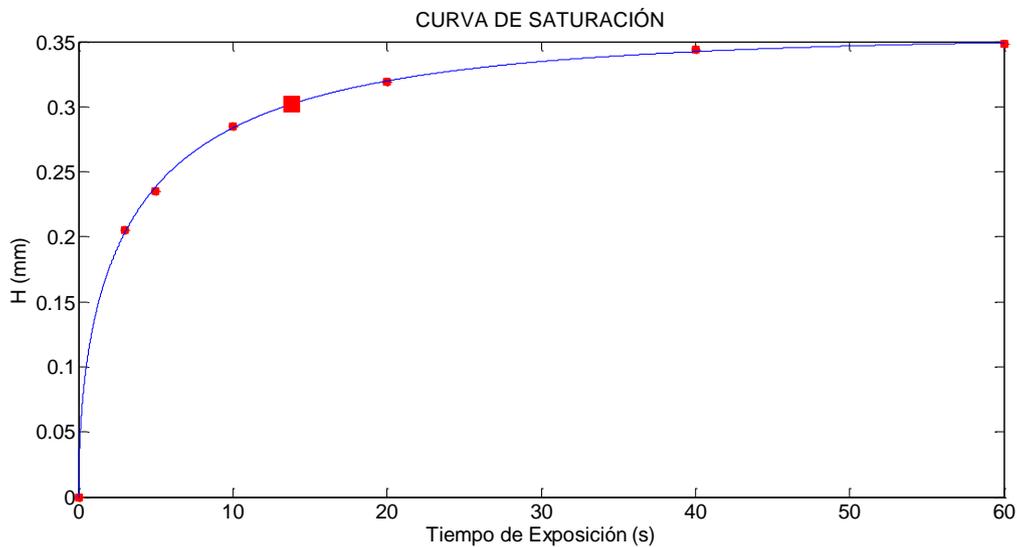
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,5	2 vueltas	2 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	3	0,001	0,206	0,205
2	5	0,000	0,235	0,235
3	10	0,000	0,285	0,285
4	20	0,001	0,320	0,319
5	40	0,001	0,345	0,344
6	60	0,002	0,350	0,348

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,3550870137
	b	0,4757604983
	c	0,5268320025



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,3018 mmA	11,9 A	13,81 s

3.4. Ensayo de intensidad Almen – 14A

Características del ensayo:

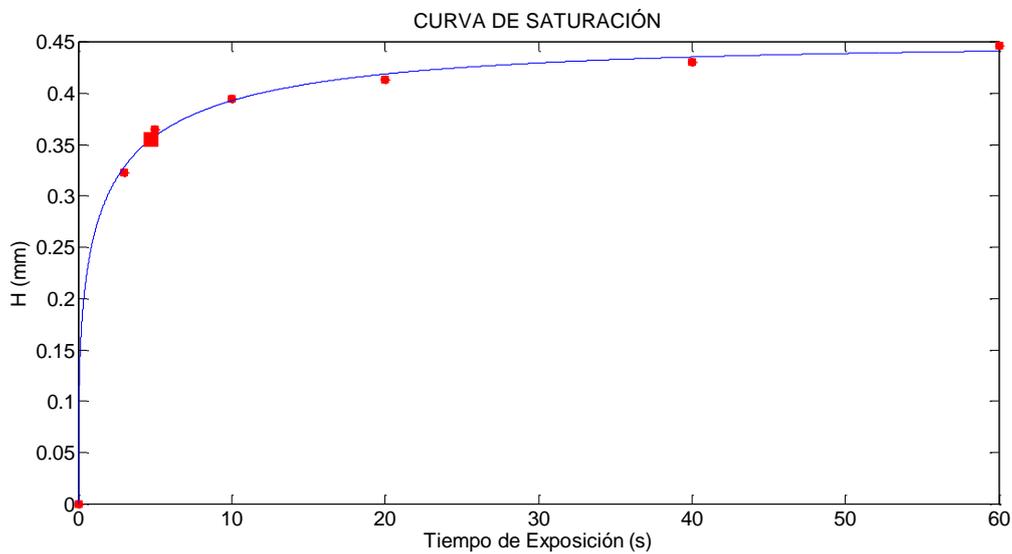
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,5	2 vueltas	3 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	3	0,001	0,324	0,323
2	5	0,003	0,368	0,365
3	10	0,000	0,395	0,395
4	20	0,000	0,414	0,414
5	40	0,001	0,432	0,431
6	60	0,000	0,447	0,447

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,4485990621
	b	0,8637170863
	c	0,3827446906



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,3548 mmA	14 A	4,73 s

3.5. Ensayo de intensidad Almen – 16A

Características del ensayo:

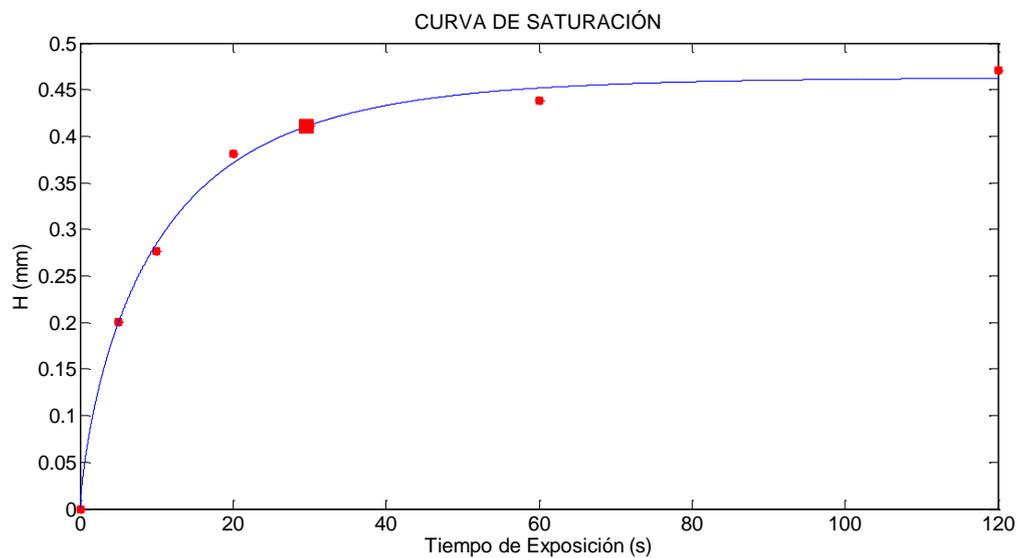
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,7	2 vueltas	1,5 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	5	0,006	0,207	0,201
2	10	0,001	0,278	0,277
3	20	0,001	0,382	0,381
4	30	0,002	0,414	0,412
5	60	0,003	0,441	0,438
6	120	0,000	0,471	0,471

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,462942709
	b	0,1654632422
	c	0,7606185714



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,4103 mmA	16,15 A	29,54 s

3.6. Ensayo de intensidad Almen – 19A

Características del ensayo:

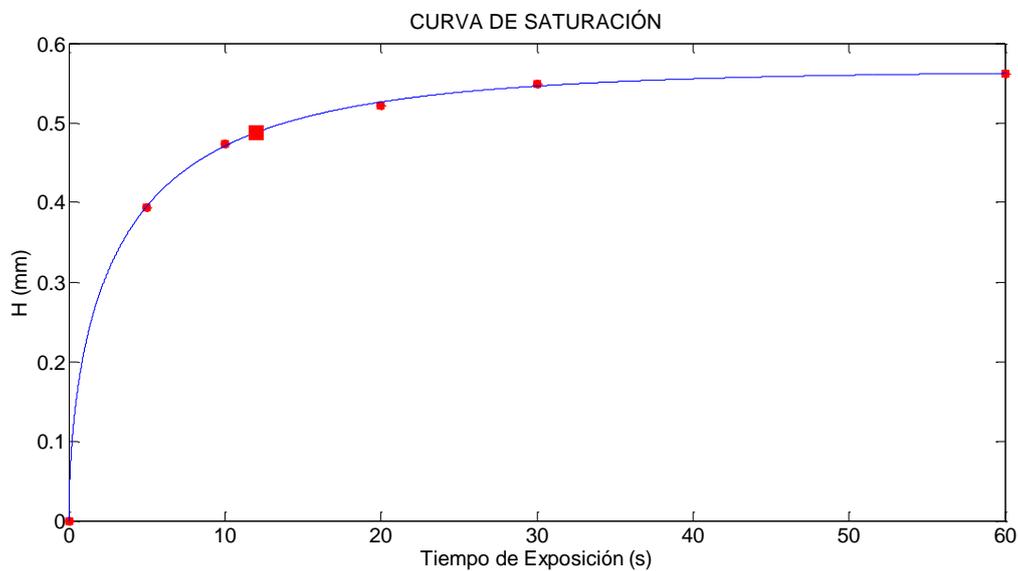
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,7	2 vueltas	3 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	5	0,000	0,394	0,394
2	10	0,003	0,476	0,473
3	20	0,000	0,522	0,522
4	30	0,004	0,553	0,549
5	60	0,003	0,565	0,562

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,5663112172
	b	0,4744508021
	c	0,5736040642



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,4874 mmA	19 A	11,9 s

3.7. Ensayo de intensidad Almen – 21A

Características del ensayo:

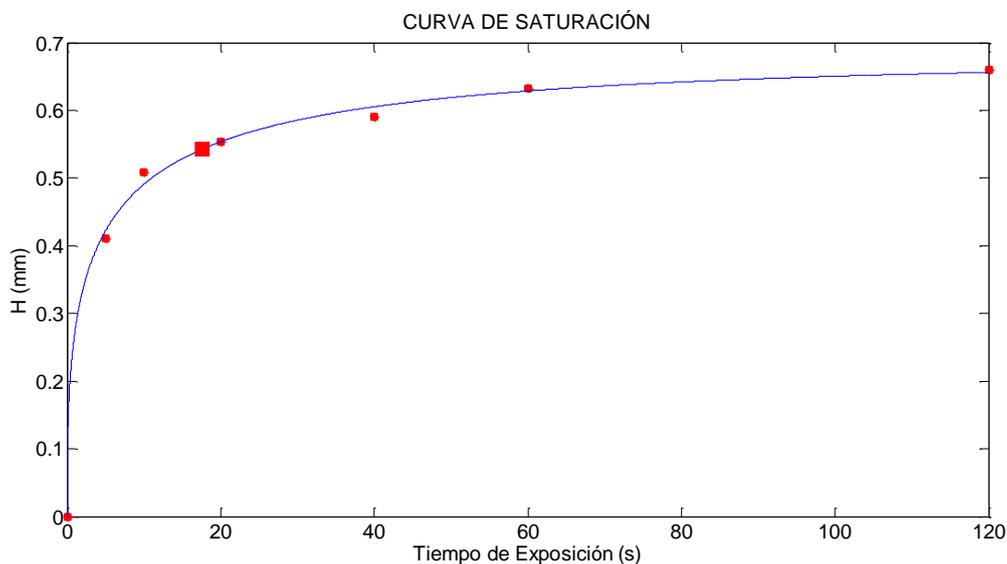
Proyectiles	Apertura caudal	Presión	Distancia boquilla	Placas Almen
CW0,7	2 vueltas	4 bar	23 cm	A

Resultados:

Placa	Tiempo (s)	H inicial (mm)	H (mm)	H corregida (mm)
1	5	0,004	0,415	0,411
2	10	0,000	0,508	0,508
3	20	0,001	0,555	0,554
4	40	0,002	0,592	0,590
5	60	0,000	0,632	0,632
6	120	0,001	0,661	0,660

Regresión:

$h = a(1 - e^{-bt^c})$	a	0,6765348327
	b	0,5115429305
	c	0,4015840073



Intensidad Almen:

Intensidad Almen		Tiempo de saturación
0,5427 mmA	21,36 A	17,9 s

ANEXO 4. Ensayos de cobertura - Avrami

4.1. Probetas planas

T+R200	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP14A	3	29,11	34,1	35
SP16A	2	15,08	47,9	48
SP19A	2	30,35	21,6	22
SP21A	2	44,96	13,1	14

T+R425	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP10A	3	58,50	13,3	14
SP12A	3	46,00	19,1	20
SP14A	3	71,02	9,5	10
SP16A	3	19,73	53,4	54

T+R540	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP10A	3	66,75	10,7	11
SP12A	3	49,34	17,3	18
SP14A	3	78,61	7,6	8
SP16A	3	21,8	47,7	48

T+R590	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP10A	3	77,85	7,7	8
SP12A	5	69,12	16,7	17
SP14A	5	87,56	9,4	10
SP16A	5	35,24	45	45

T+R650	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP8A	2	92,10	3,1	4
SP10A	3	68,03	10,3	11
SP12A	3	54,12	15	15
SP14A	3	80,88	7,0	7
SP16A	3	27,00	37,3	38

T+R680	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Tiempo (s)	GC (%)	Tiempo (s) GC=98%	Tiempo aplicado (s)
SP8A	2	87,19	3,8	4
SP10A	1	49,66	5,7	6
SP12A	1	37,75	8,3	9
SP14A	2	70,82	6,4	7

4.2. Probetas de fatiga

Para la realización de los tratamientos de SP sobre probetas de fatiga resultó necesario usar un equipo giratorio auxiliar con una velocidad de giro de 1 vuelta por segundo.

T+R200	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP12A	10	43,73	68,0	69
SP14A	3	29,11	34,1	35
SP16A	3	7,36	153,5	154
SP19A	3	13,78	79,2	80
SP21A	3	14,87	72,9	73

T+R425	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP10A	6	53,15	30,9	31
SP12A	6	41,50	43,8	44
SP14A	6	65,10	22,3	23
SP16A	10	24,99	136,0	136
SP19A	10	42,10	71,6	72

T+R540	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP12A	6	46,78	37,2	38
SP14A	6	59,39	26,1	27
SP16A	6	21,22	98,4	99
SP19A	6	29,96	65,9	66
SP21A	6	38,13	48,9	49

T+R590	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP12A	5	37,46	41,7	42
SP14A	5	40,80	37,3	38
SP16A	5	35,24	45,0	45

T+R650	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP10A	4	47,40	24,4	25
SP12A	3	27,07	37,2	38
SP14A	3	35,39	26,9	27
SP16A	6	23,79	86,4	87
SP19A	6	31,78	61,4	62

T+R680	Ensayo cobertura		Estimación Avrami	
	Vueltas	GC (%)	Vueltas GC=98%	Vueltas reales
SP8A	2	35,55	17,8	18
SP10A	3	35,89	26,4	27
SP12A	3	22,67	45,6	46

ANEXO 5. Cálculo de la incertidumbre de las medidas de la tensión residual por DRX sobre los 6 aceros utilizados

La incertidumbre (“U”) asociada a una medida indica el intervalo de valores que le pueden ser razonablemente atribuidos. En dicho parámetro influyen todos los factores que pueden afectar a la variabilidad de la medida. En nuestro caso consideraremos 3 aspectos: la repetibilidad de las mediciones, el límite de confianza de la constante elástica empleada y el error o precisión de las mediciones en las diversas posiciones del detector (ajusto del $\sin^2 \psi$) [71]:

En primer lugar se analizan las 3 mediciones realizadas en cada punto. Éstas se han realizado en 3 direcciones distintas (-45° , 0° y $+45^\circ$), pero aprovechando que el shot peening es un tratamiento sin direccionalidad pueden tratarse de manera conjunta. De esta manera se ha calculado el valor medio “ \bar{X} ” y la desviación estándar “S”, valores a tener en cuenta al calcular la incertidumbre asociada a la medida.

$$\bar{X} = \sum_{i=1}^n \frac{x_i}{n} \quad (\text{Ecuación A.5.1})$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{(n-1)} [\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{X})^2]} \quad (\text{Ecuación A.5.2})$$

n : número de medidas

x_i : medida realizada

\bar{X} : media muestral

S: desviación estándar

A continuación se ha calculado la incertidumbre combinada “ u_c ” considerando todos los errores del procedimiento experimental llevado a cabo, para finalmente determinar la incertidumbre expandida “U” de la tensión residual promedio considerando un intervalo de confianza del 95%.

- Incertidumbre asociada a la repetibilidad de las medidas

Para cuantificar el aporte de la repetibilidad de las medidas a la incertidumbre combinada se utiliza la Ecuación A.5.3. En ella se emplea la desviación estándar (S) calculada previamente y se asume una distribución normal de las medidas realizadas:

$$u_\sigma = \pm \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (\text{Ecuación A.5.3})$$

- Incertidumbre debida a la constante elástica

La desviación de la constante elástica se considera del 5% respecto a su “valor real”. Además, la constante elástica presenta una distribución rectangular.

$$u_E = \pm 0,05 \times \frac{\bar{X}}{d_v} \quad (\text{Ecuación A.5.4})$$

\bar{X} es la tensión residual media ($\bar{\sigma}$), y al considerar una distribución rectangular, se tiene que $d_v = \sqrt{3}$, por lo que finalmente se llega a la siguiente expresión:

$$u_E = \pm 0,05 \times \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Ecuación A.5.5})$$

- Incertidumbre asociada al procedimiento $\text{sen}^2 \psi$

La incertidumbre de la medida asociada al ajuste de la función $\text{sen}^2 \psi$ se determina considerando igualmente una distribución rectangular. Este error nos lo proporciona directamente el software utilizado para el tratamiento de los datos difractométricos. Asumiendo que en cada punto se han realizado 3 medidas, $\varphi = -45, 0$ y $+45^\circ$:

$$\overline{\text{error}} = \pm \frac{(e1)+(e2)+(e3)}{3} \quad (\text{Ecuación A.5.6})$$

$$u_{\text{error}} = \frac{\pm \text{error}}{d_v} = \frac{\pm \text{error}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Ecuación A.5.2})$$

El efecto de estas 3 incertidumbres se combina tal y como muestra la ecuación A.5.8, para obtener la incertidumbre combinada u_c .

$$u_c = \sqrt{(u_\sigma)^2 + (u_E)^2 + (u_{\text{error}})^2} \quad (\text{Ecuación A.5.3})$$

El último paso consiste en aplicar un factor de cobertura de $k=2$, correspondiente a un intervalo de confianza del 95%, con lo que se alcanza el valor de la incertidumbre expandida “U”:

$$U = k \cdot u_c = 2 \cdot u_c \quad (\text{Ecuación A.5.4})$$

En la Tabla A.5.1 se muestra el valor medio de la incertidumbre calculada tal y como se acaba de exponer para cada una de las intensidades utilizadas en cada material. En cada caso, ésta se ha calculado como la media de la incertidumbre de cada uno de los puntos con los que se ha construido el perfil de la tensión residual (aproximadamente unos 12 puntos):

Tabla A.5.1. Incertidumbre expandida asociada a cada perfil de la tensión residual, obtenido mediante DRX.

Material	Intensidad Almen	Incertidumbre ($\pm U$)	Material	Intensidad Almen	Incertidumbre ($\pm U$)
T+R200	14A	56	T+R425	10A	39
	16A	58		12A	46
	19A	53		14A	45
	21A	56		16A	47
	MEDIA	56		MEDIA	45
T+R540	10A	40	T+R590	10A	46
	12A	39		12A	47
	14A	39		14A	50
	16A	46		16A	39
	MEDIA	41		MEDIA	45
T+R650	8A	36	T+R680	8A	35
	10A	37		10A	31
	12A	42		12A	36
	14A	31		14A	31
	MEDIA	36		MEDIA	33

En la Figura A.5.1 se han construido unas gráficas con la media de la incertidumbre expandida asociada a cada intensidad para cada uno de los aceros, en las que se ve de manera clara como la incertidumbre de la medida aumenta al aumentar las propiedades mecánicas del material, al aumentar igualmente con ella la magnitud de la tensión residual generada.

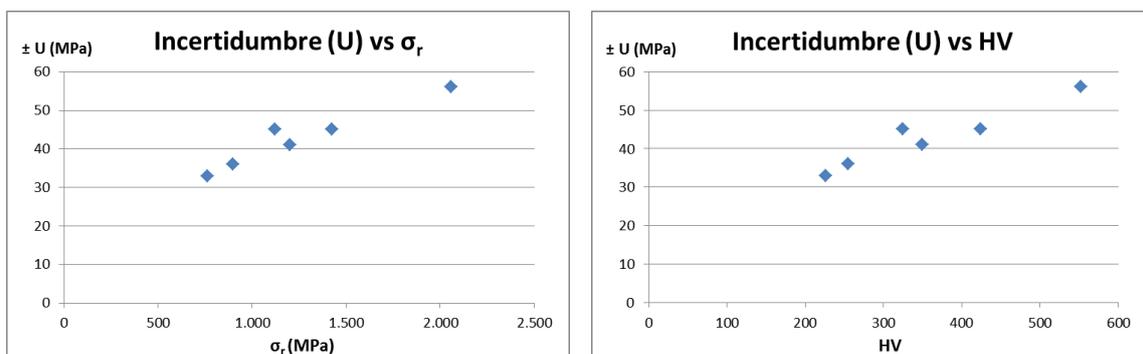


Figura A.5.1. Evolución de la incertidumbre en la medida de la tensión residual mediante DRX en función de la resistencia mecánica y de la dureza de los aceros.

Por último, en la figura A.5.2 se ha dividido la incertidumbre media asociada a cada acero entre su carga de rotura, su límite elástico y su dureza. En estas representaciones se puede comprobar que este parámetro normalizado no se mantiene constante, sino que decrece ligeramente al aumentar las propiedades mecánicas del acero.

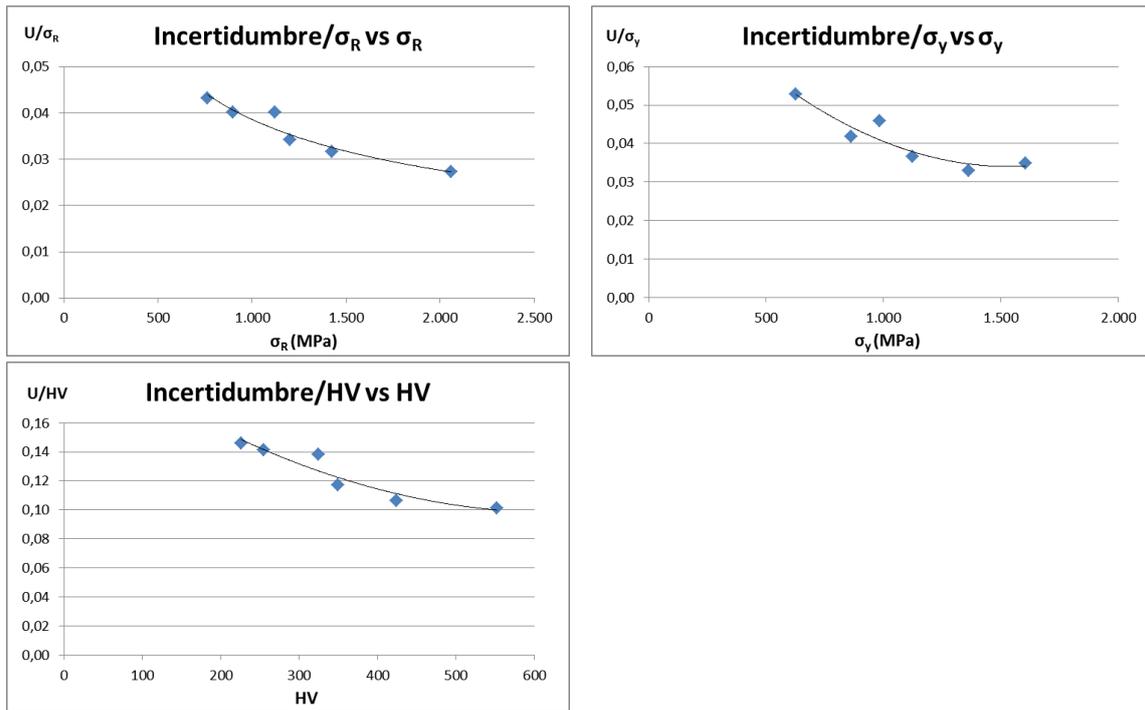


Figura A.5.2. Evolución de la incertidumbre normalizada de cada acero en función de sus propiedades mecánicas fundamentales.

ANEXO 6. Ensayos de fatiga

En este Anexo se han recogido, en primer lugar, los resultados y medidas realizadas en todos los ensayos de fatiga efectuados en este trabajo y, posteriormente, las medidas de la relajación de la tensión de compresión superficial llevadas a cabo sobre cada una de las probetas en el curso de estos mismos ensayos. El valor medio de cada familia de probetas se ha expresado mediante la media de los logaritmos (geométrica), menos sensible a los valores extremos que la aritmética.

6.1. Resultados de los ensayos de fatiga rotativa

▪ Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R200

MATERIAL: T+R200°C / 552 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P1	1.000 (50% σ_R)	27.721	1,40	1,88	12,00	12,23	19.000	33.936	19.080
NSP P2		29.681	2,51		15,2				
NSP P3		42.956	2,83		17,09				
NSP P13		67.026	1,21		7,58				
NSP P25		19.000	1,43		9,28				
SP12A P1	1.000 (50% σ_R)	115.438	2,53	2,34	16,84	17,23	96.040	115.128	17.345
SP12A P2		96.040	2,05		16,80				
SP12A P3		114.564	2,51		17,88				
SP12A P4		138.318	2,27		17,38				
SP14A P16	1.000 (50% σ_R)	3.038.000	1,98	2,18	16,24	17,74	1.336.118	1.861.413	931.278
SP14A P17		1.336.118	2,35		17,70				
SP14A P18		1.588.896	2,20		19,27				
SP16A P4	1.000 (50% σ_R)	116.597	1,69	1,58	14,74	11,39	75.564	258.015	1.010.957
SP16A P5		760.244	1,57		9,98				
SP16A P6		75.564	1,45		9,63				
SP16A P14		131.034	1,69		10,29				
SP16A P21		2.442.970	1,50		12,57				
SP16A P22		137.599	1,58		11,10				
SP19A P7	1.000 (50% σ_R)	88.420	1,50	1,78	11,91	12,40	88.420	146.667	59.722
SP19A P8		161.593	1,64		11,30				
SP19A P9		149.855	1,97		12,90				
SP19A P15		133.055	1,62		10,77				
SP19A P23		132.246	2,09		14,00				
SP19A P24		264.204	1,83		13,49				
SP21A P10	1.000 (50% σ_R)	133.570	1,61	1,81	13,19	13,26	112.541	121.230	10.842
SP21A P11		112.541	1,96		13,60				
SP21A P12		118.525	1,86		13,00				

▪ **Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R425**

MATERIAL: T+R425°C / 424 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P1	732 (50% σ _R)	54.500	1,38	1,33	11,23	12,04	36.671	42.333	9.980
NSP P2		37.960	1,24		11,41				
NSP P3		36.671	1,36		13,48				
SP10A P4	732 (50% σ _R)	189.522	1,58	1,70	14,07	16,43	189.522	218.517	27.012
SP10A P5		227.936	1,76		17,47				
SP10A P6		241.536	1,77		17,75				
SP12A P10	732 (50% σ _R)	177.034	2,63	2,77	19,40	18,90	177.034	221.906	49.813
SP12A P11		276.190	2,85		18,36				
SP12A P12		223.483	2,84		18,93				
SP14A P13	732 (50% σ _R)	338.615	4,14	3,83	26,93	26,07	199.858	252.983	71.916
SP14A P14		199.858	3,15		23,65				
SP14A P15		239.247	4,20		27,63				
SP16A P7	732 (50% σ _R)	164.940	3,50	3,46	23,66	22,78	164.940	205.380	52.594
SP16A P8		267.182	3,43		22,06				
SP16A P9		196.581	3,44		22,62				
SP19A P7	732 (50% σ _R)	132.717	4,62	5,24	33,24	36,24	60.668	131.081	116.309
SP19A P8		279.724	5,30		34,58				
SP19A P9		60.668	5,79		40,96				

▪ **Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R540**

MATERIAL: T+R540°C / 350 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P1	598,65 (50% σ_R)	86.498	1,66	1,49	12,85	11,55	59.417	80.540	20.468
NSP P2		84.087	1,52		11,90				
NSP P3		113.046	0,88		8,47				
NSP P1-1		69.368	1,64		12,32				
NSP P2-1		59.417	1,75		12,23				
SP12A P4	598,65 (50% σ_R)	546.297	4,40	4,21	28,21	27,81	546.297	1.190.935	1.453.848
SP12A P6		1.110.397	4,57		31,92				
SP12A P10		1.211.589	3,89		27,25				
SP12A P16		814.927	4,03		25,97				
SP12A P17		4.000.000	3,92		25,71				
SP14A P7	598,65 (50% σ_R)	641.876	4,57	4,86	28,48	31,27	641.876	1.655.561	1.798.498
SP14A P9		4.000.000	5,06		32,74				
SP14A P11		700.265	5,02		32,00				
SP14A P12		1.729.387	4,46		28,87				
SP14A P18		4.000.000	4,92		34,24				
SP16A P1	598,65 (50% σ_R)	676.100	4,14	3,95	25,65	24,90	676.100	2.056.825	1.916.301
SP16A P2		850.737	3,96		25,87				
SP16A P3		4.000.000	4,11		24,84				
SP16A P19		4.000.000	3,65		23,12				
SP16A P20		4.000.000	3,90		25,01				
SP19A P4	598,65 (50% σ_R)	888.596	4,89	5,09	31,52	30,97	520.619	1.969.159	1.977.298
SP19A P5		520.619	5,28		33,55				
SP19A P3		4.000.000	5,31		29,28				
SP19A P21		4.000.000	4,79		31,20				
SP19A P22		4.000.000	5,16		29,28				
SP21A P1	598,65 (50% σ_R)	321.256	5,69	6,15	37,09	38,37	321.256	2.096.047	2.093.860
SP21A P2		3.755.200	6,05		38,11				
SP21A P3		4.000.000	6,74		42,25				
SP21A P4		4.000.000	6,13		36,02				

▪ **Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R590**

MATERIAL: T+R590°C / 325 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P1	674 (60% σ_R)	33.288	1,95	1,80	17,68	15,94	33.288	33.636	495
NSP P2		33.988	1,65		14,20				
SP12A P4	674 (60% σ_R)	108.446	3,98	4,01	27,89	27,98	84.063	95.130	12.253
SP12A P5		84.063	4,25		29,28				
SP12A P6		94.434	3,81		26,77				
SP14A P7	674 (60% σ_R)	110.154	4,64	4,68	29,65	30,51	101.852	119.630	27.320
SP14A P8		152.599	4,77		31,20				
SP14A P9		101.852	4,64		30,67				
SP16A P10	674 (60% σ_R)	97562	3,71	3,54	27,47	25,21	88.941	93.671	4.394
SP16A P11		88.941	3,36		24,91				
SP16A P12		94.717	3,57		23,25				

▪ **Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R650**

MATERIAL: T+R650°C / 255 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P10	538 (60% σ _R)	75.590	2,13	2,3	12,62	15,99	62.926	88.841	46.249
NSP P11		147.414	1,86		12,34				
NSP P12		62.926	2,91		23,00				
SP10A P4	538 (60% σ _R)	278.564	4,11	4,32	25,40	27,10	203.506	491.814	1.125.439
SP10A P5		203.506	4,82		29,32				
SP10A P6		428.801	4,17		24,68				
SP10A P7		2.406.826	4,18		28,92				
SP12A P1	538 (60% σ _R)	293.901	4,31	4,77	29,15	31,73	211.805	321.815	104.072
SP12A P2		211.805	4,79		30,79				
SP12A P3		446.207	4,60		32,36				
SP12A P4		386.146	5,42		34,56				
SP14A P7	538 (60% σ _R)	1.232.565	5,90	5,62	32,78	34,00	269.883	484.400	461.361
SP14A P8		269.883	5,58		32,82				
SP14A P9		310.144	5,02		31,60				
SP14A P9		533.662	5,95		38,76				
SP16A P1-1	538 (60% σ _R)	298.505	4,48	4,78	27,95	31,11	298.505	498.534	216.624
SP16A P2-1		811.000	4,40		27,47				
SP16A P3-1		467.875	4,82		30,13				
SP16A P4-1		545.350	5,40		38,88				
SP19A P1	538 (60% σ _R)	375.992	6,64	6,80	39,02	40,55	305.700	418.770	137.429
SP19A P2		429.092	6,72		41,70				
SP19A P3		305.700	7,04		40,92				
SP19A P4		623.560	6,50		40,12				

▪ **Resultados ensayos de fatiga sobre acero T+R680**

MATERIAL: T+R680°C / 226 HV									
Probeta	Tensión (MPa)	Ciclos	R _a	R _a media	R _{max}	R _{max} media	Mínimo	Media logarít.	Desviación típica
NSP P1	493 (65% σ_R)	119.616	1,49	1,70	10,59	10,86	43.190	65.711	42.008
NSP P2		54.921	1,55		10,68				
NSP P3		43.190	2,07		11,30				
SP8A P10	493 (65% σ_R)	376.846	3,70	3,77	25,31	24,90	111.171	208.196	137.675
SP8A P11		215.408	3,83		26,40				
SP8A P12		111.171	3,77		22,98				
SP10A P7	493 (65% σ_R)	243.980	4,35	4,53	27,40	27,87	<u>214.662</u>	<u>256.775</u>	56.379
SP10A P8		323.258	4,62		27,93				
SP10A P9		214.662	4,62		28,27				
SP12A P4	493 (65% σ_R)	187.682	5,05	5,11	29,87	31,40	185.951	218.166	64.290
SP12A P5		185.951	4,88		30,13				
SP12A P6		297.535	5,40		34,20				

6.2. Resultados de la relajación de tensiones durante el ensayo de fatiga rotativa

▪ **Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R200**

Probeta T+R200	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)	
							tras 1 ciclo ± 1.000	Al Final ± 1.000		
NSP P1	27.721	-	-	-	-	± 1.000 (50% σ_R)	-	-1.715	1.604	
NSP P2	29.681	-	-	-	-		-	-1.493		
NSP P3	42.956	-	-	-	-		-	-1.586		
NSP P13	67.026	-381	-372	-330	13%		-1.372	-1.330		
NSP P25	19.000	-	-	-	-		-	-1.575		
Media		-381		-330	13%			-		-1.540
SP12A P1	115.438	-961	-785	-622	35%		-1.785	-1.622		
SP12A P2	96.040	-934	-	-637	32%		-	-1.637		
SP12A P3	114.564	-933	-	-743	20%		-	-1.743		
SP12A P4	138.318	-940	-	-706	25%		-	-1.706		
Media		-942	-	-677	28%			-		-1.677
SP14A P16	3.038.000	-1.018	-964	-868	15%		-1.964	-1.868		
SP14A P17	1.336.118	-1.021	-	-813	20%		-	-1.813		
SP14A P18	1.588.896	-1.063	-	-870	18%		-	-1.870		
Media		-1.034	-	-850	18%			-		-1.850
SP16A P4	116.597	-957	-	-764	20%		-	-1.764		
SP16A P5	760.244	-1.101	-	-970	12%		-	-1.970		
SP16A P6	75.564	-	-	-690	-		-	-1.690		
SP16A P14	131.034	-932	-773	-697	25%		-1.773	-1.697		
SP16A P21	2.442.970	-	-	-860	-		-	-1.860		
SP16A P22	137.599	-1.026	-	-856	17%		-	-1.856		
Media		-1.004	-	-806	20%			-		-1.806
SP19A P7	88.420	-980	-	-810	17%		-	-1.810		
SP19A P8	161.593	-1.006	-	-891	11%		-	-1.891		
SP19A P9	149.855	-	-	-891	-		-	-1.891		
SP19A P15	133.055	-941	-779	-680	28%		-1.779	-1.680		
SP19A P23	132.246	-902	-	-793	12%		-	-1.793		
SP19A P24	264.204	-964	-	-841	13%		-	-1.841		
Media		-959	-	-818	15%			-		-1.826
SP21A P10	133.570	-928	-	-838	10%		-	-1.838		
SP21A P11	112.541	-885	-	-813	8%	-	-1.813			
SP21A P12	118.525	-	-	-826	-	-	-1.826			
Media		-907	-	-826	9%		-	-1.826		
Valores medios tras SP		-969	-825	-795	18%	-1.825	-1.795			

▪ **Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R425**

Probeta T+R425	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión del ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)
							Tras 1 ciclo	Al Final	
NSP P1	54.500	-	-	-	-	± 732 (51% σ_R)	-	-	1.364
NSP P2	37.960	-	-	-	-		-	-	
NSP P3	36.671	-	-	-	-		-	-	
Media		-	-	-	-		-	-	
SP10A P4	189.522	-	-	-419	-		-	-1.151	
SP10A P5	227.936	-	-	-427	-		-	-1.159	
SP10A P6	241.536	-	-	-383	-		-	-1.115	
Media		-	-	-410	-		-	-1.142	
SP12A P10	177.034	-	-	-308	-		-	-1.040	
SP12A P11	276.190	-	-	-364	-		-	-1.096	
SP12A P12	223.483	-	-	-331	-		-	-1.063	
Media		-	-	-334	-		-	-1.066	
SP14A P13	338.615	-	-	-353	-		-	-1.085	
SP14A P14	199.858	-	-	-347	-		-	-1.079	
SP14A P15	239.247	-	-	-404	-		-	-1.136	
Media		-	-	-368	-		-	-1.100	
SP16A P7	164.940	-	-	-387	-		-	-1.119	
SP16A P8	267.182	-	-	-416	-		-	-1.148	
SP16A P9	196.581	-	-	-385	-		-	-1.117	
Media		-	-	-396	-		-	-1.128	
SP19A P	132.717	-580	-	-337	42%		-	-1.069	
SP19A P	279.724	-580	-	-390	33%		-	-1.122	
SP19A P	60.668	-564	-	-269	52%		-	-1.001	
Media		-575	-	-332	42%		-	-1.064	
Valores medios tras SP		-	-	-368	-		-	-1.100	

▪ **Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R540**

Probeta T+R540	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)	
							tras 1 ciclo	Al Final		
NSP1	86.498	-	-	-231	-	± 600 (50% σ_R)		-831	1.123	
NSP2	84.087	-	-	-234	-			-834		
NSP3	113.046	-400	-361	-181	55%			-961		-781
NSP1 P1	69.368	-231	-	-152	34%					-752
NSP2 P1	59.417	-234	-	-168	28%					-768
Media		-288	-	-193	33%					-793
SP12A P4	546.297	-	-	-342	-					-942
SP12A P6	1.110.397	-	-	-208	-					-808
SP12A P10	1.211.589	-	-	-290	-					-890
SP12A P17	4.000.000	-587	-	-402	32%					-1.002
SP12A P16	814.927	-536	-463	-329	39%			-1.063		-929
Media		-562	-	-314	44%					-914
SP14A P7	641.876	-	-	-291	-					-891
SP14A P9	4.000.000	-459	-365	-334	27%			-965		-934
SP14A P11	700.265	-	-	-333	-					-933
SP14A P12	1.729.387	-	-	-351	-					-951
SP14A P18	4.000.000	-518	-	-331	36%					-931
Media		-489	-	-328	33%					-928
SP16A P1	676.100	-	-	-177	-					-777
SP16A P2	850.737	-560	-	-391	30%					-991
SP16A P3	4.000.000	-549	-407	-344	38%			-1.007		-943
SP16A P19	4.000.000	-576	-	-381	34%					-981
SP16A P20	4.000.000	-585	-	-387	34%					-987
Media		-568	-	-336	41%					-936
SP19A P4	888.596	-	-	-306	-					-906
SP19A P5	520.619	-479	-	-294	39%					-894
SP19A P6	4.000.000	-470	-391	-345	27%			-991		-945
SP19A P21	4.000.000	-532	-	-368	31%					-968
SP19A P22	4.000.000	-473	-	-355	25%			-955		
Media		-489	-	-334	32%			-934		
SP21A P1	321.256	-552	-	-290	47%			-890		
SP21A P2	3.755.200	-510	-	-368	28%			-968		
SP21A P3	4.000.000	-520	-	-394	24%			-994		
SP21A P4	4.000.000	-487	-428	-339	30%		-1.028	-939		
Media		-517	-	-348	33%			-948		
Valores medios tras SP		-525	-411	-332	37%		-1.011	-932		

▪ **Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R590**

Probeta T+R590	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión del ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)
							tras 1 ciclo	Al Final	
NSP P1	33.288	-	-	-219	-	± 674 (60% σ_R)	-	-893	983
NSP P2	33.988	-	-	-235	-		-	-909	
Media		-	-	-227	-		-	-901	
SP12A P4	108.446	-	-	-244	-		-	-918	
SP12A P5	84.063	-492	-374	-239	51%		-1.048	-913	
SP12A P6	94.434	-521	-	-228	56%		-	-902	
Media		-507		-237	53%		-	-911	
SP14A P7	110.154	-432	-	-218	50%		-	-892	
SP14A P8	152.599	-450	-373	-265	41%		-1.047	-939	
SP14A P9	101.852	-460	-	-213	54%		-	-887	
Media		-447		-232	48%		-	-906	
SP16A P10	97.562	-556	-391	-232	58%		-1.065	-906	
SP16A P11	88.941	-565	-	-270	52%		-	-944	
SP16A P12	94.717	-566	-	-222	61%		-	-896	
Media		-562	-	-241	57%		-	-915	
Valores medios tras SP		-505	-379	-237	53%		-1.053	-911	

▪ Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R650

Probeta T+R650	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión del ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)	
							tras 1 ciclo	Al Final		
NSP P10	75.590	-196	-255	-202	+3%	±538 (60% σ_R)	-793	-740	863	
NSP P11	147.414	-	-	-288	-			-826		
NSP P12	62.926	-	-	-140	-			-678		
Media		-	-	-210	-			-748		
SP10A P4	278.564	-	-	-306	-			-844		
SP10A P5	203.506	-	-	-290	-			-828		
SP10A P6	428.801	-483	-	-285	41%			-823		
SP10A P7	2.406.826	-519	-	-247	52%			-785		
Media		-501	-	-282	44%			-820		
SP12A P1	293.901	-413	-313	-218	47%			-851		-756
SP12A P2	211.805	-	-	-270	-					-808
SP12A P3	446.207	-	-	-291	-					-829
SP12A P4	386.146	-	-	-288	-					-826
Media		-413	-	-267	35%					-805
SP14A P7	1.232.565	-400	-324	-264	34%			-862		-802
SP14A P8	269.883	-360	-	-225	38%					-763
SP14A P9	310.144	-374	-	-251	33%					-789
SP14A P	533.662	-	-	-292	-					-830
Media		-378	-	-258	32%					-796
SP16A P1-1	298.505	-487	-	-292	40%					-830
SP16A P2-1	811.000	-486	-	-324	33%					-862
SP16A P3-1	467.875	-480	-380	-292	39%			-918		-830
SP16A P4-1	545.350	-517	-	-306	41%					-844
Media		-493	-	-304	38%					-842
SP19A P1	375.992	-458	-	-294	36%					-832
SP19A P2	429.092	-440	-	-293	33%					-831
SP19A P3	305.700	-452	-	-299	34%					-837
SP19A P4	623.560	-450	-372	-323	28%			-910		-861
Media		-450	-	-302	33%			-840		
Valores Medios tras SP		-451	-347	-283	37%		-885	-821		

▪ **Resultado relajación de tensiones sobre acero T+R680**

Probeta T+R680	Ciclos	TR Superficial inicial (MPa)	TR tras un ciclo	TR Final (MPa)	% relajación	Tensión ensayo (MPa)	Tensión total (MPa)		σ_y (MPa)
							Tras 1 ciclo	Al Final	
NSP P1	119.616	-	-	-138	-	±493 (65% σ_R)	-	-631	626
NSP P2	54.921	-	-	-102	-		-	-595	
NSP P3	43.190	109	108	8	93%		601	-485	
Media		-	-	-77			-	-570	
SP8A P10	376.846	-420	-339	-270	36%		-832	-763	
SP8A P11	215.408	-	-	-262	-		-	-755	
SP8A P12	111.171	-	-	-197	-		-	-690	
Media		-420	-	-243	42%		-	-736	
SP10A P7	243.980	-423	-327	-212	50%		-820	-705	
SP10A P8	323.258	-	-	-295	-		-	-788	
SP10A P9	214.662	-	-	-278	-		-	-771	
Media		-423	-	-262	38%		-	-755	
SP12A P4	187.682	-369	-278	-191	48%		-771	-684	
SP12A P5	185.951	-	-	-311	-		-	-804	
SP12A P6	297.535	-	-	-305	-		-	-798	
Media		-369	-	-269	27%		-	-762	
Valores medios tras SP		-404	-315	-258	36%		-808	-751	

ANEXO 7. Tensiones residuales superficiales

T+R200		T+R540		T+R590		T+R650		T+R680	
Int. Almen	σ_s^{rc} (MPa)								
								8A	-428
									-411
									-420
								Mínima	-411
								Media	-420
						10A	-479	10A	-428
							-487		-426
									-415
						Mínima	-479	Mínima	-415
						Media	-483	Media	-423
12A	-946	12A	-547	12A	-498	12A	-403	12A	-381
	-964		-535		-508		-414		-369
	-952		-551		-494		-421		-356
	-973		-521		-494				
	-969		-516		-492				
	-947		-545		-468				
Mínima	-946	Mínima	-516	Mínima	-468	Mínima	-403	Mínima	-356
Media	-961	Media	-536	Media	-492	Media	-413	Media	-369
14A	-1.019	14A	-485	14A	-462	14A	-411		
	-1.039		-448		-446		-395		
	-992		-459		-437		-393		
	-1.003		-480		-444				
	-1.024		-446		-452				
	-1.034		-435		-462				
Mínima	-992	Mínima	-435	Mínima	-437	Mínima	-393		
Media	-1.018	Media	-459	Media	-450	Media	-400		
16A	-946	16A	-570	16A	-571	16A	-474		
	-926		-543		-556		-471		
	-912		-568		-567		-486		
	-949		-532		-552		-469		
	-927		-546		-549		-482		
	-932		-539		-542		-501		
Mínima	-912	Mínima	-532	Mínima	-542		-469		
Media	-932	Media	-549	Media	-556		-480		
19A	-919	19A	-460			19A	-466		
	-973		-448				-431		
	-961		-510				-480		
	-943		-464				-442		
	-934		-469				-468		
	-915		-469				-459		
Mínima	-915	Mínima	-448				-431		
Media	-941	Media	-470				-458		
		21A	-536						
			-493						
			-479						
			-446						
			-527						
			-440						
		Mínima	-440						
		Media	-487						