

**CARACTERIZACIÓN DE FUNDICIONES DE
GRAFITO ESFEROIDAL Y MATRIZ FERRÍTICA,
RESISTENTES AL IMPACTO A BAJA
TEMPERATURA**

Alberto Suárez Sanabria

Memoria de Tesis Doctoral

Director: Dr. Javier Fernández Carrasquilla

Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales

Escuela Superior de Ingeniería Industrial y de Telecomunicaciones

Universidad Pública de Navarra

Mayo de 2015

Dedicada a mis padres, José Ramón (†) y Vicenta, por su cariño y apoyo desde siempre. Seguro que él, desde allí arriba, esboza una sonrisa. También va dedicada, por supuesto, a mi mujer, Eva María, y a nuestras hijas, Paula y Ariadna; muchas gracias por vuestro amor y comprensión, especialmente en el último año.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar en estas líneas mi más sincero agradecimiento a todas aquellas personas que de un modo u otro me han ayudado a terminar este trabajo de investigación, y en especial a mi Director de Tesis, Dr. Javier Fernández Carrasquilla, por todas sus enseñanzas y consejos en el mundo de la investigación y en el área de la Ciencia de los Materiales y la Ingeniería Metalúrgica. Nunca podré olvidar que me haya dirigido este trabajo hasta el último momento de su etapa como Profesor Titular de la Universidad Pública de Navarra y que siga haciéndolo todavía. Muchas gracias por su infinita paciencia, soportando todos mis defectos como investigador.

También quiero mostrar mi agradecimiento a la Universidad Pública de Navarra, por las ayudas económicas concedidas destinadas a la realización de los ensayos que precisaba esta investigación, y sin las cuales hubiese sido imposible llevarla a cabo. Asimismo, agradecer al Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra que me haya permitido utilizar los Laboratorios y las máquinas siempre que lo he necesitado.

A todos los Profesores que componen el Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Pública de Navarra, muchas gracias por sus ánimos, consejos y disposición a ayudar en todo momento.

No quiero olvidarme de recordar de un modo muy especial a Talleres Ibarra, quienes en una ocasión determinada fueron capaces de realizar el trabajo de mecanización de las probetas destinadas a los diversos ensayos a la espera de una ayuda económica previsible pero no segura.

A los Maestros de Taller del Taller Mecánico de la Universidad Pública de Navarra quiero agradecer su colaboración desinteresada en multitud de ocasiones.

A José Antonio Benito Alvarado, Secretario del IES Ribera del Arga de Peralta y compañero de trabajo, quiero dedicarle un enorme agradecimiento por toda la ayuda prestada en tareas informáticas, elaboración de dibujos, gráficos, formatos...y además en los momentos más difíciles. No podré olvidarlo. También quiero agradecer a todos mis compañeros de trabajo en el IES Ribera del Arga de Peralta su disposición a ayudarme en todo lo que han podido.

Quiero dedicar unas líneas de agradecimiento muy sentidas a mis hermanas, María del Mar, Cristina y Sofía, por su colaboración y ayuda en determinadas situaciones familiares especiales.

RESUMEN

El material elegido por los diseñadores de las turbinas eólicas para varios de sus componentes de gran tamaño es la fundición de grafito esferoidal denominada EN-GJS-400-18-LT. Este tipo específico de fundición pertenece a la norma europea “EN-1563: Fundiciones. Fundición de grafito esferoidal”. Exige esta especificación que, en una probeta adosada a la pieza moldeada, se superen unos valores mínimos de resistencia al impacto Charpy a -20°C, y de resistencia a la tracción, límite elástico y alargamiento a temperatura ambiente. Pero no obliga a que se emplee una composición química determinada.

Un problema añadido es que algunos compradores de aerogeneradores piden que se cumplan los valores mínimos en cualquier localización de la pieza, como por ejemplo en los centros térmicos. Además, esos valores mínimos deben obtenerse en estado de bruto de colada, ya que un recocido de ferritización, aunque podría hacer que se cumpliera con la especificación, resultaría muy costoso, dada la gran masa y dimensiones de los componentes.

Este trabajo intenta optimizar la composición química con la que se fabrican este tipo de fundiciones, de forma que la microestructura que se obtenga permita que se cumpla la especificación EN-GJS-400-18-LT en cualquier localización. A partir de una composición química industrial con la que se fabrican bujes para aerogeneradores, se ha estudiado en primer lugar una disminución en el contenido de silicio. En segundo lugar, se analiza la incorporación de níquel a la composición ya reducida en silicio. Se utilizan, por tanto, tres composiciones químicas diferentes.

También se estudia la influencia de diferentes velocidades de solidificación y enfriamiento sobre la microestructura y las propiedades mecánicas, mediante tres tamaños de sección distintos para cada una de las tres composiciones químicas. Se han fundido a tal efecto tres escaleras de idénticas dimensiones, una para cada composición.

Además, se caracteriza la tenacidad de fractura de cada sección y composición química mediante la mecánica de fractura elastoplástica.

ABSTRACT

The spheroidal graphite cast iron named EN-GJS-400-18-LT is the material selected by wind turbine designers for some of their large components. This particular type of cast iron belongs to the European Norm "EN-1563: Founding. Spheroidal graphite cast irons." This specific grade requires that a test bar attached to the cast component exceed certain minimum values of Charpy impact resistance at -20°C, and also values regarding tensile strength, yield strength and elongation at room temperature. But there is no obligation to use a determined chemical composition.

An additional problem is that some wind turbine purchasers require that minimum values be reached in any location of the component, as for example in the thermal centres. Moreover, these minimum values should be obtained as-cast, since a ferritization annealing would be very costly, due to the great mass and dimensions of the components.

This study attempts to optimize the chemical composition used to produce this kind of cast irons, in such a way that the obtained microstructure enables the EN-GJS-400-18-LT grade to be achieved in any location. On the basis of an industrial chemical composition employed to manufacture hubs for windmills a reduction in the silicon content has been investigated in the first place. Secondly, an addition of nickel to the composition already reduced in silicon has been analyzed. Therefore, three different chemical compositions are utilized.

The influence of various solidification rates is also studied, as well as the cooling rates upon the microstructure and mechanical properties, through three different section thicknesses for each of the three chemical compositions. Three stairs of identical dimensions, one for each chemical composition, have been casted for that purpose.

Besides, the fracture toughness of each section thickness and chemical composition is characterized by using elastic-plastic fracture mechanics.

ÍNDICE DE CONTENIDOS

RESUMEN.....	IV
ABSTRACT	V
ÍNDICE DE CONTENIDOS	VI
LISTA DE TABLAS	XI
LISTA DE FIGURAS.....	XIII
NOMENCLATURA	XXII
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	26
CAPÍTULO 2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO.....	30
2.1. LA FUNDICIÓN DÚCTIL Y LA INDUSTRIA DEL VIENTO.	30
2.2. GENERALIDADES DE LAS FUNDICIONES Y DE SU OBTENCIÓN.....	35
2.2.1. Características principales de las fundiciones.	35
2.2.2. Sistemas Fe-C. Diagramas de equilibrio metaestable y estable.	36
2.2.3. Grafitizantes e inoculantes.....	37
2.2.4. El silicio.....	38
2.2.5. El carbono equivalente.	39
2.2.6. Efecto de los elementos traza en el diagrama hierro-carbono.	40
2.2.7. Efectos de la segregación de elementos traza en las últimas regiones en solidificar (URS).....	41
2.2.8. Nacimiento de la fundición dúctil.....	43
2.3. CARACTERÍSTICAS DE LA SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL.....	45
2.3.1. Generalidades.....	45
2.3.2. Estructura del grafito en la eutéctica austenita-grafito.	46
2.3.3. Nucleación del grafito esferoidal.	47
2.3.4. Nucleación y cinética del crecimiento de la eutéctica en fundición dúctil.....	48
2.3.5. Crecimiento del grafito esferoidal.....	51
2.3.5.1. Teoría de la energía superficial.	51
2.3.5.2. Teoría de la adsorción a la superficie.	53
2.3.5.3. Teoría del crecimiento y morfología del grafito en función del subenfriamiento.	54
2.3.6. Cristalización del caldo en las últimas regiones en solidificar (URS).....	56
2.3.6.1. Carburos intercelulares.	57
2.3.6.2. Austenita y su estructura de transformación: perlita.....	58
2.3.6.3. Microporosidad.	59
2.3.7. Características de la solidificación de las fundiciones dúctiles de sección pesada. Influencia del espesor de la sección.	59
2.3.7.1. Variaciones en el número y tamaño de los esferoides de grafito y en el porcentaje de nodularidad.....	60
2.3.7.2. Variaciones en la microsegregación.	60

2.3.7.3. El grafito chunky.	62
2.4. INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL.....	66
2.4.1. Influencia de los elementos primarios en la fundición dúctil.....	66
2.4.1.1. Silicio.	67
2.4.1.2. Carbono.....	69
2.4.1.3. Carbono equivalente.....	70
2.4.1.4. Fósforo.	71
2.4.1.5. Azufre.....	73
2.4.1.6. Manganeso.....	74
2.4.1.7. Magnesio.....	74
2.4.2. Influencia de los elementos de aleación en la fundición dúctil.	75
2.4.2.1. Níquel.....	75
2.4.2.2. Cerio.....	76
2.4.2.3. Calcio.	77
2.4.3. Influencia de los elementos traza en la fundición dúctil.	77
2.4.3.1. Molibdeno.....	77
2.4.3.2. Cromo.....	77
2.4.3.3. Circonio.	78
2.4.3.4. Titanio.....	78
2.4.3.5. Vanadio.	79
2.4.3.6. Cobre.....	79
2.4.3.7. Aluminio.....	79
2.4.3.8. Boro.....	80
2.4.3.9. Estaño.	80
2.4.3.10. Antimonio.....	80
2.4.3.11. Arsénico.....	81
2.4.3.12. Bismuto.....	81
2.4.3.13. Plomo.	82
2.4.4. Influencia de los gases en la fundición dúctil.....	82
2.4.4.1. Oxígeno.	82
2.4.4.2. Hidrógeno.	82
2.4.4.3. Nitrógeno.	83
2.4.5. Influencia de la combinación de varios elementos en la matriz y la nodularidad.	83
2.5. INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL FERRÍTICA DE SECCIÓN GRUESA.	85
2.5.1. Propiedades de tracción: Límite elástico, Resistencia a la Tracción y Alargamiento.	85
2.5.2. Efecto de los principales defectos microestructurales sobre las propiedades de tracción en fundiciones dúctiles ferríticas de sección gruesa.	92

2.5.2.1. Grafito chunky.....	92
2.5.2.2. Dross.....	93
2.5.2.3. Fases frágiles segregadas.....	94
2.5.3. Resistencia al Impacto Charpy y Temperatura de Transición Dúctil-Frágil.....	94
2.5.3.1. Influencia del número de nódulos.....	95
2.5.3.2. Influencia de la segregación de fases frágiles.....	97
2.5.3.3. Medidas para evitar las fases intercelulares.....	101
2.5.3.4. Efecto del porcentaje de perlita.....	102
2.5.3.5. Efecto del porcentaje de nodularidad del grafito.....	103
2.5.4. Tenacidad de fractura K_{JC}	104
2.5.4.1. Efecto de la distancia internodular, del número de nódulos y del tamaño del nódulo.....	104
2.5.4.2. Efecto del porcentaje de perlita.....	110
2.5.4.3. Efecto del porcentaje de nodularidad.....	112
2.5.4.4. Modelos para la obtención de la tenacidad de fractura.....	112
CAPÍTULO 3. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.....	115
3.1. MATERIALES EMPLEADOS.....	115
3.1.1. Descripción de los materiales.....	115
3.1.2. Comentarios sobre el procedimiento de fabricación.....	117
3.1.3. Localización de las probetas para la caracterización de los materiales.....	117
3.2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES.....	119
3.2.1. Técnicas de análisis químico.....	119
3.2.2. Técnicas de caracterización microestructural.....	119
3.2.2.1. Técnicas metalográficas.....	119
3.2.2.2. Técnicas de análisis de imagen.....	121
3.2.2.3. Estimación visual.....	123
3.2.2.4. Microfotografía.....	124
3.2.2.5. Ensayos de microdureza.....	124
3.2.3. Ensayos de dureza.....	124
3.2.4. Ensayos de tracción.....	125
3.2.5. Ensayos de impacto (flexión por choque).....	126
3.2.6. Ensayos de tenacidad de fractura elastoplástica.....	130
3.2.6.1. Selección del método de ensayo.....	130
3.2.6.2. Geometría y tamaño de la probeta empleada.....	132
3.2.6.3. Máquina para el ensayo J_{IC}	133
3.2.6.4. Preagrietamiento a fatiga.....	134
3.2.6.5. Cálculo de los valores de J y Δa	134
3.2.6.6. Análisis de datos y cálculo de J_{IC}	138
3.2.6.7. Algunas consideraciones sobre la determinación de J_{IC}	140
3.2.6.8. Relación entre J_{IC} y K_{IC}	141

3.2.6.9. Observaciones respecto a la utilización de la norma ASTM E-813 (1989).....	142
3.2.7. Técnicas para el estudio fractográfico.....	142
CAPÍTULO 4. RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	144
4.1. INTRODUCCIÓN.....	144
4.2. RESULTADOS DE LOS ANÁLISIS QUÍMICOS.	144
4.3. RESULTADOS DE LA CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	146
4.3.1. Microestructuras y microfotografías.	147
4.3.2. Características metalográficas obtenidas mediante el análisis de imagen y la estimación visual.....	166
4.3.3. Resultados del microanálisis semicuantitativo.....	168
4.3.4. Caracterización microestructural detallada de la sección AP.....	180
4.3.5. Caracterización de la matriz de ferrita mediante la microdureza.	189
4.4. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE DUREZA.....	190
4.5 RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	191
4.6. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE IMPACTO CHARPY.....	192
4.7. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE TENACIDAD A LA FRACTURA.....	199
4.8. RESULTADOS DEL ESTUDIO FRACTOGRÁFICO.	205
4.8.1. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a tracción.	205
4.8.2. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a impacto.	218
4.8.3. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a tenacidad de fractura J_{IC}	230
CAPÍTULO 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	237
5.1. EFECTO DE LA REDUCCIÓN DEL CONTENIDO DE SILICIO. COMPARATIVA ENTRE LAS ESCALERAS A Y B.	237
5.1.1. Resistencia al impacto a -20°C	238
5.1.2. Alargamiento.....	242
5.1.3. Límite elástico y resistencia a tracción.	245
5.2. EFECTO DE LA INCORPORACIÓN DE NÍQUEL. COMPARATIVA ENTRE LAS ESCALERAS B Y C.....	249
5.2.1. Límite elástico y resistencia a tracción.	250
5.2.2. Alargamiento.....	253
5.2.3. Resistencia al impacto a -20°C	254
5.3. TENACIDAD DE FRACTURA.....	256
5.4. INFLUENCIA DEL ESPESOR.....	260
CAPÍTULO 6. CONCLUSIONES Y LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS.....	268
6.1. CONCLUSIONES.....	268
6.2. LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS.....	269
CAPÍTULO 7. BIBLIOGRAFÍA	271
ANEXO DE RESULTADOS	276
ANEXO I: Micrografías a 100x en estado de pulido y de ataque para las nueve secciones objeto de estudio.	276

ANEXO II: Gráficas y resultados del Análisis de Imagen para las nueve secciones objeto de estudio.	300
ANEXO III: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX para las nueve secciones objeto de estudio de: matriz de ferrita con grafito esferoidal; matriz de ferrita con grafito degenerado; microinclusión en una zona con microporosidad y perlita.....	337
ANEXO IV: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX de una zona con microporosidades, microinclusiones y perlita de la sección AP.....	362
ANEXO V: Gráficas y resultados del ensayo de impacto Charpy instrumentado para las nueve secciones objeto de estudio.	366
ANEXO VI: Gráficas y resultados del ensayo de tenacidad de fractura (J_{IC}) para las nueve secciones objeto de estudio.....	382
ANEXO VII: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX de zonas planas en la superficie de fractura a partir del ensayo de tracción, para las nueve secciones objeto de estudio.	437

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1: Factores de segregación de varios elementos (Mullins, 2006).....	57
Tabla 2.2: relación entre espesor de sección y número de nódulos, bajo inoculación normal y fundición en molde de arena. (Jiyang, 2010b)	60
Tabla 2.3: Composición química típica de fundiciones para molinos de viento. (Roedter y Gagné, 2003).....	66
Tabla 2.4: Efecto del grafito chunky sobre las propiedades de tracción de la fundición dúctil (Gagné y Labrecque, 2009).....	93
Tabla 2.5. Composiciones químicas (% en peso) de las fundiciones dúctiles descritas en el trabajo de Jolley y Gilbert (1967).	97
Tabla 2.6. Resistencia al impacto Charpy de las fundiciones dúctiles descritas en el trabajo de Jolley y Gilbert (1967).	97
Tabla 2.7: resultados del análisis de imagen para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010)..	98
Tabla 2.8. Composición química (% en peso) para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010).	98
Tabla 2.9. Valores de Resistencia al Impacto Charpy con entalla en “v” (J) para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010).	99
Tabla 2.10. Composición de los carburos (% en peso) obtenida mediante análisis MEB-EDX (SEM-EDS) en las localizaciones indicadas en la figura 2.58, para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010).	100
Tabla 2.11. Composición (% en peso) de la fundición objeto de estudio (buje de molino de viento) (Labrecque et al, 2010).	100
Tabla 2.12a. Variación de carbono, silicio y níquel en las probetas de tenacidad de fractura. U = parte superior del bloque; L = parte inferior del bloque. Se fundieron en molde de arena 8 bloques de ensayo de 45x60 cm de sección transversal y una altura de 20 cm. Se colocó una placa de acero de 7.5 cm de espesor en la parte inferior del molde, para producir una gran variación en el tamaño de los rasgos microestructurales, desde tamaño relativamente fino en la parte inferior a grueso en la superior (Salzbrenner y Sorenson, 1987).	105
Tabla 2.12b. Composición base media (excepto C, Si y Ni) de las fundiciones dúctiles ensayadas (Salzbrenner y Sorenson, 1987).	105
Tabla 2.13. Rasgos microestructurales medidos en las probetas de tenacidad de fractura ensayadas. El tamaño de grano de ferrita y el % de volumen de grafito se determinaron mediante un método de intersección lineal. La distancia internodular se obtuvo directamente a partir del número de nódulos mediante la expresión: $\Delta_A = 0.5/(n^{1/2})$, después de analizar entre 100 y 400 nódulos esféricos para cada muestra. Todas las muestras presentaban un alto porcentaje de nodularidad, excepto las porciones superiores de las aleaciones 3 y 6 (3U y 6U), que contenían grandes cantidades de nódulos alargados (Salzbrenner y Sorenson, 1987). .	106
Tabla 2.14. Propiedades mecánicas de las fundiciones dúctiles ferríticas ensayadas (Salzbrenner y Sorenson, 1987).	106
Tabla 2.15. Características microestructurales, propiedades mecánicas y composición química de las muestras objeto de estudio (Komatsu et al, 1997).	108
Tabla 2.16. Composición química (porcentaje en peso) de las fundiciones dúctiles GGG-40 y S-45 (Salzbrenner et al 1985).	110
Tabla 2.17. Tamaño de las características microestructurales (Salzbrenner et al, 1985).	110
Tabla 3.1. Método automático de desbaste y pulido de las probetas metalográficas.	120
Tabla 4.1: Composición química de las tres escaleras de fundición A, B y C objeto de estudio.	145
Tabla 4.2: Análisis químico de los centros térmicos aproximados de las nueve secciones objeto de estudio.	146

Tabla 4.3. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera A. ..	166
Tabla 4.4. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera B. ..	167
Tabla 4.5. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera C. ..	167
Tabla 4.6. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera A.	178
Tabla 4.7. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera B.	178
Tabla 4.8. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera C.	179
Tabla 4.9. Microanálisis semicuantitativo de las localizaciones A, B y C representadas en la figura 4.48.	188
Tabla 4.10. Microanálisis semicuantitativo de las sustancias de pulido empleadas en las dos últimas etapas de preparación metalográfica.	188
Tabla 4.11. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera A.	189
Tabla 4.12. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera B.	189
Tabla 4.13. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera C.	190
Tabla 4.14. Dureza Brinell de las nueve secciones investigadas.	190
Tabla 4.15. Valores de Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento para las tres escaleras A, B y C.	191
Tabla 4.16. Valores de KV (J) obtenidos para las escaleras A, B y C a partir del ensayo de impacto Charpy a -20°C.	193
Tabla 4.17. Valores medios obtenidos a partir del ensayo de Charpy instrumentado. Leyenda: F: fuerza; t: tiempo; s: desplazamiento; W: energía absorbida. Subíndices: gy: comienzo de la fluencia; m: máxima carga; iu: inicio de la fractura inestable; a: final de la fractura inestable; r: remanente; t: total.	195
Tabla 4.18. Resultados de los ensayos de Charpy a - 5°C, -20°C, - 35°C y - 45°C para las nueve secciones investigadas.	196
Tabla 4.19. Valores de J_Q y K_{Jc} , obtenidos para las nueve secciones objeto de estudio.	199
Tabla 4.20: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción AG, AM y AP.	206
Tabla 4.21: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción BG, BM y BP.	206
Tabla 4.22: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción CG, CM y CP.	207
Tabla 5.1. Valores del límite elástico a partir de los modelos de Salzbrenner (1987), Kippola y Goodrich (2000) y Donelan (2000) y a partir de los ensayos realizados en este trabajo.	246
Tabla 5.2. Valores de resistencia a la tracción a partir de los modelos de Salzbrenner (1987), Kippola y Goodrich (2000) y Donelan (2000) y a partir de los ensayos realizados en este trabajo.	246
Tabla 5.3. Valores del límite elástico a partir de los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), y a partir de los ensayos realizados en este trabajo, para la escalera C.	253
Tabla 5.4. Valores de resistencia a la tracción a partir de los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), y a partir de los ensayos realizados en este trabajo, para la escalera C.	253

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Capacidad global de viento instalada a nivel mundial, acumulada (GWEC, 2014). 30	
Figura 2.2: vista esquemática de un aerogenerador Siemens SWT 2.3-82/93 de 2.3 MW de potencia unitaria; diámetro del rotor: 82/93 m y altura del buje sobre el suelo: 60-80 m. Se añade la localización y el peso de los componentes de gran tamaño: buje, soporte de rodamiento y bastidor (Eiritz, 2009).	32
Figura 2.3: buje para un aerogenerador Siemens SWT de 2.3 MW; peso 12 Toneladas (Eiritz, 2009).	33
Figura 2.4: Pronóstico para el mercado eólico en el periodo 2014-2018 (GEWC, 2014).....	34
Figura 2.5: Diagrama de fase superpuesto Fe-Fe ₃ C y Fe-C (grafito) (Massalski, 1990).....	37
Figura 2.6: Diagrama de fase Fe-C para 2.5% de Si (Davis, 1996).	38
Figura 2.7: temperaturas de inicio de las reacciones eutécticas, estable y metaestable, en función del porcentaje de silicio (Oldfield, 1962). Fuente: (Jiyang, 2009a).....	39
Figura 2.8: Rangos aproximados de carbono y silicio para aceros y varias fundiciones (Walton C.F., Opar, T.J., 1981). Fuente: (Davis, 1996).	40
Figura 2.9: Efecto de los elementos de aleación sobre las temperaturas eutécticas t_{EM} y t_{EG} de los sistemas estable y metaestable (Jiyang, 2009).	41
Figura 2.10: curva de solidificación y enfriamiento necesaria para que el carbono precipite como grafito. t_{AL} : temperatura del líquido; t_{EU} : temperatura a la que empieza a precipitar la mayor cantidad de eutéctica; t_{ER} : temperatura máxima durante la solidificación eutéctica; t_{ES} : temperatura final de la eutéctica (Jiyang, 2009).....	42
Figura 2.11: la segregación de elementos de aleación en la última etapa de la solidificación aumenta sensiblemente la formación de carburos en los contornos de grano (Jiyang, 2009). .	42
Figura 2.12: influencia del Mg residual sobre la forma del grafito (Nechtelberger <i>et al</i> , 1982). Fuente: Stefanescu (2005)	43
Figura 2.13: influencia de la morfología del grafito sobre la curva tensión-deformación de varias fundiciones. Fuente: (Davis, 1996)	44
Figura 2.14. Estructura cristalina del grafito. A y C, posibles direcciones de crecimiento. (a) cristal de grafito rodeado por planos del tipo (0001) y {10 $\bar{1}$ 0} donde se aprecia la estructura hexagonal de los átomos del plano (0001); (b) estructura hexagonal del grafito donde se aprecia la celda unidad (Minkoff, 1983).	47
Figura 2.15: núcleos de grafito esferoidal: a) inclusión única; b) combinación de inclusiones. (Fang, 2000).	48
Figura 2.16. Curvas de velocidad de crecimiento sugeridas para la austenita y el grafito en las aleaciones Fe-C-Si: (a) eutéctica austenita-grafito laminar; (b) eutéctica austenita-grafito esferoidal. (Minkoff, 1983).....	49
Figura 2.17. Secuencia esquemática de solidificación de fundición dúctil eutéctica según el modelo uninodular (Rivera et al, 2002). <i>Nota: leer la figura de abajo a arriba</i>	50
Figura 2.18. Secuencia esquemática de solidificación de fundición dúctil eutéctica según el modelo multinodular (Rivera et al, 2002). <i>Nota: leer la figura de abajo a arriba</i>	50
Figura 2.19. Ilustración esquemática de la secuencia de solidificación de la fundición dúctil eutéctica: a-c macroestructura de la solidificación (granos equiáxicos); d macroestructura real; e-g microestructura de la solidificación; h microestructura real. (Rivera et al, 2002)	51
Figura 2.20. Crecimiento circunferencial de los esferoides de grafito: (a) superficie que muestra el efecto "hoja de berza"; (b) sección diametral que presenta el crecimiento en la dirección "a". (Sadocha y Gruzleski, 1975)	52
Figura 2.21. Detalle de la estructura de la superficie de un nódulo extraído (Loper y Fang, 2008).	53

Figura 2.22. Representación esquemática del cambio en la velocidad de crecimiento del grafito debido a la adsorción de átomos extraños: (a) nodulizante (Mg, Ce, La) añadido como una impureza reactiva; (b) ambiente puro; (c) ambiente contaminado con elementos activos superficialmente, como S y O ₂ , adsorbidos sobre los caras prismáticas. (Herfurth, 1965). Fuente: Davis (1996).....	54
Figura 2.23. Correlación entre los diferentes tipos de inestabilidades, morfología de crecimiento y subenfriamiento ΔT : (a) $\Delta T = 4^{\circ}\text{C}$; (b) $\Delta T = 9^{\circ}\text{C}$; (c) $\Delta T = 30^{\circ}\text{C}$; (d) $\Delta T = 40^{\circ}\text{C}$. (Minkoff, 1983).	55
Figura 2.24: Proceso de formación de las últimas regiones en solidificar en fundición de grafito esferoidal (observación dinámica de la misma área) (Jiyang, 2010b).....	56
Figura 2.25: TiC (carburo de titanio) de forma poliédrica en color azul, revelado mediante ataque metalográfico de color (Jiyang, 2010b).	58
Figura 2.26: perlita en regiones intercelulares (Jiyang, 2010b)	58
Figura 2.27: Microporosidad en las últimas regiones en solidificar o URS (LTF regions) (Jiyang, 2010a)	59
Figura 2.28: relación entre el espesor de sección, el tamaño del esferoide y el área de las últimas regiones en solidificar (URS o LTF) (Hayrynen et al, 1989). Fuente: Jiyang (2010b). LTF: last to freeze; FTF: first to freeze.....	61
Figura 2.29: Efecto del tamaño de la sección sobre las propiedades de la fundición dúctil (Davis, 1996).	62
Figura 2.30. Micrografías ópticas de grafito chunky en fundición de sección pesada:.....	63
(a) disposición en colonias; (b) disposición interdendrítica. (Gagné y Argo, 1986b).....	63
Figura 2.31. Micrografía del MEB de partículas de grafito chunky libres del tipo en colonia (Gagné y Argo, 1986b).....	63
Figura 2.32. Micrografía del MEB mostrando detalles de ramificación e interconexión en el grafito chunky (ataque profundo) (Gagné y Argo, 1986b).....	63
Figura 2.33: micrografía del grafito chunky con ataque de vacío (Liu et al, 1983).....	63
Figura 2.34: representación esquemática de la degeneración de grafito esferoidal en grafito chunky (Liu et al, 1983).	63
Figura 2.35: Diagramas que muestran el proceso de formación de la estructura de solidificación en áreas que contienen grafito chunky (Jiyang, 2010b).	64
Figura 2.36: localización de la formación de grafito chunky (Jiyang, 2010b).....	65
Figura 2.37: Efecto del silicio sobre la formación del grafito chunky (Jiyang, 1996)	65
Figura 2.38. Influencia del contenido de silicio sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V de la fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).	68
Figura 2.39. Influencia del contenido de silicio en la relación J_{IC} -temperatura (matriz completamente ferrítica).....	69
Figura 2.40. Influencia del contenido de carbono sobre la energía Charpy con entalla en V de la fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).	70
Figura 2.41. Diagrama de Henderson: rangos típicos de carbono y silicio para fundiciones dúctiles limitados por factores de proceso. Fuente: Gundlach et al (1992).	70
Figura 2.42. Efecto del fósforo sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V para fundiciones dúctiles ferríticas (Roedter, 2006).	72
Figura 2.43. Efecto del contenido de fósforo sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V para fundiciones dúctiles ferríticas (Pellini et al, 1954). Fuente: Bradley y Srinivasan (1990).	72
Figura 2.44. Influencia del contenido de fósforo en la relación J_{IC} -temperatura (matriz completamente ferrítica) (Komatsu et al, 1994).	73

Figura 2.45. Efecto acumulativo de elementos estabilizadores de perlita (Px) en fundición dúctil (Thielman, 1970). Fuente: Riposan et al (2010).	84
Figura 2.46. Factor de antinodularidad de Thielman (K_1) en fundición dúctil (Thielman, 1970). Fuente: Riposan et al (2010).	84
Figura 2.47. Influencia de las características microestructurales sobre la resistencia a la fluencia de las fundiciones dúctiles ferríticas estudiadas: a) efecto de la nodularidad; b) efecto del número de nódulos (nod/mm^2); c) efecto del tamaño de nódulo (100x). Ref 2, Ref 3, Ref 4a, Ref 4b, Ref 6a, Ref 6b y Ref 7 son las referencias de las aleaciones estudiadas. (Loper y Javaid, 1991).	86
Figura 2.48. Efecto del níquel sobre la resistencia a la fluencia de las fundiciones dúctiles ferríticas. Ref 1, Ref 2 y Ref 3 son las referencias de las aleaciones estudiadas. (Loper y Javaid, 1991).	87
Figura 2.49. Comparación entre los datos de Límite Elástico a partir de ensayos realizados por Frenz (1991) y los valores calculados usando: (a) la ecuación propuesta por Frenz; (b) la ecuación (5) planteada por Donelan. Fuente: (Donelan, 2000)	88
Figura 2.50: Comparativas para (a) Límite Elástico y (b) Resistencia a Tracción, a partir de los resultados de las ecuaciones propuestas por Donelan (2000) y los datos de ensayo de la fundición.	89
Figura 2.51. Relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y el porcentaje de perlita en función de la nodularidad (Iwabuchi et al, 2003).	90
Figura 2.52: relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y la Nodularidad (N%) en muestras con más del 90% de ferrita; g: número de nódulos/ mm^2 (Iwabuchi et al, 2003).	91
Figura 2.53: relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y el diámetro del nódulo de grafito en función de la nodularidad (Iwabuchi et al, 2003).	91
Figura 2.54. Ejemplo de dross encontrado en fundiciones dúctiles (Gagné y Labrecque, 2009).	93
Figura 2.55. Espectro de elementos que representan los carburos intercelulares del caso de referencia. (Goodrich, 1997).	94
Figura 2.56: Efecto del número de nódulos sobre la resistencia al impacto Charpy con entalla en "v" para fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).	96
Figura 2.57. Microestructura de la probeta usada en el ensayo Charpy para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010) (ataque con Nital al 4%).	98
Figura 2.58. Perlita y carburos de segregación para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010) (Ataque con nital al 4%).	99
Figura 2.59. Imagen de una zona intercelular en una fundición de un buje de molino de viento mediante MEB. Se observa una gran red de microcarburos-microporosidades (Labrecque et al, 2010) (ataque con Nital al 4%).	100
Figura 2.60. Efecto de la microestructura de la matriz sobre la energía de impacto para probetas Charpy con entalla en "v" (RTIT, 1990).	102
Figura 2.61. Energía de impacto (Charpy con entalla en "v") en función de la temperatura para las aleaciones GGG-40 y S-45 (Salzbrenner et al, 1985).	103
Figura 2.62. Influencia de la nodularidad del grafito sobre las propiedades de fractura en probetas Charpy con entalla en "v" para fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).	103
Figura 2.63. Valores medidos experimentalmente de J_{IC} versus valores calculados con el modelo de regresión lineal, basado en el espaciado medio (en dos dimensiones) entre nódulos de grafito (Salzbrenner y Sorenson, 1987).	104
Figura 2.64. Efecto del número de nódulos sobre el valor de la tenacidad de fractura K_{JC} a temperatura ambiente para fundición dúctil ferrítica (Bradley, 1990). $\Delta_A^{0.5} \approx N^{-0.25}$, siendo Δ_A la distancia internodular y N el número de nódulos por cada mm^2 . Ref 77: Salzbrenner, 1987; Ref 84: Holdsworth y Jolley, 1984; ref 95: Tanner, 1986. S_Y es el Límite Elástico.	107

Figura 2.65. Influencia del tamaño de la microestructura sobre la relación entre J_{IC} y temperatura (Komatsu et al, 1997).	108
Figura 2.66. Ilustración esquemática de la iniciación de fractura frágil en fundición dúctil ferrítica. "Ferrite grain boundary" = Junta de grano de ferrita; "Eutectic cell boundary" = Contorno de célula eutéctica; "Slip" = Deslizamiento; "Inclusión or carbide" = Inclusión o carburo; "Cleavage" = Clivaje. Se aprecia además en esta figura que no siempre coinciden las juntas de los granos de ferrita con los contornos de las células eutécticas. (Kobayashi, 1997).	110
Figura 2.67. Tenacidad de fractura como función de la temperatura para las aleaciones GGG-40 (ferritic ductile iron) y S-45 (15% pearlite); K_{Jc} se obtiene a partir de medidas válidas de J_{IC} ; K_{JQ} se obtiene a partir de valores J en los ensayos con crecimiento de grieta no estable (Bradley 1985).	111
Figura 2.68. Relación entre tenacidad de fractura y tamaño de nódulo indicando el % de nodularidad de cada muestra ensayada (Iwabuchi et al, 1992).	112
Figura 2.69. Relación entre la Tenacidad de la Fractura y la Resistencia al Impacto Charpy para fundición dúctil ferrítica (Iwabuchi et al, 2003)	113
Figura 3.1. Geometría y dimensiones de las tres escaleras de fundición A, B y C empleadas en esta investigación.	115
Figura 3.2. Localización de las probetas para los ensayos de Charpy, de tracción y de tenacidad de fractura en cada una de las escaleras A, B y C.	118
Figura 3.3. Localización aproximada de la superficie utilizada para la caracterización microestructural, a partir de uno de los fragmentos de la probeta Charpy.	121
Figura 3.4. Dimensiones genéricas principales de la probeta para el ensayo de tracción (EN-1563, 2011).	126
Figura 3.5. Geometría y dimensiones de la probeta de Charpy empleada en el ensayo de impacto (EN-1563, 2011).	127
Figura 3.6. Diagrama típico esquemático carga/deflexión de la probeta de impacto, sin oscilaciones, con valores característicos de carga y desplazamiento, así como de energías parciales (Instron, 1995).	128
Figura 3.7. Cálculo de los puntos principales en el ensayo de impacto instrumentado.	129
Figura 3.8. Integral de contorno J a lo largo de un camino arbitrario Γ que encierra la punta de una grieta en un material elástico no lineal. W es la densidad de la energía de deformación a lo largo de Γ , n es el vector unitario dirigido hacia el exterior y normal a Γ , T es la tracción que actúa en Γ y u es el desplazamiento a lo largo de Γ (Janssen et al, 2002).	130
Figura 3.9. Los modos básicos de desplazamiento de la superficie de la grieta. Fuente: Dowling (1999).	131
Figura 3.10. Prisma rectangular con grieta profunda cargado en flexión. Fuente: Janssen et al (2002).	131
Figura 3.11. Dimensiones principales de la probeta entallada en flexión (SENB) empleada en el ensayo de J_{IC} . La letra "a", que engloba la entalla mecanizada y la pregrieta a fatiga, se denomina en este trabajo "a ₀ ", tal y como indica la norma. Fuente: Janssen et al (2002).	132
Figura 3.12. Probeta entallada en flexión (SENB) empleada en los ensayos de J_{IC}	133
Figura 3.13. Fotografía que muestra cómo se desarrolla la extensión de grieta estable en probetas con "side grooves"(izquierda) y sin "side grooves"(derecha). (Joyce, 1996).	135
Figura 3.14. El método de la medida de la flexibilidad en descargas parciales para monitorizar el crecimiento de la grieta. Fuente: Anderson (1995).	136
Figura 3.15. Extensómetro para la medida de C_i y su colocación en la probeta de ensayo. (Joyce, 1996).	137
Figura 3.16. Obtención de la curva "carga/desplazamiento de la línea de carga" con inicio en el origen de coordenadas (curva final) para una de las probetas de la sección BP.	138

Figura 3.17. Determinación esquemática de valores J aceptables y de J_Q (Janssen et al, 2002).	139
Figura 3.18. Superficie de fractura de una de las probetas de la sección BP. La zona más oscura y curva corresponde a la extensión estable de la grieta, la inmediatamente superior al preagrietamiento por fatiga, y la inferior a la fractura frágil.	141
Figura 4.1. Zona de la parte central de la sección AG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	148
Figura 4.2. Zonas representativas de la sección AG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	149
Figura 4.3. Zona de la parte central de la sección AM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	150
Figura 4.4. Zonas representativas de la sección AM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	151
Figura 4.5. Zona de la parte central de la sección AP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	152
Figura 4.6. Zonas representativas de la sección AP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	153
Figura 4.7. Zona de la parte central de la sección BG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	154
Figura 4.8. Zonas representativas de la sección BG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	155
Figura 4.9. Zona de la parte central de la sección BM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito vermicular y grafito chunky.	156
Figura 4.10. Zonas representativas de la sección BM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	157
Figura 4.11. Zona de la parte central de la sección BP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	158
Figura 4.12. Zonas representativas de la sección BP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regla representa $50 \mu\text{m}$	159
Figura 4.13. Zona de la parte central de la sección CG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regla representa $200 \mu\text{m}$ (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	160

Figura 4.14. Zonas representativas de la sección CG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .	161
Figura 4.15. Zona de la parte central de la sección CM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	162
Figura 4.16. Zonas representativas de la sección CM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .	163
Figura 4.17. Zona de la parte central de la sección CP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm^2 . La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.	164
Figura 4.18. Zonas representativas de la sección CP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .	165
Figura 4.19: Microfotografía a partir del MEB de la sección AG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	169
Figura 4.20: región ampliada a partir de la figura 4.19.	169
Figura 4.21: Microfotografía a partir del MEB de la sección AM que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	170
Figura 4.22: Microinclusión de la sección AM con una medida aproximada representativa de la misma.	170
Figura 4.23: Microfotografía a partir del MEB de la sección AP que muestra microporosidad y microinclusiones. En el apartado 4.3.4 se realiza un estudio más detallado a partir de esta microfotografía.	171
Figura 4.24: Microfotografía a partir del MEB de la sección AP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones. En el apartado 4.3.4 se realiza un estudio más detallado a partir de esta microfotografía.	171
Figura 4.25: Microfotografía a partir del MEB de la sección BG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	172
Figura 4.26: Microfotografía a partir del MEB de la sección BG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	173
Figura 4.27: zona ampliada a partir de la figura 4.26.	173
Figura 4.28: Microfotografía a partir del MEB de la sección BP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	174
Figura 4.29: medida representativa de una microinclusión de la sección BP.	174
Figura 4.30: Microfotografía a partir del MEB de la sección CG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	175
Figura 4.31: región de la figura 4.30 ampliada, con una medida representativa de una microinclusión.	175
Figura 4.32: Microfotografía a partir del MEB de la sección CM que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	176
Figura 4.33: región ampliada de la figura 4.32.	176
Figura 4.34: Microfotografía a partir del MEB de la sección CP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.	177
Figura 4.35: microinclusión de la sección CP con una medida de referencia.	177

Figura 4.36: Espectro de rayos X correspondiente a los datos mostrados en la tabla 4.6 para una microinclusión de la sección AG.	180
Figura 4.37: sección AP, región sin microporosidad.....	181
Figura 4.38: sección AP, región sin microporosidad.....	181
Figura 4.39: sección AP, región sin microporosidad.....	182
Figura 4.40: sección AP, región sin microporosidad.....	182
Figura 4.41: sección AP, región con microporosidades.....	183
Figura 4.42: sección AP, región con microporosidades.....	183
Figura 4.43: sección AP, región con microporosidades.....	184
Figura 4.44: sección AP, región con microporosidades.....	184
Figura 4.45. Zona de la sección AP destinada al estudio de posibles microporosidades.	185
Figura 4.46. Relieve resultante después de aplicar la técnica de visualización en tres dimensiones a la zona representada en la figura 4.44.	186
Figura 4.47. Región de la parte central de la sección AP con ferrita, perlita, microinclusiones y microporosidades.....	187
Figura 4.48. Región ampliada de la figura 28; las letras A, B y C indican los puntos donde se ha realizado el microanálisis, que se presenta en la tabla 4.9.....	187
Figura 4.49: Gráficas comparativas de la Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento para las tres escaleras A, B y C.	192
Figura 4.50. Gráfica comparativa de los valores de resistencia al impacto Charpy para las tres escaleras A, B y C.....	193
Figura 4.51. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grandes de las tres escaleras A, B y C.	197
Figura 4.52. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones medianas de las tres escaleras A, B y C.....	197
Figura 4.53. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones pequeñas de las tres escaleras A, B y C.....	197
Figura 4.54. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera A.	198
Figura 4.55. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera B.	198
Figura 4.56. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera C.	198
Figura 4.57. Gráfica comparativa de los valores de tenacidad a fractura K_{Jc} para las tres escaleras A, B y C.....	200
Figura 4.58. Gráfica Carga vs. desplazamiento del extensómetro.....	201
Figura 4.59. Gráfica Carga vs. desplazamiento de la línea de carga.....	202
Figura 4.60. Gráfica J vs. Δa para la obtención de J_Q	203
Figura 4.61. Superficie de fractura donde se observa la pregrieta inicial a fatiga (zona superior), la zona de crecimiento de grieta estable (más oscura) y la zona de rotura frágil (más brillante) una vez concluido el ensayo.	204
Figura 4.62. Pregrieta inicial realizada a fatiga. La regleta representa 200 μm	204
Figura 4.63. Espectro correspondiente al microanálisis para la sección AG en la tabla 4.20.	207
Figura 4.64. Superficie de fractura de la sección AG debida al ensayo de tracción.	208
Figura 4.65. Región de la figura 4.64 ampliada.....	208

Figura 4.66. Región de la figura 4.65 ampliada.....	209
Figura 4.67. Superficie de fractura de la sección AM debida al ensayo de tracción.	209
Figura 4.68. Región de la figura 4.67 ampliada.....	210
Figura 4.69. Superficie de fractura de la sección AP debida al ensayo de tracción.....	210
Figura 4.70. Región de la figura 4.69 ampliada.....	211
Figura 4.71. Región de la figura 4.70 ampliada.....	211
Figura 4.72. Superficie de fractura de la sección BG debida al ensayo de tracción.	212
Figura 4.73. Región de la figura 4.72 ampliada.....	212
Figura 4.74. Superficie de fractura de la sección BM debida al ensayo de tracción.	213
Figura 4.75. Región de la figura 4.74 ampliada.....	213
Figura 4.76. Superficie de fractura de la sección BP debida al ensayo de tracción.....	214
Figura 4.77. Región de la figura 4.76 ampliada.....	214
Figura 4.78. Superficie de fractura de la sección CG debida al ensayo de tracción.	215
Figura 4.79. Región de la figura 4.78 ampliada.....	215
Figura 4.80. Superficie de fractura de la sección CM debida al ensayo de tracción.....	216
Figura 4.81. Región de la figura 4.80 ampliada.....	216
Figura 4.82. Superficie de fractura de la sección CP debida al ensayo de tracción.	217
Figura 4.83. Región de la figura 4.82 ampliada.....	217
Figura 4.84. Superficie de fractura en la sección AG debida al ensayo Charpy a -20°C.	220
Figura 4.85. Región de la figura 4.84 ampliada.....	220
Figura 4.86. Superficie de fractura en la sección AM debida al ensayo Charpy a -20°C.	221
Figura 4.87. Región de la figura 4.86 ampliada.....	221
Figura 4.88. Superficie de fractura en la sección AP debida al ensayo Charpy a -20°C.....	222
Figura 4.89. Región de la figura 4.88 ampliada.....	222
Figura 4.90. Superficie de fractura en la sección BG debida al ensayo Charpy a -20°C.	223
Figura 4.91. Región de la figura 4.90 ampliada.....	223
Figura 4.92. Región de la figura 4.90 (diferente de la escogida en la figura 4.91) ampliada...	224
Figura 4.93. Región de la figura 4.92 ampliada.....	224
Figura 4.94. Superficie de fractura en la sección BM debida al ensayo Charpy a -20°C.	225
Figura 4.95. Superficie de fractura en la sección BP debida al ensayo Charpy a -20°C.....	225
Figura 4.96. Región de la figura 4.95 ampliada.....	226
Figura 4.97. Superficie de fractura en la sección CG debida al ensayo Charpy a -20°C.	226
Figura 4.98. Región de la figura 4.97 ampliada.....	227
Figura 4.99. Superficie de fractura en la sección CM debida al ensayo Charpy a -20°C.....	227
Figura 4.100. Región de la figura 4.99 ampliada.....	228
Figura 4.101. Región de la figura 4.100 ampliada.....	228
Figura 4.102. Superficie de fractura en la sección CP debida al ensayo Charpy a -20°C.....	229
Figura 4.103. Región de la figura 4.102 ampliada.....	229
Figura 4.104. Superficie de fractura en la sección AG debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	231

Figura 4.105. Superficie de fractura en la sección AM debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	231
Figura 4.106. Superficie de fractura en la sección AP debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	232
Figura 4.107. Superficie de fractura en la sección BG debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	232
Figura 4.108. Superficie de fractura en la sección BM debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	233
Figura 4.109. Superficie de fractura en la sección BP debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	233
Figura 4.110. Superficie de fractura en la sección CG debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	234
Figura 4.111. Superficie de fractura en la sección CM debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	234
Figura 4.112. Superficie de fractura en la sección CP debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}	235
Figura 5.1. Figura que muestra la resistencia al impacto vs. la temperatura para diferentes contenidos de silicio (RTIT, 1990) y sobre la que se han colocado datos de este trabajo para su comparación.	239
Figura 5.2. Sección de un cubo de fundición dúctil de 200 mm de lado sobre la que se muestra la macro y microestructura del grafito chunky. Se indican las propiedades mecánicas en el interior y en el exterior de la región con grafito chunky (Källbom et al, 2005b).....	251
Figura 5.3. Figura que muestra la resistencia al impacto vs. la temperatura para diferentes contenidos de silicio (RTIT, 1990) y sobre la que se han colocado los datos correspondientes a las escaleras A, B y C para su comparación.....	255
Figura 5.4. Tenacidad de fractura K_{JC} versus distancia internodular λ_G con ajuste lineal, teniendo en cuenta todos los datos obtenidos.	258
Figura 5.5. Tenacidad de fractura K_{JC} versus distancia internodular λ_G con ajuste polinómico, teniendo en cuenta todos los datos obtenidos.	258
Figura 5.6. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera B, con ajuste lineal y un alto factor de correlación.....	259
Figura 5.7. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera A.....	259
Figura 5.8. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera C.....	260
Figura 5.9. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera A en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.....	262
Figura 5.10. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera B en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.	263
Figura 5.11. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera C en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.	263
Figura 5.12. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{JC} de la escalera A en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.	265
Figura 5.13. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{JC} de la escalera B en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.	265
Figura 5.14. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{JC} de la escalera C en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.	266

NOMENCLATURA

Caracteres latinos

A (%): Alargamiento en rotura.

AG: escalera A, sección grande.

a_i : longitud de la grieta en el instante i deseado.

AM: escalera A, sección mediana.

a_0 : grieta inicial en el ensayo para la determinación de J_{IC} .

AP: escalera A, sección pequeña.

BG: escalera B, sección grande.

BM: escalera B, sección mediana.

B_N : espesor neto de la muestra.

BP: escalera C, sección pequeña.

C_{iLC} : flexibilidad en la línea de la carga en el instante i deseado.

CE: carbono equivalente.

CG: escalera C, sección grande.

C_i : flexibilidad elástica resultante en cada proceso carga-descarga del ensayo para la determinación de J_{IC} .

C_{LC} : flexibilidad en la línea de la carga.

CM: escalera C, sección mediana.

$C_{máq}$: flexibilidad de la máquina.

CP: escalera C, sección pequeña.

C_{pse} : flexibilidad de la probeta sin entallar.

d_{med} : diámetro medio de las partículas de grafito expresado en μm .

E: módulo de Young.

EDX: técnica de microanálisis semicuantitativo por dispersión de energías de rayos X.

F_a : fuerza necesaria para el final de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

F_{gy} : fuerza necesaria para el comienzo de la fluencia en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

F_{iu} : fuerza necesaria para el inicio de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

F_m : fuerza máxima en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

FTF: first to freeze.

HB: dureza Brinell

H_F : dureza de la ferrita.

H_M : microdureza de la matriz.

H_P : dureza de la perlita.

J: integral- J.

J_{el} : cálculo de J, componente elástica.
 J_{IC} : Tenacidad de fractura en deformación plana caracterizada por la integral-J.
 J_{pl} : cálculo de J, componente plástica.
 J_Q : valor de J candidato a J_{IC} .
 K_1 : factor de antinodularidad.
 K_I : factor de intensidad de tensiones en modo I de carga y deformación plana.
 K_{IC} : factor de intensidad de tensiones crítico en deformación plana y modo I de carga.
 K_{JC} : valor crítico de K convertido a partir de J_{IC} .
 K_{JQ} : tenacidad de fractura condicional en un punto de crecimiento de grieta estable.
KV: energía para romper la probeta en el ensayo de impacto Charpy.
 $LE_{0.2}$: Límite Elástico (convencional al 0.2% de deformación permanente).
LTF: last to freeze.
N: nodularidad (en porcentaje).
n: número de nódulos por cada mm^2 .
P: carga.
 P_i : carga correspondiente a un desplazamiento de grieta Δa_i
 P_L : carga límite para el colapso plástico en el ensayo para la determinación de J_{IC} .
 P_x : factor de influencia perlítica.
 R^2 : factor de correlación.
 R_{Gr} : velocidad de crecimiento del grafito.
RI: resistencia al impacto.
RT: Resistencia a la Tracción.
 R_γ : velocidad de crecimiento de la austenita.
S: distancia entre apoyos de la probeta SENB en el ensayo para la determinación de J_{IC} .
 s_a : desplazamiento correspondiente al final de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.
SEM: Microscopía Electrónica de Barrido.
SENB: probeta entallada en flexión a tres puntos en el ensayo para la determinación de J_{IC} .
 s_{gy} : desplazamiento correspondiente al comienzo de la fluencia en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.
 s_{iu} : desplazamiento correspondiente al inicio de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.
 s_m : desplazamiento correspondiente a la máxima carga en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.
 t_a : tiempo en el que ocurre el final de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.
 t_{EG} : temperatura de la eutéctica estable.
 t_{EM} : temperatura de la eutéctica metaestable.
 t_{gy} : tiempo necesario para el comienzo de la fluencia en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

t_{iu} : tiempo en el que ocurre el inicio de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

t_m : tiempo en el que ocurre la fuerza máxima en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

TTDF: Temperatura de Transición Dúctil-Frágil.

U: área bajo la curva "carga-desplazamiento de la línea de carga" (P-v)

U_{cr} : área bajo la curva "carga-desplazamiento de la línea de carga" (P-v) al comenzar la extensión de la grieta.

U_{pl} : área bajo la curva "carga-desplazamiento de la línea de carga" (P-v) hasta un valor determinado de este desplazamiento

URS: últimas regiones en solidificar.

v: desplazamiento que tiene lugar "en la línea de actuación de la carga".

V_B : velocidad basal de crecimiento del cristal de grafito.

v_{el} : desplazamiento de la línea de carga, parte elástica.

V_P : velocidad prismática de crecimiento del cristal de grafito.

v_{pl} : desplazamiento de la línea de carga, parte plástica.

W: anchura de la probeta en el ensayo para la determinación de J_{IC} .

W_a : energía necesaria para el final de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

W_{gy} : energía necesaria para la fluencia en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

W_{iu} : energía necesaria para el inicio de la fractura inestable en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

W_m : energía absorbida hasta la máxima carga en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

W_r : energía remanente en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

W_t : energía total necesaria para romper la probeta en el ensayo de impacto Charpy instrumentado.

X_F : contenido de ferrita en la matriz, en tanto por ciento.

X_P : contenido de perlita en la matriz, en tanto por ciento.

Caracteres griegos

Δ_A : espaciado entre los nódulos de grafito medido en dos dimensiones.

Δa : extensión de la grieta en el ensayo para la determinación de J_{IC} .

$\Delta a_i = a_i - a_0$, que indica la extensión de la grieta desde la grieta inicial a_0 , correspondiente a una carga P_i .

ΔT : subenfriamiento.

η : factor debido al trabajo plástico

λ_G : Distancia internodular o entre partículas de grafito.

σ_0 : valor medio del Límite Elástico convencional al 0,2 % y de la Resistencia a la Tracción.

ν : coeficiente de Poisson.

CAPÍTULO 1
INTRODUCCIÓN

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.

Durante las últimas décadas, la energía del viento ha experimentado un auge espectacular. Son muchos los países que han abrazado esta fuente de energía, como parte de la solución a la dependencia de fuentes de energía extranjeras (petróleo y gas), problemas medioambientales y riesgos sin resolver de la energía nuclear.

La fundición dúctil está desempeñando un papel fundamental como material estructural en las turbinas eólicas. Estas turbinas requieren que algunos de sus componentes de gran tamaño (bujes, soportes de los rodamientos, bastidor,...) se fabriquen en fundición de hierro dúctil, con un rango de entre 15 y 25 T por MW y fundiciones pesando entre 0.5 y 30 T (Labrecque y Cabanne, 2011).

La especificación que deben cumplir estas fundiciones es la EN-GJS-400-18-LT, perteneciente a la norma europea "EN-1563: Fundición. Fundición de grafito esferoidal" (EN-1563, 2011). Esta especificación exige que, en una probeta adosada a la pieza fundida, se superen unos valores mínimos de resistencia al impacto Charpy a baja temperatura (-20°C), así como de límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento a temperatura ambiente. Pero no le obliga a enmarcarse dentro de una composición química determinada. Por ello, el fabricante de este tipo de fundición buscará, lógicamente, aquella composición que, con el menor coste posible, le proporcione el cumplimiento de la norma. Un problema añadido es que algunos clientes más exigentes solicitan que se verifiquen los valores mínimos en muestras extraídas de la propia pieza fundida, desde unos emplazamientos por ellos determinados. No obstante, la norma admite esta opción si fabricante y cliente llegan a un acuerdo.

En algunas ocasiones, con un recocido de ferritización se pueden alcanzar las exigencias de la norma. Sin embargo, ello es costoso y nada práctico cuando se están considerando fundiciones de gran masa y dimensiones. Por ello, es prioritario obtener las propiedades requeridas en estado de bruto de colada.

A partir de estas consideraciones, surge uno de los objetivos principales de este trabajo: intentar optimizar la composición química con la que se fabrica este tipo de fundición, y, por tanto, la microestructura, de forma que se verifique la especificación EN-GJS-400-18-LT en cualquier localización de la pieza. Para realizar este estudio, se han utilizado tres escaleras de fundición dúctil de idénticas dimensiones, fundidas cada una de ellas con una composición química diferente.

Una de las escaleras, denominada "A", presenta una composición química empleada para fabricar industrialmente bujes de aerogeneradores. Con esta composición, se cumple generalmente con la especificación EN-GJS-400-18-LT en probeta adosada, pero no en probetas extraídas ("trepanadas") de la pieza moldeada en determinados lugares. Buscando conseguir que se verifique la especificación en las zonas más desfavorables de la fundición, esto es, en los centros térmicos de la misma, se investigaron dos variaciones en la composición química de la escalera A, surgiendo las escaleras "B" y "C".

En la escalera B se analiza el efecto de una disminución en el contenido de silicio de la composición de la escalera A, manteniendo idénticos contenidos del resto de elementos y empleando el mismo procedimiento de fabricación. Esta elección es debida a que el silicio es un potente endurecedor de la ferrita mediante solución sólida, por lo que su contenido debe ser el menor posible cuando se busca buena tenacidad a bajas temperaturas.

En la escalera C se investiga el efecto de una incorporación de níquel a la composición de la escalera B, empleando el mismo procedimiento de fabricación. El níquel se emplea como sustituto del silicio, ya que no endurece tanto la ferrita y es un buen grafitizante. Además, el níquel consigue elevar la resistencia sin provocar un aumento en la temperatura de transición al impacto. Pero es un elemento químico caro, por lo que, si es necesario añadirlo, se buscará que sea en la menor cantidad posible.

Por otro lado, se dotó a cada escalera de tres espesores (250, 180 y 100 mm), para observar la influencia de las diferentes velocidades de solidificación y enfriamiento sobre la microestructura, y, por tanto, sobre las propiedades mecánicas y los micromecanismos de fractura. La información que se obtenga puede luego extrapolarse a piezas reales componentes de equipos industriales, que por lo general presentan muy diferentes secciones, aun dentro del rango del “espesor grande” (mayor de 60 mm).

En este trabajo también se estudia la tenacidad de fractura de las tres secciones de cada escalera mediante la mecánica de la fractura elastoplástica. Se pretende así obtener un parámetro de diseño que caracterice la resistencia a la fractura de este tipo de material, ya que el ensayo de resistencia al impacto Charpy no sirve como tal (Labrecque et al, 2010), porque es demasiado impreciso y potencialmente erróneo para resolver cuestiones que relacionan la microestructura y la resistencia a la fractura (RTIT, 1990).

Nos encontramos, pues, ante tres escaleras de fundición dúctil de composiciones químicas distintas, cada una con tres espesores, por lo que disponemos realmente de nueve secciones de fundición distintas. De su estudio va a tratar el resto de este trabajo, que se compone de siete capítulos.

El primer capítulo es la presente introducción, que describe el planteamiento y los objetivos de la investigación y su estructura general. En el segundo capítulo se revisa la literatura sobre las fundiciones dúctiles ferríticas, en cuanto a los principios básicos para su obtención, la solidificación y crecimiento del grafito en dichas fundiciones y, especialmente, las relaciones entre composición, microestructura y propiedades mecánicas. El capítulo tercero está dedicado en primer lugar a especificar los materiales empleados, así como la localización de las probetas utilizadas en los ensayos; en segundo lugar se discuten detalladamente las técnicas usadas para realizar los ensayos mecánicos y para medir los distintos parámetros. El cuarto capítulo se destina a exponer los resultados experimentales con los comentarios adecuados a cada una de las situaciones que se presentan. En el capítulo quinto se discuten los resultados expuestos en el capítulo anterior, contrastándolos con los trabajos de otros autores y que ya se han estudiado en el capítulo segundo dedicado a la revisión bibliográfica.

El capítulo sexto se dedica a la exposición de las conclusiones, que resumen los nuevos conocimientos aportados sobre el tema objeto de estudio; además se proponen nuevas líneas de investigación. Finalmente se dedica un capítulo a citar las referencias bibliográficas en las que se ha apoyado el presente trabajo.

CAPÍTULO 2
ESTADO DEL CONOCIMIENTO

CAPÍTULO 2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO

2.1. LA FUNDICIÓN DÚCTIL Y LA INDUSTRIA DEL VIENTO.

El crecimiento experimentado por la industria del viento en los últimos quince años ha sido espectacular. La potencia eólica instalada a nivel mundial ha pasado de 10,200 MW en el año 1998 a superar los 318,000 MW a finales de 2013, tal y como se aprecia en la figura 2.1; esto es, se ha multiplicado aproximadamente por 30.

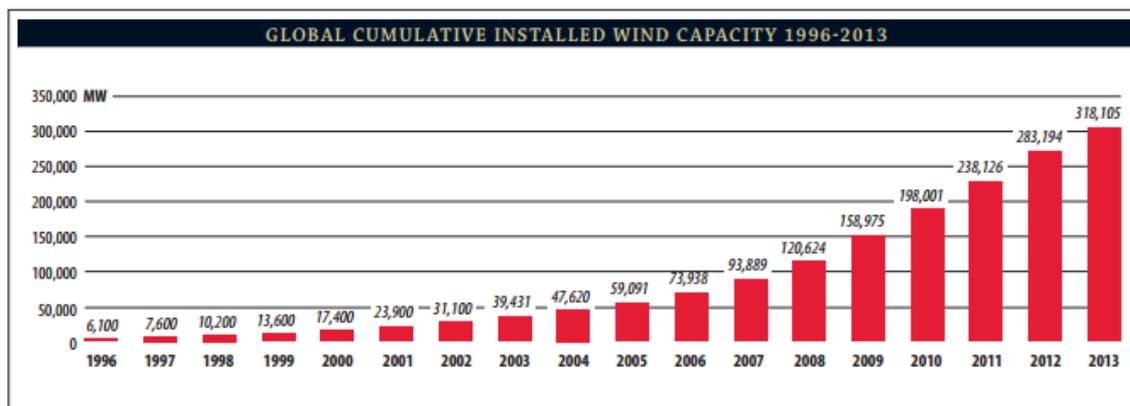


Figura 2.1: Capacidad global de viento instalada a nivel mundial, acumulada (GWEC, 2014).

Las razones de este incremento se encuentran en la necesidad de la sociedad de ir sustituyendo las fuentes de energía tradicionales (combustibles fósiles y energía nuclear) por energías renovables no contaminantes. Así por ejemplo, en diciembre de 2008, el Parlamento Europeo se propuso como objetivos para el año 2020 reducir en un 20% las emisiones de CO₂, cubrir el 20% de la demanda de energía con energías renovables y aumentar en un 20% el ahorro y la mejora de la eficiencia energética.

Dentro de las renovables, la eólica se ha mostrado como la mejor y más limpia opción para reducir las emisiones de CO₂, contribuyendo en la lucha contra el calentamiento global. En el año 2009, la potencia del viento evitó 228.7 MT de emisiones de dióxido de carbono a la atmósfera, lo que equivale a casi el 2% de las emisiones totales mundiales debidas a la generación de potencia (BTM, 2010). Solamente una turbina de viento V90 - 3.0 MW puede ahorrar a la atmósfera más de 5,000 toneladas de emisiones de CO₂ al año (Riposan et al, 2010).

La fundición dúctil ha desempeñado un papel fundamental en este gran desarrollo de la industria del viento. Según iba aumentando el tamaño de los molinos eólicos para conseguir mayor rendimiento, surgió la necesidad de disminuir en todo lo posible el peso de estas máquinas, pero sin pérdida de las propiedades mecánicas exigidas para su buen funcionamiento. Así, algunos de los componentes de mayor tamaño que venían fabricándose en acero trabajado o fundido, fueron sustituidos por fundición dúctil de matriz ferrítica; se conseguía de esta forma una reducción en el peso de aquellos componentes de aproximadamente un 10% (Davis, 1996) y, al mismo tiempo, un ahorro económico

considerable por ser sensiblemente más barato el procedimiento de fabricación para la fundición.

A finales de la década del 2000, el aerogenerador “tipo” que integra un parque eólico presenta las siguientes características principales: capacidad nominal de 1.5 a 3 MW, diámetro del rotor de 70 a 90 m y altura de la torre de 60 a 100 m (Villarrubia, 2012).

En la figura 2.2 se muestra una vista esquemática de un aerogenerador de 2.3 MW de la marca comercial Siemens, con la localización de los componentes de gran tamaño más típicos que se fabrican en fundición dúctil: buje, bastidor y soportes de los rodamientos del eje principal. Se añaden los pesos aproximados de esos componentes, apreciándose que son elevados, lo que puede dar una idea del tamaño de los mismos. En la figura 2.3 se presenta una fotografía real de un buje.

El buje es el elemento que sirve de enlace entre las palas y el eje principal. Debe ser capaz de reaccionar ante todas las cargas dinámicas de las palas, y cualquier otra carga interna o externa, durante 20 o más años de vida de diseño. El bastidor o estructura base de la máquina soporta los elementos que se encuentran en el interior de la barquilla o góndola (nacelle). Transmite las cargas que sufre el buje hacia la torre. En los soportes de los rodamientos se apoya y gira el eje principal, que transmite el par motor que provoca el viento sobre el rotor hasta la multiplicadora; esos soportes van atornillados al bastidor.

Debido a las duras condiciones climáticas en que pueden trabajar en determinados momentos de su vida estos componentes, sus diseñadores han decidido que tienen que verificar la especificación europea EN-GJS-400-18-LT. Exige esta especificación que el componente tenga una resistencia al Impacto mínima media a baja temperatura (-20°C) de 10 Julios, además de, a temperatura ambiente, una resistencia a la tracción de 360 MPa, un límite elástico de 220 MPa y un alargamiento del 12%. Estos valores deben cumplirse normalmente en una probeta adosada al componente fundido, según la norma, pero hay clientes que los exigen en cualquier localización del mismo; la norma admite esta última opción, si el fabricante del aerogenerador y el fundidor llegan a un acuerdo. Además, esta combinación de propiedades debe conseguirse en estado de bruto de colada, ya que un posible tratamiento térmico reparador, realizable en algunos casos, sería inviable económicamente.

El gran peso de los componentes en fundición dúctil que aparecen en las figuras 2.2 y 2.3 no solo se traduce en grandes dimensiones en altura, anchura o diámetro, sino también en gran espesor de pared; suelen ser habituales espesores mayores de 100-150 mm. Y es precisamente en esta última dimensión, en su zona central, donde es más difícil alcanzar las propiedades mecánicas citadas anteriormente. Al ser el centro geométrico del espesor de pared la última región en solidificar, pueden aparecer grafito degenerado y perlita, que influyen negativamente en las propiedades mecánicas; además, debido a la microsegregación, pueden surgir defectos microestructurales en los contornos de las células eutécticas tales como microrrechupes y microinclusiones, que también penalizan notablemente las propiedades mecánicas. Especialmente para alcanzar el alargamiento y las propiedades de impacto a baja temperatura, es primordial evitar esos defectos en la microestructura. Otras características

metalúrgicas tales como buena nodularidad y alto número de nódulos de grafito son también fundamentales para verificar la norma.

No es fácil conjugar una alta resistencia al impacto a baja temperatura con unas propiedades de tracción elevadas. Para conseguirlo, se requiere un balance adecuado entre composición química, microestructura y propiedades mecánicas.

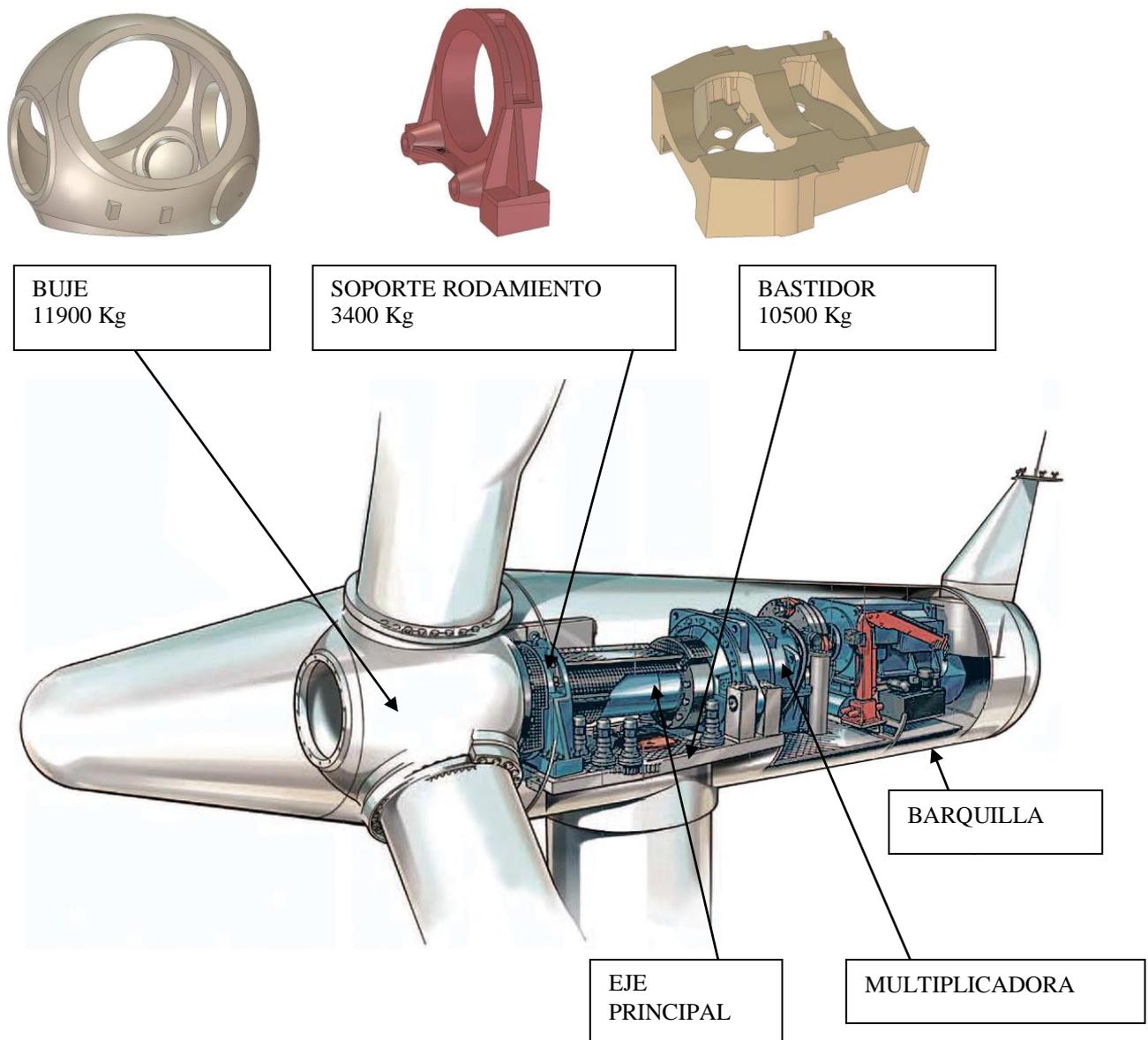


Figura 2.2: vista esquemática de un aerogenerador Siemens SWT 2.3-82/93 de 2.3 MW de potencia unitaria; diámetro del rotor: 82/93 m y altura del buje sobre el suelo: 60-80 m. Se añade la localización y el peso de los componentes de gran tamaño: buje, soporte de rodadura y bastidor (Eiritz, 2009).



Figura 2.3: buje para un aerogenerador Siemens SWT de 2.3 MW; peso 12 Toneladas (Eiritz, 2009).

Perspectivas de la energía eólica (y por tanto de la fundición dúctil asociada).

Actualmente no es nada fácil realizar una previsión sobre el futuro de la energía del viento, ni tan siquiera a corto plazo. Aunque el mercado eólico continúa diversificándose a lo largo de todos los continentes, está al mismo tiempo influenciado por un crecimiento ralentizado consecuencia de la crisis económica continuada de los países de la OECD. A pesar de ello, desde el Consejo Mundial de la Energía del Viento (GWEC), esperan que la industria eólica continúe su crecimiento a nivel mundial, ya que en varios países (India, Brasil, Méjico, Canada, Australia,...) se encuentra en expansión. En la figura 2.4 se aprecia el pronóstico que desde el GWEC realizan para los próximos cinco años. A pesar de que se espera que la tasa de crecimiento acumulado vaya disminuyendo desde 14.9% en 2014 hasta 12.0% en 2018, se prevé que la capacidad acumulada global seguirá aumentando, desde 365.4 GW hasta 596.3 GW.

En este escenario, el futuro de la fundición dúctil sigue siendo prometedor, ya que de momento no hay ningún material en el horizonte capaz de poder sustituir las prestaciones que ofrece, para las potencias citadas previamente. Son muchos los nuevos aerogeneradores que se instalarán, y además, como irá aumentando la potencia de los mismos, la producción de fundición dúctil destinada a la industria del viento, también se incrementará.

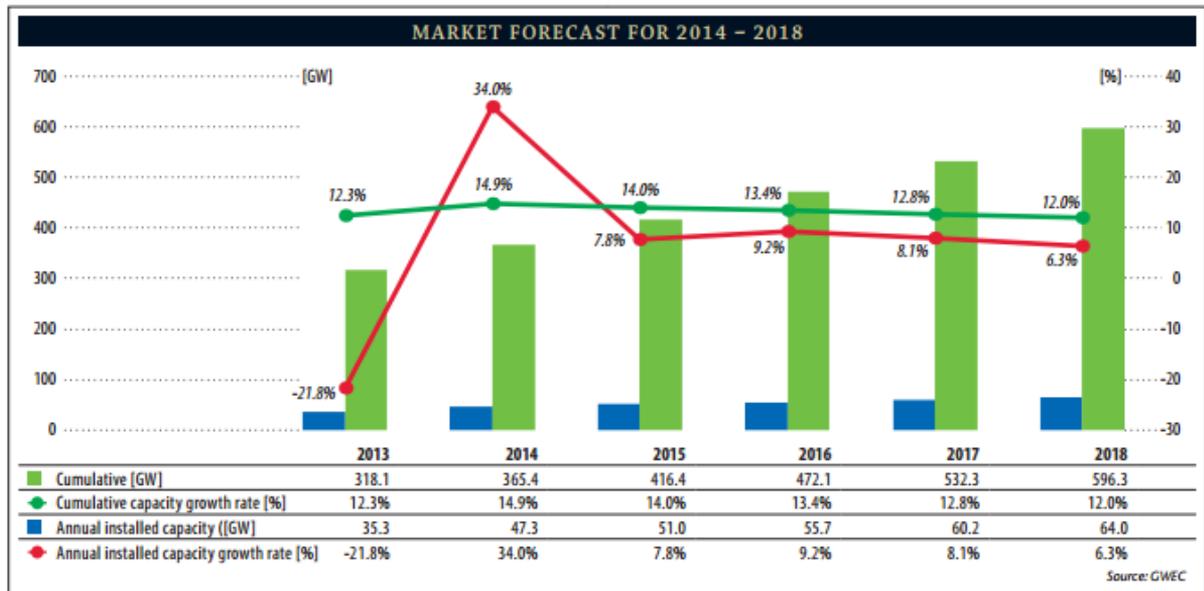


Figura 2.4: Pronóstico para el mercado eólico en el periodo 2014-2018 (GEWC, 2014).

Fundición dúctil de sección pesada

Lo desarrollado en este apartado hasta el momento relaciona la fundición dúctil de sección pesada con la industria eólica. Pero la especificación citada no sólo es requerida en este campo, sino también en otros ámbitos de la industria. Así, las necesidades de este tipo de fundición han aumentado, además de en la industria del viento, también en los sectores de la energía del agua y el gas y de la industria de la minería y el cemento. Otros sectores emergentes, como por ejemplo la energía de las mareas, también aumentarán la demanda de estas fundiciones en un futuro cercano (Labrecque y Cabane, 2011).

2.2. GENERALIDADES DE LAS FUNDICIONES Y DE SU OBTENCIÓN.

2.2.1. Características principales de las fundiciones.

La posibilidad de obtener piezas mecánicas por simple solidificación, sin posteriores requerimientos de conformación por forja, justifica el atractivo que las fundiciones férreas presentan como materiales estructurales. Las ventajas económicas derivadas de este tipo de manufactura, así como algunas de sus propiedades intrínsecas, explican la fuerte demanda de este producto. La fundición férrea, con una producción mundial anual estimada de 71 millones de toneladas, es el material fundido más utilizado del mundo, abarcando el 71% del tonelaje colado total (Modern Casting, 2013).

Hay tres factores principales que provocan que la fundición férrea sea tan ampliamente usada en la industria (Bradley y Srinivasan, 1990), y que se aprecian convenientemente cuando se la compara con el acero fundido. En primer lugar, la temperatura de fusión y por tanto la temperatura de colada de las fundiciones, son 300-350 °C más bajas que en el caso del acero fundido. En segundo lugar, debido a una mayor concentración de carbono libre, la fundición grafitica (gris y dúctil) tiene la mayor fluidez y la menor contracción de todos los metales férreos. Por ejemplo, el acero colado experimentará generalmente una contracción en volumen de más del 4% durante la solidificación, mientras que en el caso de las fundiciones gris y dúctil puede ser menor del 1%, dependiendo de la composición y de las condiciones de procesamiento. Esta diferencia en la contracción permite hacer productos a las dimensiones exactas mucho más fácilmente con las fundiciones gris y dúctil, y además conseguir con muy poca dificultad estanqueidad frente a la presión, como resultado de la reducida contracción interdendrítica. Una tercera ventaja de la fundición grafitica en comparación con el acero fundido es su mayor maquinabilidad. Los efectos combinados de los tres factores citados hacen que sea un 30-40% más barato fabricar con fundición gris y dúctil que con acero fundido.

Además de ser su fabricación más barata, las fundiciones tienen algunas propiedades físicas que les dan una ventaja competitiva frente al acero fundido. Primero, son relativamente resistentes al desgaste, porque el grafito actúa como autolubricante. Segundo, el grafito atenúa la propagación de las ondas acústicas, haciendo a la fundición ideal para bases de máquinas y otros componentes donde el amortiguamiento de la vibración sea muy deseable.

Pero, a pesar de sus interesantes propiedades físicas y de las ventajas económicas de su manufactura, el uso de las fundiciones en muchos campos está limitado debido a su comportamiento frente a la tenacidad de fractura. El mayor porcentaje de carbono, responsable de esas deseables propiedades físicas y de la facilidad de manufactura es, desafortunadamente, también responsable de la degradación de la ductilidad y de la tenacidad de fractura. El carbono, presente principalmente como grafito, sirve para nuclear el proceso de fractura con niveles de deformación relativamente bajos, perjudicando sensiblemente la tenacidad de fractura de la fundición en comparación con el acero fundido o trabajado. No obstante, las diferentes morfologías que puede adoptar el grafito tendrán como consecuencia

una mayor o menor implicación en ese descenso de la tenacidad. La morfologías de grafito laminar (fundición gris) y de grafito vermicular (fundición compacta) tienen mucho mayor impacto en el descenso de la tenacidad que la morfología nodular o esférica (fundición dúctil o de grafito esferoidal), debido al muy diferente factor de concentración de tensiones que cada una de esas formas origina. Además, cualquier forma defectuosa del grafito que se aleje de la esférica (chunky, spiky, explotado,...) provocará un elevado descenso de la tenacidad, tanto mayor cuanto más se diferencie del esferoide perfecto. Debido a ello, la fundición de grafito esferoidal ha conseguido imponerse al acero trabajado o fundido en varias aplicaciones en las que, además de necesitar las propiedades físicas de aquel, requieren un ahorro económico en la manufactura, pero manteniendo las propiedades mecánicas deseadas.

2.2.2. Sistemas Fe-C. Diagramas de equilibrio metaestable y estable.

En una primera clasificación, las fundiciones férreas pueden ser blancas o grises, según su solidificación siga el equilibrio metaestable hierro-cementita (línea discontinua en la figura 2.5) o bien el equilibrio estable hierro-carbono (línea continua en la figura 2.5), respectivamente.

Para los enfriamientos usuales, el líquido compuesto por hierro y 4,3% de carbono, solidifica habitualmente a 1147 °C a modo de un agregado eutéctico denominado ledeburita, constituida por austenita y cementita. Pero, para enfriamientos suficientemente lentos, un líquido de aquella composición (para ser más exactos, de 4,2% de carbono) puede solidificar según el diagrama estable de la figura 2.5, a 1153 °C, dando una eutéctica de carbono (en forma de grafito) y austenita.

Para un líquido de composición próxima a 4,3% de C existen, por tanto, dos posibilidades de solidificación eutéctica, según se siga el diagrama estable o bien el diagrama metaestable. Pero el fundido no solidifica instantáneamente al alcanzar la correspondiente temperatura, ya que se requiere un cierto tiempo para la nucleación del grafito, o bien de la cementita, retores de la solidificación. Como la cinética de formación de la cementita es más rápida que la de agrupación de átomos de carbono para formar grafito, debido a la afinidad entre carbono y hierro para formar el compuesto intermetálico CFe_3 , aquella se logra en menos tiempo que el grafito. Por ello, para lograr la eutéctica grafito-austenita, son necesarios unos enfriamientos suficientemente lentos como para que posibiliten, en un intervalo de tan sólo 6 °C, a temperaturas comprendidas entre 1153 °C y 1147 °C, tiempos de permanencia suficiente para conseguir la agrupación de átomos de carbono en forma de grafito (Pero-Sanz, 1994).

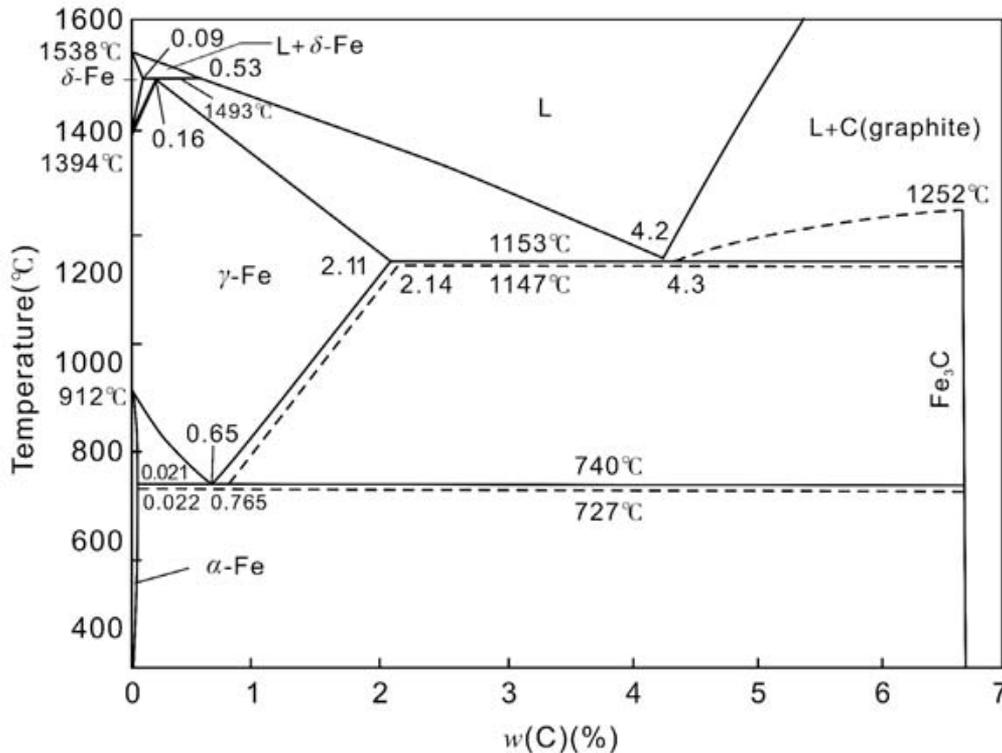


Figura 2.5: Diagrama de fase superpuesto Fe-Fe₃C y Fe-C (grafito) (Massalski, 1990).

2.2.3. Grafitizantes e inoculantes.

En realidad, para lograr la formación de grafito en el caso de líquidos eutécticos y enfriamientos industriales, aunque sean lentos, se hace necesaria la utilización de unos componentes, llamados grafitizantes, tales como Si, P, Al, Ni, Cu (en orden de mayor a menor eficiencia).

La presencia de estos elementos en el líquido resulta eficaz por un efecto de dilución y un efecto de afinidad. Al diluir los preagrupamientos entre átomos de Fe y C, necesarios para la formación de núcleos de cementita, se retarda la cinética de formación de ésta y se posibilita la aparición de grafito. Por otro lado, algunos elementos como el Si, P, Al, con afinidad por el Fe (para dar siliciuros, fosfuros, aluminuros) añaden al simple efecto de dilución antes citado, una tendencia a formar con el Fe los preagrupamientos propios de estos compuestos, y con ello importunan los preagrupamientos de Fe y C necesarios para formar cementita (Pero-Sanz, 1994).

Sin embargo, los grafitizantes, siendo absolutamente necesarios, no se bastan por sí solos para obtener el número adecuado de partículas de grafito buscado en la industria para poder conseguir las propiedades mecánicas objetivo. Los ferrosilicios y otros compuestos - siliciuros de calcio, aleaciones de estroncio, etc.-, denominados inoculantes, aceleran la formación del grafito al facilitar la nucleación heterogénea de éste, por epitaxia o semejanza cristalográfica, y ello, sin ser en general propiamente grafitizantes. Este proceso, que se conoce con el nombre de inoculación (o en el caso de la fundición dúctil, postinoculación, por

ser posterior al tratamiento de nodulización con Mg), provoca la multiplicación y afino de las partículas de grafito, y da origen, además, a un mayor número de células eutécticas.

La eficacia de los inoculantes desaparece con el tiempo, por lo que después de la inoculación conviene colar la fundición lo antes posible.

2.2.4. El silicio.

El silicio es el principal agente grafitizante para lograr la eutéctica grafito/austenita, evitando la formación de ledeburita. El contenido de silicio típico empleado en fundición gris (grafito laminar) es de 1,0 – 3.0 %, y en fundición dúctil (grafito esférico) de 1,8 – 2.8 % (AFS, 2003). Se aprecia una restricción del intervalo en el caso de la fundición nodular respecto a la fundición laminar.

Lógicamente, la presencia del silicio modifica las líneas y puntos críticos de los diagramas binarios estable y metaestable del sistema Fe-C, los cuales se transforman en diagramas ternarios Fe-C-Si (ver en la figura 2.6 una sección del diagrama ternario estable para 2.5% de Si). Las eutécticas, por ejemplo, no solidifican a temperatura constante, sino en un intervalo de temperaturas.

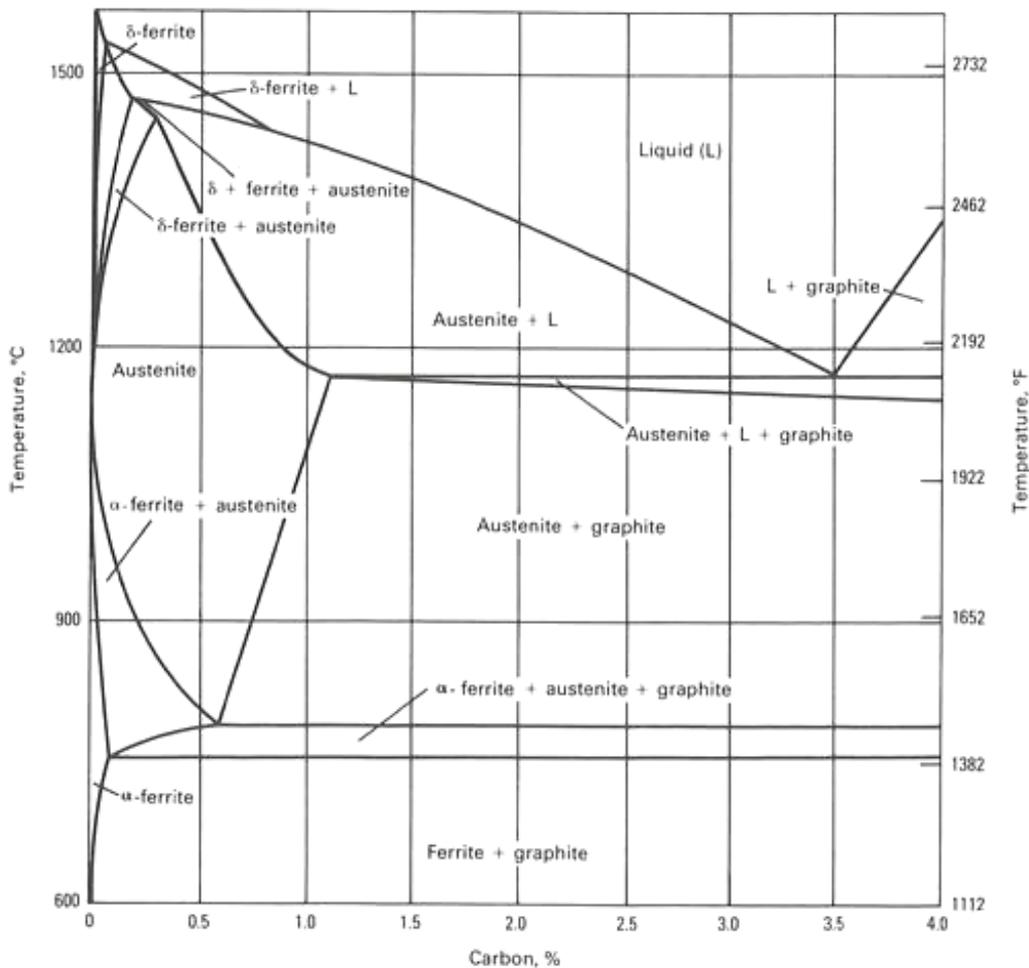


Figura 2.6: Diagrama de fase Fe-C para 2.5% de Si (Davis, 1996).

Un dato importante, que se obtiene de los diagramas ternarios correspondientes, es la temperatura de inicio de formación de la eutéctica estable y de la metaestable, en función del porcentaje de silicio, lo cual se indica en la figura 2.7. Se aprecia en dicha figura que al aumentar el contenido de silicio, al efecto grafitizante de éste se añade, favorablemente, la ampliación del intervalo de temperaturas entre ambas eutécticas, posibilitando así la formación de la eutéctica estable incluso para velocidades de solidificación más rápidas. Se deduce que cuando el tamaño de la pieza es más pequeño (o las velocidades de enfriamiento aumentan) deben utilizarse contenidos altos de silicio; y al contrario, a mayor tamaño o espesor de la pieza, menor puede ser el contenido de silicio. Por otro lado, cuanto mayor es el contenido de carbono en el fundido, más rápida es la cinética de formación del grafito, más probable resulta la formación de éste y, en consecuencia, menos crítico resulta el silicio.

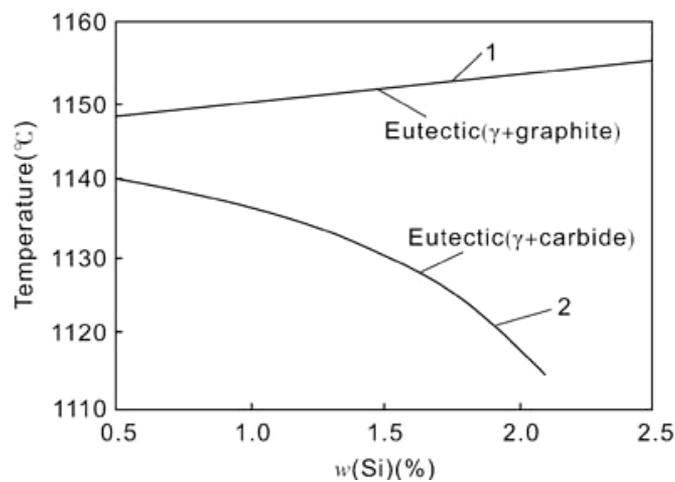


Figura 2.7: temperaturas de inicio de las reacciones eutécticas, estable y metaestable, en función del porcentaje de silicio (Oldfield, 1962). Fuente: (Jiyang, 2009a).

2.2.5. El carbono equivalente.

Varios elementos presentes en las fundiciones comerciales influyen en la composición eutéctica, aumentando o disminuyendo el contenido de carbono de dicha composición, principalmente a través de la influencia en la solubilidad del carbono en el hierro líquido. El más importante de ellos es el silicio, que al provocar una disminución de la solubilidad del carbono, consigue que se reduzca su contenido en la composición eutéctica (Gundlach et al, 1992). Esto se puede apreciar comparando los porcentajes de carbono en la eutéctica de los diagramas de equilibrio de las figuras 2.5 (4.3% de C para 0% de Si) y 2.6 (3.5% de C para 2.5% de Si).

La línea discontinua superior de la figura 2.8 indica la composición eutéctica para las aleaciones Fe-C-Si. Sin silicio, la eutéctica contiene 4.3% C. Según el contenido de silicio de la fundición aumenta, el contenido de carbono de la eutéctica disminuye. Esta es una relación lineal, que puede expresarse mediante la siguiente ecuación: $\% C + 1/3 \% Si = 4.3$

A partir de la información que aporta la ecuación anterior, es conveniente combinar el efecto del silicio con el del carbono en un único parámetro, denominado Carbono Equivalente

(CE), mediante la siguiente fórmula: $CE = \% C + 1/3 \% Si$, siendo %C y %Si los porcentajes en peso de esos elementos en el análisis químico de una fundición.

Cuando hay cantidades apreciables de fósforo en la fundición, éste también se incluye en la fórmula del CE, al tener un efecto similar al del silicio en la composición de la eutéctica. Por tanto, la fórmula habitualmente usada para el CE es: $CE = \% C + 1/3 \% Si + 1/3 \% P$.

En conclusión, el CE de una fundición describe cómo de cerca un análisis determinado está respecto de la composición eutéctica.

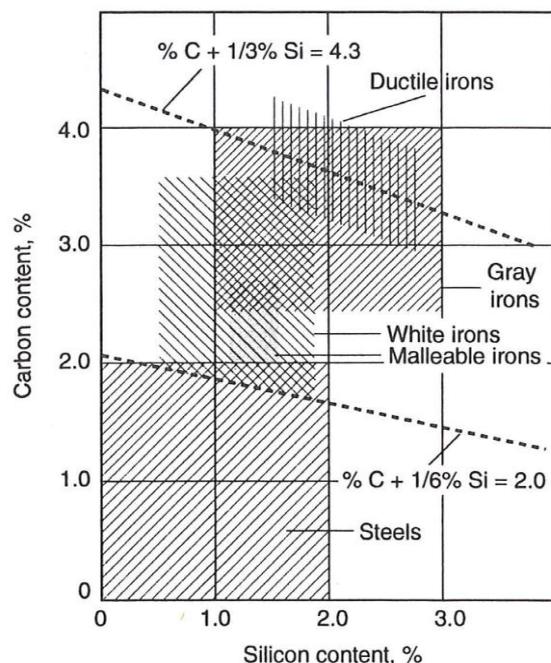


Figura 2.8: Rangos aproximados de carbono y silicio para aceros y varias fundiciones (Walton C.F., Opar, T.J., 1981). Fuente: (Davis, 1996).

Este concepto es de gran importancia para el fundidor, ya que con ese dato del carbono equivalente puede entrar en el diagrama habitual Fe-Fe₃C de 0.0 % de Si (figura 2.5) y saber si su fundición es eutéctica, hipoeutéctica o hipereutéctica, algo fundamental, por la diferencia que puede darse tanto en microestructura como en propiedades mecánicas, debido a los diferentes procesos de solidificación y enfriamiento. Así, cuando el CE es 4.3, la aleación es eutéctica; si el CE de una fundición es menor de 4.3, ésta será hipoeutéctica, y habrá una proporción de dendritas; si es mayor de 4.3, será hipereutéctica, y existirá grafito primario en la estructura.

2.2.6. Efecto de los elementos traza en el diagrama hierro-carbono.

Las fundiciones actuales presentan ciertas impurezas en su composición química, debido al empleo de una gran variedad de materia prima de carga para su obtención (chatarra de acero, arrabio, retornos de fundición dúctil,...). La concentración de esos elementos (impurezas) puede ser tan baja que incluso no sean detectados con el equipamiento de análisis químico estándar, pero a pesar de ello, provocar efectos adversos.

Una de las principales consecuencias de estos elementos traza es la alteración de las temperaturas de las eutécticas metaestable (t_{EM}) y estable (t_{EG}), según se aprecia en la figura 2.9 (Jiyang, 2009). Los elementos grafitizantes (Si, Ni, Cu, Co) provocan simultáneamente un descenso de t_{EM} y un aumento de t_{EG} , dando lugar a una región $t_{EM} - t_{EG}$ más amplia; los elementos estabilizadores de carburos (Cr, V, Ti) elevan t_{EM} y hacen descender a t_{EG} , de forma que el intervalo $t_{EM} - t_{EG}$ queda reducido, perjudicando la grafitización.

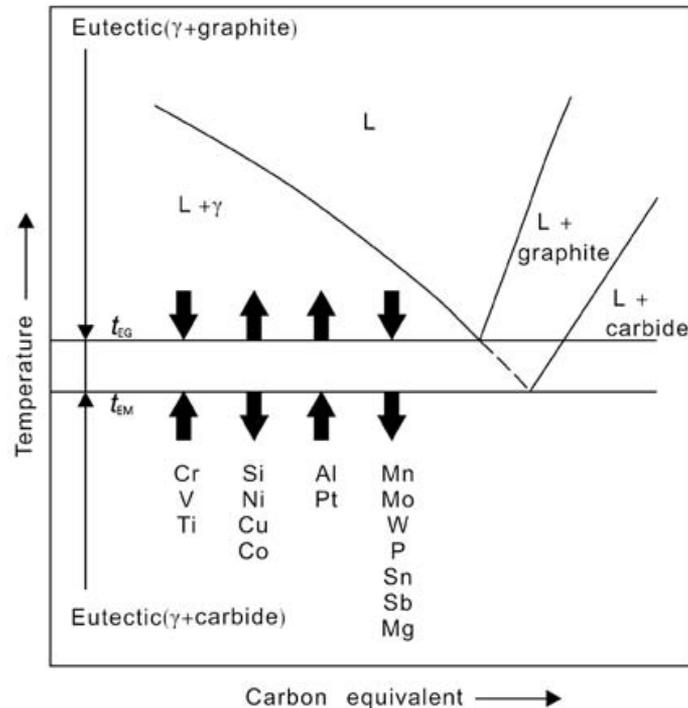


Figura 2.9: Efecto de los elementos de aleación sobre las temperaturas eutécticas t_{EM} y t_{EG} de los sistemas estable y metaestable (Jiyang, 2009).

Es evidente que si se tuviesen en cuenta los efectos de todos los elementos traza, se obtendría un diagrama de fase multi-sistema Fe-C extremadamente complicado. Esa es la razón de que se haya tendido a hipótesis simplificadoras que consideran solamente los efectos del silicio y el fósforo en el carbono equivalente, y al uso del diagrama de equilibrio más sencillo posible (Fe-Fe₃C) para evaluar el grado de acercamiento a la reacción eutéctica de una fundición.

2.2.7. Efectos de la segregación de elementos traza en las últimas regiones en solidificar (URS).

El conocimiento de los efectos de ciertos elementos traza en la eutéctica, discutido brevemente en el apartado anterior, puede ser de gran utilidad para analizar lo que ocurre en secciones gruesas de fundición en la última etapa de la solidificación, donde es muy probable encontrar segregación asociada. Los elementos grafitizantes se segregan en la austenita sólida, mientras que los elementos formadores de carburos están más enriquecidos en el líquido (Jiyang, 2009). Así, el líquido residual contendrá un mayor contenido respecto al nominal de Cr, Mo, V, Ti, ..., lo que provocará un estrechamiento de la región $t_{EG}-t_{EM}$, mientras

que la más pobre distribución de Si, Ni y Cu en el mismo no podrá compensar o contrarrestar ese estrechamiento. Y cuanto más cerca del final de la solidificación, más serio es el problema (véase las líneas discontinuas de la figura 2.11), ya que el líquido residual, al final de la solidificación, tiene poco volumen pero con fuerte segregación. Se puede apreciar el efecto de la segregación en la figura 2.11, especialmente al compararla con la figura 2.10, en la que se presenta una curva de enfriamiento-solidificación para un caldo sin segregación.

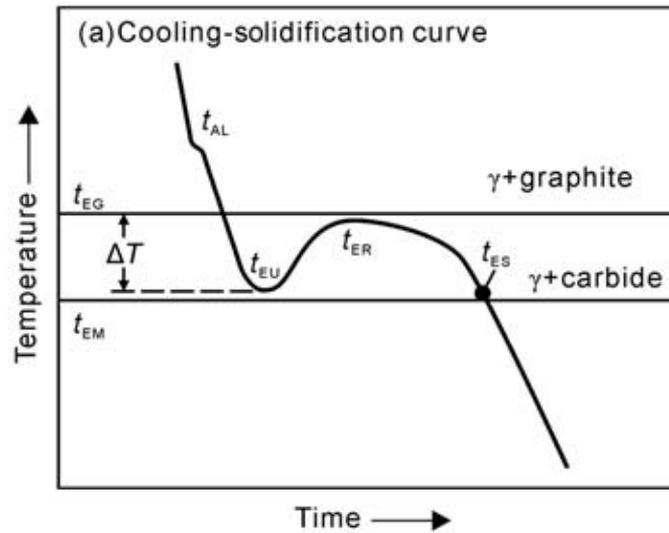


Figura 2.10: curva de solidificación y enfriamiento necesaria para que el carbono precipite como grafito. t_{AL} : temperatura del líquido; t_{EU} : temperatura a la que empieza a precipitar la mayor cantidad de eutéctica; t_{ER} : temperatura máxima durante la solidificación eutéctica; t_{ES} : temperatura final de la eutéctica (Jiyang, 2009).

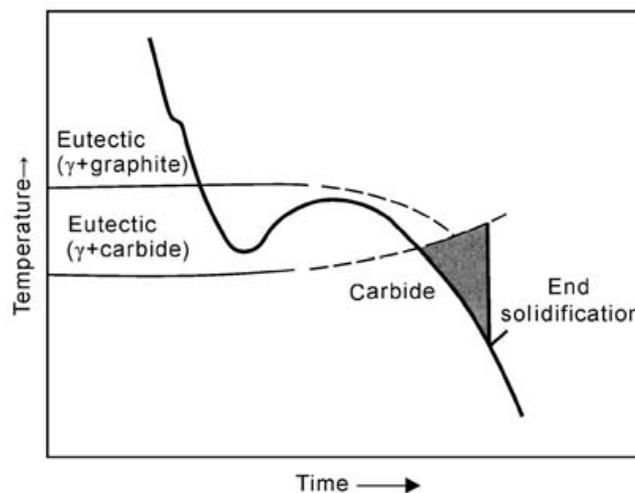


Figura 2.11: la segregación de elementos de aleación en la última etapa de la solidificación aumenta sensiblemente la formación de carburos en los contornos de grano (Jiyang, 2009).

Esta situación de segregación producirá carburos en el último hierro en solidificar, que se corresponde con las áreas del contorno de las células eutécticas en el centro térmico de las fundiciones. Y esos carburos conllevan gran degradación de las propiedades mecánicas, especialmente el alargamiento y las propiedades dinámicas.

2.2.8. Nacimiento de la fundición dúctil.

Desde que en 1709 D.C. en Inglaterra, Abraham Darby desarrollase la tecnología para fundir hierro en masa, las fundiciones han sido uno de los materiales de ingeniería más utilizados y versátiles. Pero a pesar de sus deseables propiedades físicas y de las ventajas económicas de su fabricación, su aplicación estaba limitada debido a su naturaleza relativamente frágil, causada, en el caso de la fundición gris, por las láminas de grafito. Existía la posibilidad de conseguir la “fundición maleable”, pero a base de costosos tratamientos térmicos.

Sin embargo, entre 1938 y 1940, Adey, Millis y Morrogh descubrieron, de manera independiente (Stefanescu, 2005), que añadiendo Mg y/o Ce al metal líquido, el grafito solidificaba con morfología esferoidal, reduciendo en gran medida la concentración de tensión que provocaban las rosetas de grafito laminar. Había nacido la fundición dúctil, y muchas de las áreas de mercado previamente dominadas por el acero trabajado o fundido, se abrieron a las fundiciones.

Posteriormente, en la década de 1970, se reconoció a la fundición de grafito compacto como un nuevo grado de fundición. Con ello, la dependencia de la forma del grafito del contenido en Mg quedó comprendida, según se aprecia en la figura 2.12.

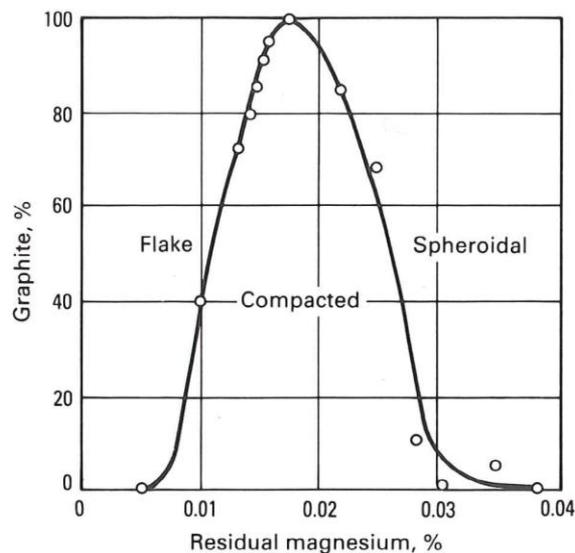


Figura 2.12: influencia del Mg residual sobre la forma del grafito (Nechtelberger *et al*, 1982). Fuente: Stefanescu (2005)

Como el grafito de forma esferoidal reduce el efecto cortante asociado a la concentración de tensión, la resistencia de la matriz metálica puede aplicarse en un 70-90%, de forma que las propiedades mecánicas de la fundición dúctil son significativamente superiores a las de otras fundiciones (véase figura 2.13), e incluso superan los valores de resistencia de algunos aceros al carbono (Jiyang, 2009).

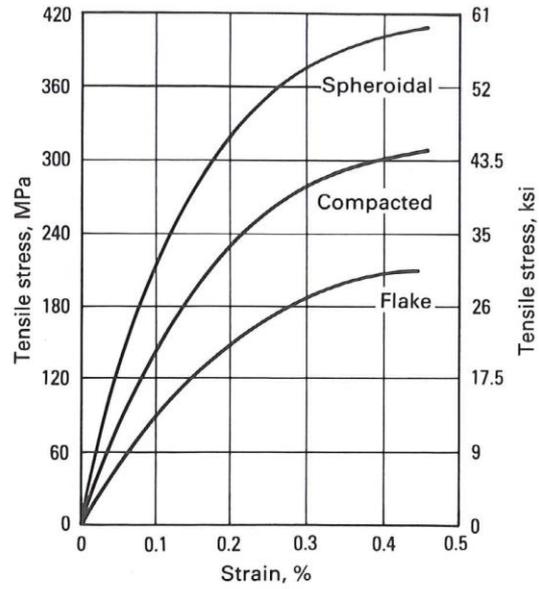


Figura 2.13: influencia de la morfología del grafito sobre la curva tensión-deformación de varias fundiciones. Fuente: (Davis, 1996)

2.3. CARACTERÍSTICAS DE LA SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL.

2.3.1. Generalidades.

El proceso de solidificación de la fundición dúctil se inicia con la formación de dos fases sólidas a partir del caldo líquido: grafito y austenita. El proceso deseado en la industria es que inicialmente precipiten núcleos de grafito sólido y esto sea inmediatamente seguido por la solidificación eutéctica, en la que ambos grafito y austenita se forman desde el caldo al mismo tiempo (realizando hipótesis simplificadoras en el diagrama ternario Fe-C-Si correspondiente) (Gundlach et al, 1992). Para que ocurra esta secuencia de solidificación, el caldo debe ser de composición hipereutéctica. Para composiciones hipoeutéticas, el enfriamiento del caldo sigue la trayectoria del campo de dos fases -líquido+austenita- antes de alcanzar la temperatura eutéctica, de forma que precipitan dendritas de austenita primaria antes de la solidificación eutéctica (ver a modo de ejemplo el diagrama de fases Fe-C-Si para 2.5% de Si en la figura 2.6).

El porcentaje de elevación de la composición del caldo respecto a la composición eutéctica depende de la dificultad asociada con la precipitación del grafito en el caldo líquido previa a la solidificación eutéctica. La fuerza termodinámica directora para la precipitación del grafito es baja. Por tanto, para que suceda la precipitación del grafito es necesario: primero, promover la nucleación del grafito, y segundo, producir una fuerza química conductora alta. Lo primero se consigue inoculando el metal fundido, y lo segundo aumentando el contenido de carbono equivalente (CE) por encima de la composición eutéctica. Así, si la velocidad de solidificación aumenta o el tamaño de la sección disminuye, el carbono equivalente debe elevarse a valores cada vez mayores respecto a la composición eutéctica para asegurar una adecuada precipitación de grafito y evitar los carburos. Por ejemplo, el CE recomendado para secciones de 2 pulgadas ($\approx 50\text{mm}$) es 4.4%, mientras que para secciones de 1/4 de pulgada ($\approx 7\text{mm}$) es 4.9%. Ahora bien, si el caldo es excesivamente hipereutéctico para el tamaño de la sección y el grado de inoculación, puede ocurrir una prematura precipitación del grafito, desarrollándose flotación de grafito, defecto no deseable. En consecuencia, el CE debe controlarse dentro de un rango específico para cada caso particular (Gundlach et al, 1992).

Una vez que la fundición dúctil ha pasado del estado líquido al sólido, y según se vaya enfriando, la austenita se transformará en otras fases que son más estables a bajas temperaturas. Esta transformación empezará cuando la austenita se enfríe por debajo del contorno superior del campo "austenita+ferrita+grafito", como se aprecia para el caso concreto de un 2.5 % de Si en la figura 2.6. La manera en que la matriz de austenita se transforme a través de ese rango de temperaturas crítico determinará la microestructura final de la matriz. Los factores principales que determinan los productos de transformación de la austenita al enfriarse hasta la temperatura ambiente son la composición química de la fundición, el número y distribución de los nódulos de grafito, y la velocidad de enfriamiento.

En función del tipo o grado de fundición dúctil requerido, la microestructura deseada puede variar desde una estructura completamente ferrítica, a una mezcla de ferrita y perlita, o

una completamente perlítica. Dando el tiempo adecuado para el enfriamiento a través de la región de transformación, la microestructura de la matriz será completamente ferrítica. Con velocidades más rápidas de enfriamiento, ocurrirá una mezcla de ferrita y perlita. No obstante, una microestructura de un elevado porcentaje de ferrita puede conseguirse en la condición de bruto de colada, si la composición química se controla adecuadamente; y una microestructura de matriz completamente perlítica se desarrollará si se añade al caldo una cantidad suficiente de elementos químicos que promuevan la perlita.

Cuando se requieran altas resistencias, serán necesarios tratamientos térmicos para obtener microestructuras martensíticas. En estas circunstancias, es preciso alear la fundición para aumentar la templabilidad. También pueden producirse fundiciones dúctiles austeníticas, con una matriz austenítica estable, con la aleación adecuada.

En los apartados siguientes se desarrollan en una mayor extensión los aspectos fundamentales de la solidificación de las fundiciones dúctiles, tales como las teorías de la nucleación y crecimiento del grafito esferoidal y de la eutéctica, así como la cristalización de las últimas regiones en solidificar, desde el enfoque de la fundición dúctil hipereutéctica de matriz ferrítica y en sección pesada.

2.3.2. Estructura del grafito en la eutéctica austenita-grafito.

La fase grafito en fundición es un cristal enfacetado cuyo contorno lo forman planos de bajo índice. El grafito cristaliza del fundido Fe-C normalmente en los planos (0001) y $\{10\bar{1}0\}$. La figura 2.14.a muestra una cara (0001) de un cristal de grafito rodeada por planos de las caras $\{10\bar{1}0\}$. La estructura cristalográfica del grafito y las posibles direcciones de crecimiento, "a" y "c", se muestran en la figura 2.14.b.

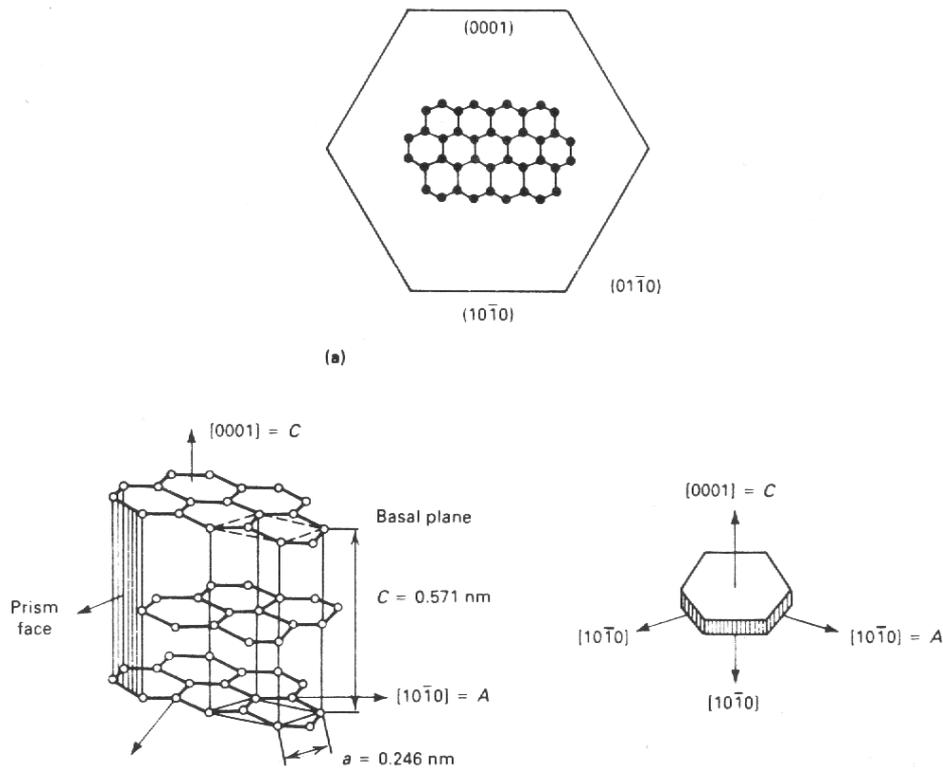


Figura 2.14. Estructura cristalina del grafito. A y C, posibles direcciones de crecimiento. (a) cristal de grafito rodeado por planos del tipo (0001) y $\{10\bar{1}0\}$ donde se aprecia la estructura hexagonal de los átomos del plano (0001); (b) estructura hexagonal del grafito donde se aprecia la celda unidad (Minkoff, 1983).

El grafito que crece fuera del líquido Fe-C tiene una estructura de capas, con fuertes enlaces covalentes entre átomos de la misma capa, situados en un mismo plano basal. Sin embargo, entre capas o planos basales existen débiles fuerzas de van der Waals. Por ello, los cristales de grafito se exfolian con facilidad –de ahí que el grafito sea un buen lubricante- y la conductividad térmica en las direcciones paralelas a los planos basales sea cien veces mayor a la conductividad en dirección normal a éstos. La resistencia y dureza son mayores en la dirección "c" del cristal de grafito.

Es importante destacar que el "plano prisma" es un plano de alta energía sobre el que las impurezas se adsorben preferencialmente.

2.3.3. Nucleación del grafito esferoidal.

Extensivos estudios mediante microscopía electrónica de transmisión y microscopía electrónica de barrido han localizado numerosos tipos de compuestos en el centro de los esferoides de grafito (véase trabajo de revisión en Davis, 1996), de forma que se realizó la hipótesis de que podían actuar como núcleos de los mismos. Así por ejemplo, en la figura 2.15 se aprecia que en el centro de cada esferoide de grafito existe una inclusión o una combinación de inclusiones que podrían haber actuado como núcleos. La forma de las mismas es diferente de una a otra y el tamaño se encuentra entre $0.5 \mu\text{m} - 3 \mu\text{m}$ (Jiyang, 2010a).

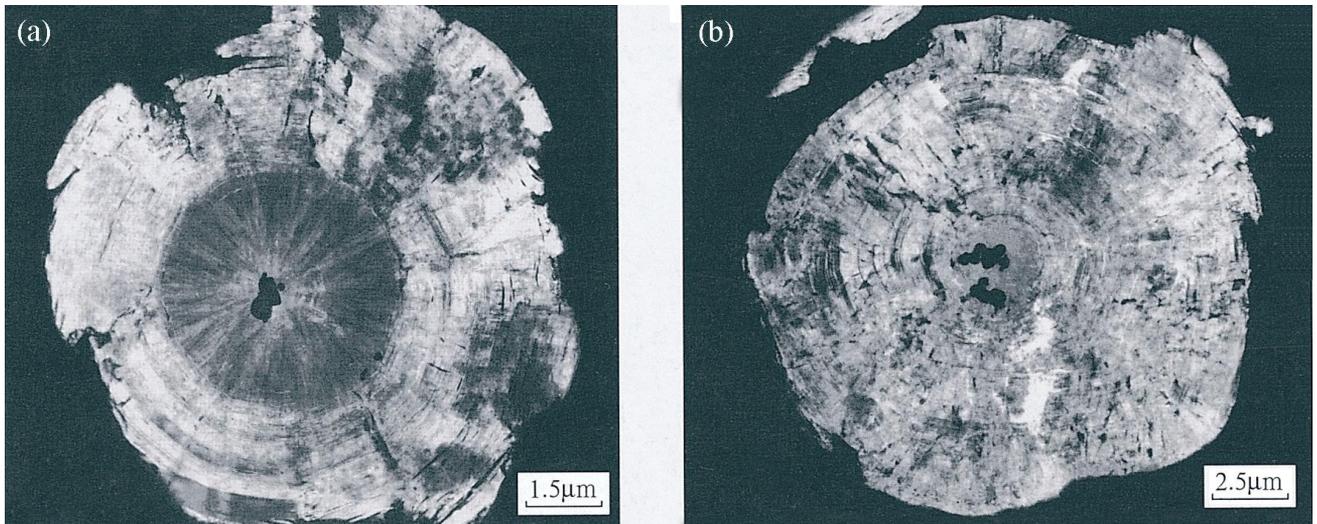


Figura 2.15: núcleos de grafito esférico: a) inclusión única; b) combinación de inclusiones. (Fang, 2000).

Jacobs et al (1974), propusieron, para el grafito esférico, la teoría de la nucleación en doble capa, según la cuál éste nuclea sobre inclusiones dúplex de sulfuro-óxido, de 1 μm de diámetro aproximadamente; la parte central estaría hecha de sulfuros de Ca-Mg o de Ca-Mg-Sr, mientras que la capa exterior la formarían óxidos complejos de Mg-Al-Si-Ti. Esta idea fue desarrollada posteriormente por Skaland et al (1993), quienes mostraron que los inoculantes añadidos al caldo forman complejas partículas que sirven como núcleo para los nódulos de grafito. La composición química de esas partículas puede relacionarse con la composición química de los inoculantes. El núcleo contiene una parte central de sulfuros (MgS, CaS), alrededor de la cual se forma una capa de silicatos complejos, cuya composición refleja el tipo de inoculante usado.

Resumiendo los experimentos que se han venido realizando sobre la nucleación, parece que muestran que se trata de un proceso continuo que depende principalmente de la potencia y cantidad de los inoculantes añadidos al caldo y del subenfriamiento al cuál ocurre la nucleación (Tiedje, 2010).

2.3.4. Nucleación y cinética del crecimiento de la eutéctica en fundición dúctil.

El grado y tipo de crecimiento eutéctico en fundición puede determinarse con ciertas herramientas, siendo una de ellas las "curvas de velocidad de crecimiento", que sirven para localizar regiones de crecimiento conjunto, esto es, regiones donde las dos fases de la eutéctica crecen juntas más que por separado. A partir de la condición de igual velocidad de crecimiento de ambas fases, es posible construir una zona conjunta de crecimiento teórica.

En base a las curvas de velocidad de crecimiento para austenita y grafito en el sistema Fe-C (figura 2.16.a), se aprecia que para el hierro con grafito laminar, la velocidad de crecimiento de la austenita, R_{γ} , y la del grafito en la dirección $[10\bar{1}0]$ (dirección "a") se

intersecan; por tanto, puede ocurrir una zona de crecimiento conjunto. Sin embargo, para fundición dúctil (figura 2.16.b), como la dirección predominante de crecimiento del grafito esferoidal es la [0001] (dirección "c"), las dos velocidades, R_y y R_{Gr} [0001], no presentan intersección, lo que quiere decir que el crecimiento conjunto es imposible. Por ello, se suele decir que la eutéctica grafito esferoidal-austenita es una eutéctica "divorciada" (Minkoff, 1983).

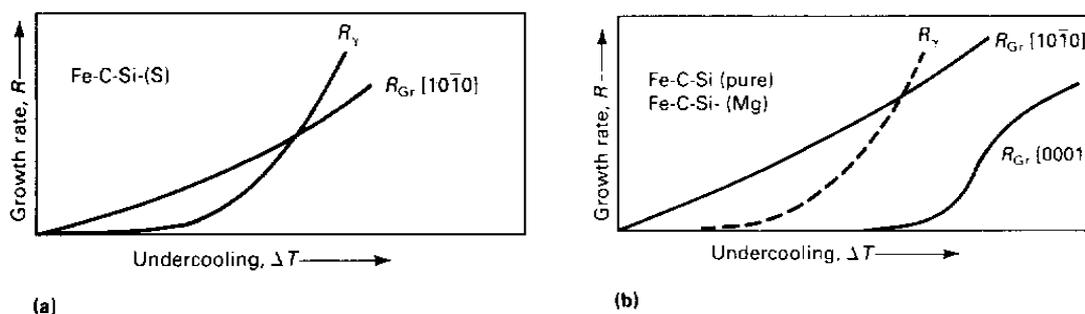


Figura 2.16. Curvas de velocidad de crecimiento sugeridas para la austenita y el grafito en las aleaciones Fe-C-Si: (a) eutéctica austenita-grafito laminar; (b) eutéctica austenita-grafito esferoidal. (Minkoff, 1983).

El crecimiento de esta eutéctica "divorciada" comienza con la nucleación y crecimiento del grafito en el líquido, seguido de una encapsulación de los esferoides de grafito mediante una envoltura de austenita. La nucleación del grafito y su posterior crecimiento van poco a poco vaciando al caldo de carbono en la vecindad del grafito; esto favorece la nucleación y crecimiento de la austenita alrededor del esferoide de grafito (Lux et al, 1975). Una vez que se ha formado la envoltura de austenita, el crecimiento del esferoide de grafito solo puede ocurrir mediante difusión sólida de carbono desde el líquido a través de la capa de austenita. Esta teoría que considera que una "unidad de solidificación" está formada por un único nódulo de grafito con su envoltura de austenita, es denominada "teoría uninodular". En la figura 2.17 se aprecia esquemáticamente dicha teoría.

Sin embargo, investigaciones posteriores han mostrado que el mecanismo de solidificación eutéctica de la fundición dúctil es más complicado, jugando un papel significativo las dendritas de austenita (Rickert y Engler, 1985; Stefanescu y Bandyopadhyay, 1989). Incluso para hierros hipereutécticos, los esferoides de grafito no crecen en envolturas independientes de austenita, sino que más bien están asociados con las dendritas de austenita. La secuencia de solidificación se inicia a la temperatura eutéctica, en la cual dendritas de austenita y esferoides de grafito nuclean independientemente en el líquido. Ocurre un crecimiento limitado del grafito esferoidal en contacto con el líquido. La flotación o convección determina la colisión del grafito esferoidal con las dendritas de austenita. El encapsulamiento del grafito en la austenita puede ocurrir antes o inmediatamente después del contacto entre grafito y dendritas de austenita. El posterior crecimiento del grafito ocurre por difusión del carbono a través de la capa de austenita.

La interacción de la austenita creciente con los nódulos de grafito origina las "unidades de solidificación", que en este caso contienen varios nódulos de grafito (figura 2.18). Esta teoría se denomina "multinodular".

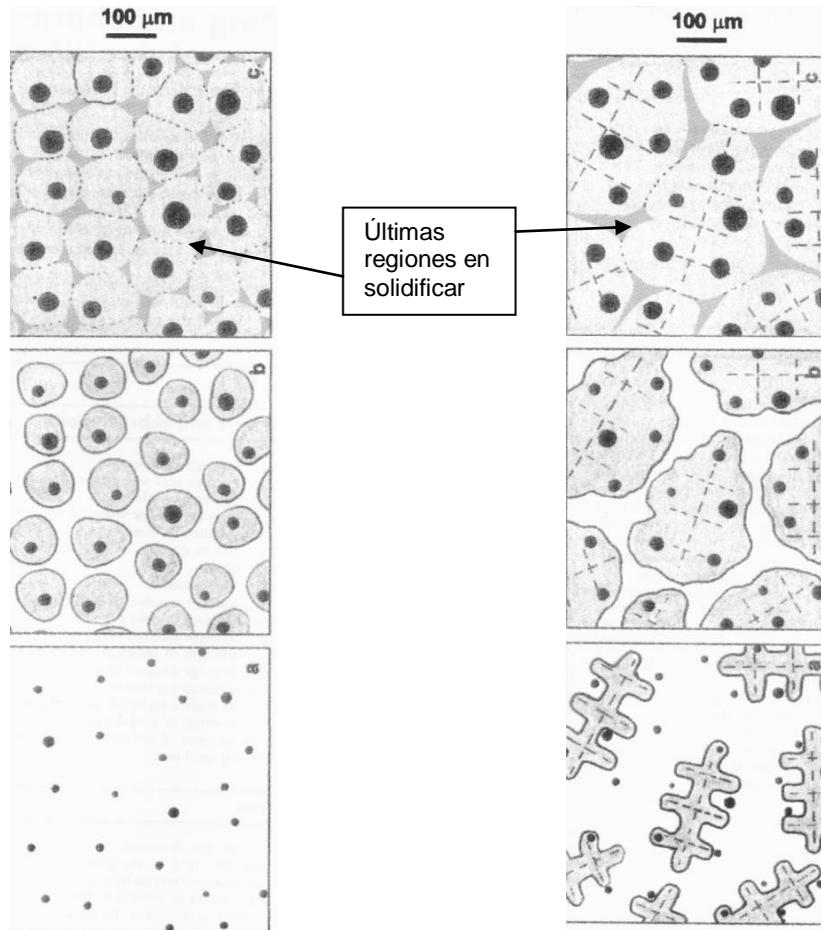


Figura 2.17. Secuencia esquemática de solidificación de fundición dúctil eutéctica según el modelo uninodular (Rivera et al, 2002). *Nota: leer la figura de abajo a arriba.*

Figura 2.18. Secuencia esquemática de solidificación de fundición dúctil eutéctica según el modelo multinodular (Rivera et al, 2002). *Nota: leer la figura de abajo a arriba.*

En esta línea, Rivera et al (1997), han conseguido revelar la microestructura en el momento de terminar la solidificación, gracias a una técnica micrográfica de ataque de color, que destaca los modelos de microsegregación de silicio generados durante la solidificación. El contenido de silicio decrece desde el centro del grano hacia la junta de grano, donde solidifican las últimas regiones líquidas, que poseen el menor contenido en silicio. De esta forma, se localizan esas últimas regiones en solidificar, originando un modelo de regiones cerradas que han sido denominadas en el pasado como "células eutécticas" o "granos eutécticos", pero que Rivera et al consideran como "unidades de solidificación". Se trata de un hecho importante, puesto que una de las principales dificultades para entender la solidificación de la fundición dúctil es que, una vez completada la solidificación, ocurren transformaciones en estado sólido durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, que imposibilitan revelar los granos de austenita resultantes de la solidificación eutéctica mediante técnicas metalográficas estándar. Sin embargo, la técnica de color empleada revela la segregación primaria, que no resulta afectada por la transformación en estado sólido. Con las evidencias comentadas, Rivera et al contradicen el modelo de solidificación uninodular, proponiendo como válido el multinodular.

Además, Rivera *et al* (2002) parecen haber dado un paso más en esta teoría, gracias a otra técnica nueva, en este caso macrográfica. Al comparar las estructuras microscópica y macroscópica obtenidas con sus nuevos métodos, han concluido que cada unidad de solidificación está formada por una gran dendrita de austenita que contiene muchos nódulos de grafito (figura 2.19, a-h).

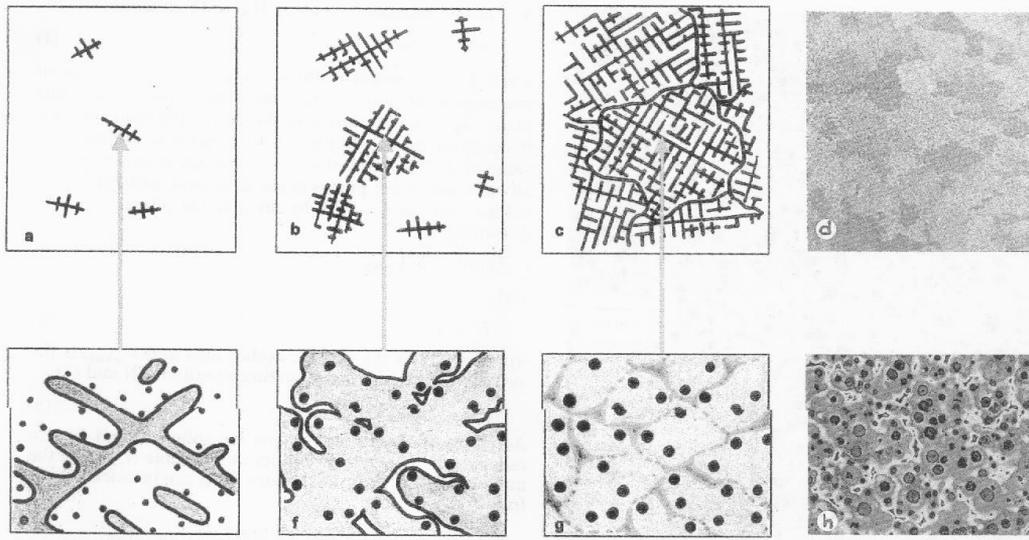


Figura 2.19. Ilustración esquemática de la secuencia de solidificación de la fundición dúctil eutéctica: a-c macroestructura de la solidificación (granos equiaxiales); d macroestructura real; e-g microestructura de la solidificación; h microestructura real. (Rivera et al, 2002)

2.3.5. Crecimiento del grafito esferoidal.

Inmediatamente después de la nucleación, el grafito empieza a precipitar sobre los sustratos creados y va creciendo.

La complejidad de dicho proceso se refleja en el gran número de teorías que pretenden abordarlo (véanse los trabajos de revisión al respecto en Mlnkoff, 1983). En los próximos párrafos se describen brevemente las más importantes, siguiendo el criterio de Davis (1996).

2.3.5.1. Teoría de la energía superficial.

Esta teoría se basa en la observación de que la energía superficial grafito-líquido es mayor en la fundición dúctil que en la laminar. Marincek *et al* (1955), usaron el método de elevación por capilaridad para determinar la tensión superficial en caldos de fundición, obteniendo valores de 800-1100 din/cm para grafito laminar y de 1400 din/cm para grafito esferoidal.

Según Sadocha y Gruzleski (1975), la morfología natural del grafito en aleaciones puras de Fe-C-Si es la esferoidal; pero en presencia de impurezas, como el azufre y el oxígeno, que disminuyen la tensión superficial, la forma esferoidal se deteriora hacia la laminar. El principal papel de los elementos esferoidizantes, como magnesio o cerio, es actuar como eliminadores

del azufre y el oxígeno, produciendo una tensión superficial interfacial alta, que ayude al crecimiento curvado del grafito, para disminuir el ratio energía/volumen.

El modelo de Sadocha y Gruzleski asume que el crecimiento esferoidal ocurre de forma circunferencial desde el principio, mediante el movimiento de escalones alrededor de la superficie del esferoide, como se muestra en la figura 2.20. Estos escalones progresan en la dirección "a" por un crecimiento curvado del cristal, con el plano basal (el de baja energía) del grafito expuesto al líquido. Los escalones crecientes chocan unos con otros, formando fronteras en la superficie. Desde ellas, se pueden desarrollar nuevos escalones que crezcan sobre la superficie, produciéndose un efecto de "hoja de berza".

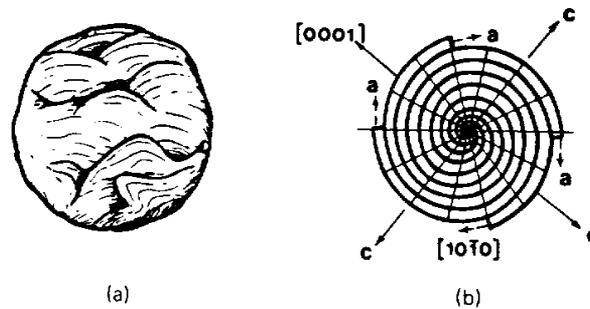


Figura 2.20. Crecimiento circunferencial de los esferoides de grafito: (a) superficie que muestra el efecto "hoja de berza"; (b) sección diametral que presenta el crecimiento en la dirección "a". (Sadocha y Gruzleski, 1975)

En la línea de Sadocha y Gruzleski, Loper y Fang (2008) consideran que los esferoides de grafito usualmente presentan una superficie irregular, tal como se muestra en la figura 2.21. La naturaleza radial del grafito se desarrolla como resultado de juntas de grano de bajo ángulo en el cristal de grafito hexagonal. Los planos basales del grafito están orientados perpendicularmente a esas juntas de grano, y el crecimiento del cristal se desarrolla mediante la adición de átomos de carbono en los bordes de los planos basales. Por ello, aunque el crecimiento de los esferoides parece radial, realmente ocurre a lo largo de los extremos de los planos basales, en ángulos rectos respecto al radio.

Para Stefanescu (2005), el modelo de Sadocha y Gruzleski parece ser el más comúnmente aceptado, ya que es razonable considerar que la tendencia que tendrá el sistema líquido/grafito a minimizar su energía libre provoque la aparición de unas fuerzas sobre el cristal de grafito que le obliguen a crecer de forma curvada.

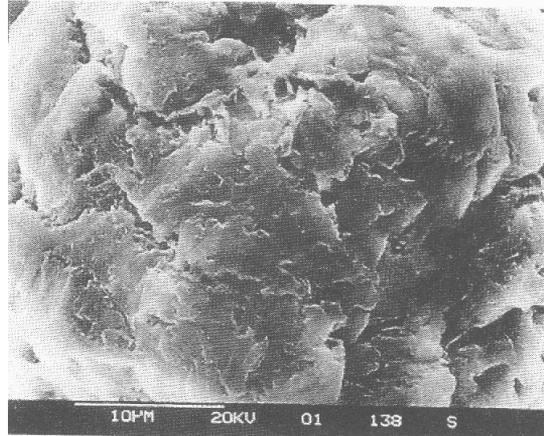


Figura 2.21. Detalle de la estructura de la superficie de un nódulo extraído (Loper y Fang, 2008).

2.3.5.2. Teoría de la adsorción a la superficie.

Este modelo postula que el cambio de grafito laminar a esferoidal ocurre a causa de la variación en el ratio entre el crecimiento en la cara prismática (dirección "a", $[10\bar{1}0]$) y el crecimiento en el plano basal (dirección "c", $[0001]$) del grafito (Herfurth, 1965).

Bajo las condiciones de no equilibrio que prevalecen durante la solidificación de fundiciones, adquieren gran importancia las consideraciones cinéticas. Asumiendo que el crecimiento ocurre mediante nucleación bidimensional, la velocidad de crecimiento más alta ocurrirá en la cara con la mayor densidad de átomos, ya que en ella la probabilidad para la nucleación es mayor.

Por tanto, en un ambiente puro, la velocidad de crecimiento más alta será en la dirección $[0001]$ del cristal de grafito (V_B , "velocidad basal"), con el resultado de la formación de monocristales sin ramificar (grafito coral), como se muestra en la figura 2.22.b. En un ambiente contaminado, los elementos con actividad en las superficies, tales como azufre y oxígeno, son adsorbidos sobre los planos de alta energía $\{10\bar{1}0\}$, que tienen un menor número de enlaces satisfechos. En consecuencia, esos planos $\{10\bar{1}0\}$ adquieren una energía superficial más baja y mayor densidad atómica que la cara (0001) , y el crecimiento es entonces predominante en la dirección $[10\bar{1}0]$ (V_P , velocidad prismática), resultando grafito laminar (figura 2.22.c). Finalmente, si en el ambiente están presentes impurezas reactivas, tales como magnesio, cerio y lantano, éstas eliminan del caldo los elementos activos en la superficie (azufre, oxígeno diatómico, plomo, antimonio, titanio, etc), con lo que se bloquea el crecimiento en la cara prismática $[10\bar{1}0]$, formándose entonces un grafito esferoidal policristalino (figura 2.22.a).

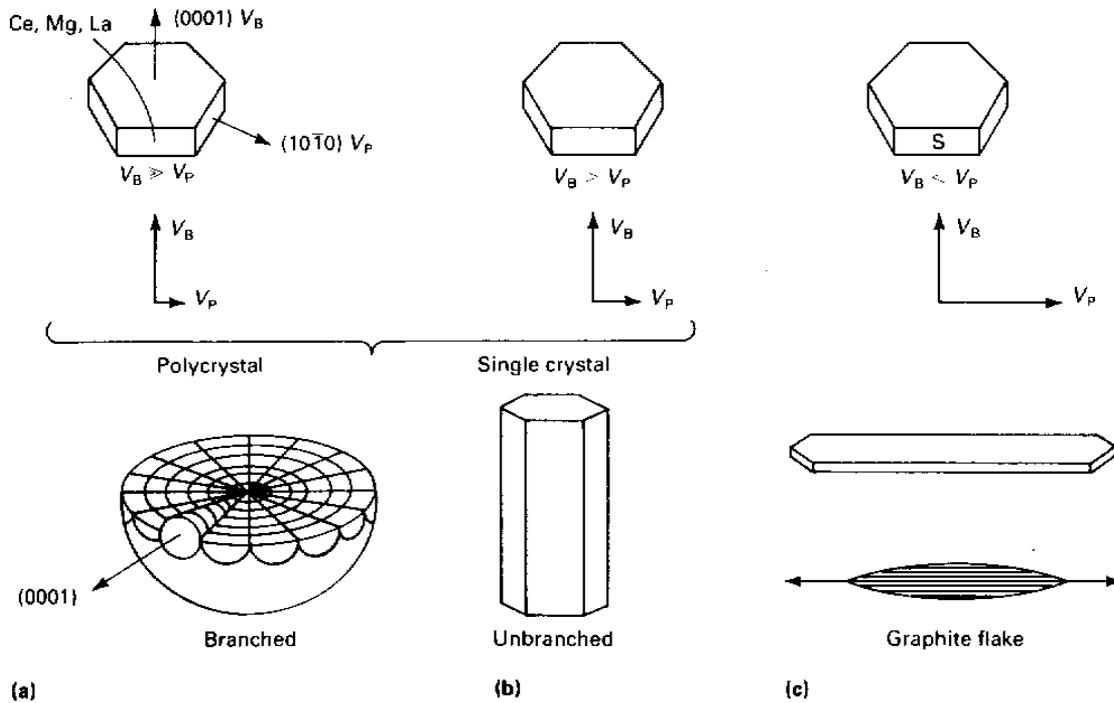


Figura 2.22. Representación esquemática del cambio en la velocidad de crecimiento del grafito debido a la adsorción de átomos extraños: (a) nodulizante (Mg, Ce, La) añadido como una impureza reactiva; (b) ambiente puro; (c) ambiente contaminado con elementos activos superficialmente, como S y O₂, adsorbidos sobre los caras prismáticas. (Herfurth, 1965). Fuente: Davis (1996).

2.3.5.3. Teoría del crecimiento y morfología del grafito en función del subenfriamiento.

Minkoff y Lux (Minkof, 1983) relacionan la forma del grafito en fundición con el subenfriamiento (cinético más constitucional) durante la solidificación. Ocurren diferentes morfologías de grafito para subenfriamientos crecientes. El subenfriamiento adecuado para obtener una determinada morfología se consigue ajustando la composición del líquido, de forma que el grafito que está cristalizando crezca con una temperatura en su intercara determinada por los solutos presentes. Esa “composición” engloba: el papel de cada elemento en el subenfriamiento del grafito, las interacciones de unos elementos con otros, el tamaño de la sección y la segregación.

Los efectos de los diferentes solutos se clasifican en tres tipos:

- Un efecto relacionado con solutos fuertemente adsorbidos, que son reactivos en solución, tales como el magnesio y los elementos de las tierras raras. Su efecto se denomina cinético porque influyen en el acoplamiento de los átomos de carbono en la intercara grafito-caldo del grafito en cristalización, disminuyendo la cinética del crecimiento y provocando que sea necesario un subenfriamiento (“cinético”) en la intercara para mantener la velocidad nominal de crecimiento.
- Un efecto relacionado con una capa en la intercara enriquecida en soluto, que provoca un subenfriamiento constitucional en la superficie del cristal en crecimiento. El elemento que

más afecta a este tipo de subenfriamiento es el silicio, pero otros elementos como P, Pb, Sn y Cu pueden tener una influencia notable.

- Un efecto relacionado con elementos superficialmente activos, principalmente el azufre, que se adsorben con débiles fuerzas de Van der Waals en la intercara, provocando una disminución de la energía interfacial grafito-caldo. Ello provoca un cambio en la temperatura de crecimiento del grafito, acercándola al valor de equilibrio, y por ello el efecto del azufre es contrario al de aquellos elementos que promueven los subenfriamientos cinético y constitucional.

La figura 2.23 ofrece los valores estimados de subenfriamiento (cinético más constitucional) calculados experimentalmente para las diferentes formas de crecimiento de grafito observadas en fundición. Las láminas de grafito (grafito laminar) tienen su propia temperatura para el crecimiento, y lo mismo les ocurre a las formas “coral” y de “rodillo”. Si aumenta el subenfriamiento, unas inestabilidades piramidales comienzan a crecer sobre las superficies del cristal de grafito.

La forma de crecimiento final del grafito en la figura es la piramidal, bordeada por las caras $(10\bar{1}0)$; la forma esferulítica es anterior, ocupando un rango de subenfriamiento aproximadamente entre 29 y 35 °C. Se ha observado que este intervalo para el crecimiento esferulítico se corresponde con la inestabilidad de escalones en las superficies piramidales $(10\bar{1}0)$ de las láminas.

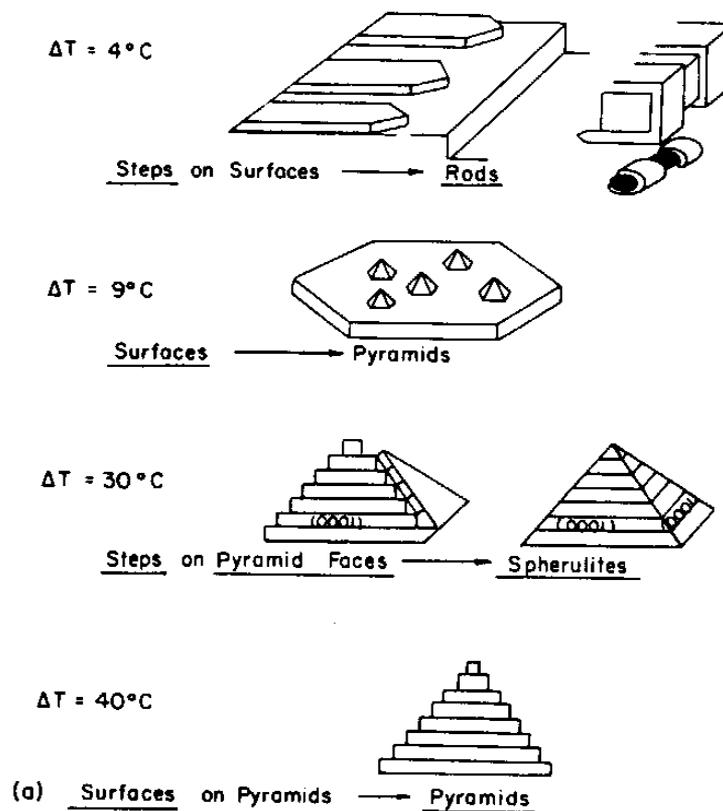
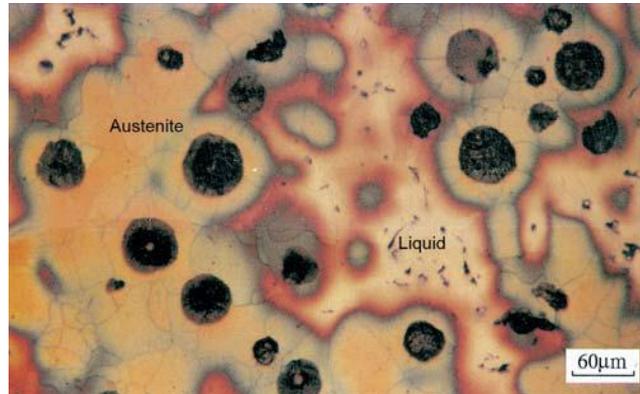


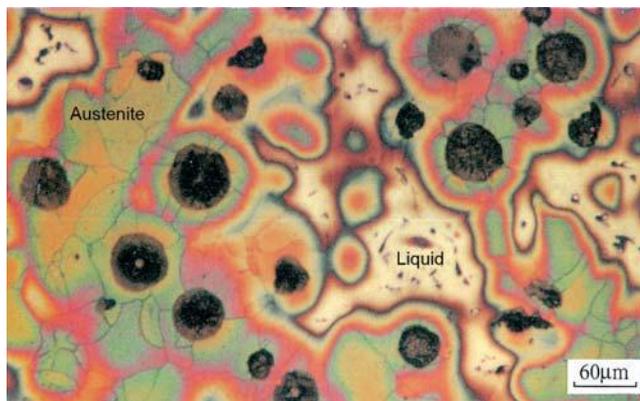
Figura 2.23. Correlación entre los diferentes tipos de inestabilidades, morfología de crecimiento y subenfriamiento ΔT : (a) $\Delta T = 4^\circ\text{C}$; (b) $\Delta T = 9^\circ\text{C}$; (c) $\Delta T = 30^\circ\text{C}$; (d) $\Delta T = 40^\circ\text{C}$. (Minkoff, 1983).

2.3.6. Cristalización del caldo en las últimas regiones en solidificar (URS).

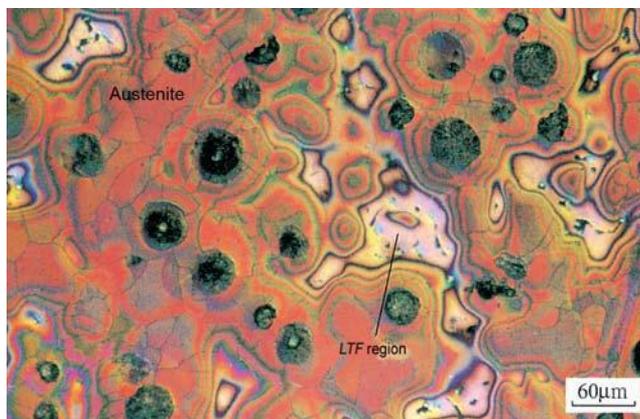
Durante el estado final de la reacción eutéctica, la austenita que envuelve a los esferoides de grafito crece gradualmente aumentando de tamaño, mientras que el volumen de hierro líquido entre las células eutécticas va siendo cada vez menor; de ese modo, el líquido remanente conforma las últimas regiones en solidificar (URS), como se aprecia en la figura 2.24.



(a) Etapa inicial de la solidificación.



(b) Etapa media de la solidificación.



(c) Etapa final de la solidificación. ("LTF" región= Last to Freeze región, esto es, últimas regiones en solidificar-URS-).

Figura 2.24: Proceso de formación de las últimas regiones en solidificar en fundición de grafito esferoidal (observación dinámica de la misma área) (Jiyang, 2010b).

Debido principalmente a la alta concentración de elementos de segregación positivos en el líquido remanente, la estructura formada en las últimas regiones en solidificar tiene un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas.

Los rasgos a destacar de éstas últimas regiones son los siguientes:

2.3.6.1. Carburos intercelulares.

Según la solidificación del caldo líquido original va teniendo lugar, el hierro sólido que se va originando puede no ser capaz de contener tantos elementos como puede el líquido. Por ello, esos elementos son forzados hacia el líquido, por lo que se eleva su concentración en el mismo, por encima de su concentración media.

La tendencia a la segregación se evalúa mediante el factor de segregación (véase la tabla 2.1). Si un elemento tiene un factor menor que la unidad, quiere decir que tiene tendencia a segregarse hacia el primer líquido en solidificar (alrededor de los nódulos de grafito), mientras que si es superior a la unidad, la tendencia es a segregarse hacia el último líquido en solidificar (regiones intercelulares de los centros térmicos). Por otro lado, a modo de ejemplo, el factor de 25.3 para el Mo indica que su concentración en las regiones intercelulares puede ser de hasta 25 veces su concentración media en el resto de la pieza. De esta forma, en el último metal solidificado, mayoritariamente las regiones intercelulares del centro térmico, podrán estar presentes los elementos con factor de segregación alto, como Mo, Ti, V, Cr y Mn, en una concentración elevada, aunque su concentración media sea baja. Debido a que estos elementos son formadores de carburos, se entiende la existencia observada de carburos intercelulares en esas zonas y en los contornos de grano (véase la figura 2.25). Estos carburos deterioran notablemente las propiedades mecánicas, especialmente las dinámicas y el alargamiento, por lo que es primordial evitarlos. Para ello, el principal remedio es usar cargas de materia prima lo más puras que se pueda, esto es, con el menor contenido posible de elementos traza.

Elemento	Factor de segregación
Mo	25.3
Ti	25.0
V	13.2
Cr	11.6
Mn	1.7 - 3.5
P	2.0
Si	0.7
Co	0.4
Ni	0.3
Cu	0.1

Tabla 2.1: Factores de segregación de varios elementos (Mullins, 2006).

En el apartado 2.2.7 se discutió brevemente la razón de la ocurrencia de estos carburos, en relación a su afectación a las temperaturas eutécticas estable y metaestable.

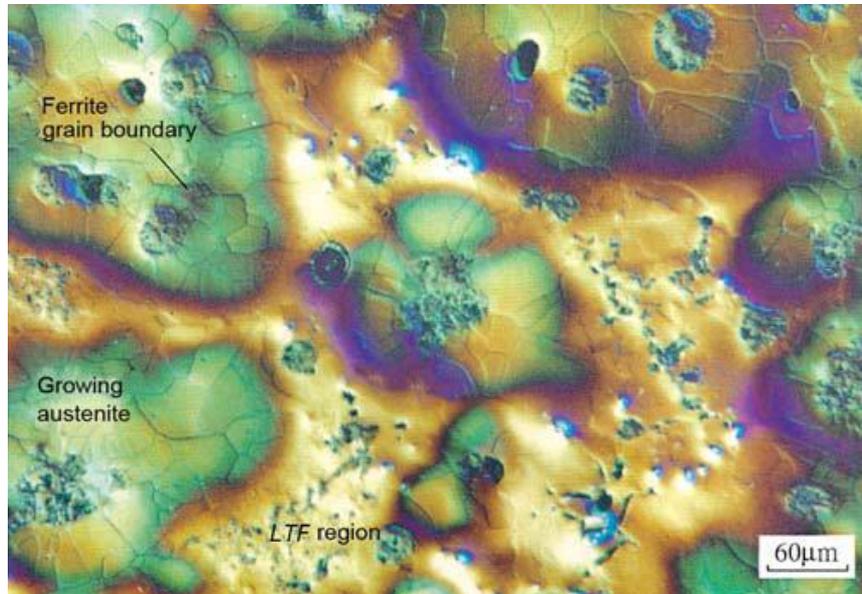


Figura 2.25: TiC (carburo de titanio) de forma poliédrica en color azul, revelado mediante ataque metalográfico de color (Jiyang, 2010b).

2.3.6.2. Austenita y su estructura de transformación: perlita.

Debido al empobrecimiento de Si y al enriquecimiento de Mn, Mo y Cr en las últimas regiones en solidificar, a causa de la segregación, la austenita en estas regiones se hace más estable. Por ello, durante la transformación eutectoide, es fácil que se forme una estructura de perlita en esas zonas, como se muestra en la figura 2.26, que obviamente perjudica la ductilidad y tenacidad.

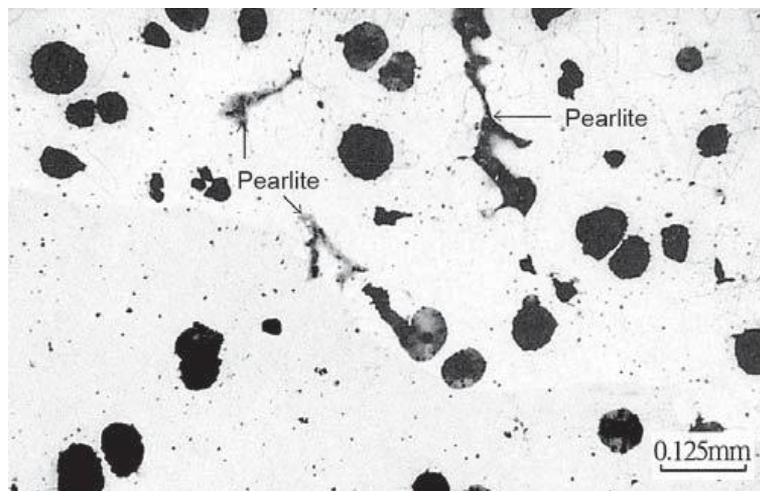


Figura 2.26: perlita en regiones intercelulares (Jiyang, 2010b)

2.3.6.3. Microporosidad.

A menudo surge microporosidad en los contornos de las células eutécticas, debido a la contracción que sufre el último líquido en solidificar entre las dendritas y que no ha podido ser completamente alimentado (ver figura 2.27).

También influye en la aparición de microporosidad la formación de carburos eutécticos durante la solidificación en las regiones intercelulares. Carburos y grafito compiten por el carbono contenido en el hierro líquido, de forma que en la zona que surjan carburos, disminuirá la fracción en volumen de grafito, disminuyendo al mismo tiempo los efectos de expansión en volumen (que origina la formación de grafito) y aumentando por tanto la probabilidad de porosidad interna (Davis, 1996). Lógicamente, esta microporosidad perjudica las propiedades mecánicas.

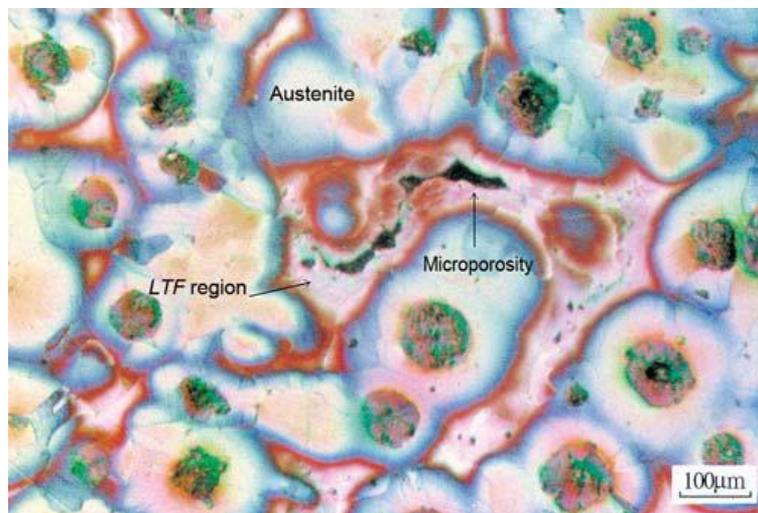


Figura 2.27: Microporosidad en las últimas regiones en solidificar o URS (LTF regions) (Jiyang, 2010a)

En principio, los carburos, la perlita y la microporosidad pueden aparecer simultáneamente en las URS, perjudicando gravemente las propiedades mecánicas. Por tanto, es primordial vigilar estas zonas. El principal remedio para evitar la aparición de esos defectos es un control exhaustivo del material de carga empleado en la fabricación del componente fundido, de forma que sea lo más puro posible, especialmente con el menor contenido posible de elementos traza formadores de carburos.

2.3.7. Características de la solidificación de las fundiciones dúctiles de sección pesada. Influencia del espesor de la sección.

Las propiedades mecánicas de las fundiciones dúctiles están influenciadas por la microestructura, la cual, a su vez, está influenciada por el tamaño de la sección de la fundición y su composición química.

El tamaño de la sección afecta principalmente a la velocidad de solidificación (hasta que ésta se completa), y a la velocidad de enfriamiento, a través del rango de transformación

de la austenita. Al aumentar el espesor de la sección, el tiempo de solidificación aumenta; por ejemplo, una sección de 200 mm de espesor tiene aproximadamente un tiempo de solidificación 10 veces superior a una de 20 mm (Jiyang, 2010b).

Debido al lento enfriamiento y al menor subenfriamiento asociado, la solidificación de las fundiciones dúctiles de sección gruesa presenta las siguientes características según aumenta el tamaño de la sección: menor número de nódulos y esferoides de grafito mayores y con peor modularidad; microsegregación más pronunciada en las URS; mayor probabilidad de aparición de grafito chunky.

2.3.7.1. Variaciones en el número y tamaño de los esferoides de grafito y en el porcentaje de nodularidad.

Debido a los largos tiempos de solidificación de las fundiciones de sección pesada, la efectividad de los núcleos se pierde significativamente y ello resulta obviamente en un menor número de nódulos. En la tabla 2.2 se muestra una relación aproximada entre espesor de sección y número de nódulos.

Espesor de pared (mm)	Número de nódulos (número/mm ²)	Espesor de pared (mm)	Número de nódulos (número/mm ²)
3	800 – 1,000	∅ 100 (barra)	60 – 100
9	200 – 400	∅ 125 (barra)	40 – 70
∅ 30 (barra)	150 - 200	∅ 300 (barra)	10 - 30
∅ 50 (barra)	100 - 160		

Tabla 2.2: relación entre espesor de sección y número de nódulos, bajo inoculación normal y fundición en molde de arena. (Jiyang, 2010b)

Al disminuir el número de nódulos, el tamaño de los mismos aumenta, y la esferoidicidad disminuye. La razón principal de esta pérdida de nodularidad es que, debido al menor subenfriamiento termodinámico, la reducción del contenido de carbono alrededor de cada esferoide de grafito es menor y la envoltura de austenita no se forma rápido, de manera que la precipitación de carbono no es uniforme, formándose esferoides de grafito con poca redondez; además, los esferoides de grafito están en contacto con el caldo durante mucho más tiempo, por lo que los elementos traza activos perjudiciales para la forma del grafito se adsorben fácilmente y de manera no uniforme sobre el cristal de grafito (Jiyang, 2010b).

2.3.7.2. Variaciones en la microsegregación.

En las fundiciones de grafito esferoidal de sección pesada, al ser el número de esferoides de grafito menor, la distancia entre ellos es mayor y las últimas regiones en solidificar se hacen significativamente más grandes (figura 2.28). Ello implica que el número de

contornos de células eutécticas será menor, por lo que si ocurre segregación, estará más concentrada. Y además, como el tiempo de solidificación es más largo, los elementos de segregación tienen más tiempo para la difusión hacia las últimas regiones en solidificar (o hacia las primeras), resultando coeficientes de segregación mayores que los encontrados en secciones delgadas (Alagarsamy, 1992).

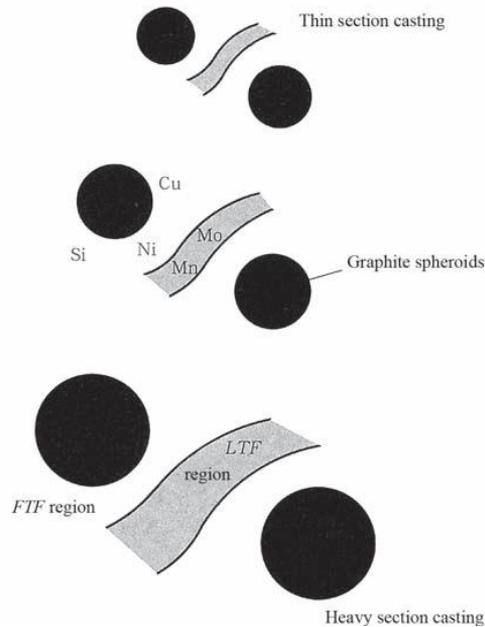


Figura 2.28: relación entre el espesor de sección, el tamaño del esferoide y el área de las últimas regiones en solidificar (URS o LTF) (Hayrynen et al, 1989). Fuente: Jiyang (2010b). LTF: last to freeze; FTF: first to freeze.

En las secciones más pesadas, los elementos traza (especialmente los formadores de carburo tales como cromo, titanio y vanadio) se segregan originando un modelo de segregación que reduce la ductilidad, la tenacidad y la resistencia, según se aprecia en la figura 2.29. El efecto sobre el límite elástico es mucho menos pronunciado.

Si también se segregan elementos que aumentan la estabilidad de la austenita, se formará fácilmente perlita en las URS de las secciones gruesas, lo que resultará en una disminución del porcentaje de ferrita en bruto de colada.

Para evitar o reducir esta segregación, es importante para las secciones gruesas estar bien inoculadas y tener una composición baja en elementos traza. Si se consigue incrementar el número de nódulos en las secciones gruesas (manteniendo al menos 100 nódulos/mm²), el efecto de la segregación puede minimizarse (Alagarsamy, 1992; Riposan et al, 2010).

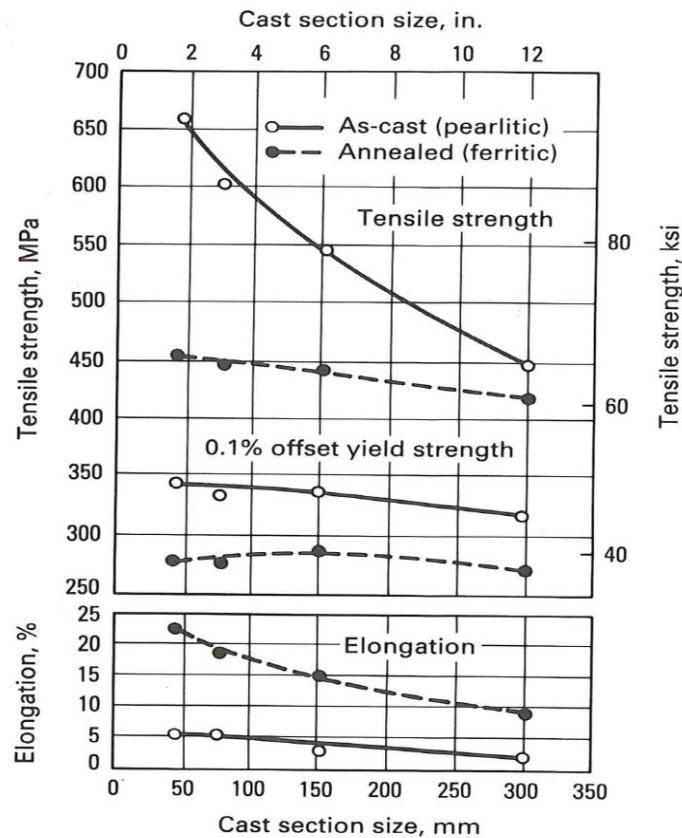


Figura 2.29: Efecto del tamaño de la sección sobre las propiedades de la fundición dúctil (Davis, 1996).

2.3.7.3. El grafito chunky.

El grafito chunky se forma en el centro térmico de las fundiciones de grafito esferoidal de sección gruesa, deteriorando significativamente las propiedades mecánicas, por lo que es uno de los mayores motivos de preocupación en la fabricación de fundiciones dúctiles de gran tamaño y sección. Gagné y Argo (1986a) consideran al grafito chunky como el peor defecto estructural de la fundición dúctil de sección pesada.

En la observación bajo el microscopio óptico, este tipo de grafito muestra pequeñas partículas aisladas ("chunks" en inglés) que pueden encontrarse como colonias (figura 2.30.a) o agrupadas en regiones interdendríticas (fig 2.30.b).

Sin embargo, el examen de partículas de grafito chunky libres en tres dimensiones, después de disolver la matriz de hierro, confirma que, lo que bajo el microscopio óptico parecen partículas discretas, consiste realmente de una red de filamentos de grafito interconectados y muy ramificados, tal y como se aprecia en las figuras 2.31 y 2.32.

El grafito chunky crece de manera espiral (como lo haría una dislocación de tornillo) alrededor del eje central del plano basal de los cristales de grafito, formándose como capas cristalizadas una sobre otra (figura 2.33), según el modelo de Liu et al (1983) (figura 2.34).

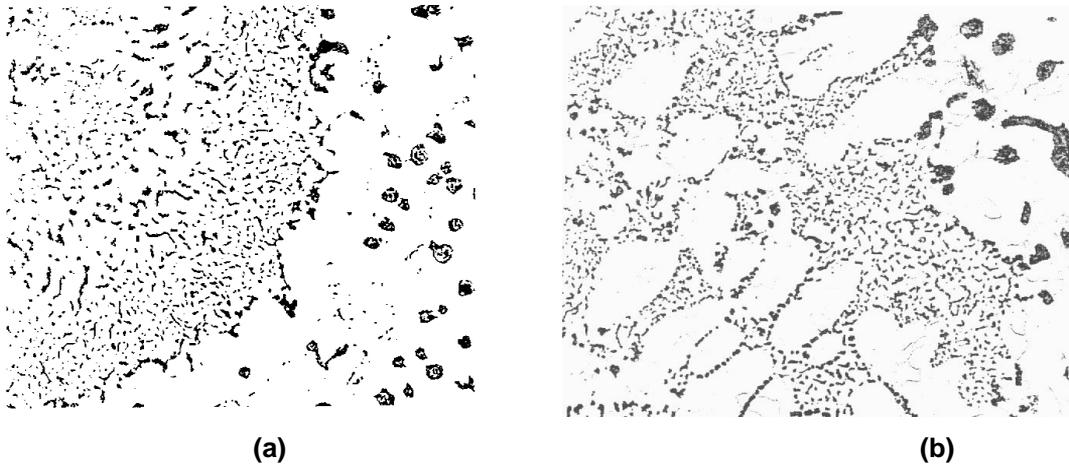


Figura 2.30. Micrografías ópticas de grafito chunky en fundición de sección pesada: (a) disposición en colonias; (b) disposición interdendrítica. (Gagné y Argo, 1986b)

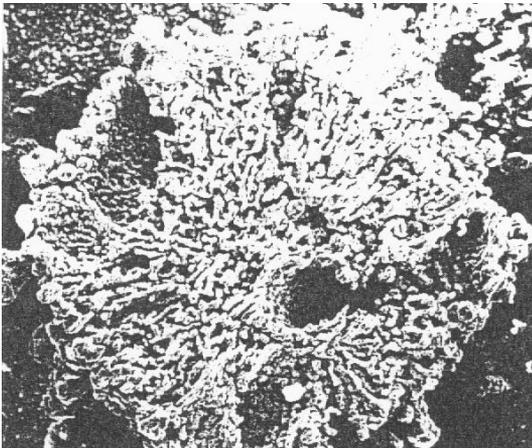


Figura 2.31. Micrografía del MEB de partículas de grafito chunky libres del tipo en colonia (Gagné y Argo, 1986b)

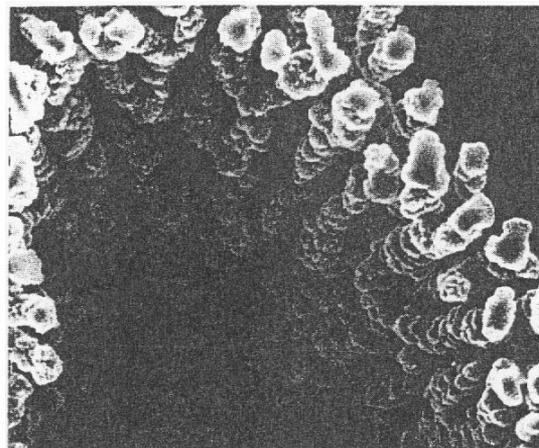


Figura 2.32. Micrografía del MEB mostrando detalles de ramificación e interconexión en el grafito chunky (ataque profundo) (Gagné y Argo, 1986b)



Figura 2.33: micrografía del grafito chunky con ataque de vacío (Liu et al, 1983).

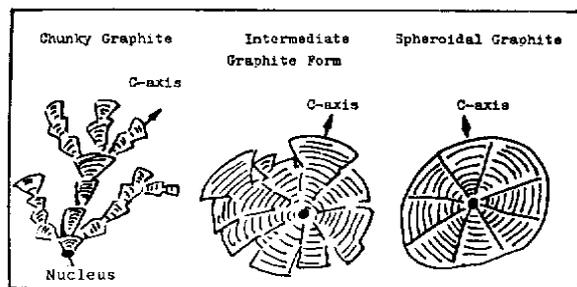


Figura 2.34: representación esquemática de la degeneración de grafito esférico en grafito chunky (Liu et al, 1983).

La formación de las regiones que contienen esta degeneración de grafito parece seguir la secuencia siguiente (figura 2.35):

- pre-eutéctico: precipitación de esferoides de grafito primario y dendritas de austenita.
- Comienzo de la eutética: el grafito chunky nuclea preferencialmente alrededor de las dendritas de austenita y seguidamente crece formando células eutéticas.
- Reacción eutética en gran cantidad: las células eutéticas crecen muy rápido, pero no en forma de eutética divorciada como en el caso del grafito esferoidal (ver sección 2.3.4), sino con un cierto acoplamiento, de forma que regiones líquidas locales pueden ocurrir alrededor del grafito, formándose una austenita que separa las ramificaciones, que derivan en grafito chunky. Parece ser que este cambio en el grado de acoplamiento es debido al menor subenfriamiento que se origina por ser el enfriamiento más lento.
- Etapla eutética final: surgen ocasionalmente esferoides de grafito pequeños y redondeados, debido a contenidos de Mg localmente altos en las URS, a causa de la segregación del mismo.

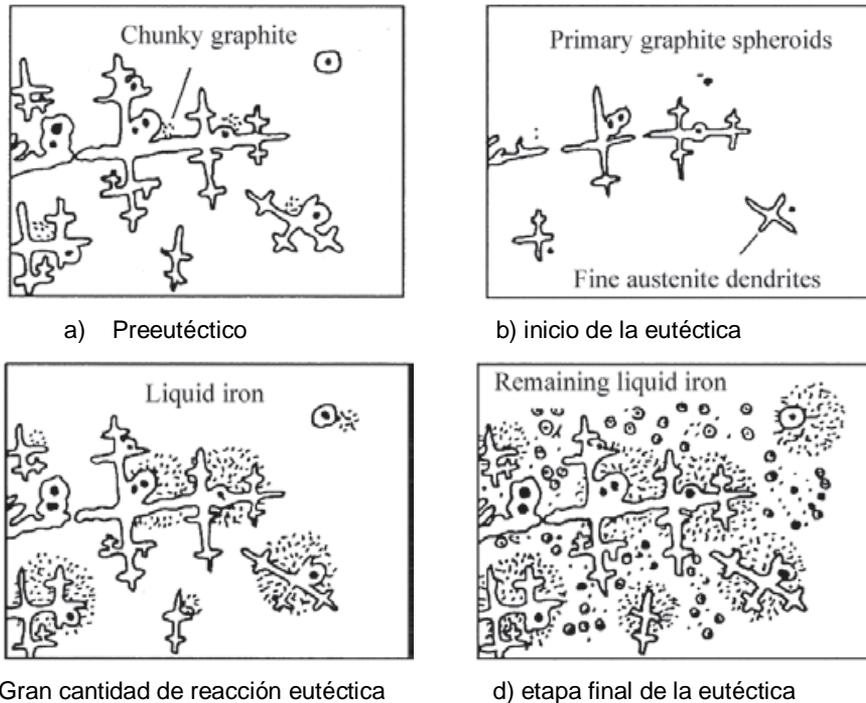


Figura 2.35: Diagramas que muestran el proceso de formación de la estructura de solidificación en áreas que contienen grafito chunky (Jiyang, 2010b).

La figura 2.36 muestra la localización del grafito chunky, donde se puede observar claramente que en ningún momento aparece en las URS.

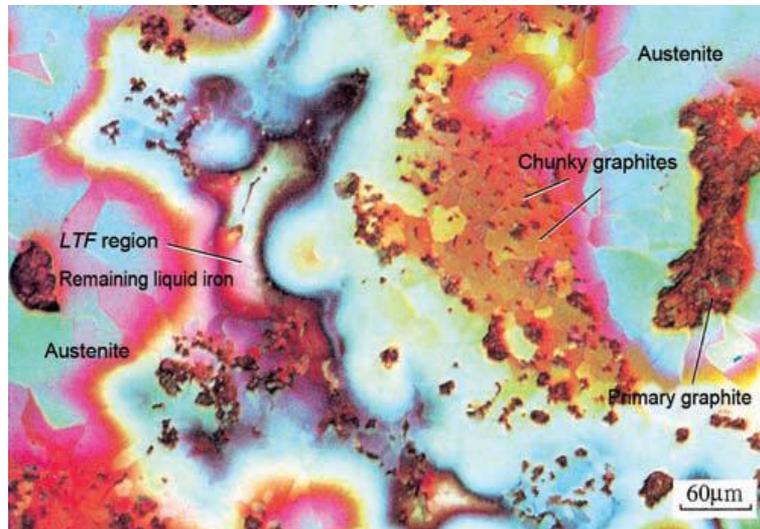


Figura 2.36: localización de la formación de grafito chunky (Jiyang, 2010b).

La experimentación (Karsay y Campomanes, 1970; Tang et al, 1984; Javaid y Loper, 1995) ha demostrado que, bajo condiciones de enfriamiento lento, ciertos elementos tienen efectos de promoción importantes sobre la formación del grafito chunky. Los elementos Ce, Sr y Ca, con baja solubilidad en el hierro, y la distribución no uniforme de elementos de segregación negativos (Si y Ni) enriquecidos en la austenita, aumentan la probabilidad de ocurrencia de grafito chunky. Esto es debido a que estos elementos o disminuyen el punto de fusión de la austenita o aumentan el rango de la reacción eutéctica prolongando el tiempo de solidificación (Itofuji, 1990).

Las medidas que previenen del grafito chunky incluyen: aumentar la velocidad de enfriamiento al máximo posible; reducir el contenido de silicio (la relación existente entre la formación del grafito chunky y el contenido de silicio se muestra en la figura 2.37); seleccionar cuidadosamente la carga del horno para disminuir los efectos dañinos de los elementos traza no deseados; añadir como elementos traza Sb, Sn, Bi, Pb, As, Te y B para suprimir la formación del grafito chunky a través de su reacción con el Ce formando compuestos intermetálicos (Jiyang, 2010b).

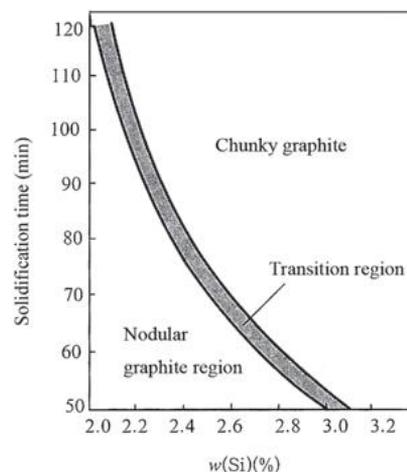


Figura 2.37: Efecto del silicio sobre la formación del grafito chunky (Jiyang, 1996)

2.4. INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL.

Las propiedades de la fundición dúctil dependen en primer lugar de la composición química. Muchos elementos influyen en las propiedades, pero los más importantes son los que ejercen una influencia significativa sobre la estructura de la matriz y/o sobre la forma y distribución de los nódulos de grafito.

Ciertos elementos químicos, incluso en cantidades de trazas, pueden tener efectos importantes sobre las propiedades mecánicas de la fundición dúctil. De hecho, Wallace (1975) ha observado que las propiedades mecánicas de la fundición dúctil son más sensibles a los efectos de los elementos traza que las de cualquier otro material comercial. Ello es debido a que los elementos traza afectan considerablemente a la forma de la fase grafito, así como a la cantidad de carbono que puede ser retenida en la matriz como perlita. Además, especialmente en las secciones gruesas, los elementos con capacidad de segregación hacia las últimas regiones en solidificar pueden causar notables perjuicios en las propiedades mecánicas.

Los elementos comúnmente presentes o añadidos en la fundición dúctil se han distribuido, para su discusión, en los siguientes grupos: elementos primarios (C, Si, S, P, Mn, Mg); elementos de aleación (Ni, Ce, Ca); elementos traza promotores de carburos y/o de perlita y/o perjudiciales para la nodularidad (Mo, Cr, Zr, Ti, V, Cu, Al, B, Sn, Sb, As, Bi, Pb); gases (O, H, N). También se ha considerado un apartado que incluye los efectos de la acumulación de elementos sobre la matriz y la nodularidad.

2.4.1. Influencia de los elementos primarios en la fundición dúctil.

Se considera normalmente que los elementos primarios en fundición dúctil son: carbono, silicio, azufre, fósforo, manganeso y magnesio, ya que están presentes en determinadas proporciones en todas las aleaciones producidas. En la tabla 2.3 se muestran los rangos de concentración de los elementos primarios citados en una fundición dúctil de sección pesada para la industria de los aerogeneradores (Roedter y Gagné, 2003):

Elemento	C	Si	S	P	Mn	Mg
% en peso	3.3 – 3.5	1.9 – 2.2	0.008 - 0.012	< 0.030	< 0.15	0.040

Tabla 2.3: Composición química típica de fundiciones para molinos de viento. (Roedter y Gagné, 2003)

La influencia de estos elementos será discutida individualmente, pero hay que tener en cuenta que el nivel aceptable de un elemento a menudo afecta al nivel tolerable de otro (Gundlach et al, 1992). Por otro lado, la interacción entre los contenidos de carbono y silicio hace necesario considerar estos elementos, además de individualmente, de forma conjunta mediante el concepto del Carbono Equivalente (CE).

2.4.1.1. Silicio.

El silicio es un potente grafitizante, que facilita la nucleación del grafito y disminuye la cantidad de carbono que está presente como carburo de hierro (cementita). Por ello, el silicio aumenta el número de nódulos, provoca que el tamaño de la célula eutéctica sea menor y disminuye la formación de carburos, aunque estos efectos dependen del tiempo (puede ocurrir un “desvanecimiento” o pérdida gradual de silicio) y se consiguen mediante procesos de inoculación adecuados.

El silicio es también un potente endurecedor de la ferrita mediante solución sólida, de forma que provoca un aumento del límite elástico y de la resistencia a la tracción de la fundición dúctil ferrítica, pero al mismo tiempo la fragiliza (Gundlach et al, 1992). Por cada 0.10% de incremento en el silicio en fundición ferrítica, el límite elástico y la resistencia a la tracción se elevan aproximadamente en 11.0 MPa y 6.9 MPa respectivamente, pero el alargamiento disminuye alrededor de un 0.3%. Salzbrenner (1986) indica además que la relación entre el límite elástico y el contenido de silicio es lineal. Sertucha et al (2012) confirman para el límite elástico un aumento lineal de ~100 MPa por cada 1% de Si añadido, pero no indican una relación similar en el caso de la resistencia a la tracción, pues consideran que en ello influye además el contenido de carbono y el número de nódulos. Respecto al alargamiento, reportan que se mantiene aproximadamente constante, al menos para los tres contenidos de Si estudiados (1.40%, 1.70%, 1.85%).

Por otro lado, las propiedades de impacto empeoran gradualmente al aumentar el contenido de silicio, siendo este efecto de importancia principal en las fundiciones ferríticas (Bradley y Srinivasan, 1990). Como la temperatura de transición al impacto usualmente se eleva con el aumento del límite elástico (excepto cuando el aumento en el límite elástico es debido a un refinamiento del tamaño de grano), al incrementar el contenido de silicio, se elevará dicha temperatura, por el efecto del silicio sobre el límite elástico. Desde otro punto de vista, Sertucha et al (2012) consideran que ese efecto negativo del silicio podría ser debido a que éste se segrega fuertemente en los contornos de grano de la ferrita, tal y como indica Leslie (1981). La fuerte influencia del silicio sobre la temperatura de transición dúctil-frágil se muestra en la figura 2.38.

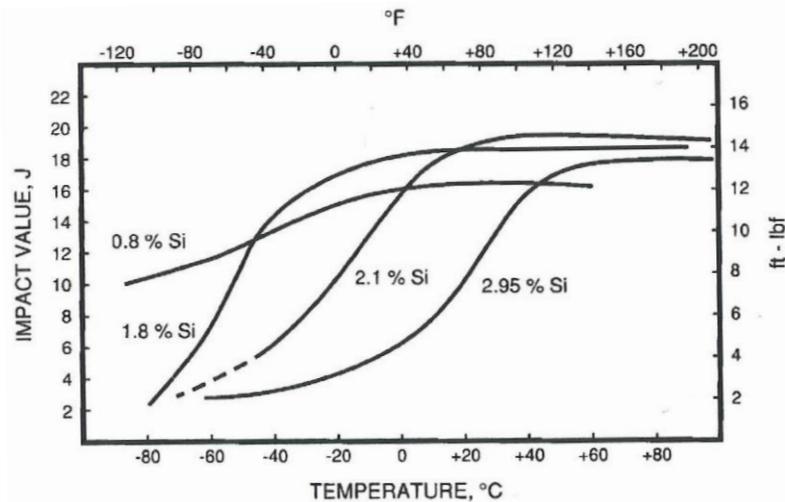


Figura 2.38. Influencia del contenido de silicio sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V de la fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).

La figura 2.38 indica que para optimizar la tenacidad a baja temperatura, el contenido de silicio debería mantenerse lo más bajo posible. Sin embargo, debe destacarse que un contenido de silicio menor aumenta la probabilidad de formación de perlita en la matriz de la fundición dúctil en bruto de colada, siendo entonces necesario un tratamiento térmico posterior que provoque una matriz completamente ferrítica (Bradley, 1981). Por otro lado, al disminuir la cantidad de silicio en solución sólida en la ferrita, decrecen el límite elástico y la resistencia a la tracción, pudiendo incumplirse los valores mínimos que para dichos parámetros solicitan algunas normas. Para solucionar este problema, una alternativa es sustituir parte del silicio por níquel, ya que éste es también un buen grafitizante, pero con menor potencia en el aumento de la resistencia de la ferrita mediante solución sólida (Salzbrenner, 1986). No obstante, hay que tener en cuenta que por cada 1% de adición de Ni, se incrementa en 10°C la temperatura de transición (RTIT, 1990) (ver apartado 2.4.2.1 sobre el níquel).

Respecto a la mecánica de la fractura, Komatsu et al (1994) estudiaron la influencia del contenido de silicio en la relación entre el valor de J_{IC} (tenacidad de fractura en deformación plana caracterizada por la integral-J) y la temperatura (ver figura 2.39). Emplearon cinco fundiciones de grafito esferoidal completamente ferríticas, con diferentes contenidos de silicio, desde 1.96% a 3.65%, mientras mantenían similar el resto de la composición química (3.41%C, 0.16%Mn, 0.008%P, 0.010%S). El valor superior de J_{IC} se incrementó al aumentar el contenido de Si de 1.96% a 2.86%; sin embargo, disminuyó cuando el contenido de Si excedió de 2.86%, lo que indica que esta última concentración es la que provoca un mayor valor superior para el valor de J_{IC} . La figura 2.39 también muestra que incrementar el contenido de silicio implica un notable aumento de la temperatura de transición para la tenacidad de fractura, que no obstante resulta ser muy inferior a la temperatura de transición para la resistencia al impacto (ver figura 2.38).

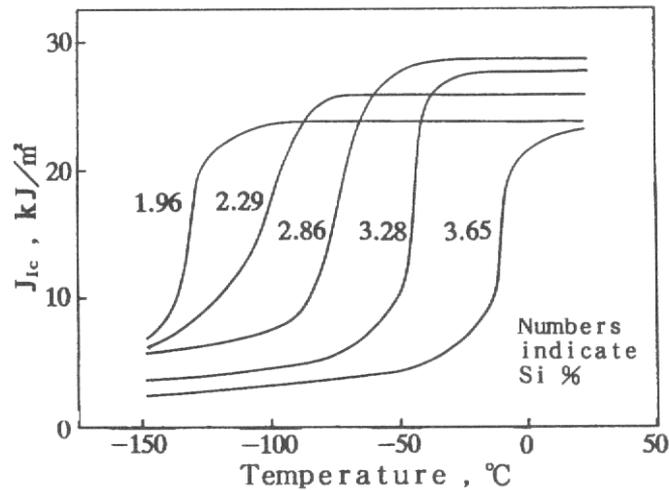


Figura 2.39. Influencia del contenido de silicio en la relación J_{Ic} -temperatura (matriz completamente ferrítica).

2.4.1.2. Carbono.

Los contenidos de carbono más típicos en la fundición dúctil se encuentran entre el 3.5% y el 3.9%, con los valores más altos para las secciones delgadas (aproximadamente por debajo de 10 mm) y los más bajos para las secciones gruesas o pesadas (por encima de 40 mm) (Gundlach et al, 1992).

Para Bradley y Srinivasan (1990), la mayoría del carbono en fundición dúctil ferrítica está presente en forma de nódulos de grafito. Si aumenta el contenido de carbono, puede ocurrir que el número de nódulos sea mayor y/o que los nódulos se hagan más grandes. Si resulta un mayor número de nódulos, la temperatura de transición al impacto disminuye, pero también disminuye el valor superior de resistencia al impacto Charpy. Posteriormente se analizan los detalles del efecto del número de nódulos sobre la resistencia al impacto (sección 2.5.3.1).

En la misma línea de Bradley y Srinivasan (1990), Roedter y Gagné (2003), consideran que un menor porcentaje de carbono favorece la energía absorbida en el nivel superior de la curva de transición de Charpy, pero perjudica a la temperatura de transición, ya que la eleva, tal y como se aprecia en la figura 2.40; el mejor compromiso para ambas propiedades lo ofrece un contenido de carbono de 3.3 – 3.5 %.

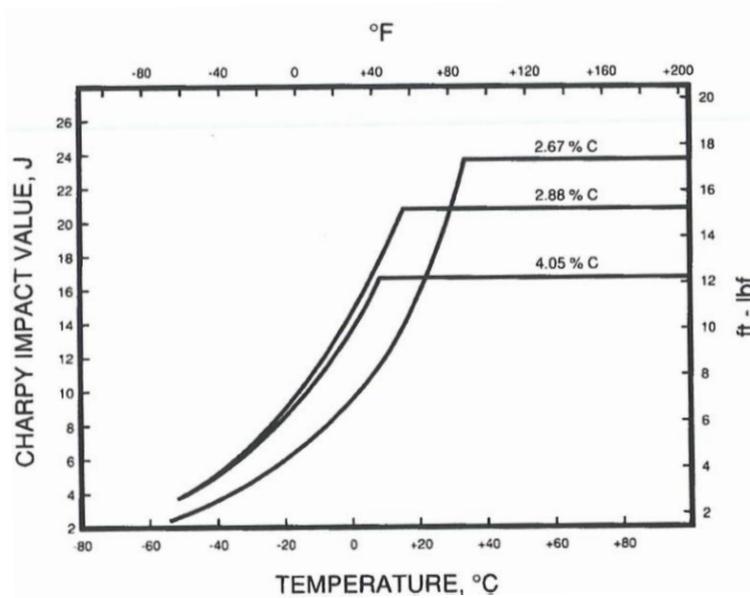


Figura 2.40. Influencia del contenido de carbono sobre la energía Charpy con entalla en V de la fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).

2.4.1.3. Carbono equivalente.

Los efectos combinados del carbono y el silicio pueden describirse usando el diagrama de Henderson, figura 2.41. La combinación de un contenido en carbono alto (más exactamente, carbono equivalente) y velocidades de solidificación lentas, provocará flotación de grafito y grafito degenerado. Para fundiciones de sección delgada (menos de 13 mm) se recomienda un carbono equivalente de 4.55%; para secciones moderadas (entre 13 y 38 mm) puede usarse un carbono equivalente de 4.35 a 4.45%; y para secciones gruesas (más de 51 mm) el carbono equivalente puede estar limitado a un máximo de 4.30% (Gundlach et al, 1992).

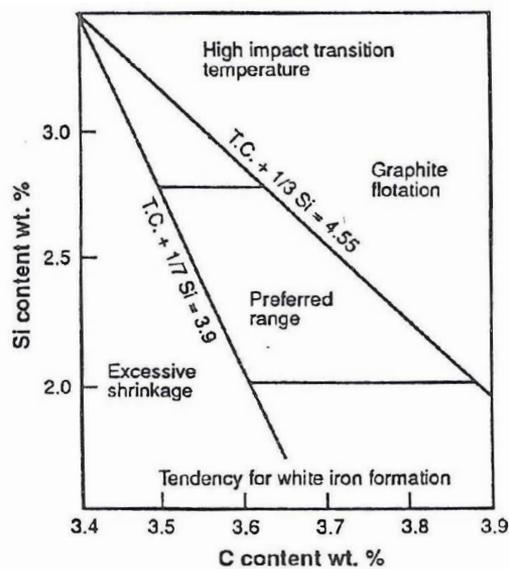


Figura 2.41. Diagrama de Henderson: rangos típicos de carbono y silicio para fundiciones dúctiles limitados por factores de proceso. Fuente: Gundlach et al (1992).

Como durante la solidificación de la fundición dúctil la formación de grafito está acompañada de una expansión volumétrica, si disminuye el contenido de carbono (y de silicio), el requerimiento del metal que alimenta la fundición puede aumentar y la alimentación en el interior de la fundición puede debilitarse. Para evitar una contracción excesiva, el diagrama de Henderson sugiere un límite inferior de 3.9 para la relación: $\%C + 1/7 \%Si$, pero este parámetro debe considerarse sólo como una guía, ya que la alimentación efectiva de una fundición depende de otros factores adicionales además de los contenidos de carbono y/o silicio.

Por otro lado, para conseguir una matriz ferrítica en bruto de colada en fundición dúctil de sección pesada con espesor de pared superior a los 100 mm, Mullins (2006b) recomienda un carbono equivalente de 4.10%, en base a un contenido de carbono de 3.35% y un contenido de silicio de 2.25%.

También Gagné y Labrecque (2009), citando a Gagné y Argo (1986a), sugieren un límite máximo para el carbono equivalente de 4.1%, en este caso con el fin de evitar o limitar la formación de grafito chunky.

Para Riposan et al (2010), debe realizarse un balance entre el carbono equivalente y el silicio; lo bastante alto como para proveer un número de nódulos satisfactorio (usualmente más de 60 nódulos/mm²), pero suficientemente bajo como para prevenir flotación de grafito y grafito chunky en el centro térmico de la fundición. Generalmente, se recomienda un rango de 4.2% a 4.3% de carbono equivalente (3.4% a 3.6% en peso de carbono y hasta 2.2% en peso de silicio).

La aportación de Riposan et al (2010) parece en principio más equilibrada, ya que la cifra de 4.1% propuesta por Mullins (2006b) y Gagné y Labrecque (2009), podría provocar que el caldo fuese hipoeutéctico, perjudicando así que se alcance el número de nódulos adecuado que se demanda para unas propiedades óptimas, especialmente porque se evita o reduce la segregación.

2.4.1.4. Fósforo.

Según Roedter y Gagné (2003) el fósforo es un elemento fragilizador, tal y como se aprecia en la figura 2.42 y debe hacerse el esfuerzo necesario para que su contenido sea el más bajo posible. El fósforo forma esteadita, una eutéctica de bajo punto de fusión, que se segrega hacia los contornos de las células eutécticas durante la solidificación. En fundiciones de sección pesada, las regiones de los contornos de las células pueden contener hasta diez veces la concentración media de fósforo. Por tanto, es un requerimiento para tales fundiciones mantener el contenido de fósforo por debajo de 0.030% y preferiblemente por debajo de 0.025%.

Es importante tener en cuenta que, aunque puede que la esteadita no sea observable en la fundición, los átomos de fósforo presentes en los contornos de las células reducen el nivel de cohesión de las juntas de grano (Krauss, 1989).

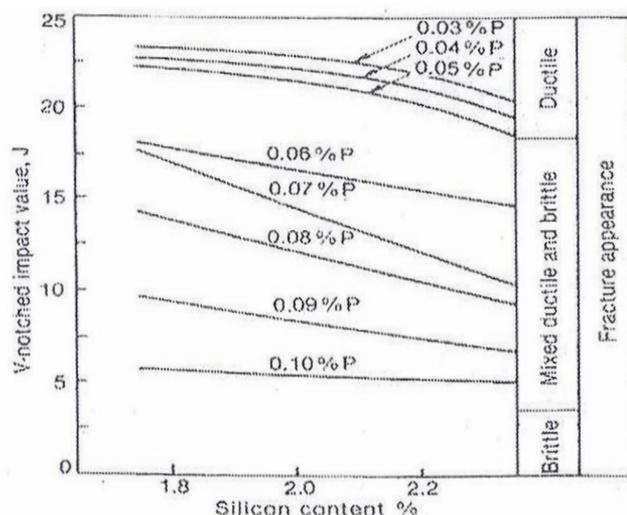


Figura 2.42. Efecto del fósforo sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V para fundiciones dúctiles ferríticas (Roedter, 2006).

Para Bradley y Srinivasan (1990), el efecto del fósforo (como el del silicio) sobre la tenacidad, es principalmente sobre la temperatura de transición, como se aprecia en la figura 2.43 para el caso de fundiciones dúctiles ferríticas, en base a un estudio de Pellini et al (1954). Un aumento en el contenido de fósforo de 0.05-0.1% puede aumentar la temperatura de transición en 60 °K. Por ello, Bradley y Srinivasan consideran esencial mantener el contenido de fósforo por debajo del 0.05% si se quiere conseguir buena tenacidad a bajas temperaturas; es por tanto algo menos restrictivo que Roedter y Gagné (2003).

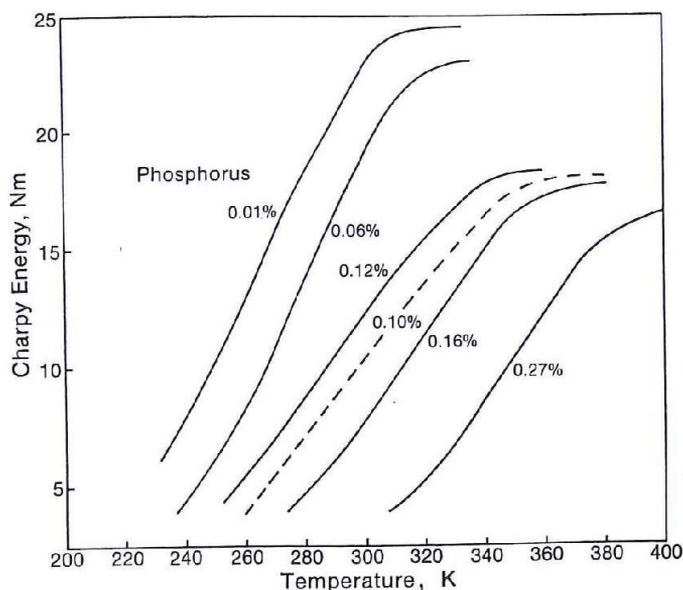


Figura 2.43. Efecto del contenido de fósforo sobre la energía de impacto Charpy con entalla en V para fundiciones dúctiles ferríticas (Pellini et al, 1954). Fuente: Bradley y Srinivasan (1990).

Respecto a la mecánica de la fractura, Komatsu et al (1994) estudiaron la influencia del contenido de fósforo en la relación entre J_{IC} y temperatura (figura 2.44). Emplearon seis fundiciones de grafito esferoidal completamente ferríticas, con diferentes contenidos de fósforo, desde 0.007% a 0.174%, mientras mantenían similar el resto de la composición química

(3.40%C, 2.34%Mn, 0.16%P, 0.013%S). La figura 2.44 indica que aumentar el contenido de fósforo en el rango indicado resulta en un moderado descenso en el valor superior de J_{IC} y en una notable elevación de la temperatura de transición, que no obstante resulta ser muy inferior a la temperatura de transición para la resistencia al impacto (ver figura 2.43).

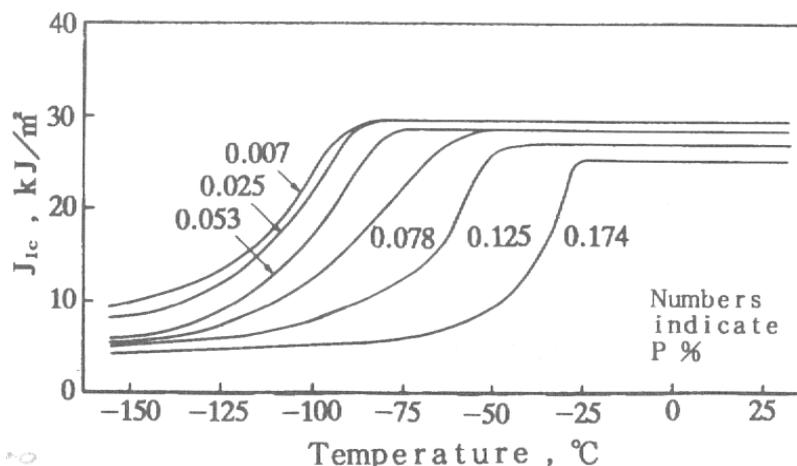


Figura 2.44. Influencia del contenido de fósforo en la relación J_{IC} -temperatura (matriz completamente ferrítica) (Komatsu et al, 1994).

Por otro lado, Sertucha et al (2013), a partir de un análisis multivariante para evaluar el efecto de elementos individuales en la cantidad de grafito chunky, han encontrado que el fósforo es promotor de ese tipo de grafito, aspecto que nunca antes se había sugerido. Ofrecen como posible explicación que la adición de fósforo conlleva la disolución de algunos compuestos de cerio que contienen elementos perjudiciales que se pueden disolver de nuevo en el caldo.

2.4.1.5. Azufre.

La desulfuración del caldo es una parte esencial en el proceso de producción de la fundición dúctil porque el magnesio reacciona con el azufre para formar sulfuro de magnesio (SMg). Por tanto, el contenido de azufre en el hierro base afecta significativamente a la cantidad de magnesio requerida para promover y mantener la esferoidización del grafito.

La experiencia obtenida en el tratamiento con magnesio de hierros base con muy bajo contenido de azufre, ha demostrado que el hierro base no debería ser desulfurado a un nivel por debajo de 0.006% previamente al tratamiento con magnesio (Gundlach et al, 1992). Esos hierros base son menos receptivos a la esferoidización, exhiben un número de nódulos más bajo y tienen gran tendencia a formar carburos.

Roedter y Gagné (2003) reconocen que se requiere un contenido mínimo de azufre para que ocurra la inoculación (0.006%), pero indican que un contenido que exceda de 0.012% puede afectar negativamente a la nodularidad del grafito y por tanto a las propiedades mecánicas.

Sin embargo, Bradley y Srinivasan (1990) consideran que para evitar que disminuya la tenacidad de fractura de la fundición dúctil, el contenido de azufre debería normalmente mantenerse por debajo del 0.02%, siendo por tanto algo más permisible. El efecto del azufre es principalmente sobre el nivel superior de la curva de transición dúctil-frágil, ya que provoca que el grafito ocurra en formas no esferoidales y forme gruesas partículas de segunda fase que están débilmente enlazadas a la matriz, facilitando una temprana nucleación de huecos (Metal Progress, 1978). No obstante, en trabajos de Sertucha et al (2013), solamente verificaron una resistencia al impacto Charpy de al menos 12 J a -40°C (especificación EN-GJS-350-22-L, Norma EN-1563/2011) aquellas aleaciones con un contenido en peso de azufre inferior a 0.008% (y $P < 0.024\%$).

2.4.1.6. Manganeso.

El manganeso se segrega hacia los contornos de célula, especialmente en fundiciones de sección gruesa que requieren un tiempo de solidificación largo, provocando la formación de perlita en estas regiones. La perlita fragiliza la fundición dúctil y por ello, para evitar su formación, se recomienda un contenido máximo de 0.15% de manganeso en secciones gruesas (Roedter y Gagné, 2003).

De hecho, Muratore (2006) escribe que una fundición con un contenido global de manganeso de 0.35% puede exhibir niveles de manganeso de más de 2.5% en las juntas de grano si ha ocurrido segregación.

2.4.1.7. Magnesio

Aunque se ha demostrado que son varios los elementos con los que se consigue la formación de grafito esferoidal cuando se añaden a un hierro base hipereutéctico de bajo contenido en azufre, el procedimiento aceptado comercialmente para la producción de fundición dúctil es la adición de magnesio.

El contenido de magnesio que provoca grafito completamente esferoidal varía generalmente entre 0.02 y 0.08%, dependiendo del contenido de azufre. Roedter y Gagné (2003) recomiendan para fundición dúctil de sección pesada un contenido de magnesio residual (el que queda después de las reacciones necesarias para esferoidizar el grafito) inferior a 0.45%, con lo que se asegura una buena nodularidad y se minimiza la formación de dross (escoria).

Para Riposan et al (2010) el contenido de magnesio final en fundición dúctil de sección pesada debe encontrarse dentro del rango 0.04% a 0.05% en peso. Contenidos en magnesio más altos favorecen la degeneración del grafito y el aumento de carburos intercelulares.

Cuando se añade al hierro fundido, el magnesio actúa desoxidando y desulfurando al caldo, alterando la forma del grafito, y promoviendo la formación de un carburo eutéctico. Como regla general, el tratamiento funciona en ese orden, de manera que si el hierro base y el

tratamiento no se controlan adecuadamente, un excesivo contenido de azufre y/o oxígeno podría consumir el magnesio, dejando una cantidad insuficiente para esferoidizar el grafito. Del mismo modo, un excesivo magnesio podría producir una fundición altamente carburada (Gundlach et al, 1992).

El resultado de la desoxidación es la producción de escoria de óxido de magnesio (MgO), y debido a la desulfuración aparece escoria de sulfuro de magnesio (MgS). Este MgS no es muy estable y reacciona con el oxígeno para liberar el azufre a la atmósfera o para retornar el azufre al caldo, de forma que es conveniente retirar la escoria que contenga MgS, ya que si no el azufre se recombinará con el magnesio, provocando una pérdida del mismo (fading) y la consiguiente disminución de nodularidad. Debe mantenerse suficiente magnesio para asegurar una esferoidización adecuada del último metal vertido (Gundlach et al, 1992).

El magnesio es un formador muy potente y efectivo de carburos, ya que al aumentar su contenido, subenfria las temperaturas eutécticas estable y metaestable (ver figura 2.9 en sección 2.2.6). Si el número de nódulos de la fundición es pequeño, entonces algunas porciones del caldo solidificarán con carburos. Pero si se mantiene un alto número de nódulos, la solidificación se completará antes de que se alcance la temperatura para la formación de los carburos. Por tanto, la formación de carburos en la fundición dúctil es función del contenido de magnesio, del número de nódulos y de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación (Gundlach et al, 1992).

2.4.2. Influencia de los elementos de aleación en la fundición dúctil.

2.4.2.1. Níquel.

Uno de los propósitos por los que se añade níquel a la fundición dúctil es para aplicaciones a baja temperatura, para desarrollar fundiciones ferríticas de bajo porcentaje en silicio pero con una resistencia razonablemente alta.

El níquel es soluble en la fundición a todos los niveles. Es un elemento grafitizante; reduce la solubilidad del carbono en el hierro líquido y sólido, y disminuye el contenido de carbono eutéctico en 0.06% por cada 1% de níquel. El níquel eleva la temperatura eutéctica estable austenita-grafito, y disminuye la temperatura eutéctica metaestable austenita-carburo de hierro, reduciendo así la propensión a la formación de carburos. Se dice del níquel que tiene una tercera parte de la capacidad grafitizante del silicio.

Cuando se usa a niveles bajos, la aleación de níquel produce un endurecimiento por solución sólida de la fase ferrita. Por cada 1% de adición de níquel, la dureza Brinell de la ferrita aumenta alrededor de 15 HB y el límite elástico aproximadamente 40 MPa (Gundlach et al, 1992). En esta línea, Lacaze et al (2013) indican que una adición de un 1% de níquel en fundiciones de bajo silicio (1.40%, 1.70%, 1.85%), aumenta entre 5-10% la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza Brinell, sin afectar al alargamiento. Riposan et al (2010) escribe que el níquel, en relación al silicio, está presente frecuentemente en la fundición dúctil

cuando es problemático conseguir una cierta resistencia a la tracción combinada con un alto alargamiento.

Gundlach et al (1992) indican que el níquel se usa en las fundiciones dúctiles para aplicaciones a baja temperatura, donde se requieren bajas temperaturas de transición dúctil-frágil. Hierros ferríticos con contenidos de silicio reducidos (1.5%) se alean con 1-2% Ni. El níquel se añade específicamente para elevar la resistencia de estos hierros, que pueden tener temperaturas de transición bastante por debajo de 0 °C. Pero por otro lado, como el níquel es un promotor de perlita, aunque lo sea débil, usualmente se evita donde se desea una estructura ferrítica en bruto de colada .

Bradley y Srinivasan (1990) expresan que para obtener buena tenacidad de fractura a baja temperatura en fundición esencialmente ferrítica en estado de “bruto de colada”, una solución es sustituir Ni por Si, ya que el níquel es también buen grafitizante pero no endurece tanto la ferrita por solución sólida. No obstante aparece una penalización económica al ser el níquel más caro que el silicio.

Sin embargo, hay que tener en cuenta que el níquel también eleva la temperatura de transición al impacto, según Davis (1996) y Angus (1981), en aproximadamente 10°C por cada 1% de níquel. Lacaze et al (2012) han encontrado que una adición de níquel de 1% a fundiciones dúctiles de bajo silicio (1.40%, 1.70%, 1.85%), mejora la resistencia al impacto a partir de -40°C, mientras que a -20°C o a temperatura ambiente, la disminuye.

Por otra parte, es importante resaltar que Gundlach et al (1992) incluyen al Ni dentro de los elementos subversivos que promueven el grafito chunky, como resultado de su segregación hacia el centro térmico de la sección de la fundición. Sin embargo, Mullins (2006b) considera que el Ni se segrega negativamente, esto es, que la concentración más alta está cerca del nódulo de grafito, y que no causa problemas.

Se desprende de lo revisado para el níquel que parece necesario investigar en cada caso el equilibrio entre la reducción de silicio y la adición de níquel.

2.4.2.2. Cerio.

El cerio, como el magnesio, es un potente desoxidante y desulfurante. Así, un 0.035% de cerio producirá grafito esferoidal en un hierro hipereutéctico. Pero el cerio es también un potente estabilizador de carburos, de forma que es difícil obtener una microestructura de grafito completamente esferoidal y al mismo tiempo libre de carburos (Gundlach et al, 1992). Por ello, el cerio y las tierras raras se usan principalmente como complemento al tratamiento de magnesio, en cuanto que aumentan el número de nódulos, o neutralizan los efectos de los elementos subversivos, tales como plomo, bismuto, titanio, arsénico, etc.

Sin embargo, para Mullins (2006a) aunque el cerio es útil para contrarrestar los efectos negativos sobre la morfología del grafito de los elementos trampa o subversivos en secciones menores de 1.5 pulgadas (aproximadamente 37 mm), en secciones gruesas (más de 2 pulgadas, aproximadamente 50 mm) el cerio, por sí mismo, promueve el grafito chunky. Por

ello, no se debe añadir nada de cerio a las secciones gruesas. La sugerencia es mantener las cantidades de todos los elementos trampa tan bajas como sea posible, o al menos, estrechamente controladas. No obstante, Sertucha et al (2013) sugieren que el cerio, hasta 0.008% en peso, es perjudicial, pero a mayores niveles se hace beneficioso, debido posiblemente a que el cerio aumenta el subenfriamiento eutéctico, favoreciendo de ese modo el crecimiento esferoidal.

Si la fundición no puede evitar un cierto porcentaje de cerio, puede ser necesario añadir un elemento formador de grafito laminar para eliminar el grafito chunky. El más fácil de usar de estos elementos es el antimonio. Una adición de 0.005% Sb a una fundición dúctil ferrítica de sección pesada eliminará generalmente el grafito chunky, si el nivel de cerio no es demasiado alto (Mullins, 2006a). En la misma línea, Riposan et al (2010), citando a Pan y Chen (1996), indican que esa adición de Sb podría ser de hasta un 0.008%, y resultar en un aumento del número de nódulos y en una mejora de la nodularidad.

2.4.2.3. Calcio.

El calcio es un elemento importante en la producción de fundición dúctil. Aunque se ha conseguido grafito esferoidal en hierros tratados exclusivamente con calcio, este elemento realmente se aplica para reducir la volatilidad en la reacción del magnesio y para aumentar la efectividad de la inoculación.

Cuando el nivel de calcio añadido excede alrededor del 0.03%, la tendencia a formar carburos del magnesio parece aumentar. Pero, por debajo de este nivel, el calcio es efectivo en aumentar el número de nódulos y en reducir el “desvanecimiento (fading) del número de nódulos” (esto es, pérdida de la nodularidad con el tiempo debida a una disminución en el número de nódulos) (Gundlach et al, 1992).

2.4.3. Influencia de los elementos traza en la fundición dúctil.

2.4.3.1. Molibdeno

A niveles de 0.5% o más de molibdeno, se pueden esperar algunos carburos en las juntas de grano (Gundlach et al, 1992), acentuándose este efecto en las secciones gruesas por la segregación y por la presencia de otros elementos estabilizadores de carburos, tales como Cr, Mn y V. Sin embargo, Gagné y Labrecque (2009) limitan la concentración de molibdeno en secciones pesadas a un 0.2%, para evitar la formación de carburos frágiles en las regiones intercelulares.

2.4.3.2. Cromo.

El cromo es un elemento formador de carburos y promotor de perlita particularmente potente en fundición dúctil. Se introduce en el hierro a través de los materiales de carga metálicos, especialmente desde el acero, donde es un elemento trampa.

El nivel tolerable de cromo depende del tipo de fundición dúctil producido y de la estructura de la matriz deseada. En el caso de fundición dúctil ferrítica en bruto de colada, la concentración de cromo debe ser tan baja como sea posible. Puede tolerarse hasta un 0.04%, pero esta cantidad depende del número de nódulos (mayor nivel de cromo con mayor número de nódulos) y del espesor de la sección (menor nivel de cromo a mayores tiempos de solidificación). El cromo provocará la formación de perlita en las regiones intercelulares de la estructura (Gundlach et al, 1992).

Bradley y Srinivasan (1990) también limitan a 0.04% el contenido de cromo en fundiciones ferríticas. Añade que los carburos que forma el cromo degradan el nivel superior de la curva de transición de la tenacidad de fractura y además reducen la maquinabilidad.

Mullins (2006b) considera que el cromo no es un elemento tan potente como otros en cuanto a la formación de perlita, pero es un estabilizador de carburos, pudiendo causar muchos problemas debido a su gran tendencia a segregarse hacia las últimas regiones en solidificar.

Gagné y Labrecque (2009) limitan la concentración de cromo en sección gruesa a 0.05%, para que no forme carburos intercelulares, e indican que esa concentración debe ser aun menor si el contenido de manganeso supera el 0.3%.

2.4.3.3. Circonio.

Gagné y Labrecque (2009) limitan la concentración máxima de circonio a 0.003%, para evitar su segregación hacia las regiones intercelulares formando carburos frágiles. El circonio proviene usualmente del inoculante.

2.4.3.4. Titanio.

El titanio está presente en cantidades pequeñas en casi todos los hierros dúctiles, entrando en el caldo generalmente a través de la chatarra de hierro o de ciertos aceros estructurales.

El efecto del titanio es sensible al tamaño de la sección. En fundiciones de sección delgada puede tolerarse hasta un 0.07%, pero un 0.02% ha tenido un efecto dañino en fundiciones de sección pesada.

El titanio contrarresta el crecimiento esferoidal del grafito y causa la formación de grafito vermicular. De hecho, un método preferido para producir fundiciones de grafito vermicular (compacto) es el uso balanceado de magnesio y titanio (Gundlach et al, 1992).

Por otro lado, según Mullins (2006b) el titanio tiene un factor de segregación muy alto (ver tabla 2.1, sección 2.3.6.1) hacia las últimas zonas en solidificar: las regiones intercelulares

localizadas entre los nódulos de grafito. Ello provoca una estructura más dura, menos dúctil y más frágil.

Gagné y Labrecque (2009) limitan la concentración de titanio en sección gruesa a 0.05%, para evitar la formación de carburos de titanio frágiles en las regiones intercelulares.

Riposan et al (2010) reducen aún más el máximo contenido de titanio, a un 0.025%, para obtener fundición dúctil de sección pesada de alta calidad para la industria de los aerogeneradores.

2.4.3.5. Vanadio.

El efecto del vanadio es sensible al tamaño de la sección, pudiendo formarse carburos masivos a niveles de más de 0.20% (Gundlach et al, 1992).

Para Mullins (2006b), el vanadio es un elemento con una gran tendencia a la segregación hacia las últimas regiones en solidificar, las regiones intercelulares, donde provoca fragilidad.

Gagné y Labrecque (2009) limitan la concentración de vanadio en sección gruesa a 0.03%, para evitar la formación de carburos frágiles en las regiones intercelulares.

2.4.3.6. Cobre.

El cobre es grafitizante pero también promotor de perlita, con una capacidad en este último aspecto dos veces mayor que el manganeso, por lo que su mayor aplicación se encuentra en el desarrollo de fundiciones dúctiles perlíticas. Por ello, cuando se buscan fundiciones ferríticas, normalmente se restringe a un nivel máximo de 0.03% (Gundlach et al, 1992).

2.4.3.7. Aluminio.

El Aluminio está presente en todas las fundiciones dúctiles. Entra en el hierro a través de los materiales de carga y de las ferroaleaciones usadas en el tratamiento y la inoculación.

Hasta un 0.05% de aluminio puede tolerarse en las fundiciones dúctiles, pero, como en el caso del titanio, este efecto es sensible al tamaño de la sección, siendo más pronunciado en fundiciones de sección más gruesa. El aluminio promueve la formación de grafito vermicular, aunque en menor medida que el titanio. Este efecto puede ser neutralizado mediante la adición de cerio: sólo un 0.01% de cerio neutralizará el efecto de 0.50% de aluminio.

Otra razón para limitar la cantidad de aluminio es la formación de picaduras (pinhole), agravada por la presencia de titanio (Gundlach et al, 1992).

Por otro lado, Mullins (2006a) limita aún más la concentración de aluminio (0.03%), e indica que puede formar grafito laminar y también picaduras en combinación con el titanio, en moldes de arena verdes.

2.4.3.8. Boro.

Como ocurre en otras aleaciones férreas, la influencia del boro se aprecia a muy pequeños niveles de concentración. El boro se segrega muy fuertemente en las fundiciones dúctiles, formando carburos en los contornos de grano e incluso una estructura de tipo red para niveles más altos de boro. Tan solo un 0.002% puede provocar la aparición de esos carburos intercelulares, con el consiguiente deterioro de las propiedades mecánicas. Por otro lado, estos carburos de boro son extremadamente estables y no serán eliminados mediante recocido (Gundlach et al, 1992).

Gagné y Labrecque (2009) recomiendan una concentración máxima de boro en sección gruesa de 0.002%, de cara a evitar la formación de carburos frágiles en las regiones intercelulares.

2.4.3.9. Estaño.

Es un potente promotor de perlita en fundición dúctil, pero, sin embargo, no promueve la formación de carburos, incluso a niveles tan altos como 0.15%. El estaño es efectivo como promotor de perlita porque se acumula preferentemente en la superficie del esferoide de grafito, interfiriendo de esa forma en la difusión del carbono y previniendo, por tanto, la formación de ferrita. Probablemente debido a esa barrera a la difusión, la forma del nódulo obtenida al añadir estaño mejora ligeramente.

La influencia promotora de perlita del estaño es aproximadamente diez veces mayor que la del cobre, y seis que la del cromo. Por ello, para el caso de fundiciones dúctiles ferríticas, el contenido de estaño se limita a 0.01%, aunque esta concentración es función del número de nódulos (Gundlach et al, 1992).

2.4.3.10. Antimonio.

Se ha establecido que no se puede tolerar más de un 0.004% de antimonio en la fundición dúctil, para evitar que ocurra una severa reducción en la calidad del grafito presente. El efecto del antimonio es sensible al tamaño de la sección, tendiendo a segregarse hacia las regiones intercelulares, donde promueve la formación de un grafito laminar de tipo malla (Gundlach et al, 1992).

Mullins (2006a) limita el antimonio a una concentración máxima de 0.003%, ya que promueve grafito laminar y también perlita en secciones pesadas. El antimonio rodea el esferoide de grafito y actúa como barrera para la difusión del carbono, favoreciendo la formación de perlita (Mullins, 2006b).

Por otro lado, se reporta en la bibliografía que una adición de 0.001% de antimonio minimiza la formación de grafito chunky (Goodrich, 1992). Aún más, Gagné y Labrecque

(2009), citando a Campomanes y Karsay (1970), indican que el antimonio, en un nivel tan bajo como 40 ppm, permite evitar la formación de grafito chunky sin efectos perjudiciales.

Mullins (2006c) escribe que en el caso de una fundición que no pueda evitar algún contenido de cerio, puede ser necesario añadir un elemento formador de grafito laminar, para eliminar el grafito chunky. Así, una aportación de 0.005% Sb a una fundición dúctil ferrítica de sección gruesa generalmente eliminará el grafito chunky, si el nivel de cerio no es demasiado elevado. Adicionalmente, el antimonio incrementa la nodularidad y el número de nódulos. Ambas mejoras son útiles para conseguir las mejores propiedades en estas secciones pesadas. Sin embargo, el antimonio también es un fuerte estabilizador de la perlita, de forma que una adición de un 0.02%Sb con 0.01% de cerio no solo producirá una buena estructura de grafito, sino que también promoverá una matriz completamente perlítica.

Riposan et al (2010), citando a Pan y Chen (1996), se encuentran en la misma línea que Mullins (2006c), aunque elevan la cantidad permisible de antimonio a añadir a un 0.008%.

2.4.3.11. Arsénico.

La máxima cantidad tolerada de arsénico en la fundición dúctil ferrítica es de 0.02%, debido al efecto negativo que tiene sobre la nodularidad (Gundlach et al, 1992).

Mullins (2006a) es más restrictivo y considera que el arsénico es un formador de perlita, limitando su cantidad en fundición dúctil ferrítica a 0.01%.

2.4.3.12. Bismuto.

Como ocurre con muchos de los elementos subversivos, el bismuto exhibe tanto características favorables como desfavorables en las fundiciones dúctiles. La presencia de tan solo un 0.003% provoca la aparición de grafito laminar o de malla intercelular, que implica un deterioro significativo de las propiedades mecánicas. Solamente un 0.005% de bismuto se requiere para prácticamente eliminar la formación de grafito esferoidal. Para obtener matriz ferrítica, el límite es de 0.002% de bismuto (Gundlach et al, 1992).

El efecto del bismuto, sin embargo, puede ser contrarrestado mediante adiciones de cerio. Esta combinación ha sido usada para obtener aumentos apreciables en el número de nódulos de grafito, particularmente en secciones pequeñas, donde la prevención de carburos es importante. En secciones más gruesas, la combinación Bi-Ce puede usarse para promover un número mayor de nódulos más pequeños, que se segreguen más despacio hacia la superficie exterior durante la solidificación, reduciendo de esta forma la tendencia a la flotación de carbono (Gundlach et al, 1992).

Mullins (2006a) también limita la cantidad permisible de bismuto a un máximo de 0.002%, e indica que hace aumentar el número de nódulos pero también provoca grafito laminar.

Sin embargo, Riposan et al (2010), citando a Pan y Chen (1996), indican que en fundiciones que no puedan evitar un cierto porcentaje de cerio, la adición de bismuto, hasta un 0.0030%, puede prevenir la formación de grafito degenerado, y resultar además en un aumento del número de nódulos y una mejora de la nodularidad.

2.4.3.13. Plomo.

El efecto de cantidades extremadamente pequeñas de plomo es promover la formación de grafito altamente deteriorado. Una concentración de 0.002% de plomo en el hierro base contrarresta el efecto esferoidizante del magnesio, produciendo una forma laminar del grafito.

El efecto del plomo es mucho más dañino en las secciones más gruesas, pero el uso de cerio o FeSiMg que contenga cerio, neutralizará el efecto del plomo (se cree que ocurre como resultado de la formación de un compuesto Ce-Pb) (Gundlach et al, 1992).

2.4.4. Influencia de los gases en la fundición dúctil.

Los gases a tener en cuenta en la producción de fundición dúctil son oxígeno, hidrógeno y nitrógeno, ya que todos ellos tienen alguna solubilidad en el hierro líquido y solubilidad considerablemente menor en el hierro solidificado. Pero hay muy poca información disponible relativa a la influencia de estos gases sobre la estructura y propiedades de las fundiciones dúctiles, debido a la falta de datos fiables sobre el contenido de gas en el hierro (Gundlach et al, 1992).

2.4.4.1. Oxígeno.

Debido a que el magnesio es un desoxidante muy efectivo, el contenido de oxígeno queda reducido a niveles bajos durante el tratamiento de nodulización. Sin embargo, parece que el contenido de oxígeno que estaba presente en el hierro base tiene alguna influencia en el proceso de solidificación.

El oxígeno tiende a promover una estructura de grafito compacto/vermicular (Gundlach et al, 1992).

2.4.4.2. Hidrógeno.

Está reconocido que el hidrógeno es un potente promotor de carburos, como resultado del subenfriamiento que provoca en el hierro. Deben mantenerse muy bajos niveles de hidrógeno para conseguir un control estructural reproducible. Sin embargo, es difícil correlacionar el contenido de hidrógeno específico con los rasgos microestructurales, debido a la complejidad para obtener resultados de análisis de hidrógeno fiables.

Al incrementar los niveles de hidrógeno se promueven carburos en el centro de la sección, o “temple inverso”, y también por la segregación del hidrógeno hacia las últimas zonas

en solidificar. Si el contenido de hidrógeno es suficientemente alto, se observan picaduras (pinhole) asociadas a los carburos desarrollados en el centro de la sección (Gundlach et al, 1992).

2.4.4.3. Nitrógeno.

El límite de solubilidad del nitrógeno en la fundición sólida es de 0.008-0.009%, y por debajo de esta cantidad, apenas se aprecian efectos sobre la microestructura.

Es crítico controlar los niveles de nitrógeno para reducir la formación de picaduras. Si el contenido de nitrógeno del caldo excede el límite de solubilidad de 0.008-0.009%, o si se alcanza dicho nivel en el centro térmico de la fundición debido a la segregación, se puede anticipar que ocurrirá porosidad (Gundlach et al, 1992).

Sertucha et al (2012) han encontrado que el nitrógeno perjudica a la temperatura de transición al impacto, probablemente porque se segrega fuertemente hacia los contornos de grano de ferrita. Además, es un elemento intersticial que endurece por solución sólida la ferrita, aumentando el límite elástico y la resistencia a la tracción, pero disminuyendo el alargamiento (en este estudio el contenido de nitrógeno está entre 0.0032-0.0077% en peso).

2.4.5. Influencia de la combinación de varios elementos en la matriz y la nodularidad.

Riposan et al (2010), citando a Thielman (1970), considera dos factores, el factor de influencia perlítica (P_x) y el factor de antinodularidad (K_1), que representan el efecto que puede tener la acumulación de ciertos elementos químicos sobre la obtención de una matriz ferrítica y sobre la nodularidad, respectivamente.

Para obtener una estructura ferrítica en fundición dúctil, además de tener en cuenta aquellos elementos que promueven por sí solos la perlita (Sn, Mo, P, Cu, Ti, Mn, Ni, Cr, en orden de mayor a menor influencia), es necesario considerar el efecto acumulativo de elementos que estabilizan la perlita, en la forma del factor P_x (figura 2.45).

Para conseguir una estructura ferrítica en bruto de colada, además de las limitaciones en concentración para cada elemento concreto implicado, se debe tener en cuenta que $P_x < 2.0$.

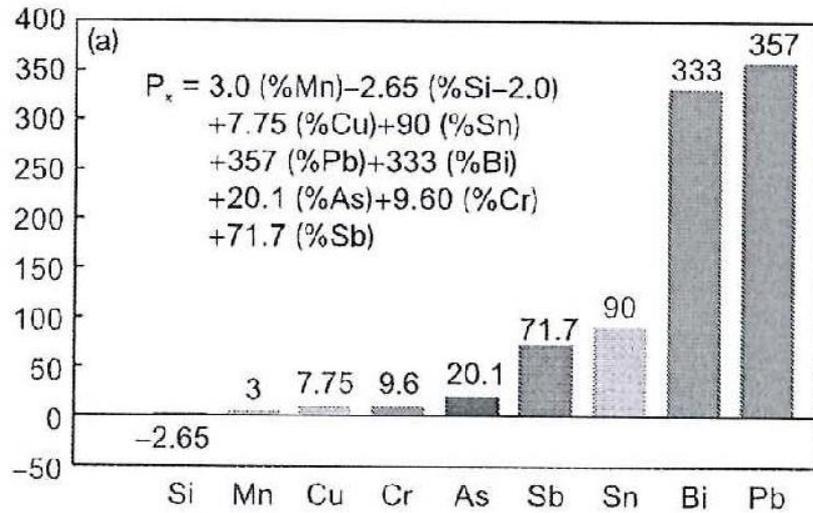


Figura 2.45. Efecto acumulativo de elementos estabilizadores de perlita (P_x) en fundición dúctil (Thielman, 1970). Fuente: Riposan et al (2010).

Por otro lado, para asegurar un nivel aceptable de nodularidad en fundición dúctil, además de las consideraciones concretas para ciertos elementos en particular, el factor de antinodularidad de Thielman no debe exceder de 1.0, como resultado de las diferentes contribuciones de ciertos elementos representativos (fig. 2.46).

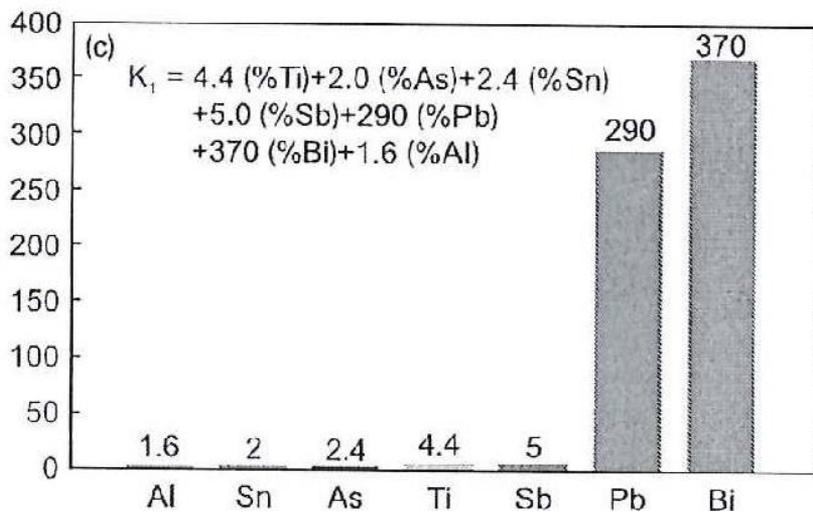


Figura 2.46. Factor de antinodularidad de Thielman (K_1) en fundición dúctil (Thielman, 1970). Fuente: Riposan et al (2010).

2.5. INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL FERRÍTICA DE SECCIÓN GRUESA.

2.5.1. Propiedades de tracción: Límite elástico, Resistencia a la Tracción y Alargamiento.

Escribe Salzbrenner (1987) que el Límite Elástico ($LE_{0.2}$) y la Resistencia a la Tracción (RT) de la fundición dúctil ferrítica dependen fundamentalmente de la composición química de la matriz, y que son prácticamente independientes de las características microestructurales. Así lo demuestra con las ecuaciones de regresión lineal que obtiene a partir de datos experimentales (porcentajes de los elementos en peso):

$$LE_{0.2} \text{ [MPa]} = 135 + 118(\%Ni) + 105(\%Si) \quad (2.1)$$

$$RT \text{ [MPa]} = 286 + 85.6(\%Ni) + 84.6(\%Si) \quad (2.2)$$

Estas ecuaciones muestran la efectividad del silicio y el níquel como endurecedores mediante solución sólida en este tipo de aleaciones. El carbono no ha afectado significativamente a la resistencia, debido al tratamiento térmico realizado en el material usado por Salzbrenner, que ha provocado que el carbono precipite como grafito en los nódulos preexistentes.

Por otro lado, Salzbrenner no pudo obtener un modelo de regresión lineal adecuado que relacionase el Alargamiento (A%) con las características microestructurales y/o la composición química. Este resultado indica que debe usarse un modelo más complicado para describir el alargamiento, bien utilizando rasgos microestructurales o de composición no medidos en su trabajo o bien empleando iteraciones no lineales de cada variable microestructural o de composición independiente.

Loper y Javaid (1991), a partir de una revisión de trabajos sobre propiedades mecánicas en fundición dúctil ferrítica (Karsay y Schelleng (1961), Kust y Loper (1968), Palmer (1982), Nakamura et al. (1989), Mayer (1976), Campomanes (1971) e Itofuji et al (1990)), demuestran que el Límite Elástico no varía significativamente a pesar de que haya cambios en la nodularidad, en el número de nódulos o en el tamaño de los nódulos (ver figura 2.47). Sin embargo, los valores del Límite Elástico obtenidos parecen estar determinados principalmente por el grado de endurecimiento por solución sólida de la ferrita, aunque para Loper y (no así para Salzbrenner (1987)) el níquel es relativamente inefectivo (ver figura 2.48).

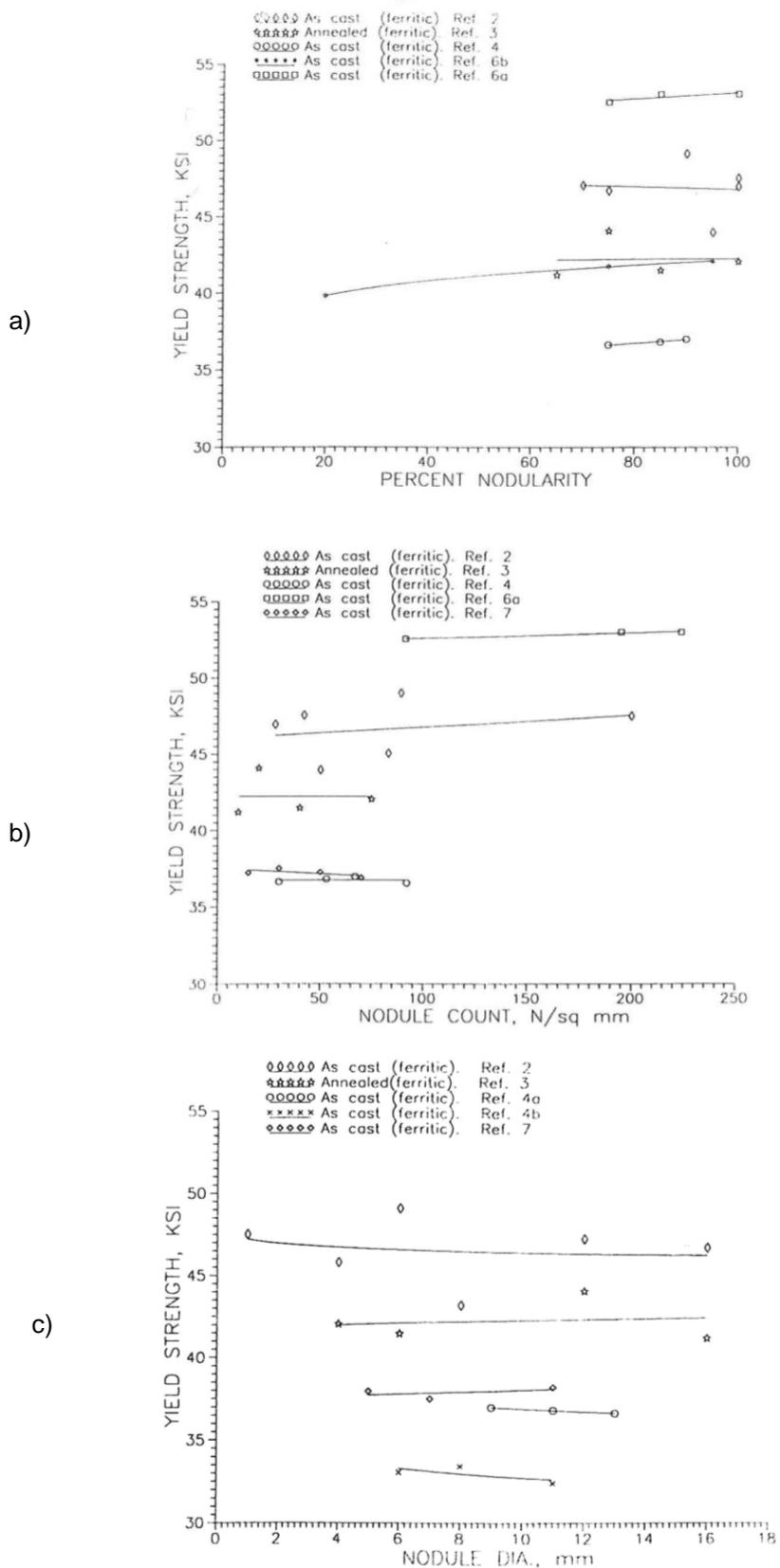


Figura 2.47. Influencia de las características microestructurales sobre la resistencia de las fundiciones dúctiles ferríticas estudiadas: a) efecto de la nodularidad; b) efecto del número de nódulos (nod/mm^2); c) efecto del tamaño de nódulo (100x). Ref 2, Ref 3, Ref 4a, Ref 4b, Ref 6a, Ref 6b y Ref 7 son las referencias de las aleaciones estudiadas. (Loper y Javid, 1991).

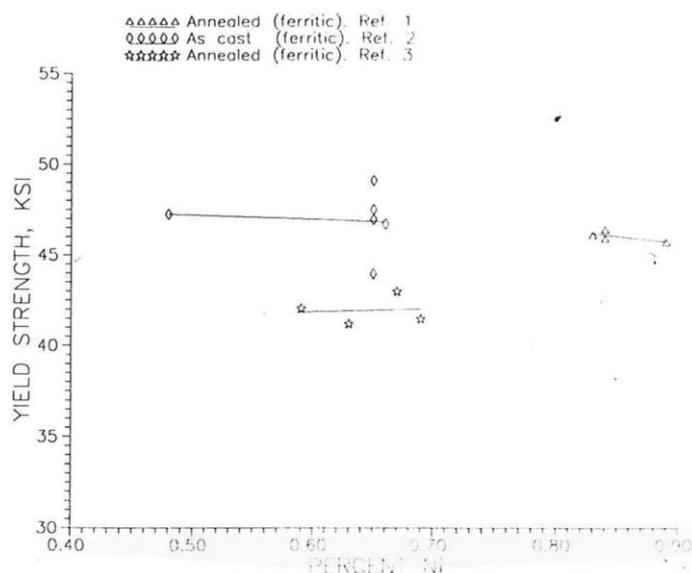


Figura 2.48. Efecto del níquel sobre la resistencia a la fluencia de las fundiciones dúctiles ferríticas. Ref 1, Ref 2 y Ref 3 son las referencias de las aleaciones estudiadas. (Loper y Javaid, 1991).

En cuanto a la Resistencia a la Tracción, Loper y Javaid (1991) consideran que ésta disminuye de forma modesta al disminuir la nodularidad y el número de nódulos. Ahora bien, el principal efecto de la disminución de nodularidad y número de nódulos es la reducción apreciable de los valores de alargamiento.

Kippola y Goodrich (2000), al estudiar estadísticamente 83 muestras de fundición dúctil resistente al impacto a bajas temperaturas GGG 40.3 (designación anterior de la especificación EN-GJS-400-18-LT), obtuvieron la mejor correlación al considerar el efecto del carbono, el silicio y el níquel sobre el Límite Elástico y la Resistencia a la Tracción, con un factor de correlación de 0.695; estiman que, evaluando datos de producción, cualquier factor de correlación superior a 5.000 constituye una correlación más que aceptable. Las ecuaciones de regresión lineal son las siguientes (porcentajes de los elementos en peso):

$$LE_{0.2} \text{ [MPa]} = 28.532 - 2.827(\%C) + 11.305(\%Si) + 1.288(\%Ni) \quad (2.3)$$

$$RT \text{ [MPa]} = 43.594 - 1.145(\%C) + 10.391(\%Si) + 0.789(\%Ni) \quad (2.4)$$

Sin embargo, ningún dato se correlacionó de manera aceptable respecto al Alargamiento.

Donelan (2000), combinando las ecuaciones de Frenz (1991) (que relaciona el Límite Elástico y la Resistencia a la Tracción con la cantidad de silicio y el porcentaje de perlita), y Yanagisawa y Lui (1985) (tienen en cuenta el tamaño de grano de la ferrita y el contenido de carbono), obtiene unas relaciones que cubren un rango más amplio de variables:

$$LE_{0.2} \text{ [MPa]} = 52 + 63.2(\%Si) + 0.663X_P + 21.6(1 - 0.0656(\%C))d^{-0.5} \quad (2.5)$$

$$RT \text{ [MPa]} = 147 + 68.1(\%Si) + 1.77X_P + 26.7(1 - 0.0656(\%C))d^{-0.5} \quad (2.6)$$

donde las composiciones químicas están medidas en porcentaje en peso, d es el tamaño de grano de ferrita medido en micrómetros y X_P es la fracción de perlita en tanto por ciento.

La figura 2.49a muestra una comparación entre la ecuación original de Frenz (1991) y sus resultados en ensayos reales para el Límite Elástico; la figura 2.49b presenta la

comparación entre la ecuación (2.5) y los resultados de los ensayos reales citados de Frenz. Se aprecia que la correlación ha mejorado. Una mejora similar se obtiene para la Resistencia a la Tracción.

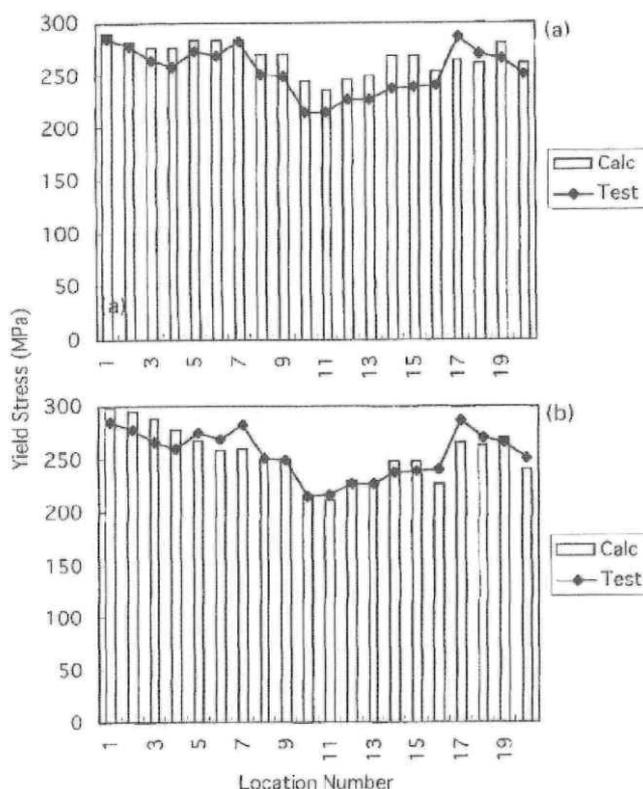


Figura 2.49. Comparación entre los datos de Límite Elástico a partir de ensayos realizados por Frenz (1991) y los valores calculados usando: (a) la ecuación propuesta por Frenz; (b) la ecuación (5) planteada por Donelan. Fuente: (Donelan, 2000)

Para el Alargamiento, Donelan obtiene una fórmula combinando una ecuación de Venugopalan y Alargasamy (1990) (que no tuvieron en cuenta el efecto de la nodularidad sobre el Alargamiento), y una relación de Iwabuchi et al (1987) (que sí estudió éste efecto). La influencia de la nodularidad era altamente no lineal, con desviaciones significativas. Sin embargo, para nodularidades mayores de 70%, la relación puede linealizarse mediante la siguiente expresión:

$$A(\%) = 37.85 - 0.093(H_M) - 0.8(95 - N\%) \quad (2.7)$$

donde N% es la nodularidad y H_M es la microdureza de la matriz considerada como un composite, que está dada por:

$$H_M = (H_F X_F + H_P X_P) / 100 \quad (2.8)$$

X_F y X_P son los contenidos de ferrita y perlita, respectivamente, en tanto por ciento; H_F y H_P son la dureza de la ferrita y de la perlita, respectivamente, y se calculan a partir de las ecuaciones siguientes:

$$H_F = 64 + 44[\%Si] + 9[\%Mn] + 114[\%P] + 10[\%Cu] + 7[\%Ni] + 22[\%Mo] \quad (2.9)$$

$$H_P = 249 + 26[\%Si] + 12[\%Mn] + 234[\%P] + 16[\%Cu] + 17.5[\%Ni] + 26[\%Mo] \quad (2.10)$$

Para comprobar estas ecuaciones, Donelan ha comparado datos de ensayo en probetas reales para el caso de una fundición dúctil de 300 mm de espesor de pared y 13 toneladas de peso (ofrece de la composición química: 3.5%C; 1.8%Si; 0.2%Mn), con los resultados que aportan las ecuaciones propuestas, para las que obtiene los parámetros necesarios a partir de un modelo mediante elementos finitos de dicha fundición. Para el Límite Elástico y la Resistencia a la Tracción, el acuerdo es bastante aceptable (ver figuras 2.50a y 50b), aunque los resultados sugieren que podría haber algún mecanismo de endurecimiento que no está contenido en las fórmulas para estas propiedades. En el caso del Alargamiento, la comparación es razonablemente buena. No obstante, hay mucha desviación en los resultados experimentales y además los datos calculados son ligeramente menores que los resultados de los ensayos.

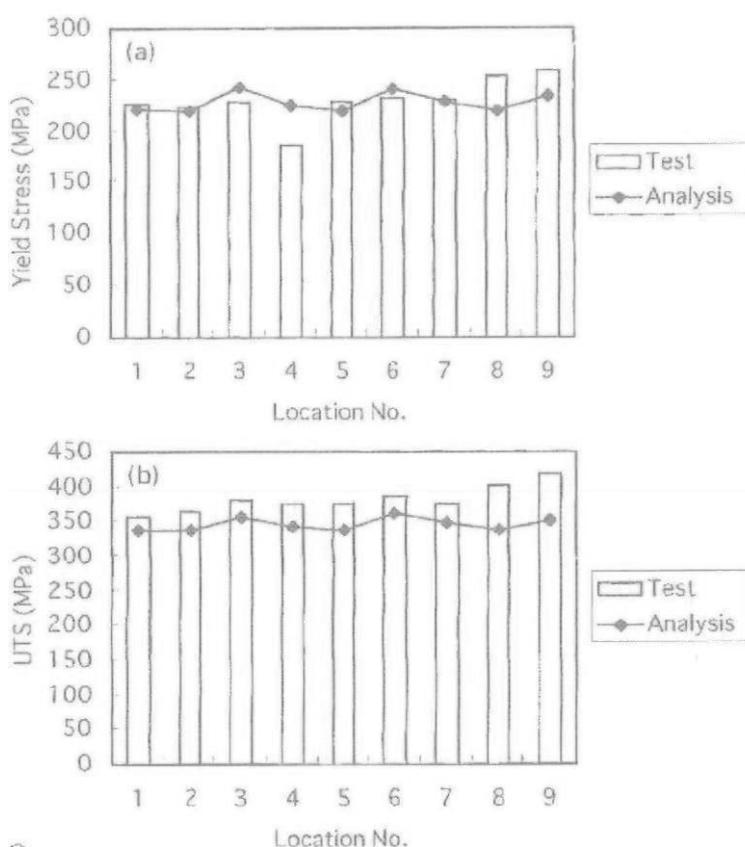


Figura 2.50: Comparativas para (a) Límite Elástico y (b) Resistencia a Tracción, a partir de los resultados de las ecuaciones propuestas por Donelan (2000) y los datos de ensayo de la fundición.

Iwabuchi et al (2003), a partir de una ecuación de regresión satisfactoria de Okada y Maehashi (1971), que relacionan el Alargamiento con las características microestructurales de las fundiciones de grafito esferoidal, estudia la influencia de cada parámetro de la citada ecuación en el Alargamiento. La ecuación es la siguiente:

$$A(\%) = -20 - 0.59(\%Si) - 26(\%Mn) - 52(\%P) + 0.32(N\%) - 0.031n + 0.015(X_p - 25)^2 \quad (2.11)$$

donde %Si, %Mn y %P son las concentraciones de cada elemento en peso, N% es el porcentaje de nodularidad, n es el número de nódulos por cada mm² y X_p es el porcentaje de perlita.

La figura 2.51 muestra el efecto del porcentaje de perlita sobre el alargamiento en función del porcentaje de nodularidad. El Alargamiento disminuye al aumentar la cantidad de perlita, debido a que ésta restringe la deformación plástica de la matriz (Harada et al, 1987). Sin embargo, la fracción de perlita tiene poco efecto sobre el alargamiento cuando la nodularidad es lo suficientemente baja como para que el grafito actúe como una entalla, provocando él mismo una ductilidad pequeña.

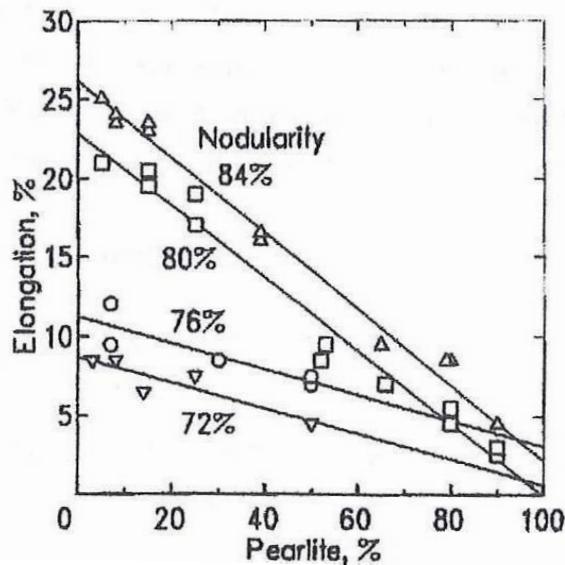


Figura 2.51. Relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y el porcentaje de perlita en función de la nodularidad (Iwabuchi et al, 2003).

La figura 2.52 presenta el efecto del porcentaje de nodularidad sobre el Alargamiento en fundiciones dúctiles ferríticas con más del 90% de ferrita. El Alargamiento es relativamente bajo por debajo del 75% de nodularidad, aumentando a partir de ahí con ella proporcionalmente. La degradación de nodularidad provoca la disminución del Alargamiento debido al efecto entalla del grafito, ya que se produce una propagación rápida de la grieta en el contorno entre el grafito y la matriz, durante la creación de "huecos" y su unión posterior bajo un estado de tracción suficiente.

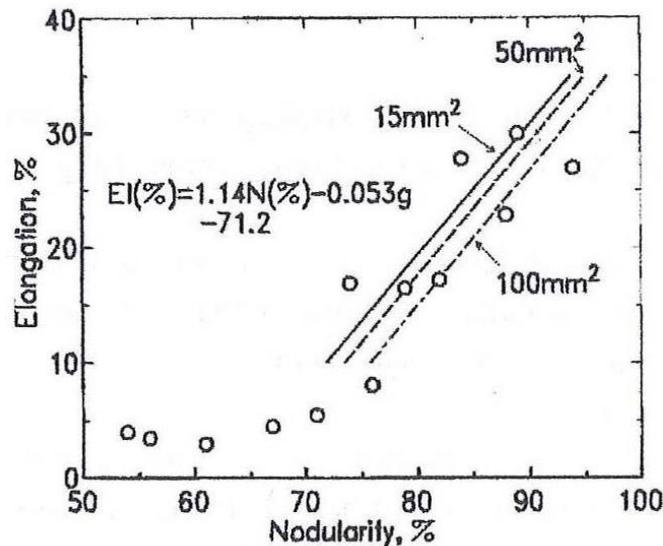


Figura 2.52: relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y la Nodularidad (N%) en muestras con más del 90% de ferrita; g: número de nódulos/mm² (Iwabuchi et al, 2003).

También se aprecia en la figura 2.52 que una disminución del número de nódulos, en el intervalo de 100 a 15 mm⁻², provoca una ligera mejora del alargamiento. Esto es debido a que, para un número de nódulos menor, el área efectiva de la matriz a través de la que se propaga una grieta aumenta, incrementándose en consecuencia la capacidad de deformación plástica de esa matriz y por tanto el Alargamiento.

Iwabuchi et al (2003) también analizan el efecto del tamaño del nódulo sobre el Alargamiento en las fundiciones dúctiles ferríticas (véase figura 2.53). El alargamiento aumenta al aumentar el diámetro del nódulo, alcanzando un máximo para un diámetro de 75µm, y empieza a disminuir a partir de ahí. Se supone que esto es debido al efecto entalla provocado por la rugosidad superficial local de cada nódulo de grafito, resultado de la absorción de pequeños nódulos por parte de los grandes nódulos dominantes.

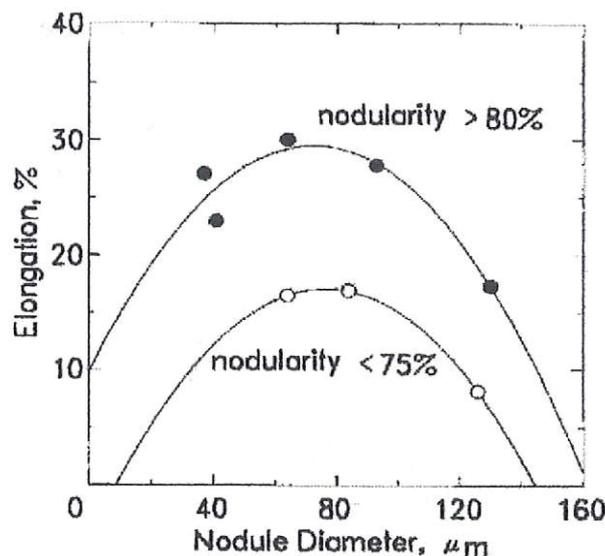


Figura 2.53: relación entre el Alargamiento (Elongation, %) y el diámetro del nódulo de grafito en función de la nodularidad (Iwabuchi et al, 2003).

Nilson y Vokál (2009), al estudiar el pequeño Alargamiento obtenido en recipientes contenedores de residuos radioactivos, fabricados de fundición dúctil ferrítica de sección gruesa, concluyeron que la principal causa de la reducción de Alargamiento estaba en los defectos de la fundición, especialmente en los más grandes, que, en este caso particular, eran películas de óxido de magnesio. Estas películas inicialmente están cerradas, pero cuando se somete al material a tracción, se abren y actúan como grietas. También influyen en el Alargamiento otros factores como el porcentaje de nodularidad y el porcentaje de perlita, pero con poca importancia si los defectos son grandes. De hecho, se modificó el proceso de manufactura de los contenedores con la intención de reducir los defectos de óxido de magnesio de mayor tamaño; una vez logrado ese objetivo, el Alargamiento aumentó.

No obstante, si los defectos son pequeños, sí se tiene en cuenta la influencia del porcentaje de perlita, del porcentaje de nodularidad y del porcentaje de grafito irregular; Nilson et al corroboran con sus datos el conocimiento general de que el Alargamiento aumenta con la nodularidad, pero disminuye al aumentar la cantidad de perlita y de grafito irregular.

2.5.2. Efecto de los principales defectos microestructurales sobre las propiedades de tracción en fundiciones dúctiles ferríticas de sección gruesa.

Las propiedades mecánicas de la fundición dúctil son sensibles a los defectos microestructurales, cuyas características y ocurrencia están, en algunos casos, relacionadas con el tamaño de la sección de la fundición. Por ejemplo, defectos tales como grafito “chunky”, defectos de segregación intercelular y “dross”, aunque no se encuentran exclusivamente en fundiciones dúctiles de sección gruesa como los componentes de los aerogeneradores, exhiben una probabilidad significativamente más alta de formación al aumentar el tamaño de la fundición o el módulo (Gagné y Labrecque, 2009).

2.5.2.1. Grafito chunky.

La naturaleza altamente entrelazada de los filamentos de grafito chunky en la matriz de ferrita provoca el rápido agotamiento de la ductilidad y resistencia del material, llevando a un fallo prematuro a lo largo de las regiones de grafito chunky. Esto ha sido demostrado por detallados estudios sobre el efecto del grafito chunky en las propiedades de tracción (Gagné et al (1986a); Kälbom et al (2005a); Uribe et al (2004)). En todos los casos, el grafito chunky mostró muy poco efecto sobre el Límite Elástico, el cual es principalmente función del comportamiento elástico de la matriz, y no está influenciado por la naturaleza de las partículas de grafito en la fundición dúctil. Sin embargo, el Alargamiento y la Resistencia a la Tracción fueron severamente afectados, como se muestra en la tabla 2.4.

Referencia	Alargamiento (A%)		Resistencia a la Tracción (MPa)	
	No Chunky	Chunky	No Chunky	Chunky
Gagné et al (1986a)	25	5	440	345
Kålbom et al (2005a)	20	3	500	440
Uribe et al (2004)	22	4.5	405	315

Tabla 2.4: Efecto del grafito chunky sobre las propiedades de tracción de la fundición dúctil (Gagné y Labrecque, 2009).

La ocurrencia y mecanismos de formación del grafito chunky, así como los remedios para eliminar o limitar este defecto, se han tratado en el apartado 2.3.7.3 de este trabajo.

2.5.2.2. Dross.

El “dross” es una inclusión no metálica endógena que se forma en el metal líquido. Aunque aparece como partículas filamentosas, según se observa en la figura 2.54, consiste de placas planas de óxidos, que se forman cuando la superficie del metal líquido se expone al oxígeno durante la transferencia del caldo en el proceso de producción. Típicamente, el “dross” es un óxido complejo de silicio-magnesio con trazas de otros óxidos metálicos (Gagné y Labrecque, 2009).

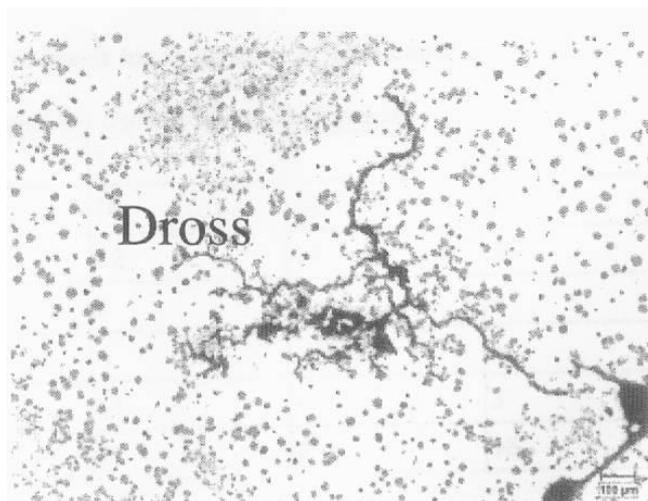


Figura 2.54. Ejemplo de dross encontrado en fundiciones dúctiles (Gagné y Labrecque, 2009).

El dross, cuando está localizado en un área crítica de la fundición, tiene un efecto perjudicial significativo sobre las propiedades mecánicas. Durante unas pruebas realizadas por Gagné y Labrecque (2009) para estudiar el efecto del porcentaje de perlita sobre el Alargamiento, algunas probetas que mostraron un Alargamiento mucho menor del esperado, presentaron en la superficie de fractura inclusiones de dross de gran tamaño, lo que provocó el fallo prematuro de esas probetas.

2.5.2.3. Fases frágiles segregadas.

La presencia de carburos frágiles intercelulares (ver sección 2.3.6.1), a menudo acompañados de microrrechupes (sección 2.3.6.3), tiene un efecto perjudicial sobre la ductilidad y, como se verá después, también sobre la resistencia al impacto. Tal efecto es, sin embargo, difícil de cuantificar de forma precisa, debido a que el fenómeno de la segregación generalmente implica más de un elemento. En el apartado 2.4 de este trabajo se ha informado sobre la potencialidad para la segregación de cada elemento químico que puede aparecer en la composición química de la fundición dúctil.

Hay un estudio de Labrecque (2006) que muestra que la contribución de aumentar el contenido de fósforo de 0.01 a 0.04%, manteniendo el vanadio y el circonio en los mismos niveles, reduce el Alargamiento de 22 a 16 %. Se cree que aumentar la concentración de otros elementos con capacidad de segregación que produjesen la misma cantidad de fases intercelulares tendría un efecto similar.

Otra información al respecto la presenta Goodrich (1997), al estudiar cómo una fundición comercial perlítica en bruto de colada, que tenía la nodularidad y el porcentaje de perlita adecuados, no cumplía por mucho los requerimientos de Alargamiento en muchos casos de los muestreados. La evaluación metalográfica de las microestructuras reveló la razón de este fallo: la estructura tenía una gran cantidad de carburos intercelulares. Como se muestra en la figura 2.55, el análisis espectrográfico por dispersión de energías de rayos X (EDX) reveló que estos carburos eran altos en Ti, V, Mo y Nb. Estos carburos redujeron significativamente la capacidad de la fundición de conseguir los requerimientos de Alargamiento.

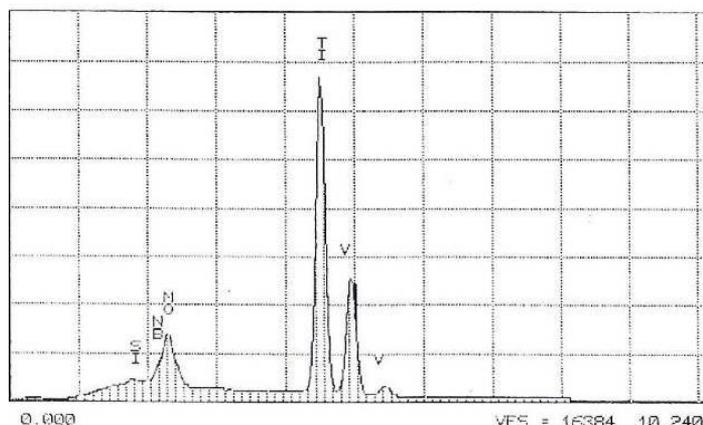


Figura 2.55. Espectro de elementos que representan los carburos intercelulares del caso de referencia. (Goodrich, 1997).

2.5.3. Resistencia al Impacto Charpy y Temperatura de Transición Dúctil-Frágil.

Escribe Salzbrenner (1987) que las fundiciones dúctiles ferríticas tienen un valor superior en la curva de transición de Resistencia al Impacto Charpy con entalla en “v” de entre 14 y 24 Nm.

Bradley y Srinivasan (1990), en base a referencias previas, citan los valores típicos para la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil (TTDF) en fundición dúctil ferrítica (2-3% de silicio y 60-100 nódulos/mm²): la temperatura de transición para ductilidad nula está alrededor de -40°C (Little y Heine, 1975); el punto medio en la transición de energía dúctil-frágil está aproximadamente en el rango entre 0 y -20°C (Bradley y Andler (1984), Pellini et al(1954), Motz(1980) y Seetharamu y Srinivisan(1984)).

Pellini et al (1954) observaron que un acero al silicio con nódulos (esto es, una fundición dúctil ferrítica) tenía una temperatura de transición dúctil-frágil 130°K menor que la de un acero fundido convencional. Esa resistencia a la fractura frágil de la fundición dúctil se atribuye a los nódulos de grafito, ya que provocan un embotamiento local en la punta de la grieta, haciendo así más difícil que se propague esa grieta por clivaje.

2.5.3.1. Influencia del número de nódulos.

Escriben Bradley y Srinivasan (1990) que en un número considerable de estudios realizados en probetas Charpy con entalla en “v”, varios investigadores (Motz (1980), Lazaridis y Loper (1974), Mogford y Hull (1968) y Gilbert (1966)) han encontrado consistentemente que un número de nódulos mayor (distancia internodular menor) provoca una menor Temperatura de Transición Dúctil-Frágil, pero también un menor nivel máximo de la curva de transición. Por ejemplo, Gilbert (1966) encontró que la energía de impacto Charpy a temperatura ambiente se reducía de 20 a 12 Nm según el número de nódulos aumentaba de 30 a 500 mm⁻².

Desde un punto de vista físico, a temperatura ambiente, cuanto mayor es el número de nódulos, más fácil es que ocurra coalescencia de huecos en la punta de la grieta, ya que la distancia internodular será menor. Para explicar el desplazamiento hacia menores temperaturas de transición que resulta al aumentar el número de nódulos, se emplea un argumento similar al tratado anteriormente de embotamiento en la punta de la grieta (Pellini et al, 1954); pero este efecto podría también provenir de la correlación entre alto número de nódulos con tamaño de grano más fino de ferrita, que es sabido disminuye la temperatura de transición en los aceros (Bradley y Srinivasan, 1990).

En esta línea, en RTIT (1990) también consideran que el número de nódulos tiene una influencia significativa en ambas energía máxima y temperatura de transición. Aumentar el número de nódulos de 180/mm² a 310/mm² (ver figura 2.56) causa un descenso de 40°C en la temperatura de transición y una reducción de un 25% en el nivel superior de energía de la curva de transición.

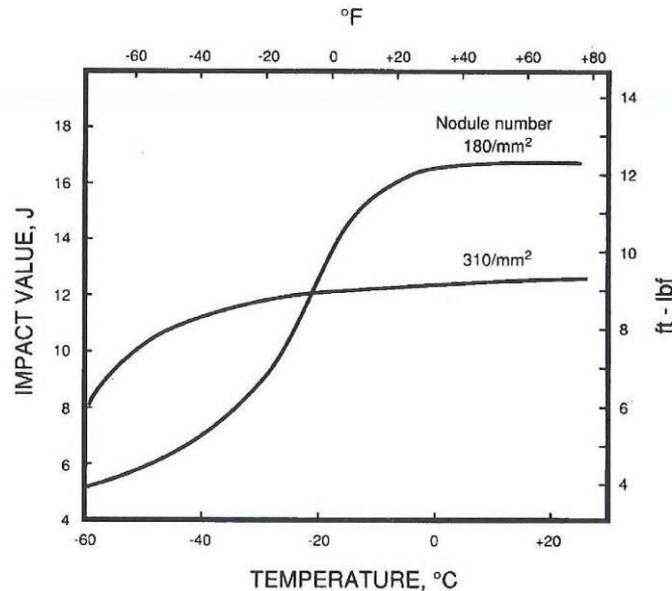


Figura 2.56: Efecto del número de nódulos sobre la resistencia al impacto Charpy con entalla en “v” para fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).

Observando la figura 2.56, se aprecia que producir un número de nódulos mayor y más consistente supone un dilema tanto para el diseñador como para el fundidor, ya que deben plantearse si sacrificar el nivel superior de energía para obtener una mejora en las propiedades de impacto a baja temperatura. En RTIT (1990) consideran que el ensayo Charpy es demasiado impreciso y potencialmente erróneo para resolver esta cuestión y plantean la necesidad de usar la mecánica de la fractura para determinar la contribución real del número de nódulos en la tenacidad de fractura. Posteriormente se analizará esa relación (sección 2.5.4.1).

También Labrecque et al (2010) consideran que la Resistencia al Impacto, expresada en Julios, no es un parámetro de diseño. Además, no deberían realizarse comparaciones directas de Resistencia al Impacto Charpy entre diferentes materiales, ya que los estados de tensión que se desarrollan en la probeta de Charpy pueden ser diferentes. Así, un acero fundido presenta labios de cortante, indicativos de tensión plana, mientras que una fundición dúctil no los muestra. El estado de tensión (tensión plana o deformación plana) controla la respuesta del material en el ensayo Charpy, y puede desplazar las temperaturas críticas en más de 100°C. Por tanto, aunque el ensayo de Charpy sigue vigente y está extensamente aceptado para cualificar la fundición dúctil, la comparación de los valores de Resistencia al Impacto absolutos debería hacerse con cautela y preferiblemente nunca entre diferentes materiales.

Por otro lado, también remarcan Labrecque et al (2010) que los métodos para determinar la tenacidad de fractura por medio de la mecánica de la fractura son sofisticados y caros, y por ello, no demasiado prácticos para las empresas de fundición.

2.5.3.2. Influencia de la segregación de fases frágiles.

Escriben Labrecque et al (2010) que la ocurrencia de fases segregadas en los contornos de las células eutécticas contribuye a iniciar la fractura frágil (clivaje), y ello hace que aumente la temperatura de transición dúctil-frágil. Para demostrarlo, Labrecque et al (2010) utilizan una revisión de Palmer (1981) sobre las propiedades de las fundiciones nodulares de sección gruesa, quien a su vez emplea datos a partir de un trabajo experimental de Jolley y Gilbert (1967). Se muestra que los efectos negativos de las fundiciones de nódulos grandes están influenciados por los niveles de elementos residuales en estas fundiciones. Los efectos se observaron incluso si las fundiciones fueron recocidas. Las composiciones químicas se ofrecen en la tabla 2.5 y los resultados correspondientes de impacto Charpy se presentan en la tabla 2.6.

La gran variación de propiedades entre las fundiciones de 44 y 300 mm de fundición normal se asoció a una mayor segregación de elementos tales como Mn, P y Cr hacia los contornos de célula. Como la fundición pura tenía menor concentración de elementos residuales, la disminución de Resistencia al Impacto al aumentar el tamaño de la sección ocurrió con menor intensidad.

Fundición	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr
Normal	3.50	2.00	0.37	0.018	0.028	0.78	0.10
Pura	3.53	1.95	<0.01	0.015	0.016	0.76	<0.01

Tabla 2.5. Composiciones químicas (% en peso) de las fundiciones dúctiles descritas en el trabajo de Jolley y Gilbert (1967).

Fundición	Temperatura Tamaño	Resistencia al impacto (J)	
		-20 °C	-40 °C
Normal	44 mm	14	9
	300 mm	4	3
Pura	44 mm	15	10
	300 mm	11	7

Tabla 2.6. Resistencia al impacto Charpy de las fundiciones dúctiles descritas en el trabajo de Jolley y Gilbert (1967).

Gagné y Labrecque (2009) indican que la presencia de fases intercelulares, a menudo acompañadas de microrrechupes, tiene un efecto negativo sobre las propiedades dinámicas y la ductilidad. A partir de un estudio de Labrecque et al (2006), Gagné y Labrecque (2009) muestran que la contribución de aumentar el contenido de fósforo de 0.01 a 0.04%,

manteniendo el vanadio y el circonio en los mismos niveles, reduce la energía de impacto a temperatura ambiente de 18 a 8 Julios. Se cree que aumentar la concentración de otros elementos con capacidad de segregación, que produjesen la misma cantidad de fases intercelulares, tendría un efecto similar.

Otro ejemplo relacionado con la segregación lo exponen Labrecque et al (2010), para el caso de una fundición dúctil a la que se le pedía exceder los requerimientos de resistencia al impacto que le correspondían según la norma DIN EN1563 (2003): 21 J a -20°C, en vez de una media de 12J y un mínimo de 9J en 3 probetas de Charpy (para ese tipo concreto de fundición dúctil). La figura 2.57 presenta la microestructura típica de una de las tres probetas de Charpy que fueron investigadas. Los resultados del análisis de imagen y la composición química para esta fundición dúctil, que recibió tratamiento térmico de ferritización, se muestran en las tablas 2.7 y 2.8 respectivamente.

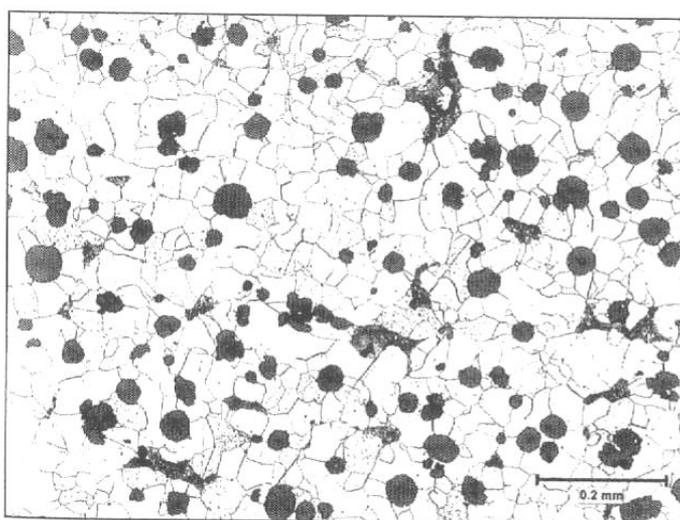


Figura 2.57. Microestructura de la probeta usada en el ensayo Charpy para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010) (ataque con Nital al 4%).

% grafito	% perlita	n (nod/mm ²)	Nodularidad %	Tamaño de grano de la ferrita (ASTM E 112)
11	7	121	90	7

Tabla 2.7: resultados del análisis de imagen para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010).

C	S	Si	Mg	Ce	P	Cu
3.51	0.010	1.86	0.034	0.016	0.008	0.1
Mn	Ni	Cr	V	Ti	Nb	CE
0.22	0.049	0.048	0.022	0.009	<0.001	4.10

$$CE = C + (Si+P)/3$$

Tabla 2.8. Composición química (% en peso) para el caso estudiado (Labrecque et al, 2010).

Los ensayos de impacto se realizaron en un laboratorio independiente a -29°C en vez de a -20°C , lo cuál es más severo que la norma y se ofrecen en la tabla 2.9. Se supone que los resultados serán más altos a -20°C , aunque es improbable que la resistencia al impacto alcance 21 J, ya que no se ha encontrado en la bibliografía ninguna referencia a un valor tan elevado para fundición dúctil.

Probetas \ Temperatura	-29°C
1	16
2	16
3	15
Media	15.7
Requerimiento Norma a -20°C	Media 12/Mínimo 9
Solicitud del cliente a -20°C	21

Tabla 2.9. Valores de Resistencia al Impacto Charpy con entalla en “v” (J) para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010).

Incluso si los porcentajes de Cu, Mn, Cr y V excedían los límites recomendados para fundición dúctil ferrítica en bruto de colada, el tratamiento térmico fue eficiente, ya que la matriz es casi por completo ferrítica. Sin embargo, unos pequeños contenidos de perlita han permanecido en la matriz (figuras 2.57 y 2.58) y todavía se observa segregación intercelular (figura 2.57). La tabla 2.10 muestra la composición de los carburos, analizados mediante SEM (MEB) y EDS (EDX) en las localizaciones indicadas en la figura 2.58.

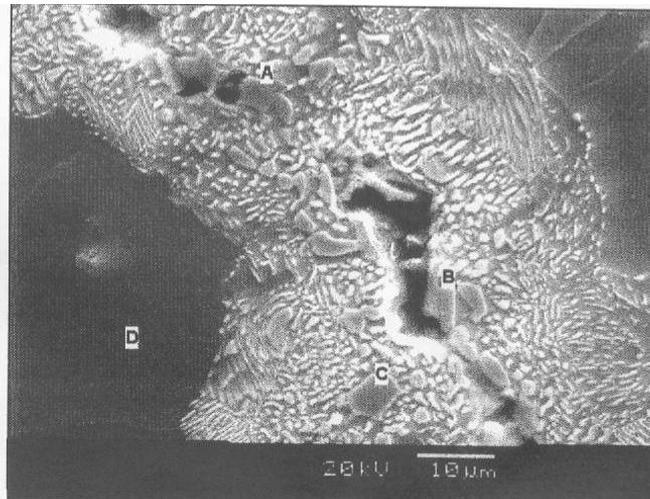


Figura 2.58. Perlita y carburos de segregación para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010) (Ataque con nital al 4%).

Elemento / Localización	P	Ti	V	Cr	Mn	Nb
A	0.7	0.1	1	0.9	1.2	-
B	1.6	0.3	1.2	1.1	1.1	0.2
C	-	0.1	0.8	0.9	1.2	-

Tabla 2.10. Composición de los carburos (% en peso) obtenida mediante análisis MEB-EDX (SEM-EDS) en las localizaciones indicadas en la figura 2.58, para el caso de estudio (Labrecque et al, 2010).

Labrecque et al (2010) presentan otro caso a partir de Labrecque (2007) en el que se observó una red extendida de carburos y microporosidades (figura 2.59) en una fundición de sección gruesa industrial, a pesar de que la composición química (tabla 2.11) se ajustaba a las recomendaciones normales para la producción de fundición ferrítica de sección gruesa. El espesor de la sección de la fundición era de 150 mm y las probetas para el ensayo de impacto se extrajeron de la propia fundición (un buje para molino de viento). El número de nódulos variaba de 35 a 85 nod/mm² a través del espesor de la sección. Las probetas de fundición dúctil no superaron los requerimientos del ensayo de impacto a -20°C. El valor medio fue de 11 J. En algunas áreas, la longitud estimada de la red de carburos fue de hasta 1 mm. Este tipo de defecto reduce significativamente la Resistencia al Impacto y podría iniciar una falla por fatiga.

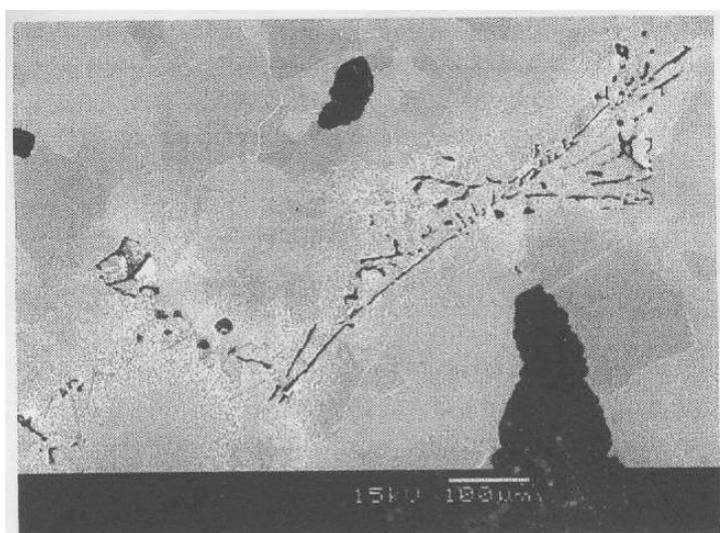


Figura 2.59. Imagen de una zona intercelular en una fundición de un buje de molino de viento mediante MEB. Se observa una gran red de microcarburos-microporosidades (Labrecque et al, 2010) (ataque con Nital al 4%).

%C	%Si	%Mg	%S	%P	%Mn	%Cu	%Ni	%Mo
3.62	2.00	0.034	0.003	0.013	0.11	0.024	0.026	0.03

Tabla 2.11. Composición (% en peso) de la fundición objeto de estudio (bujes de molino de viento) (Labrecque et al, 2010).

Por otra parte, Grenier et al (2013) no han conseguido una curva que relacione, con un buen factor de correlación (R^2), la Resistencia al Impacto Charpy (entalla en "v") a bajas temperaturas con la microestructura y la composición química. Consideran que esto es debido a que hay grandes variaciones locales tanto de microestructura como de composición química. No obstante, gracias a un ajuste de regresión multivariable, han obtenido la siguiente ecuación para la Resistencia al Impacto (RI) a -40°C , con un factor $R^2 = 0.985$:

$$\text{RI} (-40^\circ\text{C}) = 6.46\%C - 0.82X_p - 302.7(\%V + \%Ti + \%Nb) \quad (2.12)$$

Se aprecia en la ecuación que han influido sobre todo el porcentaje en peso de carbono, la fracción porcentual de perlita y la combinación de porcentajes en peso de vanadio, titanio y niobio; pero Grenier et al no han observado carburos.

2.5.3.3. Medidas para evitar las fases intercelulares.

Para Gagné y Labrecque (2009) el primer paso para prevenir la formación de fases intercelulares segregadas es mantener la concentración de los elementos formadores de carburos al mínimo nivel (en la sección 2.4 se ofrecen los niveles máximos permitidos para cada elemento químico). Gagné y Labrecque consideran que la selección de los materiales de carga con los que se fabrica la fundición es clave para minimizar la formación de áreas segregadas, lo cual es un requisito principal para la fabricación de fundiciones dúctiles de sección gruesa de alta tenacidad.

Sin embargo, aunque estos elementos formadores de carburos se mantengan por debajo del límite establecido, es necesario que el número de nódulos sea lo más alto posible, como requisito para minimizar la segregación. En fundiciones dúctiles de sección pesada, se recomiendan 100 nod/mm^2 , siendo 50 nod/mm^2 un mínimo absoluto (Roedter y Gagné, 2003). Para Labrecque et al (2010), es probable que un número de nódulos por debajo de 60 nod/mm^2 no sea suficiente, por ejemplo, para romper una red de microporosidades-microcarburos; sin embargo, se especula que existe un número de nódulos máximo a partir del cual el nivel máximo de la curva de transición de la tenacidad de fractura es afectado negativamente. Labrecque et al (2010) ofrecen una explicación de por qué al aumentar el número de nódulos se pueden minimizar los efectos nocivos causados por la segregación potencial de elementos residuales. Durante la solidificación eutéctica, cuando el número de nódulos de grafito es grande, el número de cápsulas de austenita que envuelven a los nódulos es también alto. La superficie total de las esferas de austenita en crecimiento y eventualmente de las dendritas, en contacto con el último líquido en solidificar (contornos de célula eutéctica), aumenta con el número de nódulos. Consecuentemente, el último hierro líquido (frente de solidificación) se distribuye sobre un área superficial más grande que la que correspondería a un menor número de nódulos. Esto reduce la concentración local de los elementos perjudiciales en el frente de solidificación (véase también la sección 2.3.7.2).

Respecto al desplazamiento hacia una temperatura más baja de la temperatura de transición debido a un aumento del número de nódulos (ver figura 2.56), Labrecque et al (2010)

consideran que, como la segregación se ha reducido por ese número de nódulos más alto, se requiere más energía para iniciar la fractura en las juntas de grano.

Pan et al (2012) ofrecen un intervalo concreto para el número de nódulos con el que es posible obtener los requisitos de la especificación EN-GJS-400-18-U-LT (según EN 1563/2003) para fundición dúctil de sección gruesa destinada a componentes de aerogeneradores. Si el número de nódulos se encuentra entre 112 y 173 nod/mm² (y el contenido de perlita entre 3 y 6%), incluso se superarán en un 10% los requisitos de Límite Elástico, Resistencia a la Tracción, Alargamiento y Resistencia al impacto Charpy a -20°C.

2.5.3.4. Efecto del porcentaje de perlita.

Las propiedades de impacto de la fundición dúctil están influenciadas significativamente por la microestructura de la matriz. Según se aprecia en la figura 2.60, las fundiciones dúctiles con matrices de ferrita recocidas de bajo fósforo y azufre, exhiben la menor temperatura de transición dúctil-frágil y el mayor valor superior de la curva de transición. A partir de ahí, los grados ferríticos en bruto de colada, y aquellos con porcentajes de perlita crecientes, tienen incrementalmente mayores temperaturas de transición y menores energías máximas (RTIT, 1990).

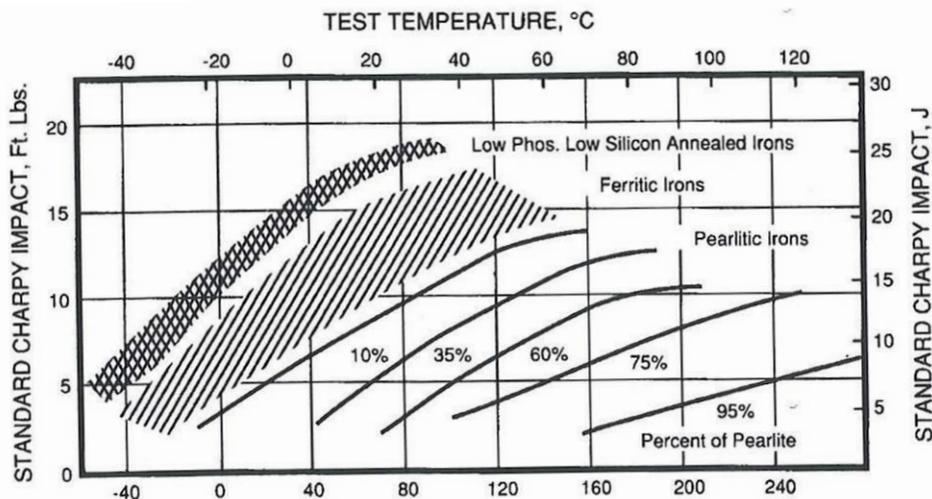


Figura 2.60. Efecto de la microestructura de la matriz sobre la energía de impacto para probetas Charpy con entalla en “v” (RTIT, 1990).

Bradley y Srinivasan (1990), citando a Ritchie y Thomson (1985), escriben que, al cambiar la matriz de completamente ferrítica a completamente perlítica, la temperatura de transición de probetas charpy en “v” varía desde -10°C a 120°C, y el valor superior disminuye de 21 a 11 Nm. No obstante, el valor de 11 Nm es de poco significado práctico, ya que se obtiene sólo a temperaturas por encima de 200°C; a temperatura ambiente, una fundición dúctil perlítica presenta un valor de 3 Nm de resistencia al impacto, lo cual es indicativo de una baja tenacidad.

Salzbrenner et al (1985) ofrecen en la figura 2.61 las curvas de transición al impacto Charpy con entalla en “v” para dos fundiciones dúctiles, una con menos de un 1 % de perlita (GGG-40 resistente a baja temperatura con nódulos muy bien formados) y otra con aproximadamente un 15 % de perlita (S-45, con nódulos no tan bien formados). Se aprecia en la figura cómo esa cantidad de perlita hace que disminuya el valor superior de energía y provoca un aumento considerable en la temperatura de transición. La composición química y las características microestructurales de estas dos aleaciones están expuestas en las tablas 2.16 y 2.17, en el apartado 2.5.4.2 (influencia de la perlita en la tenacidad de fractura).

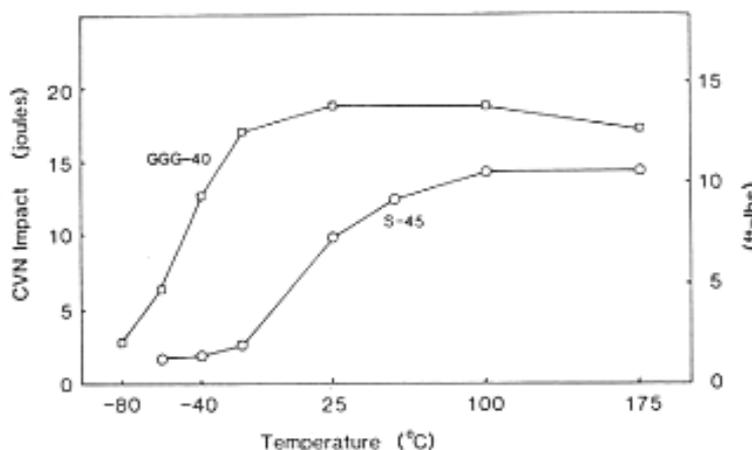


Figura 2.61. Energía de impacto (Charpy con entalla en “v”) en función de la temperatura para las aleaciones GGG-40 y S-45 (Salzbrenner et al, 1985)

2.5.3.5. Efecto del porcentaje de nodularidad del grafito.

Tal y como se aprecia en la figura 2.62, al disminuir el porcentaje de nodularidad, se reduce significativamente el valor superior de energía en probetas Charpy con entalla en “v”; sin embargo, la forma del grafito apenas afecta a la temperatura de transición y al valor inferior de energía absorbida.

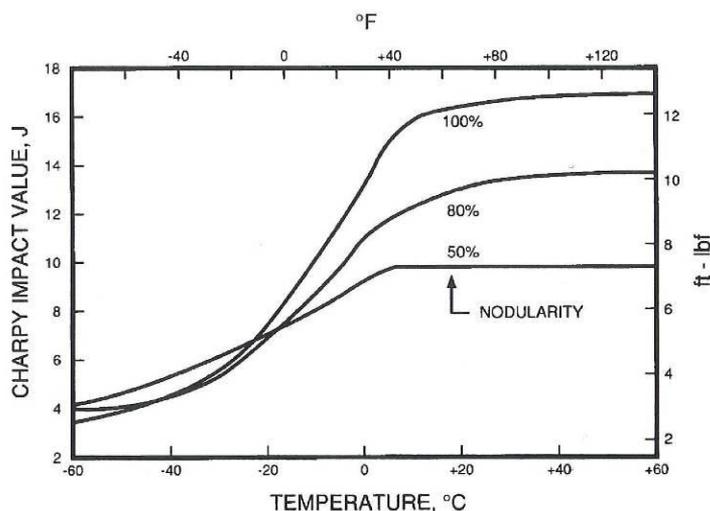


Figura 2.62. Influencia de la nodularidad del grafito sobre las propiedades de fractura en probetas Charpy con entalla en “v” para fundición dúctil ferrítica (RTIT, 1990).

2.5.4. Tenacidad de fractura K_{Jc} .

Para Salzbrenner (1987), el valor de tenacidad de fractura K_{Jc} para fundiciones dúctiles ferríticas se encuentra en el rango de 60 a 90 MPa·m^{1/2} (después de convertir el valor de J_{Ic} obtenido en los ensayos elasto-plásticos al valor de intensidad de tensión elástico-lineal K_{Jc} , según la norma ASTM E-813-89).

2.5.4.1. Efecto de la distancia internodular, del número de nódulos y del tamaño del nódulo.

Escriben Salzbrenner y Sorenson (1987) que el valor de K_{Jc} en fundición dúctil completamente ferrítica es prácticamente independiente del tamaño de grano de ferrita, del porcentaje en volumen del grafito y de la composición química (al menos en los rangos de composición estudiados), mientras que sí depende fuertemente de la distancia internodular, y por tanto, también del tamaño del nódulo, ya que estas dos últimas propiedades están relacionadas con el número de nódulos. De hecho, a partir de un método de regresión lineal múltiple aplicado a una serie de probetas a las que se varió la microestructura y la concentración de C, Si y Ni, Salzbrenner y Sorenson (1987) establecieron una relación matemática lineal simple entre el valor de J_{Ic} y el espaciado de los nódulos de grafito medido en dos dimensiones (distancia internodular " Δ_A "):

$$J_{Ic} = 12.5 + 517 \cdot \Delta_A; r^2 = 0.911 \quad (2.13)$$

donde J_{Ic} está en unidades de kJ/m², Δ_A en mm y r^2 , que es el coeficiente de correlación múltiple, se acerca en gran medida a la unidad, lo que quiere decir que la aceptabilidad del modelo es buena. Este modelo se presenta gráficamente en la figura 2.63, donde se muestra en relación a las medidas experimentales de tenacidad de fractura y distancia internodular.

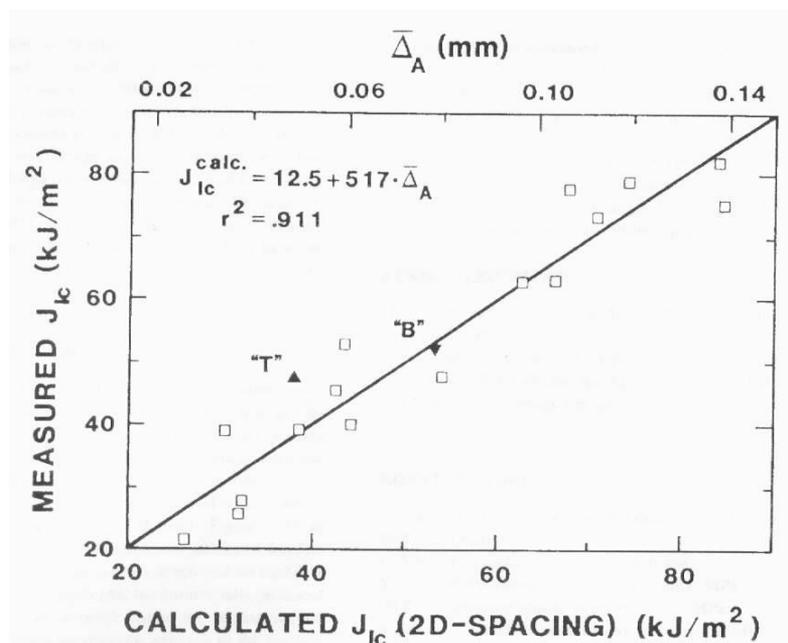


Figura 2.63. Valores medidos experimentalmente de J_{Ic} versus valores calculados con el modelo de regresión lineal, basado en el espaciado medio (en dos dimensiones) entre nódulos de grafito (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Para comprobar la validez del modelo, Salzbrenner y Sorenson (1987) incluyeron en sus investigaciones dos fundiciones dúctiles ferríticas comerciales de sección gruesa de alta calidad, denominadas “T” y “B”, fabricadas de acuerdo a la especificación alemana GGG 40 (DIN 1563). Se aprecia en la figura 2.63 que hay un buen acuerdo entre la tenacidad de fractura medida y la estimada; ello sugiere que el modelo generado puede ser razonablemente aplicado al menos en fundiciones dúctiles ferríticas comerciales que tengan aproximadamente los mismos niveles de impurezas, tales como azufre, fósforo, etc., que los del material con que se ha realizado la experimentación.

La composición química del material experimental utilizado, así como de las dos fundiciones denominadas “T” y “B”, se indican en las tablas 2.12a y 2.12b, los rasgos microestructurales en la tabla 2.13 y las propiedades mecánicas ensayadas, en la tabla 2.14.

Muestra	Composición (% en peso)		
	C	Si	Ni
1U	2.53	1.71	0.54
2U	2.82	1.64	0.66
3U	2.54	3.49	0.58
4U	2.96	1.75	0.97
5U	2.96	1.70	0.76
6U	2.56	3.20	0.95
7U	-	-	-
8U	-	-	-
1L	2.88	1.11	0.96
2L	2.83	1.07	1.08
3L	2.72	2.03	0.97
4L	3.06	1.16	1.42
5L	3.09	1.11	1.11
6L	2.69	1.96	1.32
7L	2.93	2.10	0.79
8L	2.91	2.07	0.94
“T”	3.60	1.91	0.03
“B”	3.10	1.60	0.36

Tabla 2.12a. Variación de carbono, silicio y níquel en las probetas de tenacidad de fractura. U = parte superior del bloque; L = parte inferior del bloque. Se fundieron en molde de arena 8 bloques de ensayo de 45x60 cm de sección transversal y una altura de 20 cm. Se colocó una placa de acero de 7.5 cm de espesor en la parte inferior del molde, para producir una gran variación en el tamaño de los rasgos microestructurales, desde tamaño relativamente fino en la parte inferior a grueso en la superior (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Composición base media (% en peso)								
Mn	P	S	Mg	Cr	Cu	Mo	Sb	Pb
0.24	0.03	0.01	0.03	0.10	0.10	0.10	0.005	0.005

Tabla 2.12b. Composición base media (excepto C, Si y Ni) de las fundiciones dúctiles ensayadas (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Muestra	% Volumen de grafito	Diámetro del grano de ferrita (mm)	n (nódulos /mm ²)	Δ _A (mm)
1U	11.4	0.071	19.9	0.118
2U	13.9	0.076	23.2	0.104
3U	13.8	0.057	71.3	0.059
4U	13.8	0.050	13.2	0.138
5U	10.2	0.057	13.0	0.139
6U	10.7	0.047	26.5	0.097
7U	13.0	0.050	17.7	0.119
8U	11.6	0.041	22.1	0.106
1L	12.7	0.029	75.1	0.058
2L	10.2	0.031	39.2	0.080
3L	14.7	0.032	176.2	0.038
4L	14.5	0.032	67.3	0.061
5L	13.0	0.029	99.3	0.050
6L	9.9	0.028	209.7	0.035
7L	8.9	0.026	353.2	0.027
8L	13.2	0.030	169.1	0.038
"T"	13.2	0.042	105.0	0.049
"B"	14.4	0.048	40.5	0.079

Tabla 2.13. Rasgos microestructurales medidos en las probetas de tenacidad de fractura ensayadas. El tamaño de grano de ferrita y el % de volumen de grafito se determinaron mediante un método de intersección lineal. La distancia internodular se obtuvo directamente a partir del número de nódulos mediante la expresión: $\Delta_A = 0.5/(n^{1/2})$, después de analizar entre 100 y 400 nódulos esféricos para cada muestra. Todas las muestras presentaban un alto porcentaje de nodularidad, excepto las porciones superiores de las aleaciones 3 y 6 (3U y 6U), que contenían grandes cantidades de nódulos alargados (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Muestra	J _{IC} (KJ/m ²)	Propiedades del ensayo de Tracción		
		LE _{0.2} (MPa)	RT (MPa)	A%
1U	73	159	221	3
2U	63	277	405	6
3U	53	395	444	4
4U	82	272	403	11
5U	75	257	385	10
6U	63	385	434	4
7U	70	-	-	-
8U	78	-	-	-
1L	45	242	380	18
2L	48	256	390	18
3L	26	390	475	7
4L	40	267	393	19
5L	39	225	377	17
6L	38	408	505	12
7L	21	429	533	14
8L	28	-	-	-
"T"	48	239	369	21
"B"	53	223	340	18

Tabla 2.14. Propiedades mecánicas de las fundiciones dúctiles ferríticas ensayadas (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Según se aprecia en la tabla 2.14, al comparar los resultados de la tenacidad de fractura con las propiedades de tracción, no hay una correlación aparente. Por ejemplo, una aleación con alta ductilidad puede exhibir o alta o baja tenacidad (muestras 4U y 7L); similarmente, una baja ductilidad puede estar presente en aleaciones de alta o baja tenacidad (muestras 6U y 3L). Al examinar las combinaciones de resistencia-tenacidad, también se llega a la conclusión de que no existe una relación fuerte entre estas dos propiedades. Debido a que los métodos de ensayo para determinar la tenacidad de fractura son técnicamente complejos y caros, y en general no están disponibles en los laboratorios de las fundiciones comerciales, algunos fabricantes y usuarios han propuesto que se pueda obtener una indicación de la tenacidad de fractura a partir de ensayos mecánicos menos rigurosos, tales como el ensayo de tracción o el ensayo de impacto Charpy. Pero los resultados obtenidos en la tabla 2.14 demuestran que la tenacidad de fractura no puede predecirse a partir de las propiedades de tracción en las fundiciones dúctiles ferríticas (Salzbrenner y Sorenson, 1987).

Bradley y Srinivasan (1990) han combinado en la figura 2.64 los resultados de Salzbrenner y Sorenson (1987) (citados en el párrafo anterior), Bradley y Tanner (1987) y Holdsworth y Jolley (1975), sobre el efecto del número de nódulos de grafito en la tenacidad de fractura (K_{JC}) a temperatura ambiente de las fundiciones dúctiles ferríticas.

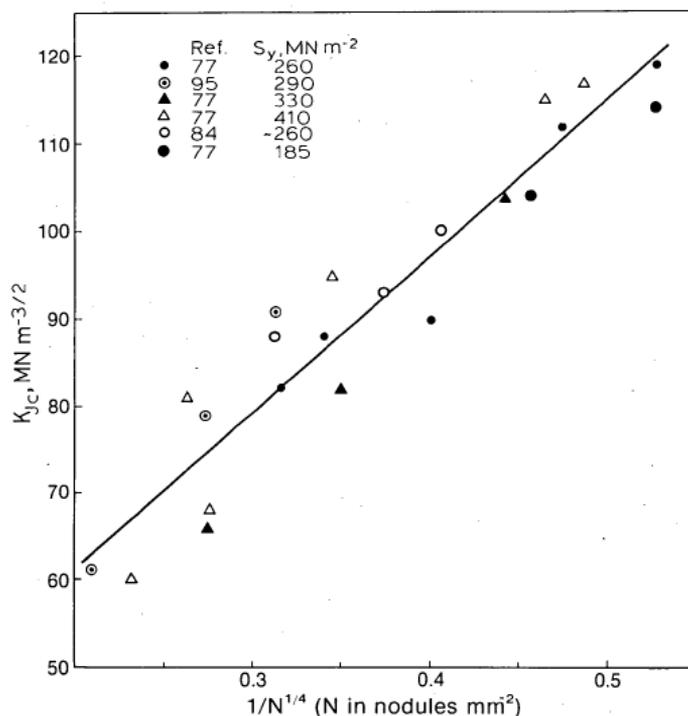


Figura 2.64. Efecto del número de nódulos sobre el valor de la tenacidad de fractura K_{JC} a temperatura ambiente para fundición dúctil ferrítica (Bradley, 1990). $\Delta_A^{0.5} \approx N^{-0.25}$, siendo Δ_A la distancia internodular y N el número de nódulos por cada mm^2 . Ref 77: Salzbrenner, 1987; Ref 84: Holdsworth y Jolley, 1984; ref 95: Tanner, 1986. S_y es el Límite Elástico.

Se aprecia en la figura 2.64 una relación relativamente lineal entre K_{JC} y la raíz cuadrada de la distancia internodular, $\Delta_A^{0.5}$ (notar que $\Delta_A^{0.5} \approx N^{-0.25}$), lo cual es consistente con la teoría de fractura dúctil de Ritchie y Thompson (1985). Se observa que un espaciado entre nódulos más fino conlleva un menor K_{JC} , tal y como exponían Salzbrenner y Sorenson (1987).

Desde un punto de vista físico, a temperatura ambiente, cuanto mayor sea el número de nódulos, más fácil es que ocurra coalescencia de huecos en la punta de la grieta, ya que los nódulos se encontrarán más cerca unos de otros (Bradley y Srinivasan, 1990).

En la misma línea trabajan Komatsu et al (1997), aunque ellos consideran el “tamaño de la microestructura” (tamaño medio del nódulo y tamaño de grano de ferrita) como la variable fundamental en la relación con J_{IC} . Emplearon cuatro fundiciones dúctiles completamente ferríticas con la misma composición química, pero cuyos tamaños de microestructura se modificaron variando la velocidad de solidificación, para establecer una relación entre J_{IC} y la temperatura (ver tabla 2.15 y figura 2.65).

Muestras	Diámetro medio del nódulo de grafito, μm	Número del tamaño de grano de ferrita (Norma JIS-G0552)	Resistencia a la Tracción (MPa)	Alargamiento (%)	Dureza Brinell (HB)	Composición química (% en peso)
A	18	7.0	448	20.0	154	C: 3.67 Si: 2.42 Mn:0.21 P: 0.06 S: 0.02
B	25	6.5	426	20.5	151	
C	45	6.0	429	22.0	147	
D	88	5.0	408	22.3	144	

Tabla 2.15. Características microestructurales, propiedades mecánicas y composición química de las muestras objeto de estudio (Komatsu et al, 1997).

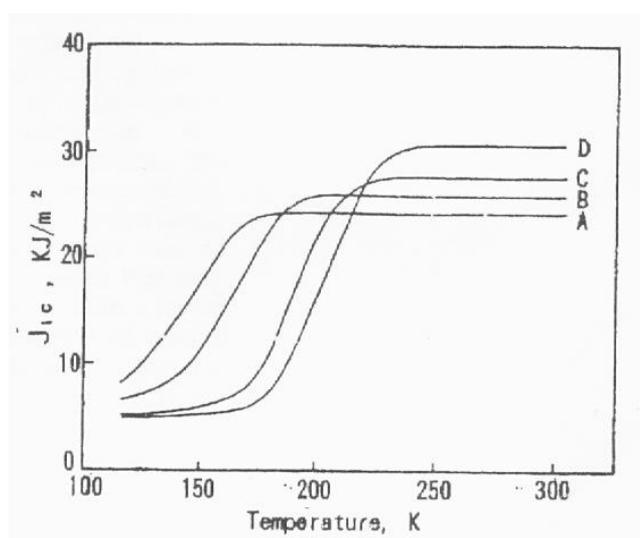


Figura 2.65. Influencia del tamaño de la microestructura sobre la relación entre J_{IC} y temperatura (Komatsu et al, 1997).

Se observa entre la figura 2.65 y la tabla 2.15 que al aumentar el diámetro medio del nódulo de grafito, aumenta el valor superior horizontal de J_{IC} . Escriben Komatsu et al (1997) que estos resultados coinciden con los de Salzbrenner y Sorenson (1987) y Bradley y Srinivasan (1990), quienes indicaron que el valor de J_{IC} aumenta linealmente con un incremento del inverso de la cuarta potencia del número de nódulos, o bien de la raíz cuadrada de la distancia internodular (estas relaciones se han expuesto en párrafos anteriores). Y es que

en el caso de un contenido en carbono constante, un tamaño más grande de los nódulos de grafito resulta en un menor número de nódulos y en una mayor distancia internodular. Además, Komatsu et al (1997) consideran que si aumenta el tamaño de nódulo, aumenta también el tamaño de grano de ferrita, lo cual tiene sus consecuencias, como se verá más adelante. No obstante, Labrecque et al (2010), aunque estiman que es posible que un aumento del número de nódulos conlleve una disminución del tamaño de grano de ferrita, indican que no han encontrado ninguna evidencia de tal comportamiento en las referencias bibliográficas.

La explicación que ofrecen Komatsu et al (1997) para el aumento del valor superior de J_{IC} con un mayor tamaño de nódulo se fundamenta en que, como en esa zona de temperaturas la fractura es dúctil, ésta crece al unirse los huecos vecinos creados en los nódulos de grafito, en condiciones de carga bajo tracción. Una muestra con mayor distancia media de matriz de ferrita entre nódulos, necesita una mayor extensión para conectar los huecos que una probeta con una menor distancia media de matriz. Esta extensión más grande de ferrita requiere una energía mayor, y resulta en un valor superior de J_{IC} más elevado.

En la figura 2.65 también se aprecia que una muestra con un tamaño de microestructura mayor tiende a empezar la fractura frágil a temperatura más alta que una muestra con menor tamaño de microestructura, esto es, una muestra con mayor tamaño de microestructura tiende a fracturarse de forma frágil más fácilmente que una muestra con menor tamaño de microestructura, para la misma temperatura en la región de transición. Komatsu et al (1997) consideran que puede haber varias razones para este desplazamiento de la región de transición. Una de las principales está relacionada con el tamaño de grano de ferrita. Anderson (1995) describe que la fractura frágil en la región de transición se debe generalmente a una fractura por clivaje, y las fracturas por clivaje se inician usualmente en un defecto crítico (microgrieta, carburo, inclusión, etc) cerca de la punta de la pregrieta. Knott (1977) reportó que las fracturas por clivaje se inician normalmente en los carburos que se encuentran en los contornos de grano. Como un grano de ferrita mayor implica una menor área de junta de grano, una muestra con granos de ferrita más grandes tiende a poseer mayores carburos en los contornos de grano, iniciando por tanto la fractura frágil más fácil que una muestra con granos de ferrita más pequeños.

Otro suceso crítico puede ser la propagación de la microgrieta inicial. El contorno del grano de ferrita interrumpe la propagación de la microgrieta porque el plano de clivaje del grano con la microgrieta raramente coincide con los de los granos colindantes. Este efecto interruptor de la propagación de la microgrieta es menor en el caso de un grano de ferrita más grande que en el caso de un grano de ferrita más pequeño, debido a la diferencia en el área de junta de grano.

Kobayashi (1997), en la misma línea que Knott (1977) y Komatsu et al (1997) consideran que las fracturas por clivaje en fundiciones de grafito esferoidal tienden a iniciarse en inclusiones que se encuentran en los contornos de las células eutécticas, tal y como se muestra esquemáticamente en la figura 2.66.

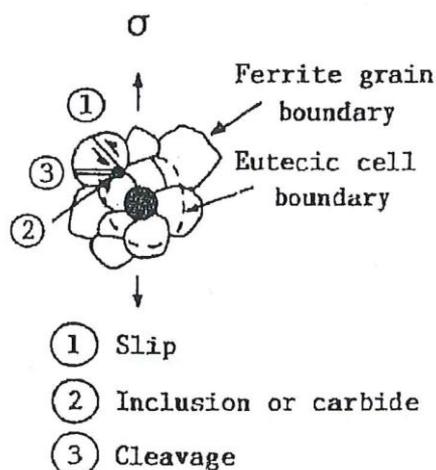


Figura 2.66. Ilustración esquemática de la iniciación de fractura frágil en fundición dúctil ferrítica. “Ferrite grain boundary” = Junta de grano de ferrita; “Eutectic cell boundary” = Contorno de célula eutéctica; “Slip” = Deslizamiento; “Inclusion or carbide” = Inclusión o carburo; “Cleavage” = Clivaje. Se aprecia además en esta figura que no siempre coinciden las juntas de los granos de ferrita con los contornos de las células eutécticas. (Kobayashi, 1997).

2.5.4.2. Efecto del porcentaje de perlita.

Para estudiar la influencia de la perlita en la tenacidad de fractura de las fundiciones dúctiles ferríticas, Salzbrenner et al (1985) realizaron ensayos en dos fundiciones dúctiles con similares porcentajes en volumen de grafito, tamaños de nódulo de grafito y tamaños de grano de ferrita, pero una contenía aproximadamente un 15 % de perlita mientras que la otra menos de un 1% de perlita. La composición de estas aleaciones se muestra en la tabla 2.16. Una aleación se corresponde con el grado GGG-40 (resistente a baja temperaturas) según norma DIN 1693; contiene nódulos de grafito altamente esféricos en una matriz de ferrita con menos de un 1% de perlita. La otra aleación (S-45) tiene los nódulos no tan bien formados y además contiene aproximadamente un 15% de perlita en una matriz de ferrita. Todas las probetas se ensayaron en estado de bruto de colada, sin recibir ningún tratamiento térmico. La fracción en volumen de grafito, el tamaño del nódulo de grafito, y el tamaño de grano de ferrita se muestran en la tabla 2.17.

Aleación	C	Si	Ni	Mn	P	S
GGG-40	3.6	1.91	0.03	0.24	0.03	0.006
S-45	2.4	2.62	0.10	0.72	0.07	0.01

Tabla 2.16. Composición química (porcentaje en peso) de las fundiciones dúctiles GGG-40 y S-45 (Salzbrenner et al 1985).

Aleación	Tamaño del grano de ferrita, μm	% en volumen de grafito	Tamaño del nódulo, μm
GGG-40	42 ± 11	0.12 ± 0.01	50 ± 5
S-45	34 ± 6	0.13 ± 0.02	60 ± 5

Tabla 2.17. Tamaño de las características microestructurales (Salzbrenner et al, 1985).

Los ensayos de tenacidad de fractura se realizaron en el rango de temperaturas de -150°C a +25°C, mostrándose los resultados en la figura 2.67.

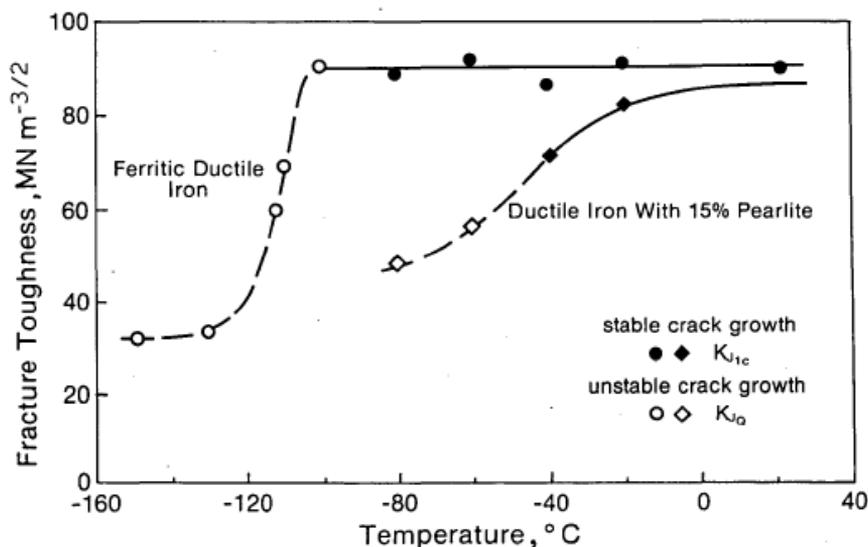


Figura 2.67. Tenacidad de fractura como función de la temperatura para las aleaciones GGG-40 (ferritic ductile iron) y S-45 (15% pearlite); K_{Jc} se obtiene a partir de medidas válidas de J_{Ic} ; K_{JQ} se obtiene a partir de valores J en los ensayos con crecimiento de grieta no estable (Bradley 1985).

Para todos los ensayos en que ocurrió crecimiento de grieta estable, se empleó el ensayo de la integral-J, según la norma E-813-89. Ese crecimiento de grieta estable ocurrió en la aleación GGG-40 por encima de -100°C, mientras que en la aleación S-45 por encima de -20°C. Los valores J_{Ic} de estos ensayos se transformaron en valores K_{Jc} según recomienda la norma ASTM E 813. A bajas temperaturas, el crecimiento de grieta no fue estable y no pudo calcularse un valor de J_{Ic} . Los valores obtenidos de la integral J en esos casos se transformaron en valores K_{JQ} según lo reportado por Loss (1979).

La aleación S-45 presenta una transición dúctil-frágil en el rango 0 a -40°C; la aleación GGG-40 muestra una transición a -100°C. Esto indica que la presencia de tan solo un 15% de perlita en la fundición dúctil causa un aumento significativo en la temperatura de transición dúctil-frágil (Bradley y Srinivasan, 1990).

La perlita puede actuar reduciendo la tenacidad de dos maneras (Salzbrenner et al, 1985). Primero, la perlita endurece la matriz, y ello provoca que la tensión de fluencia en la zona plástica de la punta de la grieta se aproxime a la resistencia al clivaje transgranular. En segundo lugar, las láminas de carburo en la perlita sirven de trayectorias de baja energía para la propagación de la grieta.

Por otro lado, si se comparan para la aleación GGG-40 los resultados de resistencia al impacto Charpy (entalla en "v") (figura 2.61) y de tenacidad de fractura K_{Jc} (figura 2.67), se aprecia como la temperatura a la que ocurre un descenso significativo de la tenacidad es muy superior para el ensayo de impacto (-40°C frente a -100°C). Escribe Salzbrenner et al (1985) que Tsukada et al (1980) documentó adecuadamente que un aumento en la velocidad de deformación provoca un incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil.

2.5.4.3. Efecto del porcentaje de nodularidad.

Escriben Bradley y Srinivasan (1990) que una degeneración de la forma del grafito de nódulo a lámina provoca una caída precipitada en la tenacidad de fractura K_{JC} de 90 a 18 $MN \cdot m^{-3/2}$. Pero es necesario evaluar como varía K_{JC} con una degeneración de la morfología del grafito más modesta. Resultados de Bradley y Tunner (1987) indican una reducción del valor superior de tenacidad de fractura de 90 a 70 $MNm^{-3/2}$, al disminuir el grado de nodularidad de 91 a 47%. Así, aunque la pérdida de nodularidad no afecta significativamente a la tensión de fluencia, como se discutió en el apartado 2.5.1, sí que provoca una disminución en la resistencia a la propagación de una grieta, tal y como era de esperar.

Sin embargo, Iwabuchi et al (1992) presentan en la figura 2.68 una relación entre la tenacidad de fractura y el tamaño del nódulo en función de la nodularidad. Se aprecia que la tenacidad de fractura aumenta proporcionalmente con el diámetro del nódulo, en la misma línea que lo publicado por Komatsu et al (1997) y expuesto anteriormente, pero además, de forma independiente respecto a la nodularidad, al menos en el rango de 74 a 94%.

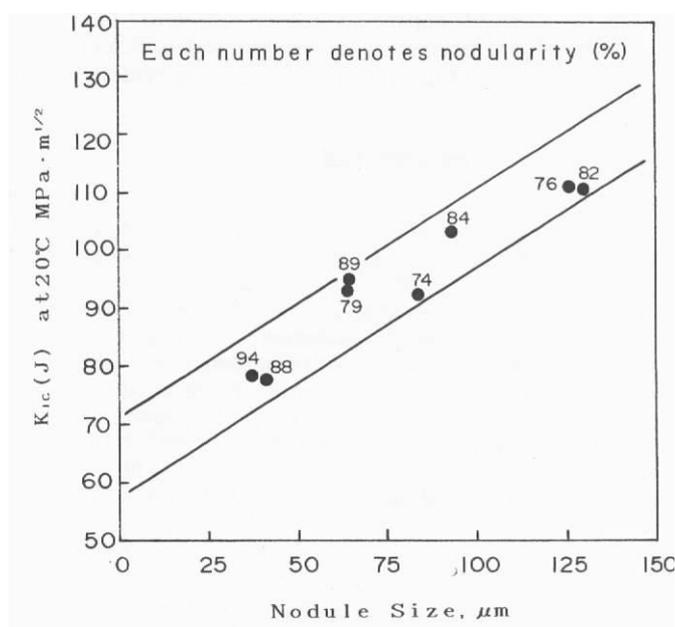


Figura 2.68. Relación entre tenacidad de fractura y tamaño de nódulo indicando el % de nodularidad de cada muestra ensayada (Iwabuchi et al, 1992).

2.5.4.4. Modelos para la obtención de la tenacidad de fractura

Donelan (2000), combinando el trabajo de Salbrenner (1989) (probetas de alta nodularidad y sin perlita) y de Bhandhubanyong (1985) (que no consideró el efecto del diámetro del nódulo), obtiene la siguiente fórmula para el cálculo de J_{IC} :

$$J_{IC} (KJ \cdot m^{-2}) = 23.6 + 581 \cdot d_{med} - 0.5(95 - N\%) - 0.06X_P - 0.004(N\% \cdot X_P) \quad (2.14)$$

Donde d_{med} es el diámetro medio de nódulo en micrómetros, N% es el porcentaje de nodularidad y X_p es el porcentaje de perlita.

Para comprobar el modelo, Donelan ha realizado los ensayos necesarios en una fundición dúctil de 300 mm de espesor de pared (para más información sobre esta fundición, acudir al apartado 2.5.1). La comparación entre la tenacidad de fractura medida y la calculada resultó ser satisfactoria.

Por otro lado, Iwabuchi et al (2003), a partir de resultados de McConnell et al (1987) y de Iwabuchi et al (1988), presentan una gráfica (figura 2.69) en que relacionan la tenacidad de fractura K_{JC} con la energía de impacto Charpy (entalla en "v") a temperatura ambiente.

Aunque se observa cierta dispersión, aparece una tendencia entre ambas variables, que se recoge en la siguiente ecuación de regresión:

$$K_{JC} [\text{MPa m}^{1/2}] = 2.2vE [\text{J}] + 52 \quad (2.15)$$

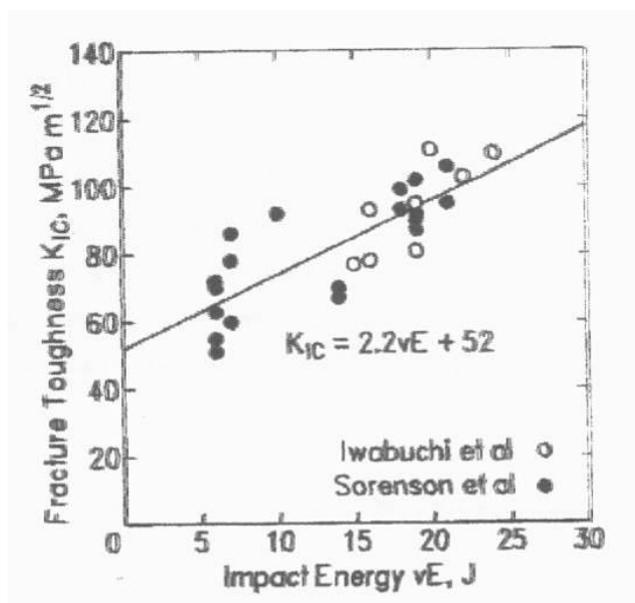


Figura 2.69. Relación entre la Tenacidad de la Fractura y la Resistencia al Impacto Charpy para fundición dúctil ferrítica (Iwabuchi et al, 2003)

Salzbrenner (1987) ofrece otro modelo para obtener J_{IC} , en este caso a partir de la distancia internodular (véase en la sección 2.5.4.1 la ecuación (2.13): $J_{IC} = 12.5 + 517 \cdot \Delta_A$; $r^2 = 0.911$).

CAPÍTULO 3

***MATERIALES Y TÉCNICAS
EXPERIMENTALES***

CAPÍTULO 3. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

3.1. MATERIALES EMPLEADOS.

3.1.1. Descripción de los materiales.

Para llevar a cabo la investigación propuesta en la Introducción de este trabajo (capítulo 1), se han empleado tres escaleras de fundición de idénticas dimensiones, cada una con tres espesores, mostrándose sus medidas en la figura 3.1.

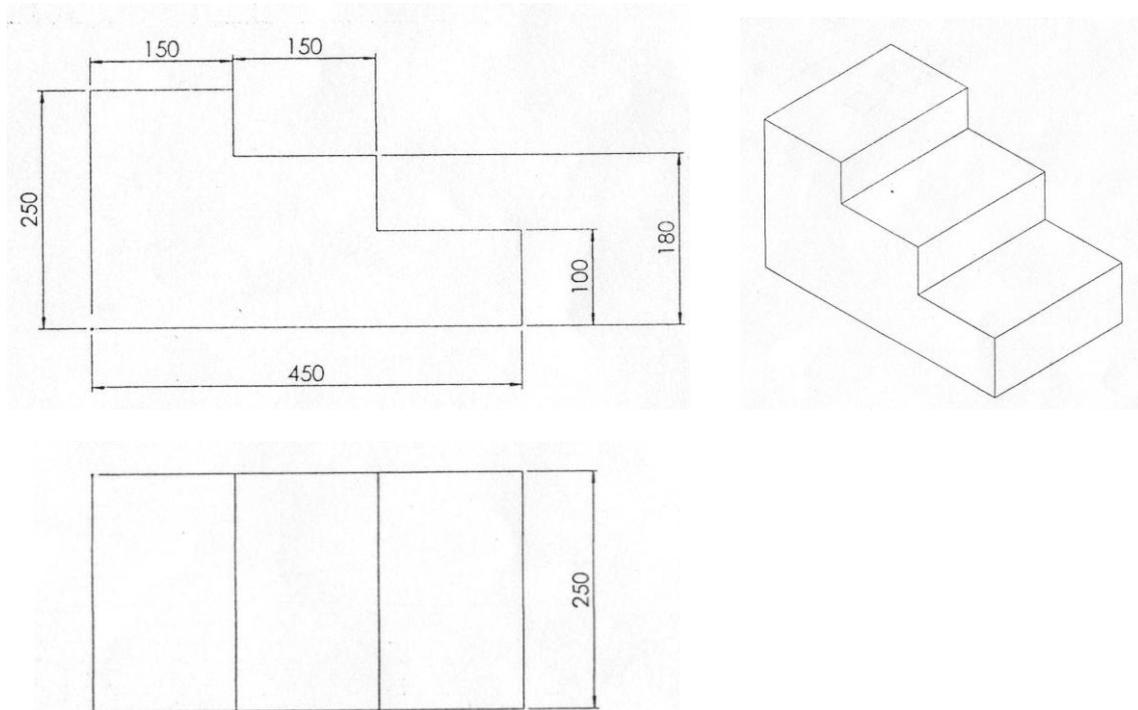


Figura 3.1. Geometría y dimensiones de las tres escaleras de fundición A, B y C empleadas en esta investigación.

Una de las escaleras, denominada "A", presenta una composición química utilizada habitualmente en la industria (ver composición en la tabla 4.1 del capítulo de Resultados), con la que se cumplen generalmente los requisitos de la especificación EN-GJS-400-18-LT para probeta adosada a la pieza moldeada, pero no en probetas trepanadas de la propia pieza moldeada en determinadas posiciones. Buscando conseguir los valores mínimos de las propiedades solicitadas incluso en las zonas más desfavorables de la fundición, esto es, en los centros térmicos-geométricos de la misma, se modificó ligeramente la composición química de la escalera A, surgiendo las escaleras B y C.

Así, interesaba estudiar la influencia de una disminución en el porcentaje de silicio presente en la escalera A, pero manteniendo idénticos contenidos del resto de elementos y empleando el mismo procedimiento de fabricación, por lo que se fundió la escalera "B". Se decidió estudiar una variación en el contenido de silicio porque probablemente éste sea el elemento a controlar más importante (ver sección 2.4.1.1 en la revisión bibliográfica) para conseguir la especificación EN-GJS-400-18-LT. Es un potente grafitizante, que puede

conseguir una matriz completamente ferrítica, lo que ayuda a cumplir el requisito de la Resistencia al Impacto. Pero es también un endurecedor de la ferrita, lo que implica un aumento en la Temperatura de Transición al Impacto Dúctil-Frágil (TTDF). La norma a la que pertenece la especificación no exige nada sobre la temperatura de transición; concreta su exigencia en que se absorban unos valores mínimos de energía de impacto (10 J, media de tres probetas, 7 J mínimo individual) a -20°C . Como las temperaturas del nivel inferior de la curva de transición, para el material objeto de estudio, están generalmente en el rango de los 4 a los 7 julios (valores inferiores a los solicitados por la norma), la clave es mantener el contenido de silicio suficientemente bajo, de forma que la temperatura de transición sea inferior a -20°C . Ahora bien, si se reduce el contenido de silicio, disminuye la capacidad de obtener una matriz completamente ferrítica, y también se hace menor el carbono equivalente, pero éste último debe mantenerse cerca del eutéctico si se quieren evitar rechupes que harían bajar la energía absorbida en el impacto. Ante el dilema de cumplir los requisitos de impacto y lograr una matriz completamente ferrítica sin rechupes, se optó por estudiar el efecto de una pequeña reducción de silicio respecto a la escalera "A" de 2.05/2.10% a 1.78/1.83%.

Al disminuir el contenido de silicio, buscando reducir la TTDF, el límite elástico también decrece, pero este valor, en el material EN-GJS-400-18-LT, debe ser igual o superior a 220 MPa. A partir de estudios biliográficos (ver sección 2.4.2.1) se encuentra un elemento químico, el níquel, que al añadirlo a la fundición, hace subir el Límite Elástico y la Resistencia a la Tracción sin aumentar la TTDF. No obstante, hay que evitar una cantidad excesiva de níquel, ya que puede provocar cambios en la morfología del grafito. Además, es caro, por lo que no resultaría rentable añadir demasiado. Para estudiar la influencia de este elemento, se fabricó la escalera "C", en la que se intentaron mantener los mismos porcentajes de los elementos químicos que conforman la escalera "B", pero añadiendo además una pequeña cantidad de níquel, un 0.5/0.6%, para compensar la posible falta de resistencia, si la hubiese, debido al menor porcentaje de silicio de la escalera "B" respecto a la "A". Aunque la intención era de 0.5/0.6%, la composición química final puede apreciarse en el capítulo de Resultados (tabla 4.1). También se empleó el mismo proceso de fabricación que en las dos escaleras anteriores.

Por otro lado, se dotó a cada escalera de tres espesores distintos, para observar la influencia de las diferentes velocidades de solidificación y enfriamiento sobre la microestructura, y por tanto, sobre las propiedades mecánicas y los micromecanismos de fractura. Los tres espesores, cuyas dimensiones se muestran en la figura 3.1, se van a denominar en este trabajo: "Grande" ("G") para el espesor de 250 mm, "Mediano" ("M") para el intermedio de 180 mm y "Pequeño" ("P") para el de 100 mm.

Nos encontramos, pues, ante tres escaleras de fundición de composiciones químicas distintas, colada cada una en tres espesores, por lo que disponemos realmente de nueve secciones de fundición distintas. De su estudio va a tratar el resto de este trabajo. La nomenclatura que se va emplear para distinguirlas va a ser la siguiente: aparecerá la letra identificativa de cada escalera (A, B o C) en primer lugar, seguida de otra letra indicando el

tamaño de la sección (G, M o P). Así, por ejemplo, la sección media de la escalera B será "BM".

3.1.2. Comentarios sobre el procedimiento de fabricación.

Se ha realizado la investigación en base a las relaciones entre composición química, microestructura, propiedades mecánicas y micromecanismos de fractura, sin incluir las características del proceso de fabricación de los materiales, que se ha supuesto el mejor posible. Así, una de las finalidades de este trabajo es acercarse lo más posible a una composición química con la que se obtengan los requisitos que solicita la norma, en cualquier localización de una pieza de fundición gruesa, pero suponiendo que siempre se va a emplear un proceso de fabricación similar al utilizado en la preparación de las tres escaleras objeto de análisis. No obstante, como rasgos principales de la fabricación de las escaleras se puede decir que éstas contienen, como es habitual, silicio y magnesio procedentes del inoculante (ferrosilicio) y del nodulizante (ferrosiliciomagnesio), y que la inoculación se realizó en cuchara.

Una característica importante es que no se dio a las escaleras ningún tratamiento térmico posterior a su fabricación, realizando todos los estudios en estado bruto de colada. Cuando una pieza de fundición presenta excesiva perlita, penalizando así la ductilidad y la tenacidad, el problema puede solucionarse con un tratamiento térmico adecuado denominado de "ferritización", que descompone la perlita (y cualquier estructura no ferrítica remanente) al provocar que el carbono migre hacia las partículas de grafito más cercanas o a ciertos sitios intersticiales. Pero este tratamiento tiene un coste de alrededor de 0.15 euros/Kg (Suárez y Fernández, 2006), lo que repercute de manera notable en el precio de piezas de fundición gruesa que pueden pesar varias toneladas. Por este motivo se ha realizado esta investigación en estado bruto de colada.

3.1.3. Localización de las probetas para la caracterización de los materiales

Se presenta en la figura 3.2 un plano donde se aprecian las zonas de cada escalera de las que se obtuvieron las probetas para realizar los ensayos de tracción, de Charpy y de tenacidad de fractura. Estas probetas servirán también de referencia para localizar las regiones en que se ha realizado la caracterización metalográfica, así como para situar las muestras del resto de ensayos realizados. Se acudirá a menudo a este plano de referencia en los comentarios que siguen.

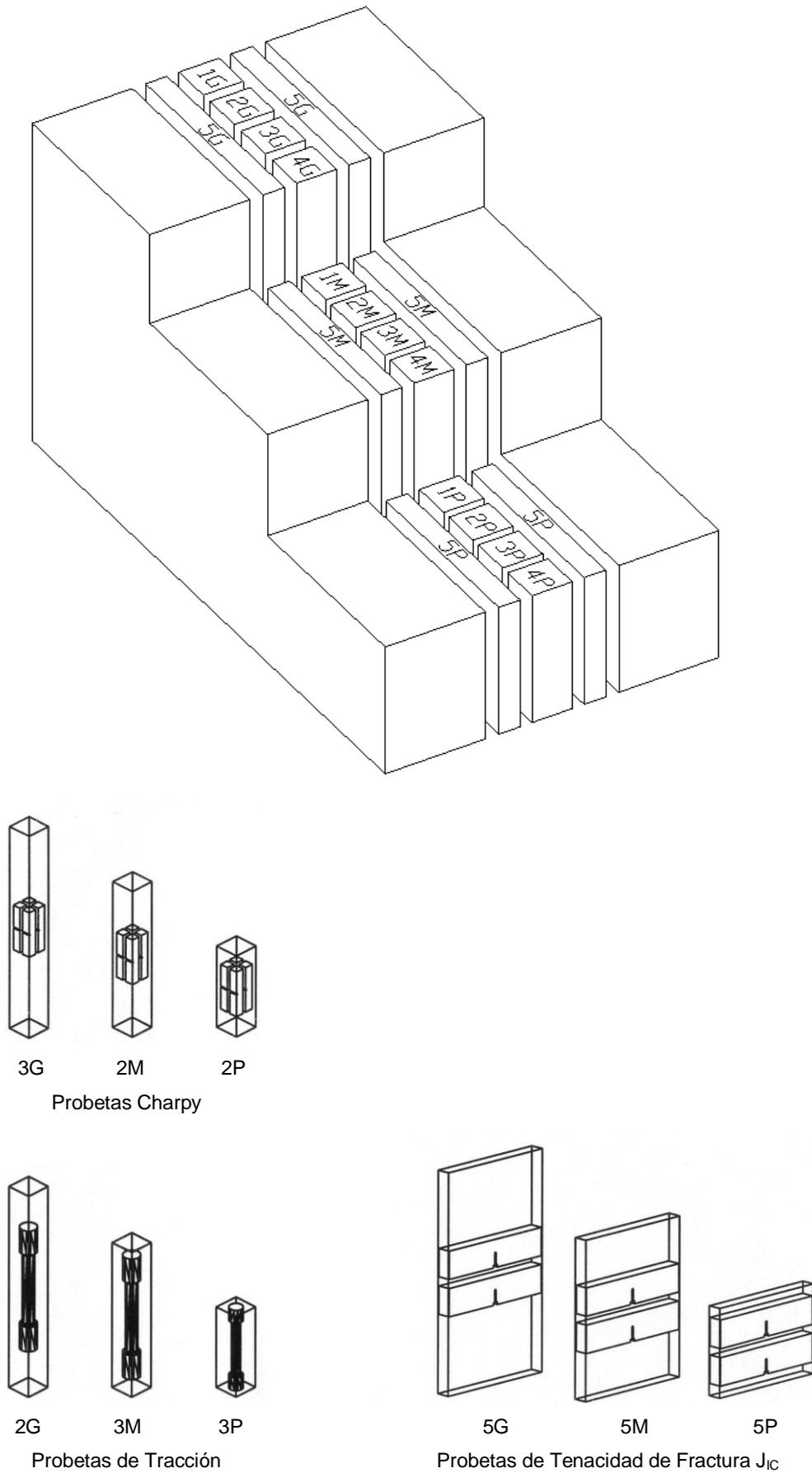


Figura 3.2. Localización de las probetas para los ensayos de Charpy, de tracción y de tenacidad de fractura en cada una de las escaleras A, B y C.

3.2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

3.2.1. Técnicas de análisis químico.

Se realizaron sobre los materiales objeto de estudio análisis químicos de tres clases:

- a) análisis químico durante la fabricación de las escaleras mediante espectrómetro de emisión sobre probeta sólida, con el carbono parcialmente combinado.
- b) a partir del método de análisis empleado en el apartado a) se consigue una composición química global por cada escalera, pero debido a que cada una de ellas presenta tres espesores que implican distintas velocidades de enfriamiento, se decidió estudiar si habían ocurrido macrosegregaciones, utilizando otros métodos de análisis adecuados una vez que la pieza ya ha solidificado.

Se obtuvo viruta de los centros térmicos aproximados de cada una de las nueve secciones objeto de estudio, analizándose los siguientes elementos:

- Carbono y azufre: determinados mediante su combustión en una corriente de oxígeno y su posterior detección por rayos infrarrojos, mediante un aparato de la compañía Leco, modelo CS125.
 - Silicio: disolución de las virutas en mezclas ácidas y determinación de su porcentaje en un espectrofotocolorímetro Spectronic 20D.
 - Manganeso, fósforo, magnesio, níquel, cobre, cromo, molibdeno y aluminio: disolución de virutas en mezcla ácida y determinación de porcentajes mediante espectroscopía de emisión atómica de plasma acoplado inductivamente (ICP-AES) en un espectrómetro modelo 3410, secuencial de emisión de plasma por acoplamiento inductivo y controlado por microprocesador.
- c) para obtener información química de ciertos lugares que habían resultado interesantes a partir del estudio detallado de la microestructura y del análisis fractográfico, se recurrió a la técnica de microanálisis semicuantitativo por dispersión de energías de rayos X (EDX). Se empleó una microsonda de rayos X acoplada a un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM-5610LV.

3.2.2. Técnicas de caracterización microestructural.

3.2.2.1. Técnicas metalográficas.

Una buena preparación metalográfica de la fundición dúctil ferrítica es fundamental si se pretende establecer de un modo objetivo una relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas. Esto es particularmente importante si se van emplear métodos de análisis de imagen en vez de estimación visual, ya que cualquier hueco, partícula embebida, mancha o raya podrían ser interpretados erróneamente como rasgos característicos de la microestructura por el programa de ordenador. Aunque puede hacerse alguna limpieza usando las capacidades del programa, esta es una alternativa que consume un tiempo importante. Un

problema especialmente difícil es el despegue de las partículas de grafito de la superficie de la muestra durante el desbaste y el pulido. Si ocurre este despegue, quedan unos huecos en la matriz cuya línea de contorno tiene un aspecto borroso y además ofrecen un área mayor que la real. Esto tiene consecuencias importantes en la exactitud de las medidas.

Dada la importancia de la preparación metalográfica en el material objeto de estudio, se ha dedicado el tiempo necesario para conseguir un método adecuado de obtención de probetas, procurando además que fuese aplicable en una pulidora automática. Existen diversos procedimientos de preparación de fundiciones dúctiles en libros especializados en metalografía y en los manuales de las casas suministradoras de material metalográfico, pero no coinciden demasiado. En este trabajo se ha optado por seguir aproximadamente la secuencia de operaciones que ofrece la firma comercial cuya pulidora automática se ha empleado (Buehler, 1995), aunque siempre con alguna pequeña variación, fruto de la experiencia acumulada y de los datos obtenidos de otras fuentes (Vander Voort, 1999; AFS, 1984). El proceso empleado se presenta en la tabla 3.1:

Método automático	Paño	Lubricante	Tamaño / Tipo	Dirección	Velocidad de giro del plato (rpm)	Velocidad de giro del cabezal (rpm)	Libras	Tiempo
Desbaste planar	Óxido de Aluminio	Agua	P240	Compensada	75	60	5	Hasta planitud
Integridad de la muestra	Óxido de Aluminio	Agua	P600	Compensada	75	60	5	6 minutos
	Óxido de Aluminio	Agua	P1200	Compensada	75	60	5	5 minutos
	Paño sin pelo	---	3 μm diamante en agua	Compensada	75	60	5	4 minutos
Pulido	Paño de medio pelo	---	1 μm diamante en agua	Contraria	80	60	5	2 minutos

Tabla 3.1. Método automático de desbaste y pulido de las probetas metalográficas.

Cuando alguna de las probetas no presentaba un aspecto satisfactorio, se realizó un último pulido a mano en un paño de medio pelo estacionario con una solución de pulido de sílice coloidal de 0.05 μm . Cabe comentar que no es nada fácil obtener una probeta con un acabado perfecto, debido al compromiso que debe alcanzarse entre mantener el grafito y evitar que queden rayas de pulido.

Una vez que se ha llegado a este último estado, se realiza la inspección metalográfica con ayuda del programa de análisis de imagen, para determinar la distribución, tamaño y morfología de las partículas de grafito. Ahora bien, también es necesario obtener datos sobre la matriz de la muestra, que presumiblemente será ferrítica, pero en la que pueden surgir zonas de perlita que hay que cuantificar. Para ello se somete la probeta a un ataque de oxidación usando el reactivo metalográfico Nital al 2 % durante el tiempo necesario, que suele oscilar entre los 15 y los 20 segundos.

Las probetas empleadas para la caracterización metalográfica de las nueve secciones objeto de estudio, se extrajeron de las probetas usadas en el ensayo de Charpy, una vez realizado éste. Estas probetas Charpy se mecanizaron a partir del material situado en el centro térmico de cada sección de cada escalera, tal y como se aprecia en la figura 3.2. Las probetas metalográficas se cortaron transversalmente hacia la mitad de uno de los dos fragmentos que restan después del ensayo de una probeta Charpy, como se muestra en la figura 3.3, eligiendo esa zona para evitar cualquier mínima influencia en la microestructura por la realización del ensayo, tanto por la resistencia del apoyo como por la zona de la rotura. Las secciones se realizaron con el disco de corte, velocidad y lubricación adecuadas para que la microestructura no sufriera cambio alguno. Así, la sección estudiada es de $10 \times 10 \text{ mm}^2$. Hay que destacar que de esta forma se caracteriza el lugar más cercano al centro térmico de cada sección, que en principio debe ofrecer la microestructura más desfavorable, con las consecuencias que ello implica en las propiedades mecánicas.

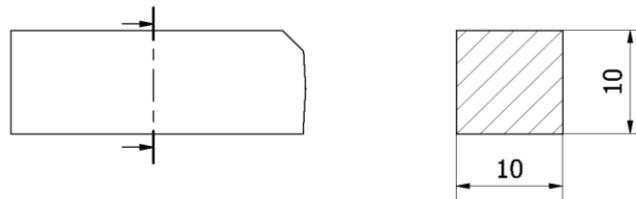


Figura 3.3. Localización aproximada de la superficie utilizada para la caracterización microestructural, a partir de uno de los fragmentos de la probeta Charpy.

3.2.2.2. Técnicas de análisis de imagen.

Las técnicas de análisis de imagen han hecho posible una aproximación cuantitativa a la caracterización de la microestructura. La imagen de partida, tal como una imagen “viva” grabada con una cámara de video desde un microscopio, se analiza en un ordenador. La información pictórica contenida en la imagen se convierte a formato numérico, esto es, se digitaliza. El proceso de digitalización divide la imagen en una reja horizontal, o array, de regiones muy pequeñas usualmente cuadradas, llamadas elementos de imagen o píxeles. Las medidas se realizan en términos de posición del píxel; así, por ejemplo, la longitud de una medida se determina por el número de píxeles a lo largo de la línea y el área de un objeto contorneado se determina por el número de píxeles dentro del contorno. Por convención, la anchura de un píxel se llama “tamaño del píxel p”, expresado en unidades de medida. Una mala elección de p puede ocultar algunos rasgos de una determinada forma, o bien proporcionar demasiados detalles irrelevantes. Todas las medidas implicadas en la caracterización de la forma del grafito son función del tamaño del píxel, el cual puede manipularse variando los aumentos del microscopio.

Antes de cualquier medida, los objetos de interés deben ser identificados. Para este propósito, se realiza una segmentación de la imagen en objetos y fondo, ajustando un valor de detección (“thresholding”) para describir el nivel de contraste entre los citados objeto y fondo.

Se ha empleado en este trabajo un sistema de análisis de imagen compuesto de un microscopio invertido Olympus PME3-313 UN, cámara de alta resolución en blanco y negro CCD de estado sólido de 778 x 576 píxeles cuadrados y el programa Omnimet 3 versión 1.5a de la compañía Buehler.

Las propiedades o rasgos que se han evaluado con este sistema son las siguientes:

- (a) *Porcentaje de área que ocupa el grafito.*
- (b) *Número de nódulos por milímetro cuadrado.* Para obtener este dato, es necesario elegir primero un óptimo mínimo diámetro a ser considerado en el conteo. Debe ser suficientemente grande como para evitar contar rasgos irrelevantes, como restos de partículas de pulido o inclusiones, y suficientemente pequeño como para asegurar que se cuentan todas las partículas de grafito. Para fundición nodular de espesor de pared normal, el tamaño de nódulo mínimo aceptado en las medidas usadas para producir las micrografías de referencia estándar es de 10 μm de diámetro (Ruxanda et al, 2002). Sin embargo, en este trabajo se ha tenido que elegir un tamaño mínimo de aproximadamente 14 μm , debido a que el equipo empleado no es capaz de medir de modo completamente satisfactorio partículas menores de 13 x 13 píxeles, siendo el tamaño de píxel empleado $p = 1.0949 \mu\text{m} / \text{píxel}$, en función de la resolución del programa.
- (c) *Diámetro circular de las partículas de grafito.* Este parámetro ofrece el diámetro de un círculo que posee el mismo área que el objeto a estudio. Se ha pensado en él como el más conveniente para sustituir al “diámetro medio” en la fórmula de la distancia internodular, que se describe a continuación.
- (d) *Distancia internodular o entre partículas de grafito (λ_G).* A partir de los dos últimos datos, y mediante una fórmula empleada por Ruxanda et al (2002), en base a trabajos de Seher et al (1972), es posible obtener un valor aproximado de la distancia media existente entre las partículas de grafito. La fórmula es:

$$\lambda_G = 55.4 \cdot \left(\frac{d_{med}}{\text{Número de nódulos/área}} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (3.1)$$

siendo d_{med} el diámetro medio de las partículas de grafito expresado en μm , y el número de nódulos, por mm^2 .

- (e) *Porcentaje de nodularidad.* Este dato, de gran importancia a la hora de establecer relaciones con las propiedades mecánicas, se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$\% \text{ nodularidad} = \frac{\text{Área de partículas aceptables}}{\text{Área de partículas aceptables} + \text{inaceptables}} \cdot 100 \quad (3.2)$$

El criterio de aceptabilidad se basa en el método del factor de forma. En función de lo apreciado en la bibliografía, se ha decidido obtener la nodularidad a partir de dos factores de forma distintos: la Esferoidicidad (Ruxanda et al, 2002) y el Ratio de Aspecto (Bradley y Srinivasan, 1990). Se han considerado aceptables desde el punto de vista de la

Esferoidicidad aquellas partículas de grafito que la posean mayor de 0.65. Respecto al Ratio de Aspecto, aquellas en que éste sea menor de 2. Las definiciones de cada factor de forma son las siguientes:

- *Esferoidicidad*: indica el grado de acercamiento a la forma esférica de un objeto, mediante la siguiente fórmula:

$$\text{esferoidicidad} = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (3.3)$$

siendo A el área de la partícula considerada y P su perímetro.

- *Ratio de Aspecto*: provee una relación entre la altura y la anchura de un objeto. Su fórmula es:

$$\text{ratio de aspecto} = \frac{\text{Longitud del Feret mayor}}{\text{Longitud del Feret menor}} \quad (3.4)$$

siendo un “Feret” la distancia entre dos tangentes paralelas en cada lado del objeto.

Se ha elegido hacer el estudio de ambos parámetros debido a que ofrecen resultados de nodularidad de diferencia apreciable, pero sin embargo ambos tienen un fuerte peso en la bibliografía (Soeudy, 2002; Ruxanda et al, 2002), en función de lo que se quiera relacionar a partir de ellos.

- (f) *Distribución por tamaño de las partículas de grafito*. Se han obtenido los porcentajes de las partículas de grafito de tamaños 4 (0.12 a 0.25 mm reales), 5 (0.06 a 0.12), 6 (0.03 a 0.06), 7 (0.015 a 0.03) y 8 (<0.015 mm reales), usando los intervalos citados a partir de la norma UNE-EN ISO 945 (1996).

Las medidas de estas características se han realizado con un factor de calibración o tamaño de píxel $p = 1.0949 \mu\text{m} / \text{píxel}$, adecuado según Ruxanda et al (2002), y que implica en el equipo empleado una ampliación de 50x.

El área analizada ha sido de aproximadamente 16 mm^2 (más exactamente 15.909), mediante el estudio de 36 campos contiguos de aproximadamente 0.44 mm^2 . Estos 16 mm^2 son justamente los que aparecen en las microfotografías a 50x, ofrecidas para cada probeta en el apartado de microfotografías (sección 4.3.1) dentro del capítulo de resultados. Por otro lado, se supera el número de 15 campos de estudio que se considera mínimo para obtener unos resultados confiables (Capelleti y Hornaday, 1974).

3.2.2.3. Estimación visual.

Las propiedades citadas en la sección anterior se han obtenido a partir del estado de pulido de las probetas correspondientes, de forma que el grafito se puede apreciar con claridad para realizar los análisis. Pero para obtener el porcentaje de perlita y el tamaño de grano de la

ferrita, es necesario realizar un ataque de oxidación, tal como se comenta en el apartado de metalografía. Posteriormente, se han estimado estos dos factores de la siguiente manera:

- porcentaje de perlita: se ha realizado una estimación visual por comparación con unas figuras de referencia obtenidas a partir de AFS (1984).
- tamaño de grano de la ferrita: se ha estimado visualmente, comparando cada muestra en el microscopio óptico, a 100 aumentos, con unos patrones de referencia ASTM E-112 (1996) y un ocular apropiado de la firma Olympus.

No se han estimado cuantitativamente estas dos características mediante el análisis de imagen, debido a la dificultad que entraña el hecho de que tanto la perlita como el grafito y las juntas de grano poseen un nivel de tonalidad gris similar, haciendo muy difícil la segmentación o detección de la imagen.

3.2.2.4. Microfotografía.

Se han realizado microfotografías de las probetas objeto de estudio con una cámara fotográfica de 35 mm acoplada a un microscopio invertido Olympus modelo PME3-313 UN. Para cada una de las 9 secciones analizadas se ofrecen las siguientes microfotografías:

- en estado de pulido, un área de aproximadamente 16 mm² reales observados a 50 aumentos.
- también en estado de pulido, un área de aproximadamente 4 mm² reales observados a 100 aumentos, que corresponden a la zona céntrica del campo anterior a 50x.
- en estado de ataque, tres microfotografías a 100 aumentos y otras tres a 200 aumentos, ampliando estas últimas rasgos a destacar observados en las de 100x.

3.2.2.5. Ensayos de microdureza.

Se ha estudiado la microdureza en distintas zonas de la matriz ferrítica de los materiales mediante la escala Vickers con carga de 100 gramos, aplicando la norma UNE-EN ISO 6507-1 (2005). El equipo empleado ha sido un microdurómetro Vickers/Knoop modelo MICROMET 1 de la firma Buehler.

Cabe destacar que se ha elegido una carga de 100 g porque, además de ofrecer en los materiales objeto de estudio una huella de tamaño adecuado para la medida de sus diagonales, es la carga mínima a partir de la cual las medidas Vickers son comparables. Si se utiliza un peso menor de 100 g, aunque a veces es necesario, se pierde una gran ventaja del ensayo Vickers frente a otras escalas de dureza: que sus valores son aproximadamente iguales independientemente de la carga empleada (ASM, 1985).

3.2.3. Ensayos de dureza.

Se ha determinado la dureza de los materiales mediante un durómetro Instron-Wolpert Testor 930/250 y la escala Brinell con bola de 2,5 mm de diámetro y carga de 187.5 K, según la norma UNE-EN 10003-1 (1995). Se ha empleado la norma citada puesto que era la que se encontraba en vigor en el momento de la realización de los ensayos de dureza. Actualmente, esta norma ha sido sustituida por la EN-ISO 6506-1 (2013), pero las modificaciones surgidas no afectan a los datos ofrecidos en este trabajo.

Hay que destacar que las normas citadas aconsejan usar, siempre que se pueda, la bola de 10 mm (la mayor que admite la escala Brinell), ya que al abarcar más superficie de material, el ensayo es más representativo. La carga correspondiente a esta última bola, aplicando la fórmula de proporcionalidad de Brinell, es de 3000K. En el caso del material que nos ocupa, puede haber alguna diferencia entre usar bola de 10 mm y de 2,5 mm, debido a que las partículas de grafito, mucho más blandas que la matriz que las acoge, pueden tener su influencia según el área abarcada por el indentador. En este trabajo, al no disponer en el equipo usado ni de la bola de 10 mm ni de la carga de 3000 k, se ha utilizado la bola de 2,5mm y 187,5 K. No obstante, se han considerado suficientes estos valores para contrastar la característica principal del ensayo de dureza en este tipo de material: la homogeneidad de las piezas.

3.2.4. Ensayos de tracción.

Con objeto de caracterizar la resistencia y la ductilidad de los materiales, se realizaron ensayos de tracción según norma UNE-EN 10002-1 (2002) sobre probetas obtenidas de las regiones que se muestran en la figura 3.2. Se ha empleado la norma citada puesto que era la que se encontraba en vigor en el momento de la realización de los ensayos de tracción. Actualmente, esta norma ha sido sustituida por la EN-ISO 6892-1 (2009), pero las modificaciones surgidas no afectan a los datos ofrecidos en este trabajo.

Se han obtenido los datos tradicionales de Resistencia a la Tracción, Límite Elástico convencional al 0,2% de deformación permanente y Alargamiento en rotura. La velocidad de realización de los ensayos ha sido de 6 MPa/s.

La norma citada indica emplear probetas de sección cilíndrica cuyo diámetro en la parte calibrada sea preferentemente 14 mm, aunque por razones de orden técnico así como en el caso de probetas extraídas de piezas moldeadas, permite utilizar un diámetro diferente. No obstante, las probetas deben ser proporcionales, esto es, en la zona de trabajo se debe satisfacer la ley de proporcionalidad $L_0 = 5,65 * S_0^{1/2} = 5 * d$; se muestran en la figura 3.4 las dimensiones genéricas principales del tipo de probeta utilizado (S_0 es el área de la sección de trabajo).

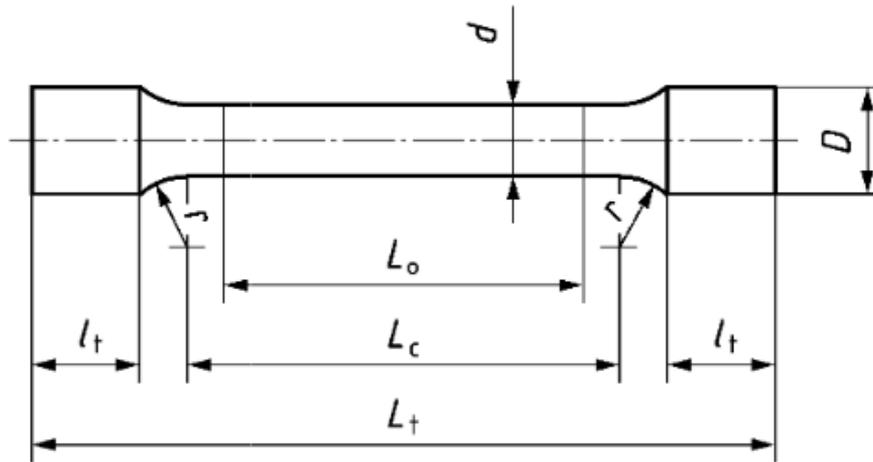


Figura 3.4. Dimensiones genéricas principales de la probeta para el ensayo de tracción (EN-1563, 2011).

En el caso de los espesores "grande" (250 mm) y "mediano" (180 mm), la probeta empleada posee las mismas dimensiones que las aconsejadas por la norma, esto es, $d = 14$ mm y $L_0 = 70$ mm. Sin embargo, en el espesor "pequeño" (100 mm), no han podido elegirse estas medidas, ya que hubieran supuesto una longitud total mayor que la máxima disponible (100 mm), por lo que se ha optado por un diámetro d de 10 mm, al que le corresponde una longitud inicial de 50 mm.

Cabe destacar que aunque se han empleado probetas de tracción de diferentes dimensiones, los resultados son comparables, precisamente por el empleo de probetas proporcionales.

3.2.5. Ensayos de impacto (flexión por choque).

Para estudiar la resistencia que poseen ante el choque los materiales objeto de estudio, se ha realizado el ensayo de flexión por impacto Charpy a -20°C según la norma europea EN 10045-1 (1992), tal y como se indica en la norma del material fundición de grafito esferoidal UNE-EN 1563 (1998). Se han empleado las dos normas citadas puesto que eran las que se encontraban en vigor en el momento de la realización de los ensayos de impacto. Actualmente, ambas normas han sido sustituidas (EN-ISO 148-1 (2010) y EN 1563 (2011) respectivamente), pero las modificaciones surgidas no afectan a los datos ofrecidos en este trabajo.

Las probetas de Charpy son unas barretas de 55 mm de longitud y sección cuadrada de 10 mm de lado, con una entalla en forma de "v" de 2 mm de profundidad en su parte central (véase la figura 3.5). La probeta se sitúa horizontalmente apoyándola en sus dos extremos, y por medio de un péndulo se le aplica una carga dinámica en la cara opuesta a donde se ha mecanizado la entalla, actuando ésta como un punto de concentración de tensiones para la alta velocidad de impacto, del orden de 10^3 s^{-1} . Se parte de una energía inicial que generalmente son 300 julios y se mide la energía que ha sido necesaria para fracturar la probeta.

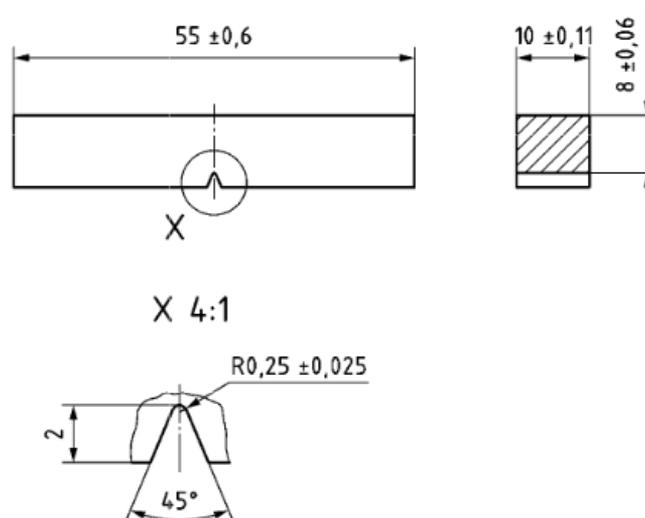


Figura 3.5. Geometría y dimensiones de la probeta de Charpy empleada en el ensayo de impacto (EN-1563, 2011).

Debido a que los valores del ensayo estimados en función de la bibliografía (Bradley y Srinivasan, 1990) y de algunas pruebas previas para el material objeto de estudio (Suárez y Fernández, 2006) estaban en el rango de los 5 a los 15 julios, la energía potencial de partida se ha tomado de 150 julios en vez de la habitual de 300 J, consiguiendo así doble sensibilidad en las medidas, pero con la condición de que el ensayo se inicie desde la misma altura.

El medio de enfriamiento empleado para conseguir la temperatura de -20 °C ha sido una mezcla de etanol y CO₂ ("nieve carbónica").

Se debe ofrecer como resultado del ensayo la cantidad denominada KV en J, que es la energía que se requiere para romper la probeta, igual a la diferencia entre la energía potencial en la posición inicial del péndulo y la de la posición después de la primera semi-oscilación en la que se rompe la probeta, sin olvidar la corrección por rozamiento; las pérdidas por rozamiento son debidas principalmente a la resistencia del aire y al rozamiento del eje sobre los apoyos. En el caso de la máquina empleada la corrección por rozamiento es 0.71 J (debidos a la resistencia con el aire y al rozamiento del eje en su giro).

Hay que destacar que el valor de KV que se ofrece en este trabajo es muy exacto, ya que no se obtiene el valor de la lectura del dial, sino a través de un encoder de ángulo incremental, que con una resolución de 2500 pulsos/revolución, mide la posición angular del eje del péndulo, y a partir de ella determina las alturas adecuadas, obteniéndose así la energía de impacto absorbida.

Históricamente, la gran correlación del ensayo de Charpy con el servicio desempeñado ha sido de gran utilidad, al ser sencillo de realizar, poco costoso y con un gasto de volumen de material pequeño. Pero este ensayo tiene sus inconvenientes, ya que la energía absorbida en la rotura está relacionada con una geometría concreta de la probeta; si se modificaran las dimensiones de ésta o la geometría de la entalla, se obtendría un valor energético distinto. Además, se ofrece un valor de energía de rotura total, sin separación entre las componentes de energía de iniciación y de propagación de la fractura. Pero esta división de energías, que ayudaría a comprender mejor el proceso de fractura, se puede obtener si se dota al péndulo de

los transductores y acondicionadores de la señal obtenida adecuados. Esto se ha conseguido en el presente trabajo, ya que se ha utilizado un péndulo instrumentado Instron-Wolpert PW75; con él se obtiene la historia carga/tiempo de la muestra ensayada, y también se puede conseguir la gráfica carga/desplazamiento, destacando a partir de estas curvas unos puntos (véase la figura 3.6) en los que se calculan los siguientes valores:

- F_{gy} , t_{gy} , s_{gy} : fuerza, tiempo y desplazamiento para el comienzo de la fluencia.
- F_m , t_m , s_m : fuerza, tiempo y desplazamiento para la máxima carga.
- F_{iu} , t_{iu} , s_{iu} : fuerza, tiempo y desplazamiento para el inicio de la fractura inestable.
- F_a , t_a , s_a : fuerza, tiempo y desplazamiento para el final de la fractura inestable.

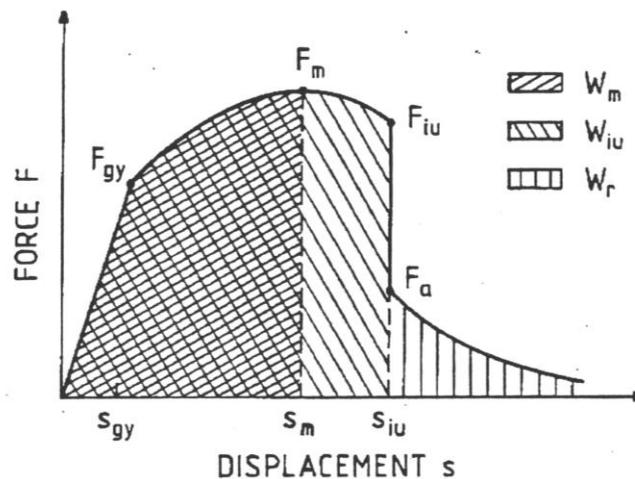


Figura 3.6. Diagrama típico esquemático carga/deflexión de la probeta de impacto, sin oscilaciones, con valores característicos de carga y desplazamiento, así como de energías parciales (Instron, 1995).

El programa de ordenador asociado al péndulo instrumentado calcula estos datos generalmente a partir de intersecciones de curvas ficticias, de ajuste polinómico, que interpolan las oscilaciones que presentan los transductores; puede verse un ejemplo de ello en la figura 3.7 para una probeta ensayada en este trabajo.

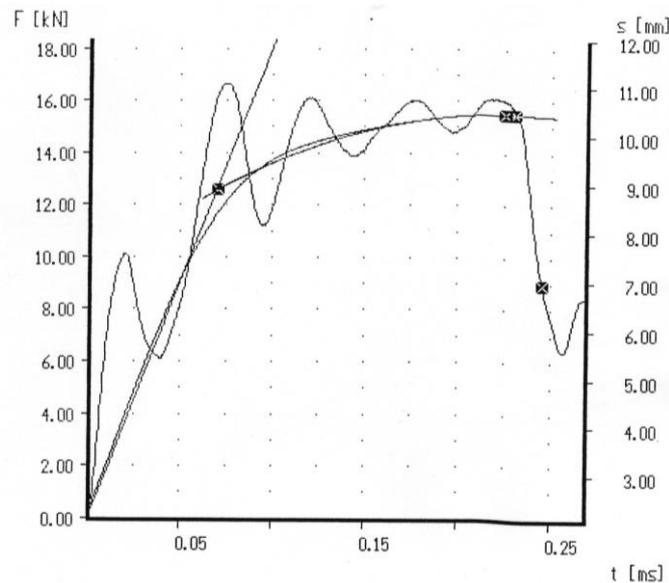


Figura 3.7. Cálculo de los puntos principales en el ensayo de impacto instrumentado.

A partir de estos datos, es posible calcular las respectivas energías acumuladas, mediante la adecuada integración definida hasta el punto en cuestión de la curva carga/desplazamiento o bien de la gráfica carga/tiempo. Así:

- W_{gy} : energía necesaria para la fluencia.
- W_m : energía absorbida hasta la máxima carga.
- W_{iu} : energía absorbida hasta el inicio de la fractura rápida.
- W_a : energía absorbida hasta el final de la fractura rápida.

Pero todavía falta una componente de energía: si se observa la figura 3.6, se aprecia que desde el final de la caída brusca de la carga ($F = F_a$) hasta el final del proceso del impacto ($F = 0$ en el desplazamiento total), también se absorbe energía; es la empleada en la fractura dúctil de la probeta, y representa la energía absorbida desde la formación de la región cristalina hasta la fractura completa de la muestra una vez que abandona el soporte de la máquina. Se denomina "energía remanente" y se representa por W_r . La suma de las energías parciales W_{iu} o W_a (que prácticamente serán iguales) y W_r es la energía de impacto total, W_t , requerida para romper la probeta. Se genera así un balance energético que permite identificar más claramente las varias etapas en el proceso de fractura.

Lógicamente W_t presentará un valor muy próximo al comentado anteriormente KV.

Por otro lado, los ensayos destinados a determinar la temperatura de transición dúctil-frágil (TTDF) se han realizado en una cámara frigorífica Elcold, EL 31 LT ($-45^{\circ}\text{C} \div 30^{\circ}\text{C}$), dado el elevado número de probetas (72) ensayadas a distintas temperaturas bajo 0°C .

3.2.6. Ensayos de tenacidad de fractura elastoplástica.

3.2.6.1. Selección del método de ensayo.

La información obtenida de los ensayos de impacto, aunque ofrece ciertas ventajas ya comentadas, no puede aplicarse directamente para evaluar la resistencia a la propagación inestable de una grieta en una pieza en servicio, ya que, ni la cantidad de energía absorbida, ni la apariencia de la fractura, pueden relacionarse de una manera cuantitativa con la tensión de diseño aplicada. Esa resistencia es la tenacidad de fractura, y controla el fallo por fractura inestable de la misma forma que el Límite Elástico controla el fallo por fluencia (Knott, 1973).

Para determinar la tenacidad de fractura del material objeto de estudio, fundición dúctil ferrítica de designación EN-GJS-400-18-LT, se ha demostrado en la literatura (Motz, 1980; Bradley y Srinivasan (1990); Dong et al (1996); Suárez y Fernández, 2006) que no es adecuado el método de ensayo estándar que conduce a la obtención del valor de K_{IC} , según la norma ASTM E-399 (1990), sino que es más conveniente emplear otros métodos basados en técnicas elastoplásticas. En este trabajo se ha escogido, de entre los procedimientos del último tipo disponibles el que, a través de los conceptos de la "integral-J", cubre la determinación del valor de J_{IC} , que puede usarse como una estimación ingenieril de la tenacidad de la fractura cerca de la iniciación del crecimiento de grieta estable y lento para materiales metálicos.

Introducción al concepto de Integral-J

El concepto de integral J fue introducido por Rice (1968), al estudiar los cambios en la energía potencial implicados en el crecimiento de una grieta en un material no lineal, pero elástico. Rice formuló J como una integral de línea independiente de la trayectoria, y con un valor igual a la disminución en energía potencial por incremento de extensión de la grieta, en material elástico tanto lineal como no lineal. En la figura 3.8 se representa el significado gráfico y la formulación principal del concepto de integral J.

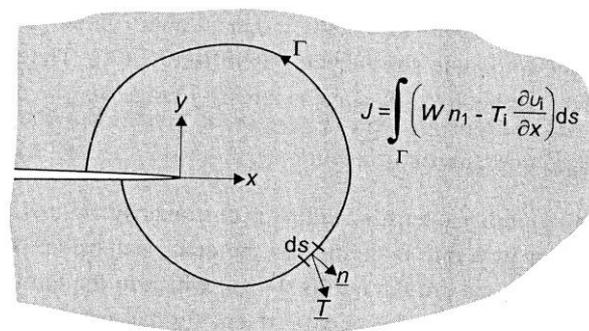


Figura 3.8. Integral de contorno J a lo largo de un camino arbitrario Γ que encierra la punta de una grieta en un material elástico no lineal. W es la densidad de la energía de deformación a lo largo de Γ , \underline{n} es el vector unitario dirigido hacia el exterior y normal a Γ , \underline{T} es la tracción que actúa en Γ y \underline{u} es el desplazamiento a lo largo de Γ (Janssen et al, 2002).

Esta conducta elástica no lineal sirve como aproximación realista del comportamiento plástico, siempre que no haya ninguna relajación de carga (unloading) en ninguna zona del material, ya que esto implicaría una deformación irreversible que provoca una pérdida de energía que el método no admite, ya que cedería su independencia de la trayectoria. Esta suposición implica que J, en

principio, sólo se puede aplicar hasta la iniciación de la extensión de la grieta y no para el crecimiento de la misma. La independencia del camino en la integral J permite que el contorno Γ (véase la figura 3.8) sea elegido tan pequeño como se quiera bordeando la punta de la grieta. Así, J se convierte en una medida para las tensiones y deformaciones en la misma punta de la grieta, y gracias a ellas parece razonable asumir que se pueda determinar el principio de la extensión de la grieta. Además, la independencia del camino de J también permite su cálculo a lo largo de un contorno lejano de la grieta, elegido de forma que contenga solamente cargas y desplazamientos elásticos conocidos, simplificándose de ese modo en gran medida la obtención de la velocidad de liberación de energía elasto-plástica.

De igual forma que ocurre para K o para el Límite Elástico, hay un valor crítico para J , J_c , en el cual se inicia el crecimiento de la grieta, de forma que para un componente real cargado puede llevarse a cabo un análisis de mecánica de la fractura: J debe permanecer menor que J_c . J_c representa lo mismo pero para el modo I de carga (véase la figura 3.9).

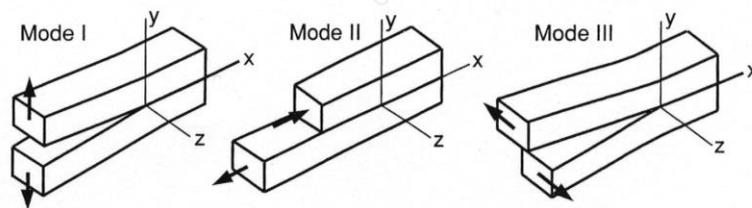


Figura 3.9. Los modos básicos de desplazamiento de la superficie de la grieta. Fuente: Dowling (1999).

La obtención de soluciones para la integral J en piezas o en componentes reales resulta difícil; generalmente es necesario el uso de elementos finitos. Sin embargo, a partir del primer método experimental para la determinación de J_c , publicado por Begley y Landes (1972), otros autores (Rice et al (1973) y Sumpter y Turner (1976)) han conseguido expresiones equivalentes a la integral J , pero más sencillas, en el caso particular de ciertos tipos de probetas. Como ejemplo, la expresión final para J en el caso de un prisma rectangular con una grieta profunda ($a / W > 0,5$) en flexión (véase la figura 3.10) es:

$$J = \frac{2}{Bb} \int_0^v P dv \quad (3.5)$$

donde P es la carga, v el desplazamiento que tiene lugar "en la línea de actuación de la carga" y B el espesor de la probeta.

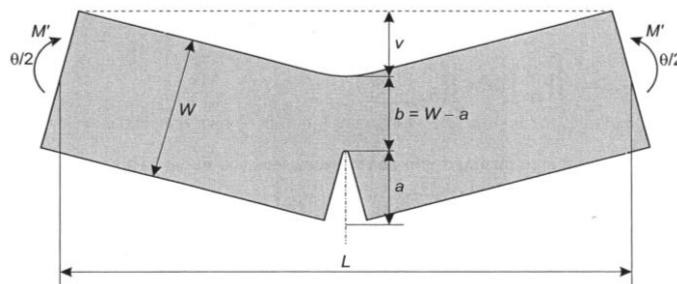


Figura 3.10. Prisma rectangular con grieta profunda cargado en flexión. Fuente: Janssen et al (2002).

En un ensayo de J_c , la carga P que actúa sobre una probeta agrietada se mide como una función del desplazamiento, v , en la línea de actuación de esa carga. Usando la ecuación (3.5), J puede determinarse para cualquier desplazamiento calculando el área (U) bajo la curva P - v hasta ese desplazamiento. En el inicio de la extensión de la grieta, J es igual a J_c . Por tanto:

$$J = \frac{2U}{Bb} \quad \text{y} \quad J_{IC} = \frac{2U_{cr}}{Bb} \quad (3.6)$$

donde U_{cr} es el área bajo la curva P - v al comenzar la extensión de la grieta.

De esta forma, en principio, J_{IC} podría determinarse realizando un único ensayo en el que la probeta sea cargada hasta que se inicia la extensión de la grieta. Sin embargo, esto no se hace normalmente, debido a que la detección del inicio de la extensión de la grieta es difícil; solamente puede hacerse con costosos aparatos que emplean métodos de caída de potencial, emisión acústica, ultrasonidos, corrientes inducidas, etc., donde cada uno tiene sus dificultades específicas. No obstante, la expresión (3.6) es de gran utilidad, ya que junto con la técnica experimental inicial de Begley y Landes, forman la base del ensayo de J_{IC} estándar según la norma ASTM E 813 (1989).

3.2.6.2. Geometría y tamaño de la probeta empleada.

La norma ASTM E-813 (1989) busca el valor de J_{IC} a partir de una gráfica que relaciona el valor de J con la extensión de la grieta, Δa , desde la grieta inicial a_0 . Se pueden emplear dos tipos de probetas para conseguir esa gráfica: una, probeta entallada en flexión a tres puntos (SENB), y otra, probeta compacta en tensión (CT), designándose ambas por sus siglas en inglés. Una de las decisiones críticas en este ensayo es el tipo de probeta a emplear de entre las dos citadas. En la mayoría de las investigaciones que necesitan este tipo de ensayo, se utiliza la probeta compacta, debido a que implica menor volumen de material y sólo es necesario un único extensómetro; sin embargo, también precisa de un utillaje de sujeción concreto para cada tamaño diferente de probeta. Esto último ha llevado a emplear la probeta SENB en este trabajo, que precisa de un utillaje mucho menos variable, aunque, por otra parte, requiere de dos extensómetros o del uso de determinadas soluciones para evitar uno de ellos. Se presentan en la figura 3.11 las dimensiones principales de la probeta SENB y la manera en que se aplica la carga.

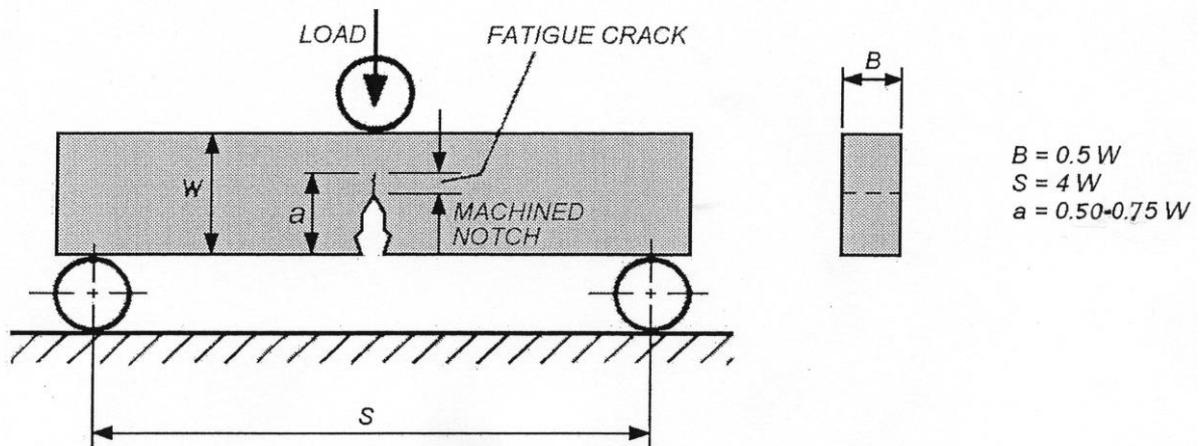


Figura 3.11. Dimensiones principales de la probeta entallada en flexión (SENB) empleada en el ensayo de J_{IC} . La letra “a”, que engloba la entalla mecanizada y la pregrieta a fatiga, se denomina en este trabajo “ a_0 ”, tal y como indica la norma. Fuente: Janssen et al (2002).

Una vez elegido el tipo de probeta, hay que decidir sus dimensiones. Una de las condiciones principales que debe cumplir el espesor (B) de la probeta, una vez realizado el ensayo, para que el dato candidato a J_{IC} sea válido, es:

$$B \geq 25 \cdot \frac{J_{IC}}{\sigma_o} \quad (3.7)$$

siendo σ_o el valor medio del Límite Elástico convencional al 0,2 % y de la Resistencia a la Tracción; se denomina resistencia a la fluencia efectiva y representa el efecto de la fluencia plástica y el trabajo en frío sobre los parámetros del ensayo de fractura. Se tiende a emplear la relación (3.7) para decidir la geometría inicial de la probeta, "estimando" J_{IC} (puesto que no se conoce, ya que es el parámetro a determinar) a partir de la bibliografía o de experiencia previa en el mismo tipo de material. En este trabajo, para determinar las dimensiones de la probeta, se ha elegido para J_{IC} el valor de 60 kJ/m^2 a partir de trabajos de Monchoux et al (2000), y los valores de 220 y 370 MPa para el Límite Elástico y la Resistencia a la Tracción respectivamente, a partir de los valores mínimos que impone la norma del material. Realizando los cálculos según la relación (3.7), se obtiene un valor límite para B de 5 mm.

En función de esta estimación, de las dimensiones de las escaleras objeto de estudio, de la potencia de la máquina a emplear y de la capacidad del taller mecánico disponible para realizar la entalla correspondiente, se decidió la dimensión del espesor B igual a 16 mm. A partir de él se generan todas las demás medidas, usando las relaciones que se muestran en la figura 3.11. Así, las dimensiones principales son:

$$B = 16 \text{ mm}; W = 2B = 32 \text{ mm}; S = 4W = 128 \text{ mm}; a_o = 19 \text{ mm}.$$

Se obtuvieron probetas de las mismas dimensiones en todas las secciones, mecanizándose aproximadamente de las zonas indicadas en la figura 3.2. La probeta empleada, con todas sus medidas, se expone en la figura 3.12.

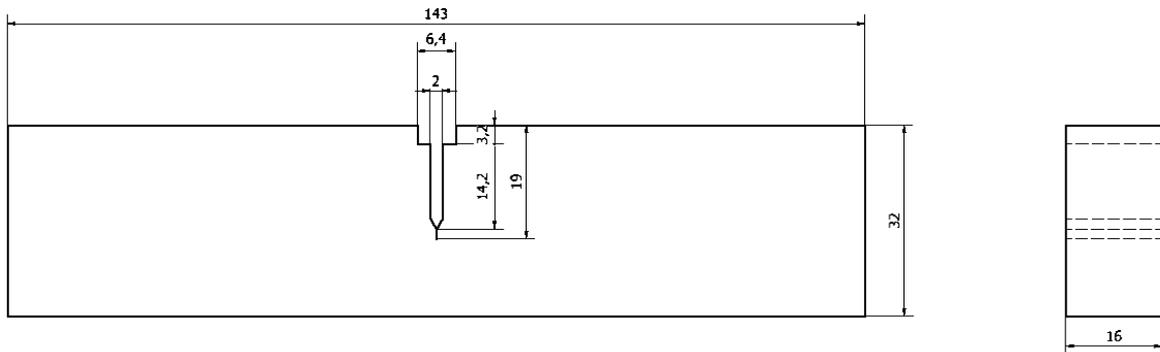


Figura 3.12. Probeta entallada en flexión (SENB) empleada en los ensayos de J_{IC} .

3.2.6.3. Máquina para el ensayo J_{IC} .

El ensayo J_{IC} debe realizarse en condiciones de desplazamiento controlado, para así obtener una extensión de grieta estable durante todo el proceso, especialmente una vez que se supera la carga máxima. En este trabajo se ha realizado el ensayo en control por desplazamiento a una velocidad de 0.5 mm/min, tanto en las cargas como en las descargas, de forma que se cumplen los requisitos que impone la norma sobre la duración del ensayo. Sin

embargo, para el preagrietamiento por fatiga (que se describe en el siguiente subapartado), el control ha sido por carga, aplicando funciones senoidales cíclicas carga/tiempo.

Se ha empleado una máquina servohidráulica de 100 kN de Microtest, con control de lazo cerrado y capacidad de frecuencia de 20 Hz.

3.2.6.4. Preagrietamiento a fatiga.

Para obtener una punta de grieta suficientemente aguda con ausencia de plasticidad, las probetas deben preagrietarse a fatiga. Como se aprecia en la figura 3.11, la medida a_0 (“a” en la figura) engloba la entalla mecanizada y la pregrieta conseguida a fatiga. La norma aconseja que a_0 sea aproximadamente 0,6 veces W , lo que en este trabajo se traduce en aproximadamente 19 mm. En función de este dato, la pregrieta a fatiga no debe ser menor de 1,3 mm. En este trabajo se realizaron pregrietas de aproximadamente 1,5 mm.

La norma aconseja preagrietar los últimos 0,64 mm con cargas que no sobrepasen el 40% de la carga límite para el colapso plástico, que para la probeta SENB es:

$$P_L = \frac{4 \cdot B \cdot (W - a_0)^2 \cdot \sigma_o}{3 \cdot S} \quad (3.8)$$

Sustituyendo, $P_L = 7980$ N, y $0,4 \cdot P_L \approx 320$ Kp. A partir de este último dato, se ha elegido un ratio de fatiga de 0.1, por lo que la fuerza máxima del ciclo senoidal es 320 Kp y la mínima 32 Kp, obteniéndose entonces una carga media de 175 Kp y una amplitud de 144 Kp que nunca se han superado en los 0.64 mm finales de la pregrieta. Para iniciar la pregrieta a fatiga y hasta 1 mm aproximadamente, se elevaron ligeramente estos valores de fuerza media y amplitud. La frecuencia empleada ha sido variable, pero habitualmente de 8 Hz.

3.2.6.5. Cálculo de los valores de J y Δa .

Para el cálculo de los valores de J en los puntos deseados, la norma E-813 divide el desplazamiento de la línea de carga en las partes elástica y plástica ($v = v_{el} + v_{pl}$), por lo que el cálculo de J también se separa en las componentes elástica y plástica ($J = J_{el} + J_{pl}$). El sumando elástico se calcula con la fórmula:

$$J_{el} = \frac{1 - \nu^2}{E} K_I^2 \quad (3.9)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson, E es el módulo de Young y K_I el factor de intensidad de tensiones en modo I de carga y deformación plana. En este trabajo se han estimado los valores de ν y E a partir de los datos para ellos ofrecidos en la norma del material objeto de estudio, considerándose así $\nu = 0,275$ y $E = 169000$ MPa. Debido a que las probetas SENB empleadas en el ensayo J_{IC} tienen la misma geometría principal que las usadas en el ensayo K_{IC} , K_I se calcula acudiendo a la siguiente fórmula de la norma E-399:

$$K_I = \frac{P_i \cdot S}{B \cdot W^{3/2}} \cdot f(a_o/W) \quad (3.10)$$

donde P_i es la carga correspondiente a un desplazamiento de grieta Δa_i determinado y $f(a_o/W)$ una función que depende de W y de la grieta inicial a_o .

La componente plástica de J se halla según la relación:

$$J_{pl} = \frac{\eta \cdot U_{pl}}{B_N \cdot b} \quad (3.11)$$

siendo η un factor debido al trabajo plástico que toma el valor de 2 para las probetas SENB, U_{pl} es el área bajo la curva "carga-desplazamiento de la línea de carga" (P-v) hasta un valor determinado de este desplazamiento y B_N es el espesor neto de la muestra, igual al espesor nominal si no se han realizado entallas en "v" laterales. Éstas, que en inglés se denominan "side grooves", se suelen realizar para evitar que la grieta se curve durante su crecimiento, según se demuestra en la figura 3.13. En este trabajo, B_N es igual a B , pero en función de las grietas observadas una vez rotas las probetas (véase por ejemplo la figura 3.18), se aconseja entallarlas en posteriores investigaciones.

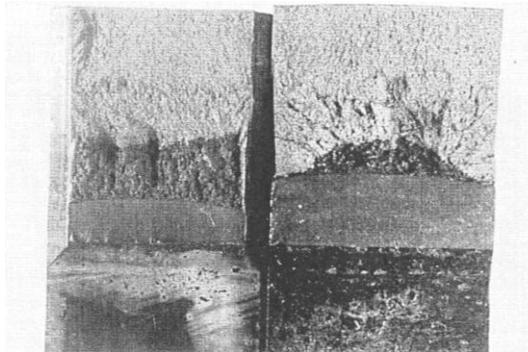


Figura 3.13. Fotografía que muestra cómo se desarrolla la extensión de grieta estable en probetas con "side grooves"(izquierda) y sin "side grooves"(derecha). (Joyce, 1996).

U_{pl} se consigue calculando primero el trabajo total U al integrar la curva P-v hasta el desplazamiento deseado, pero a este valor hay que sustraer la parte elástica del trabajo; este trabajo elástico es igual a $1/2 v_{el} P$ o, si se emplea el concepto de flexibilidad (en la línea de la carga), C_{LC} , $1/2 C_{LC} P^2$. Claramente, C_{LC} tiene que conocerse para llevar a cabo este cálculo, pero depende de la longitud de la grieta en cada instante. Ésta puede hallarse experimentalmente, pero también a partir de una fórmula que propone la norma, que expresa C_{LC} como una función de la longitud de la grieta, de las dimensiones de la probeta y del módulo de Young. En este trabajo se ha optado por el empleo de la fórmula, que es la siguiente:

$$C_{iLC} = \frac{1}{EB} \left(\frac{S}{W - a_i} \right)^2 \left[\begin{aligned} &1.193 - 1.980 \left(\frac{a_i}{W} \right) + 4.478 \left(\frac{a_i}{W} \right)^2 - 4.443 \left(\frac{a_i}{W} \right)^3 \\ &+ 1.739 \left(\frac{a_i}{W} \right)^4 \end{aligned} \right] \quad (3.12)$$

donde a_i es la longitud de la grieta en el instante i deseado, que por tanto es preciso conocer.

El método empleado para monitorizar la longitud de la grieta ha sido el habitual en este tipo de ensayos: el de la medida de la flexibilidad elástica por descargas parciales. Consiste en

que después de cargar la muestra hasta que ha ocurrido una pequeña extensión de la grieta, se reduce la carga parcialmente y posteriormente se reaplica (véase la figura 3.14).

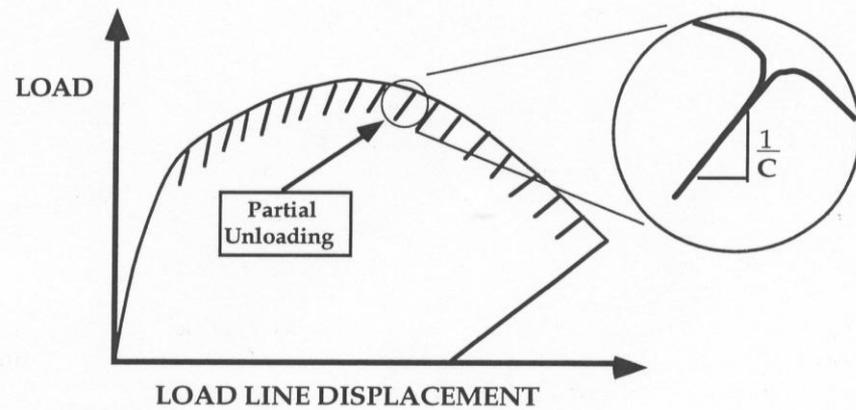


Figura 3.14. El método de la medida de la flexibilidad en descargas parciales para monitorizar el crecimiento de la grieta. Fuente: Anderson (1995).

A partir de la flexibilidad elástica resultante, C_i , en cada proceso carga-descarga, se puede calcular la longitud de grieta correspondiente a_i , mediante la siguiente fórmula que propone la norma:

$$a_i = W \cdot \left(\begin{array}{l} 0.999748 - 3.9504U_x + 2.9821U_x^2 - 3.21408U_x^3 + 51.51564U_x^4 \\ -113.031U_x^5 \end{array} \right) \quad (3.13)$$

$$U_x = \frac{1}{\left[\frac{BWE C_i}{S/4} \right]^{1/2} + 1}$$

Esta relación empírica entre la longitud de la grieta y la flexibilidad fue verificada para el caso de la fundición esferoidal ferrítica por Salzbrenner et al (1985), quienes mostraron que la longitud de grieta calculada no estaba afectada por el daño que pudieran experimentar los nódulos de grafito.

Según vaya creciendo la grieta, la flexibilidad aumentará. Una vez obtenida a_i , se calcula $\Delta a_i = a_i - a_0$, que indica la extensión de la grieta desde la grieta inicial a_0 .

La flexibilidad C_i , a partir de la cual se obtiene a_i , se ha obtenido en este trabajo mediante un extensómetro que se coloca en la boca o entrada de la entalla mecanizada de la probeta SENB (véase la figura 3.15).

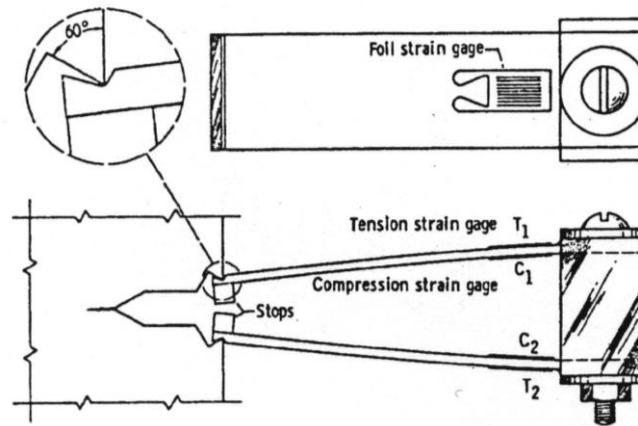


Figura 3.15. Extensómetro para la medida de C_1 y su colocación en la probeta de ensayo. (Joyce, 1996).

Este extensómetro indica el desplazamiento de la apertura de la grieta, pero no ofrece en absoluto el desplazamiento en la línea de aplicación de la carga, del que depende críticamente el cálculo de J_{pl} , y por tanto, de J_{IC} . Para monitorizar este último desplazamiento en las probetas SENB, algunos autores describen métodos directos que la norma E 813/89 admite. Pero esta norma también permite hallar ese desplazamiento a partir de un transductor "remoto" construido en la máquina con la que se realiza el ensayo. En este trabajo se ha empleado una máquina de ensayos hidráulica con un sistema de control en lazo cerrado. Así, para regular dicha máquina mediante el control de su desplazamiento, hay un sensor de posición (del tipo LVDT) situado en el pistón de carga. Pero el desplazamiento que ofrece este sensor incluye los desplazamientos debidos tanto a la flexibilidad de la probeta como a la flexibilidad de la máquina de ensayo. Como en este ensayo de J_{IC} se precisa relacionar la carga P con únicamente el desplazamiento originado en la deflexión de la probeta, hay que restar al dato del sensor de posición de la máquina, el desplazamiento causado por la flexibilidad de ésta (la máquina) al realizar la fuerza.

Para hallar la flexibilidad de la máquina ($C_{máq}$), se carga elásticamente mediante flexión a tres puntos una probeta del mismo material, geometría y tamaño que la que se va a ensayar para obtener el J_{IC} , pero sin haber mecanizado ninguna entalla. A partir de la línea recta que relaciona la carga y el desplazamiento del sensor de posición, se determina la flexibilidad total en el rango de cargas en que se vaya a desarrollar el ensayo J_{IC} . La flexibilidad de la máquina se halla sustrayendo a la flexibilidad total, la flexibilidad de la probeta sin entallar, que se calcula a partir de la formulación de vigas elásticas. En este trabajo se ha calculado esta última flexibilidad, C_{pse} , a partir de una fórmula que ofrecen KarisAllen y Matthews (1994), que es la siguiente:

$$C_{pse} = \frac{S^3}{4BEW^3} + \frac{0.6 (+\nu) S}{BEW} \quad (3.14)$$

donde S , B , E , W y ν se corresponden con los conceptos comentados anteriormente. Sustituyendo los valores correspondientes, se obtiene para todas las probetas ensayadas en

este trabajo el valor de $C_{pse} = 7.115 \mu m/kN$, que habrá que restar a cada flexibilidad total medida para cada probeta, obteniéndose entonces la flexibilidad debida a la máquina en cada ensayo concreto.

Una vez hallada $C_{máq}$, se restará, al dato de desplazamiento que ofrece el sensor de posición de la máquina, la cantidad $C_{máq} * P_i$, y así, finalmente, estamos en disposición de obtener la relación "carga-desplazamiento en la línea de actuación de la carga" en el caso de probetas SENB, tan fundamental en este ensayo J_{IC} .

En la figura 3.16 se presenta un gráfico en el que aparecen, para una de las probetas ensayadas, las siguientes curvas: curva "carga P/sensor de posición de la máquina" obtenida directamente del ensayo en el laboratorio, curva "carga P/desplazamiento en la línea de actuación de la carga", conseguida una vez que se descuenta el desplazamiento debido a la flexibilidad de la máquina en la curva anterior, y por último, la curva ya corregida pero desplazada al origen, para calcular más fácilmente el área bajo la función con las integrales definidas adecuadas.

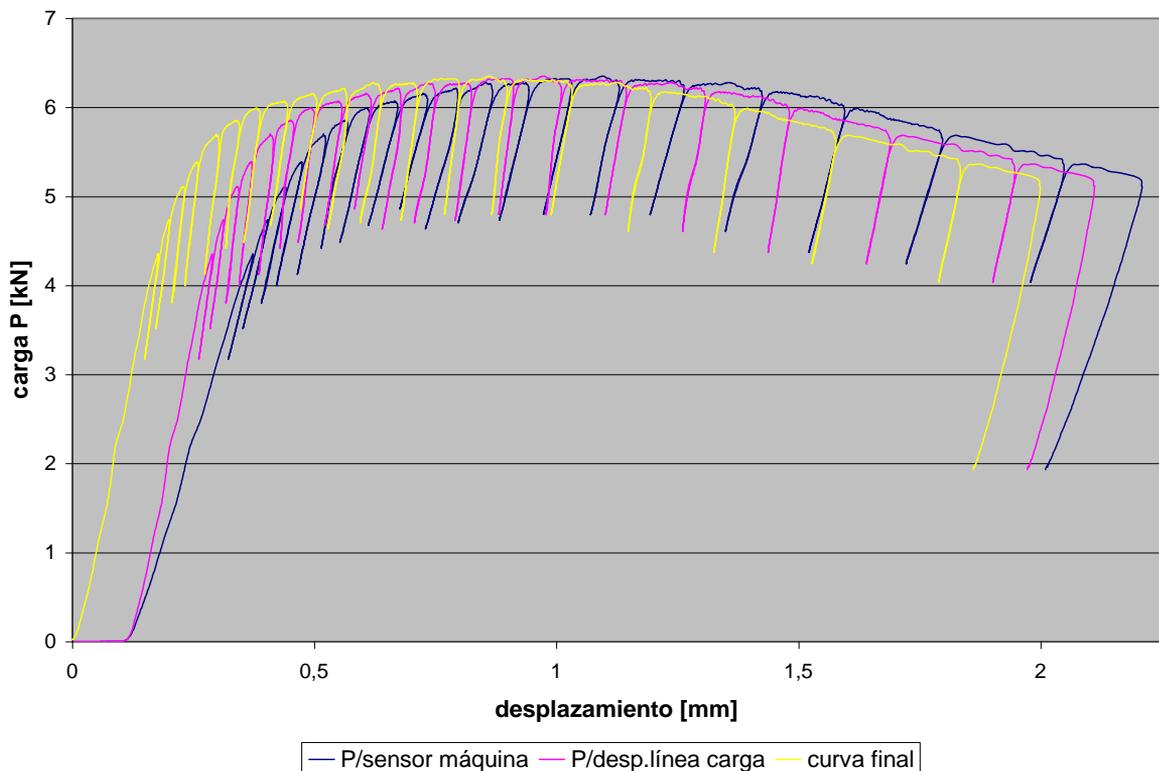


Figura 3.16. Obtención de la curva "carga/desplazamiento de la línea de carga" con inicio en el origen de coordenadas (curva final) para una de las probetas de la sección BP.

3.2.6.6. Análisis de datos y cálculo de J_{IC}

Una vez que se ha obtenido un par de valores $(J_i, \Delta a_i)$, se llevan a un punto de la curva "J, Δa ". Repitiendo el proceso un determinado número de veces, se llega a obtener dicha curva, a partir de la cual se obtiene el candidato a J_{IC} (J_Q). Sin embargo, dependiendo de su valor, algunos puntos $(J_i, \Delta a_i)$ pueden llegar a ser inaceptables. Para decidir los puntos $(J_i, \Delta a_i)$ válidos,

y al mismo tiempo determinar J_Q , debe construirse un gráfico similar al que aparece esquemáticamente en la figura 3.17:

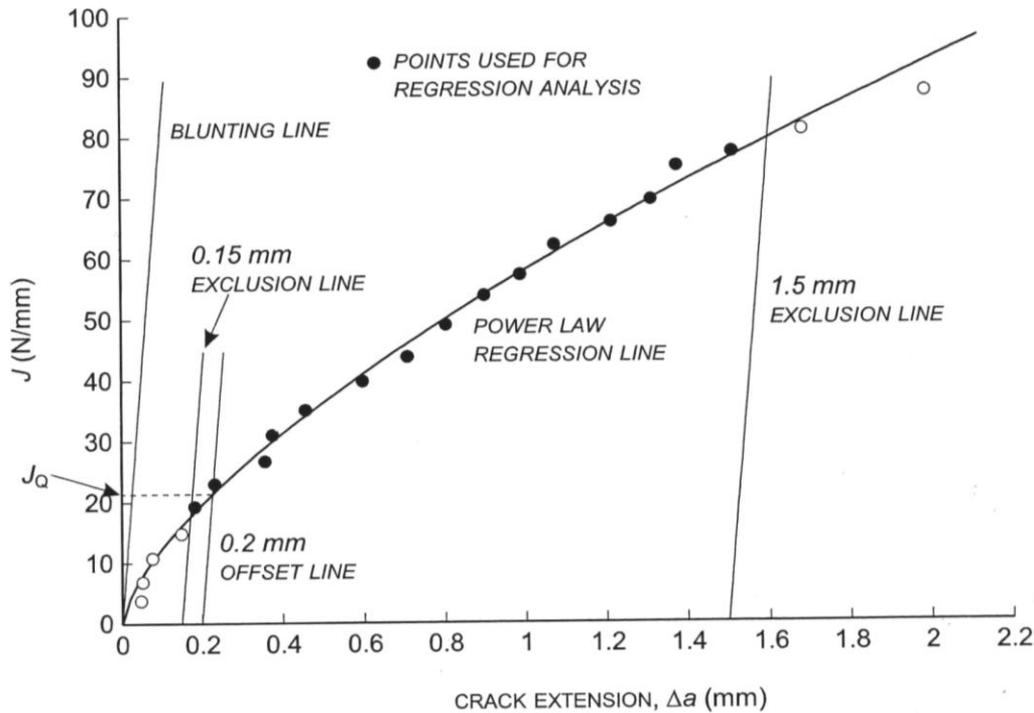


Figura 3.17. Determinación esquemática de valores J aceptables y de J_Q (Janssen et al, 2002).

El procedimiento básico para construir esta gráfica es el siguiente:

- 1) dibujar los datos $(J_i, \Delta a_i)$, desechando aquellos cuyo valor en J sobrepase la cantidad $b\sigma_o/15$.
- 2) dibujar la línea ("blunting line") de "embotamiento" teórica $J = 2\sigma_o \Delta a$.
- 3) dibujar una línea paralela a la de embotamiento con una desviación de 0,2 mm.
- 4) dibujar las líneas de exclusión de 0,5 y 0,15 mm paralelas a la de embotamiento y descontar todos los puntos $(J_i, \Delta a_i)$ que se sitúen fuera de la región entre las líneas de exclusión.
- 5) deben quedar al menos 4 puntos $(J_i, \Delta a_i)$ y estar además distribuidos homogéneamente en la región entre las líneas de exclusión.
- 6) usando los puntos $(J_i, \Delta a_i)$ aceptables, dibujar una línea de regresión de ley potencial de la forma $J = C_1 (\Delta a)^{C_2}$ mediante la determinación de una relación de regresión de mínimos cuadrados de acuerdo con: $\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln (\Delta a)$.
- 7) determinar la intersección de la línea de regresión potencial con la línea de desviación de 0,2 mm. El valor de J resultante se designa J_Q .

Finalmente, para que J_Q sea cualificado como J_{IC} se requiere, principalmente, que:

- 1) las dimensiones de la probeta empleada (B y $(W - a)$) satisfagan la ecuación B y $(W - a) \geq 25J_Q / \sigma_o$.
- 2) la pendiente de la línea de regresión en J_Q sea menor que σ_o .
- 3) la probeta empleada no haya experimentado fractura frágil.
- 4) la extensión de grieta final, predicha a partir del método de la flexibilidad elástica, no se desvíe en más de un 15% de la extensión de la grieta medida directamente en la superficie de la fractura. Las medidas necesarias para obtener visualmente esta grieta final deben poseer una exactitud de 0.025 mm.

3.2.6.7. Algunas consideraciones sobre la determinación de J_{IC} .

- 1) El requerimiento de espesor mínimo $B > 25 J_Q / \sigma_o$ asegura que la extensión de la grieta Δa ocurre bajo condiciones de deformación plana. Se trata de una condición empírica basada en ensayos con aceros.
- 2) El requerimiento de una longitud de ligamento mínima $b = (W - a) \geq 25J_Q / \sigma_o$ es también empírico y evita la fluencia de la sección neta. Por esta misma razón, todos los valores de J que excedan de $b\sigma_o/15$ deben eliminarse.
- 3) El procedimiento de la línea de embotamiento se adopta para tener en cuenta el aumento aparente en la longitud de la grieta, debido al enromamiento inicial en la punta de la grieta.
- 4) La línea de exclusión de 0.15 mm asegura que Δa es al menos de 0.15 mm, y que por tanto puede medirse con exactitud. La línea de exclusión de 1.5 mm indica que Δa es generalmente menor que el 6% del ligamento restante, permitiendo así que la fórmula para el cálculo de J_{pl} siga siendo válida.
- 5) J_Q no es el valor de J en el inicio de la extensión de la grieta, ya que se determina como la intersección de la línea desviada 0.2 mm y la línea de ajuste potencial. Esta aproximación es análoga a la que se usa para determinar características como el Límite Elástico definido al 0.2% de deformación, o el K_{IC} definido para el 2% del crecimiento de grieta estable. Se pretende de esa forma obtener una medida más fácil y precisa.
- 6) La norma E-813-89 requiere realizar la medida física de la grieta final sobre la superficie de fractura, para comparar el dato obtenido con la longitud de grieta final que ofrece el método de la flexibilidad elástica, y así verificar éste. Para poder medir la extensión de la grieta visualmente, se debe emplear una técnica de marcado que distinga entre Δa y la fractura residual debida a la rotura total posterior al ensayo de J_{IC} . En este trabajo se ha empleado, una vez realizado el ensayo, el método de calentar la probeta a 300 °C en aire durante 10 minutos, lo que provoca una decoloración por oxidación de las superficies de grieta existentes. Posteriormente, se ha sumergido la probeta en Nitrógeno líquido, lo que la fragiliza de tal forma que, con un ligero impacto, ésta abre totalmente. La superficie de fractura resultante ofrece 3 zonas diferentes, según se aprecia en la figura 3.18: la zona de

preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil al sumergir la probeta ya ensayada en Nitrógeno líquido.

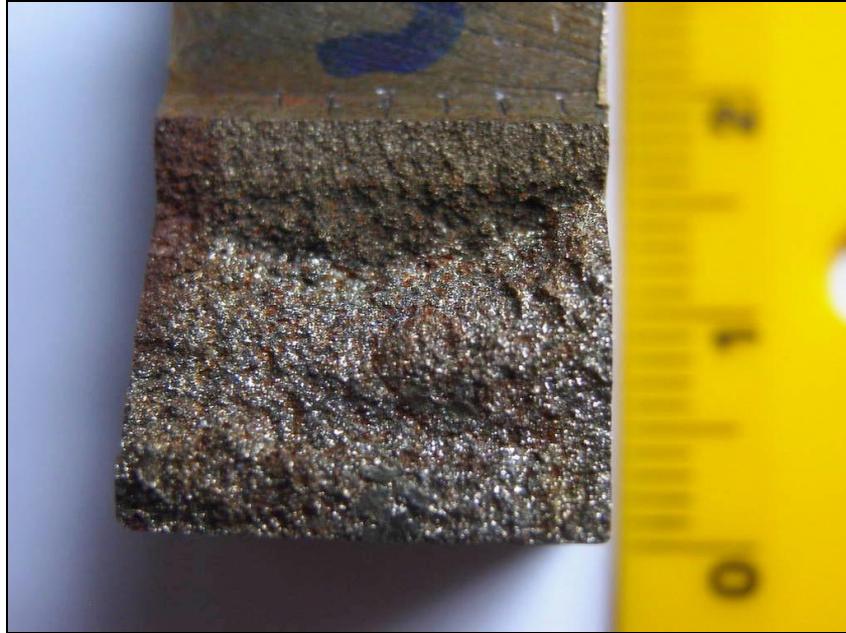


Figura 3.18. Superficie de fractura de una de las probetas de la sección BP. La zona más oscura y curva corresponde a la extensión estable de la grieta, la inmediatamente superior al preagrietamiento por fatiga, y la inferior a la fractura frágil.

Una vez que se distinguen las zonas comentadas, se deben medir, en nueve posiciones concretas, tanto la pregrieta por fatiga como la grieta final, con una exactitud de 0.025 mm. A partir de esas medidas, se calculan, con una media especial, ambas longitudes.

Estas medidas no se han realizado en el presente trabajo, debido a que no se disponía de un instrumento de medida con esa capacidad de exactitud.

3.2.6.8. Relación entre J_{IC} y K_{IC} .

A partir del valor de J_{IC} se puede obtener una estimación del factor de intensidad de tensiones K_{IC} (Rice, 1968), mediante la fórmula (3.15), siempre que se justifiquen condiciones elásticas dominantes en la aplicación.

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_{IC} E}{1 - \nu^2}} \quad (3.15)$$

Este valor equivalente de K_{IC} , que recibe usualmente la denominación de K_{JC} , puede verse como el K_{IC} que se obtendría si se realizara el ensayo con una probeta suficientemente grande. Por ello, la relación (3.15) es muy útil en el material objeto de estudio, ya que tal y como se indica en la bibliografía (Bradley y Srinivassan, 1990; Salzbrenner, 1989; Suárez y Fernández, 2006), se necesitaría una probeta, para hallar el K_{IC} , de dimensiones muy superiores a las necesarias para obtener el J_{IC} . Ensayar una probeta de tal espesor no tendría

sentido, ya que no ocurre en los componentes reales, y además, se precisaría una máquina y unos utillajes que no serían rentables en absoluto.

Por otra parte, el cuantificar la tenacidad en términos de K_{Jc} permite al diseñador aplicar relaciones elástico-lineales entre la tensión, el tamaño de grieta y la tenacidad. Las aproximaciones elástico lineales son mucho más simples y versátiles que una metodología de diseño de fractura basada en la integral J (Dowling, 1999).

3.2.6.9. Observaciones respecto a la utilización de la norma ASTM E-813 (1989).

Tal y como se ha descrito en los párrafos anteriores, en este trabajo se ha utilizado la norma ASTM E-813 (1989) para caracterizar la tenacidad de fractura del material objeto de estudio, debido a que en el momento de la realización de los ensayos, era la norma que se empleaba en la bibliografía al respecto (Monchoux et al, 2000; Komatsu et al, 1997) así como la que se explicaba en los libros especializados en Mecánica de la Fractura (Janssen et al, 2002; Dowling, 1999; Anderson, 1995; Hertzberg, 1996). No obstante, también en Janssen et al (2002) se indica la aparición de una nueva norma (ASTM E-1820-99a, 1999) creada con la intención de obtener, mediante un único ensayo, los valores de K_{Ic} , J_{Ic} , curva J-R, CTOD y curva CTOD-R. La idea detrás de esta nueva norma es permitir la evaluación de la tenacidad de fractura usando un único procedimiento experimental, minimizando al mismo tiempo el riesgo de resultados de ensayo inválidos debidos a un comportamiento inesperado del material. De esa forma, si falla la evaluación de un parámetro de fractura crítico, puede ser posible evaluar otro parámetro usando los mismos datos experimentales.

Actualmente la norma que debe emplearse para caracterizar la tenacidad de fractura de un material es la ASTM E-1820 (2011). En relación a la parte correspondiente a la determinación del valor J_{Ic} , las diferencias en los parámetros de ensayo respecto a lo indicado en la norma ASTM E-813 (1989) son mínimas, por lo que, en principio, los resultados de J_{Ic} obtenidos con ambas normas se podrían considerar comparables. Se ha realizado una revisión bibliográfica sobre este aspecto concreto pero no se ha localizado ningún dato relevante. No obstante, los datos obtenidos para J_{Ic} en este trabajo se consideran útiles a efectos comparativos, tanto en el contexto de dicho trabajo como en el contraste con los datos de los autores que han empleado la norma ASTM E-813 (1989) o su versión anterior (ASTM E-813 (1981)).

Cabe mencionar que Zhu y Joyce (2012) han realizado una excelente revisión de la normativa y ensayos de tenacidad de fractura existentes.

3.2.7. Técnicas para el estudio fractográfico.

Para llevar a cabo el estudio fractográfico, se han empleado electrones secundarios, mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM-5610LV.

CAPÍTULO 4
RESULTADOS EXPERIMENTALES

CAPÍTULO 4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. INTRODUCCIÓN.

Procediendo de acuerdo con las técnicas experimentales descritas anteriormente, se presentan en este capítulo los resultados obtenidos.

Para facilitar la comparación de los mismos, se han agrupado en varias secciones: en la primera se presentan los resultados de los análisis químicos de los materiales objeto de estudio; en la siguiente sección se muestran los resultados de la caracterización microestructural; la sección tercera muestra los datos de dureza; en la cuarta se dan los resultados de los ensayos de tracción, de los que se extraen los valores de Resistencia Mecánica, Límite Elástico convencional al 0,2% y Alargamiento; la quinta sección se dedica a los resultados obtenidos mediante el ensayo de impacto instrumentado Charpy; los datos de tenacidad de fractura de los materiales ocupan el sexto apartado. Finalmente, la última sección se dedica a mostrar y comentar las microfotografías de las superficies de fractura obtenidas mediante el microscopio electrónico de barrido.

4.2. RESULTADOS DE LOS ANÁLISIS QUÍMICOS.

En primer lugar, en la tabla 4.1, se muestra la composición química de las tres escaleras de fundición objeto de estudio, determinada mediante espectrómetro de emisión sobre probeta sólida. Además, para investigar si ha ocurrido alguna posible macrosegregación, se realizaron análisis químicos en los centros térmicos aproximados de cada una de las nueve secciones objeto de estudio, mediante un equipo Leco (C y S) y un espectrómetro de ICP, obteniéndose los porcentajes que se indican en la tabla 4.2. También se evaluaron zonas concretas de las probetas empleadas en la caracterización metalográfica mediante microanálisis semicuantitativo (EDX), pero en este caso se ha considerado más apropiado mostrar los datos correspondientes en el apartado de evaluación microestructural (sección 4.3.3).

% en peso	Escalera A	Escalera B	Escalera C
C	3.801	3.757	3.805
Si	2.083	1.716	1.689
Mn	0.1277	0.1202	0.1190
P	0.0213	0.0202	0.0209
S	0.0117	0.0087	0.0091
Cr	0.0251	0.0258	0.0253
Mo	0.0015	0.0012	0.0012
Ni	0.0232	0.0232	0.617
Al	0.0108	0.0103	0.0086
Co	0.0071	0.0079	0.0078
Cu	0.0146	0.0153	0.0157
Nb	0.0013	0.0013	<0.0011
Ti	0.0209	0.0196	0.0196
V	0.0078	0.0080	0.0080
W	0.0990	0.0994	0.0989
Pb	0.0008	0.0008	0.0008
Sn	0.0010	0.0006	0.0005
Mg	0.0362	0.0297	0.0308
As	0.0014	0.0012	0.0012
B	0.0002	0.0001	0.0001
CE	4.503	4.336	4.375

Tabla 4.1: Composición química de las tres escaleras de fundición A, B y C objeto de estudio.

En una primera observación de estos datos, se aprecia que la escalera A muestra un contenido en silicio mayor que el de las escaleras B y C, en las que es similar, mientras que la escalera C muestra un contenido de níquel bastante superior al de las escaleras A y B. Se han conseguido, por tanto, mediante el procedimiento de fabricación adecuado, las composiciones químicas deseadas para llevar a cabo la investigación. Cabe destacar también que el

porcentaje en magnesio de la escalera A es ligeramente superior al de las B y C, que lo presentan del mismo orden.

% en peso	Escalera A			Escalera B			Escalera C		
	Sección Larga AL	Sección Media AM	Sección Pequeña AP	Sección Larga BL	Sección Media BM	Sección Pequeña BP	Sección Larga CL	Sección Media CM	Sección Pequeña CP
C	2.94	2.85	3.10	2.83	3.00	3.05	2.82	2.60	3.57
S	0.006	0.010	0.013	0.004	0.010	0.014	0.009	0.005	0.009
Si	2.16	2.30	2.30	1.65	1.75	1.75	1.54	1.62	1.58
Mn	0.10	0.10	0.10	0.10	0.09	0.09	0.11	0.10	0.09
P	0.020	0.018	0.019	0.019	0.018	0.020	0.020	0.021	0.018
Mg	0.020	0.035	0.033	0.025	0.033	0.036	0.024	0.026	0.022
Ni	0.055	0.055	0.052	0.055	0.053	0.054	0.47	0.48	0.48
Cu	0.009	0.010	0.008	0.010	0.008	0.010	0.010	0.012	0.008
Cr	0.027	0.023	0.022	0.025	0.023	0.022	0.025	0.025	0.026
Mo	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010
Al	0.024	0.024	0.026	0.026	0.024	<0.010	0.029	0.029	0.025
C_{eq}	3.67	3.62	3.87	3.39	3.59	3.64	3.34	3.15	4.10

Tabla 4.2: Análisis químico de los centros térmicos aproximados de las nueve secciones objeto de estudio.

Se puede decir a partir de los datos de la tabla 4.2 que en general no se aprecian segregaciones, aunque sí las presentan ligeramente, en todas las secciones, elementos importantes como carbono, magnesio y silicio y en consecuencia el contenido de carbono equivalente.

4.3. RESULTADOS DE LA CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

Se ha intentado conseguir la mejor caracterización microestructural posible con los medios disponibles, dada la gran importancia que tiene a la hora de buscar las causas de las variaciones de las propiedades mecánicas. Se ha subdividido este análisis microestructural en cinco apartados: en el primero se muestran las microestructuras de las nueve secciones objeto de estudio en estado de pulido final y en estado de ataque de oxidación con Nital al 2%, mediante una serie de microfotografías a 50, 100 y 200 aumentos; en el segundo apartado se

presentan los resultados que se han obtenido del análisis de imagen efectuado sobre las microestructuras citadas (a 50 aumentos); en el tercer apartado se indica la composición química en lugares determinados de las nueve secciones a analizar, a partir de microanálisis semicuantitativos (EDX); el apartado cuarto desarrolla una caracterización microestructural más detallada de una de las secciones, la AP. Finalmente, el quinto apartado estudia la microdureza de la matriz de ferrita.

4.3.1. Microestructuras y microfotografías.

De cada una de las nueve probetas metalográficas correspondientes a las nueve secciones a analizar, se realizaron las siguientes microfotografías:

- en estado de pulido final, para apreciar más claramente la morfología del grafito: un área de aproximadamente 16 mm² reales observados a 50 aumentos, sobre los que se ha efectuado el análisis de imagen.
- un área de alrededor de 4 mm² reales observados a 100 aumentos, en estado de ataque químico con Nital al 2%, que se corresponden con una zona céntrica del campo anterior a 50x.
- en estado de ataque químico con Nital al 2%, para distinguir el tamaño de grano de la ferrita y la perlita, tres microfotografías a 100 aumentos y otras tres a 200 aumentos, ampliando éstas últimas rasgos característicos observados en las primeras a 100x.

En esta sección se presentan a continuación (figuras 4.1 a 4.18), a 40 aumentos (debido a las dimensiones de la hoja de presentación) las micrografías correspondientes a 50x, porque abarcan una superficie que es ya considerable como para que el lector pueda apreciar la microestructura, y también las micrografías atacadas a 200x, por ser las que mejor reflejan determinadas características microestructurales especiales. Las fotos a 100x, tanto en estado de pulido como de ataque, no se presentan en esta sección por razones de espacio, pero debido a que la estimación visual tradicional se realiza frente a cartas de comparación a 100 aumentos, se muestran en el Anexo de Resultados (Anexo I).

Escalera A, Sección Grande (AG)

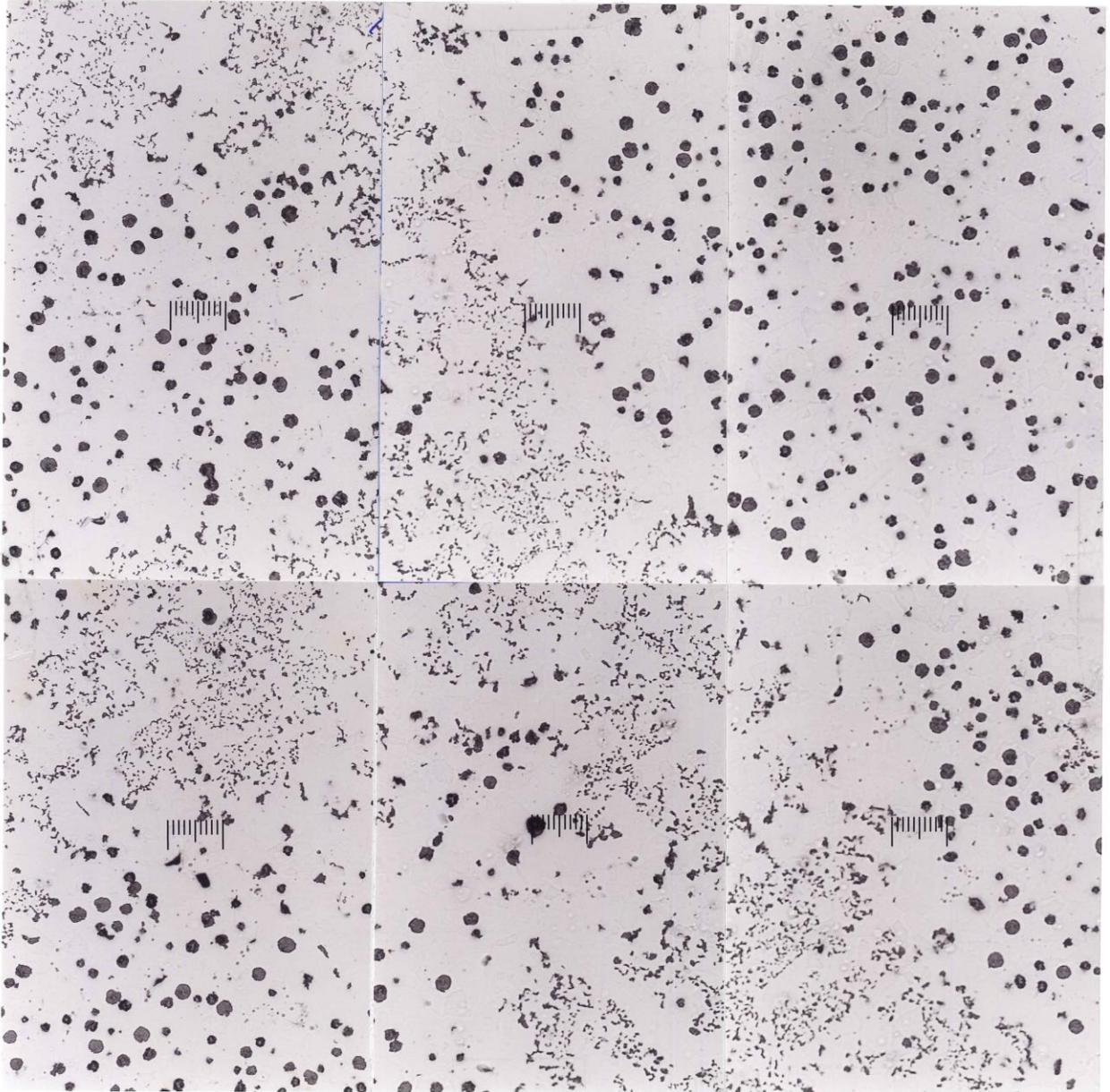


Figura 4.1. Zona de la parte central de la sección AG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

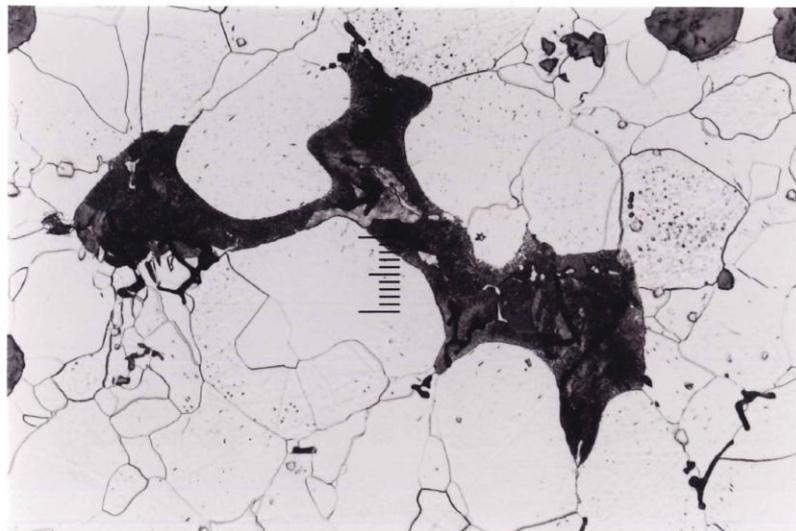
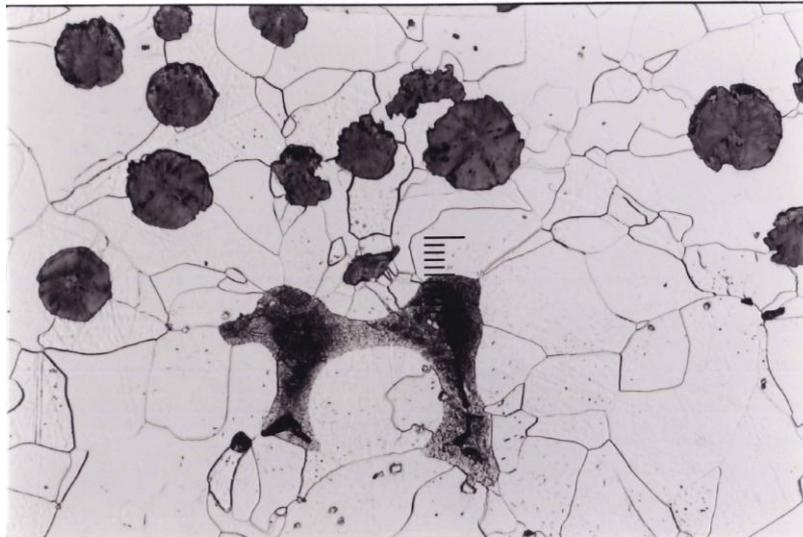
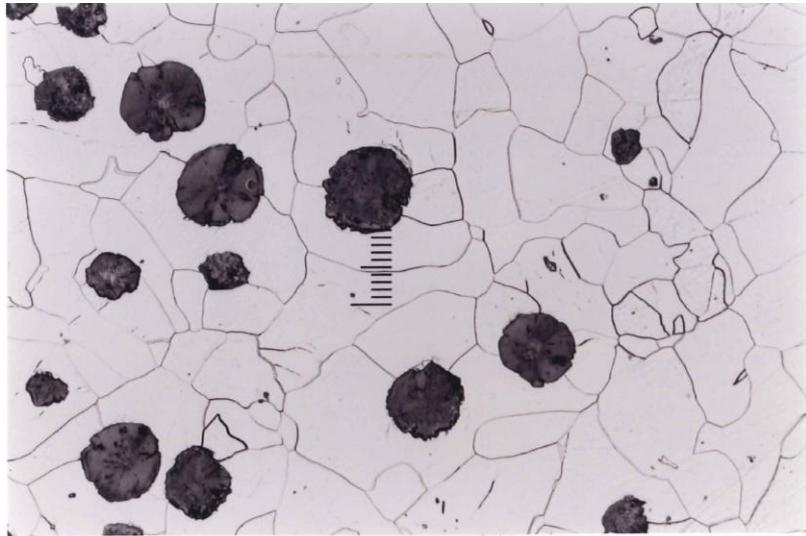


Figura 4.2. Zonas representativas de la sección AG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera A, Sección Mediana (AM)

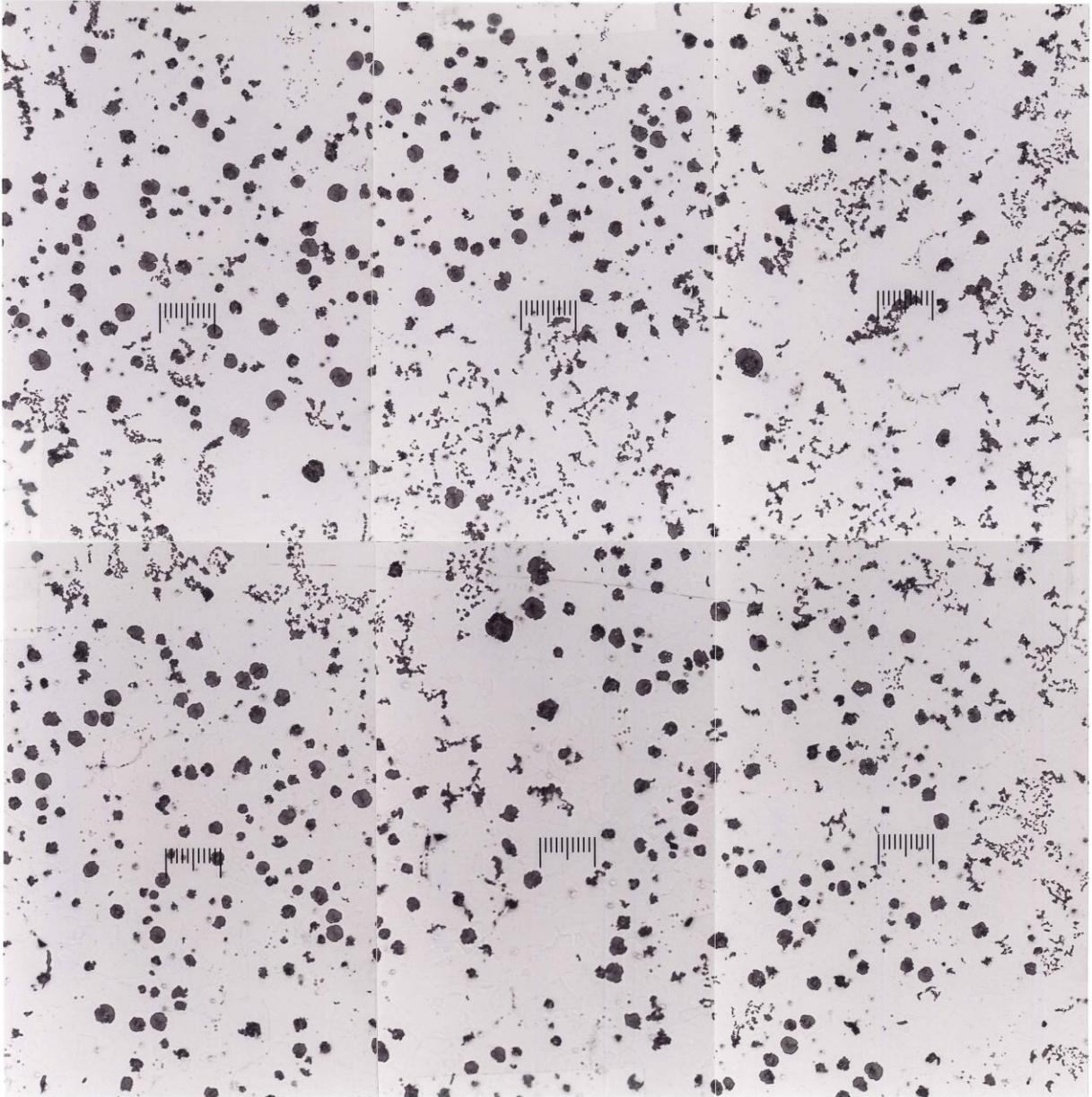


Figura 4.3. Zona de la parte central de la sección AM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μ m (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

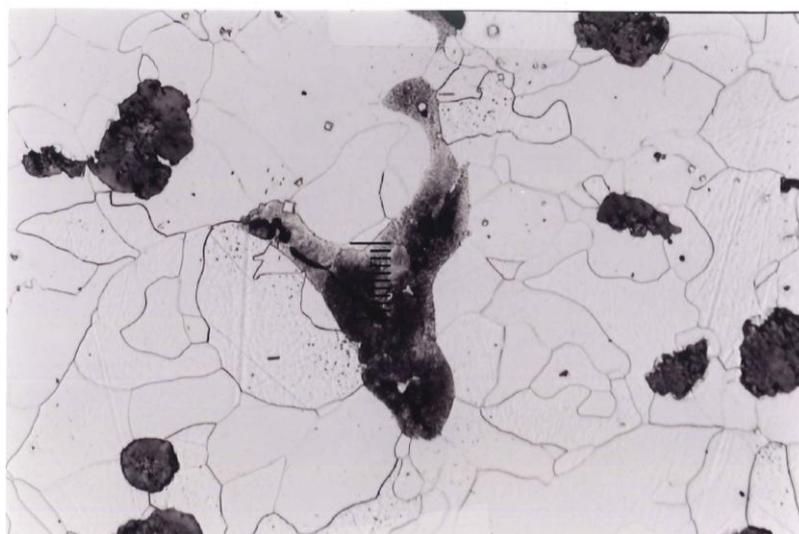
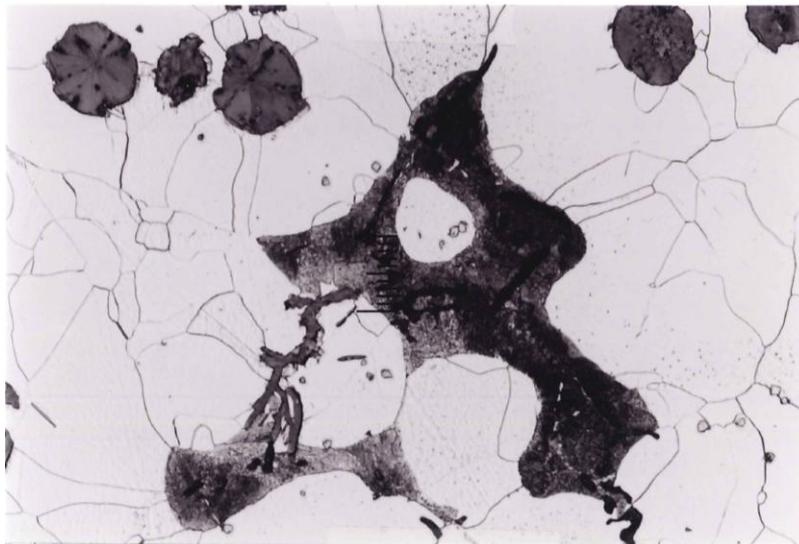
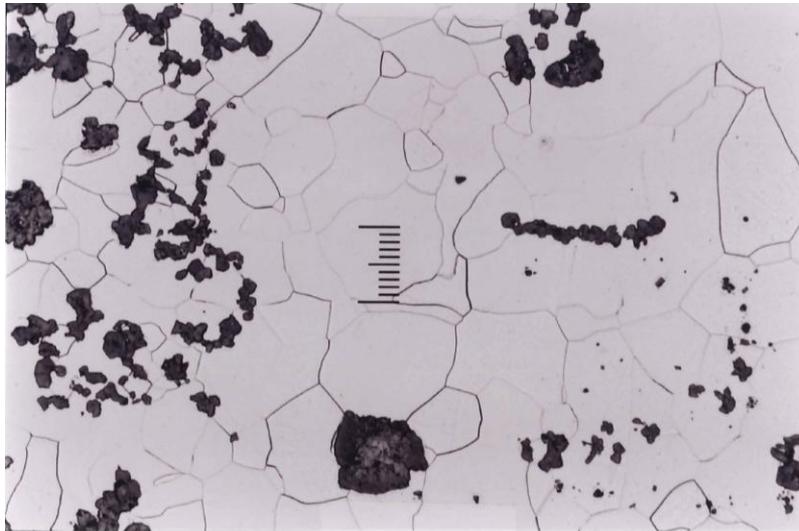


Figura 4.4. Zonas representativas de la sección AM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera A, Sección Pequeña (AP)

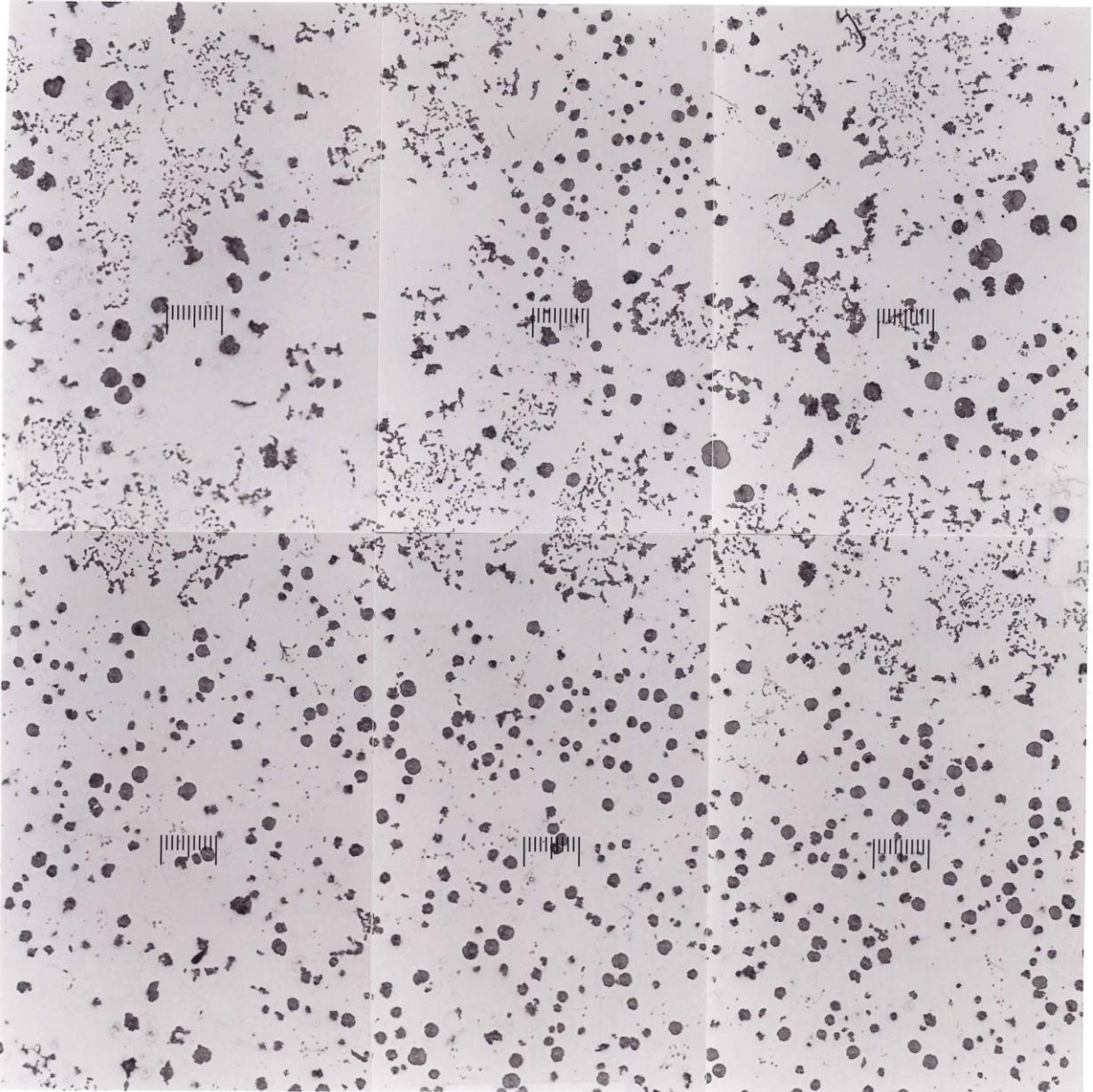


Figura 4.5. Zona de la parte central de la sección AP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μ m (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

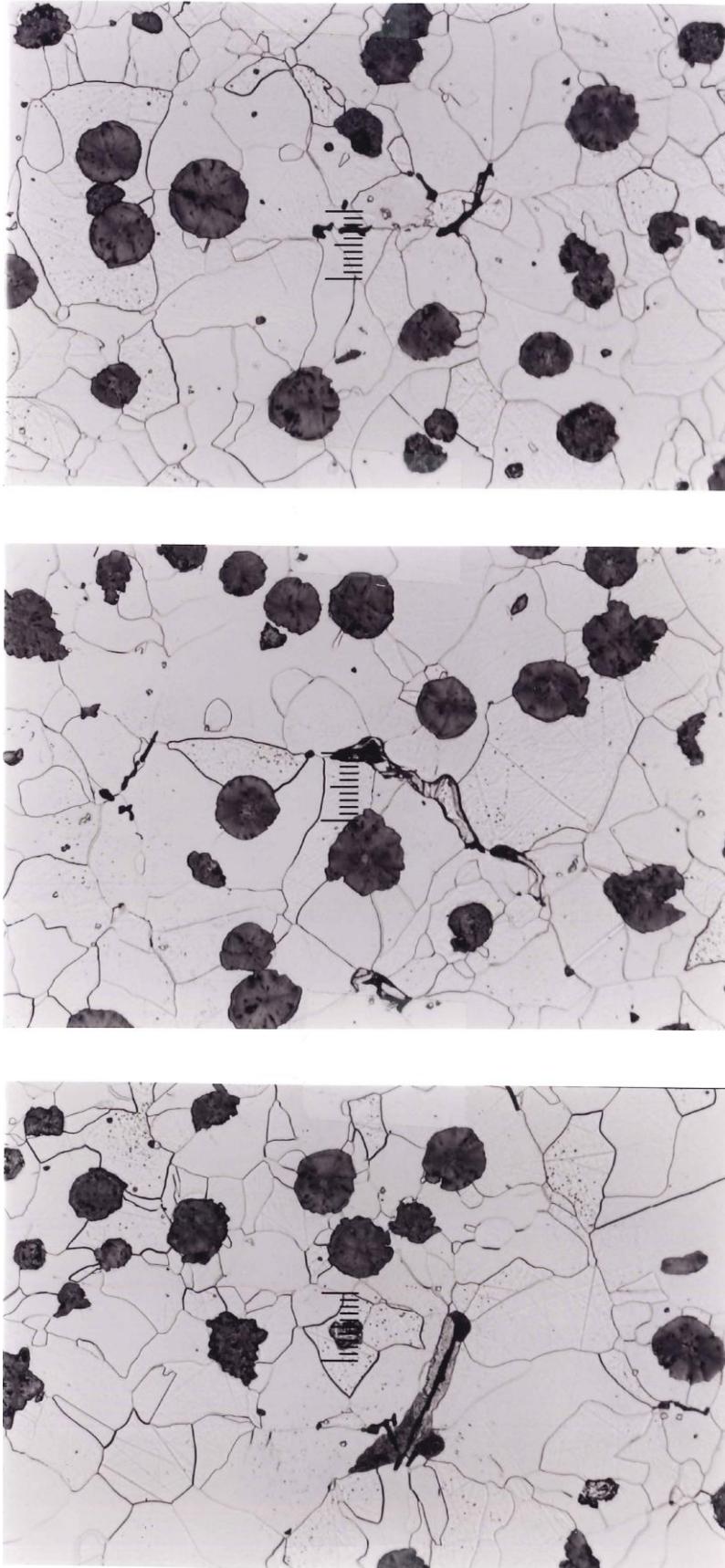


Figura 4.6. Zonas representativas de la sección AP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera B, Sección Grande (BG)

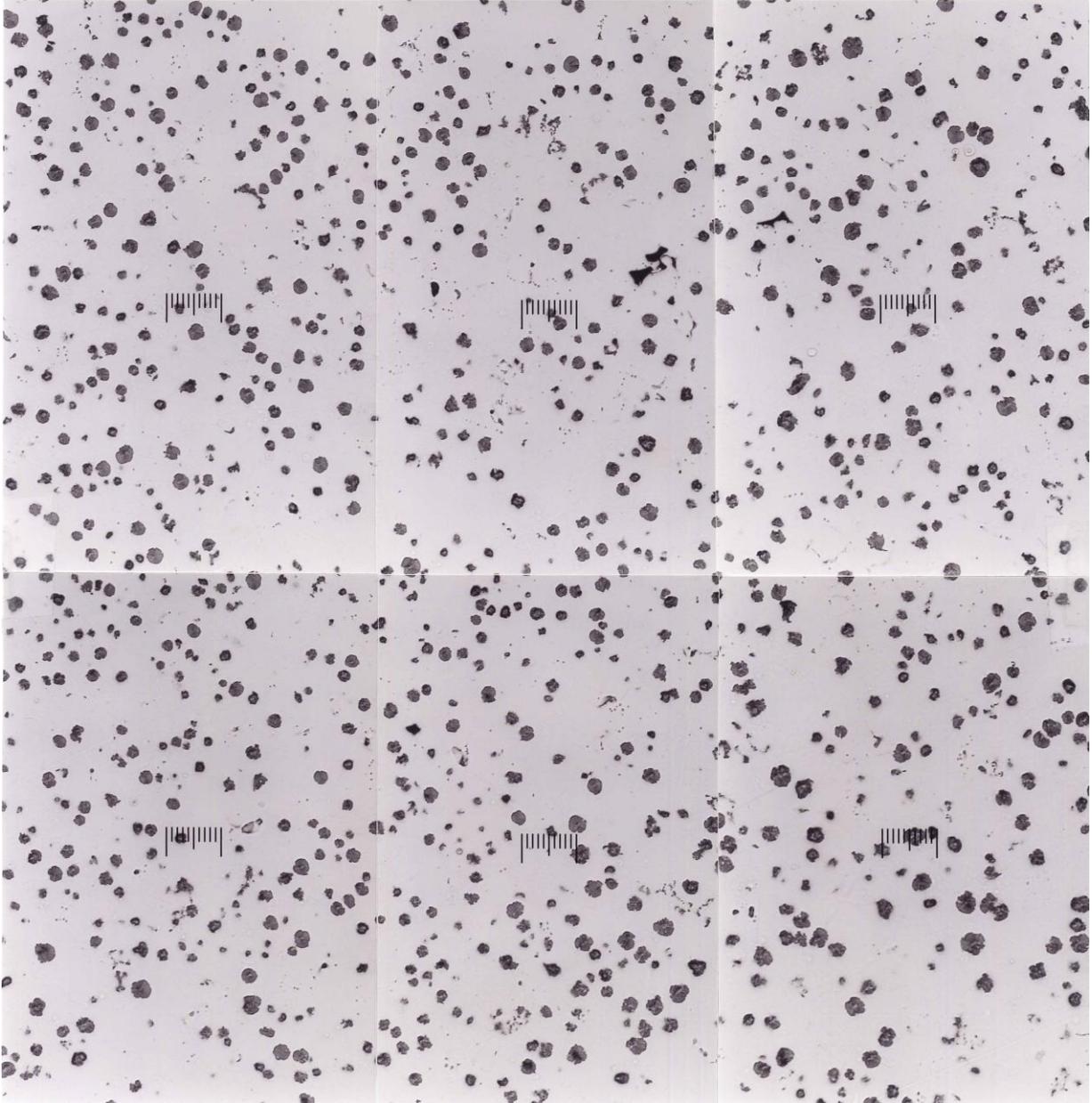


Figura 4.7. Zona de la parte central de la sección BG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

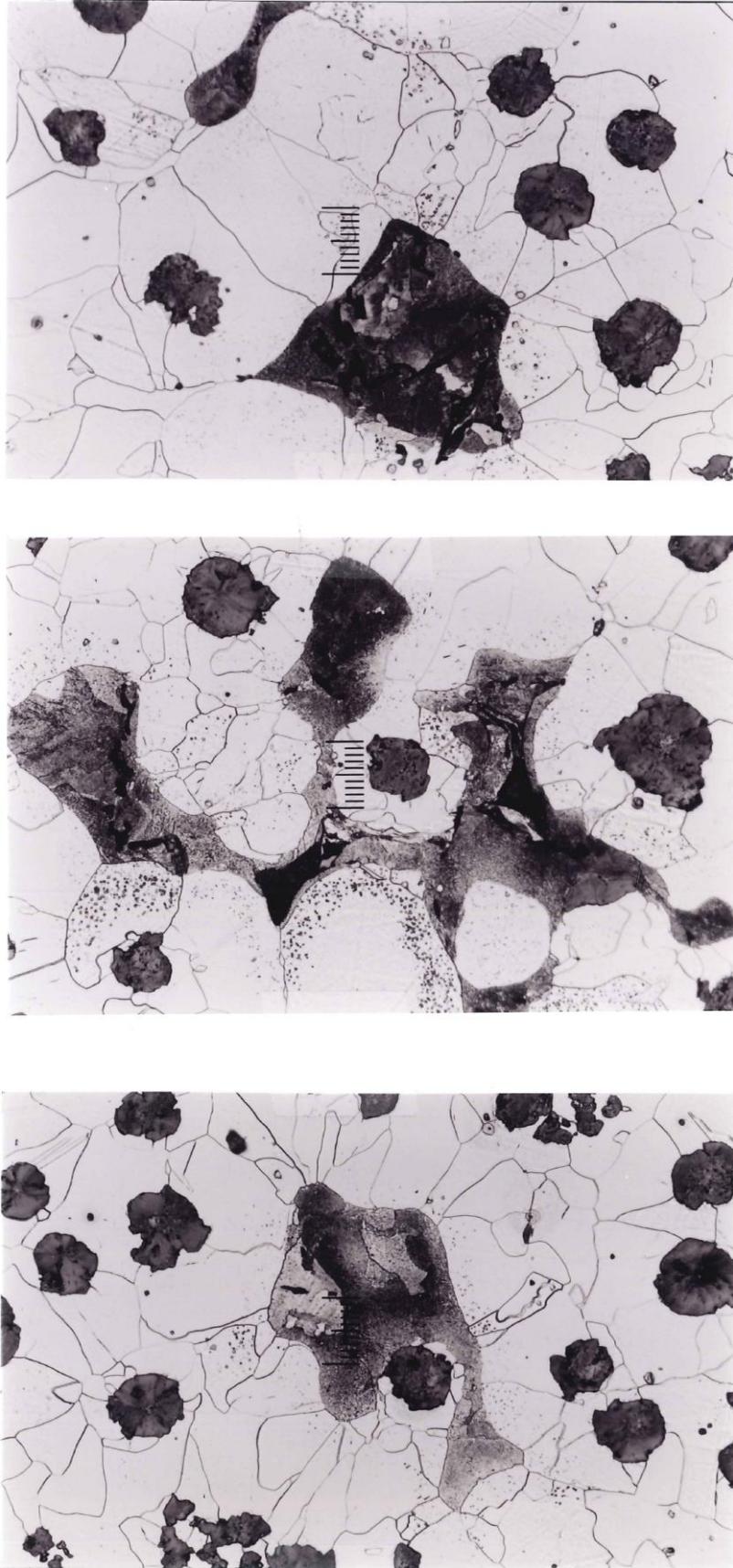


Figura 4.8. Zonas representativas de la sección BG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera B, Sección Mediana (BM)

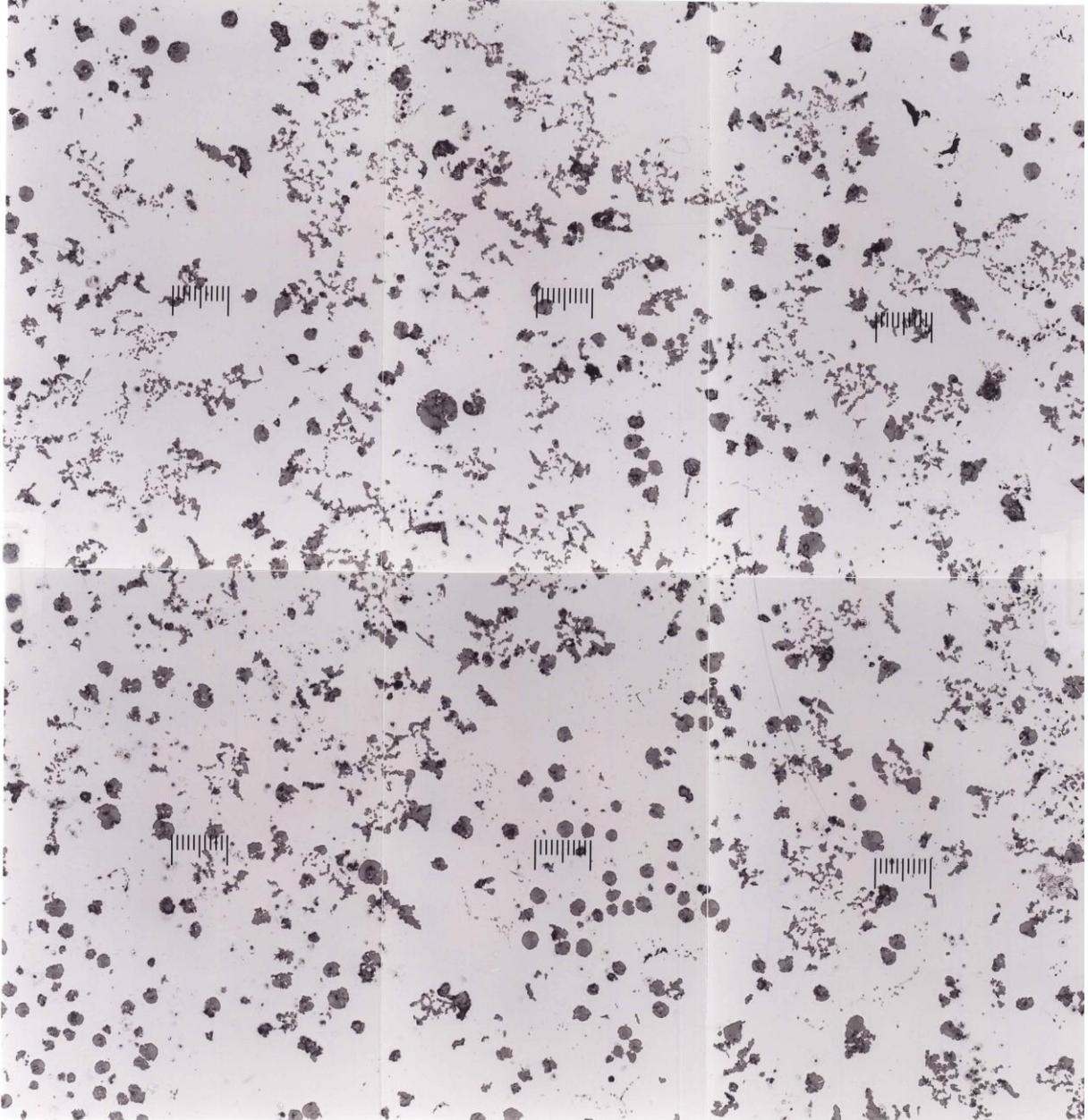


Figura 4.9. Zona de la parte central de la sección BM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito vermicular y grafito chunky.

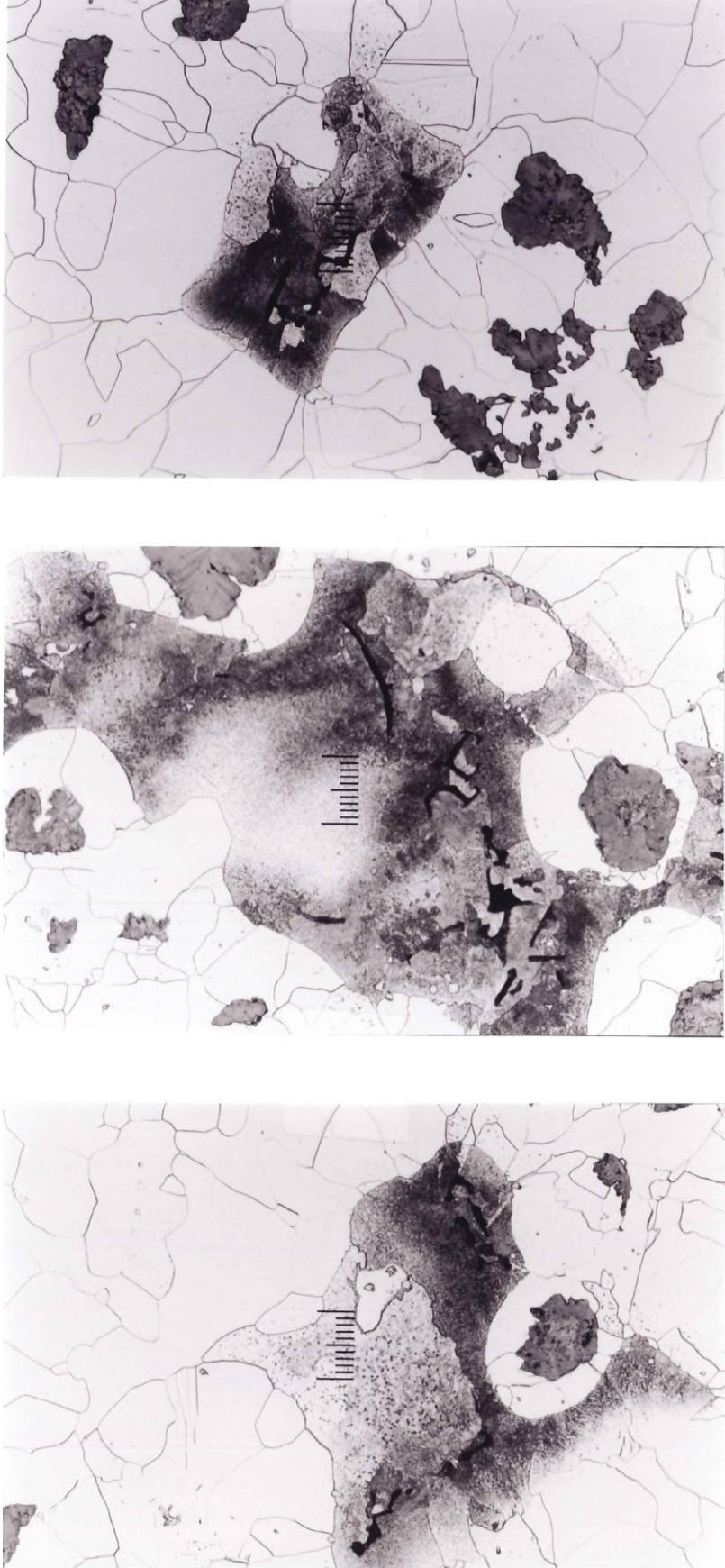


Figura 4.10. Zonas representativas de la sección BM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera B, Sección Pequeña (BP)

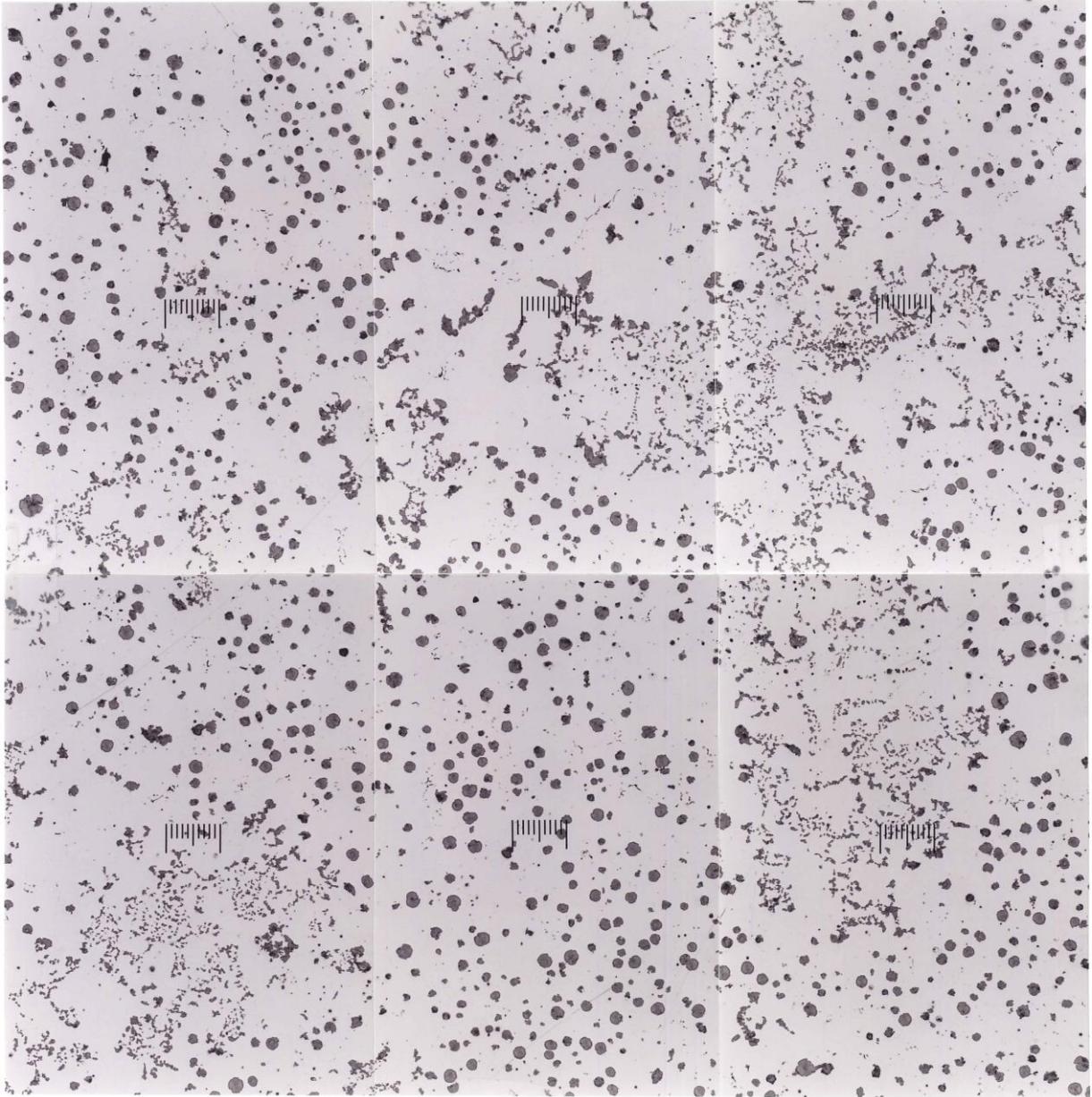


Figura 4.11. Zona de la parte central de la sección BP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.



Figura 4.12. Zonas representativas de la sección BP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera C, Sección Grande (CG)

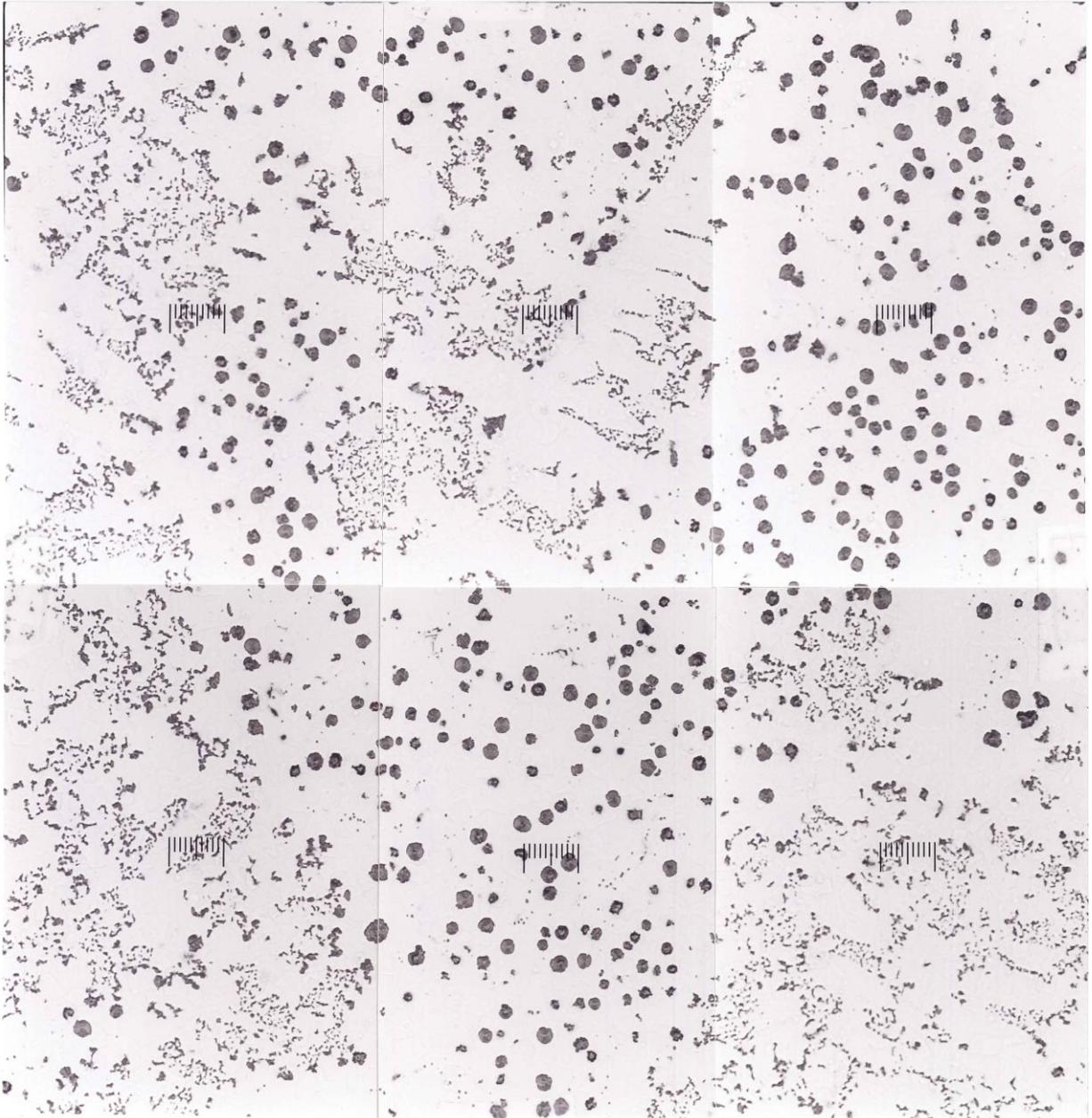


Figura 4.13. Zona de la parte central de la sección CG a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

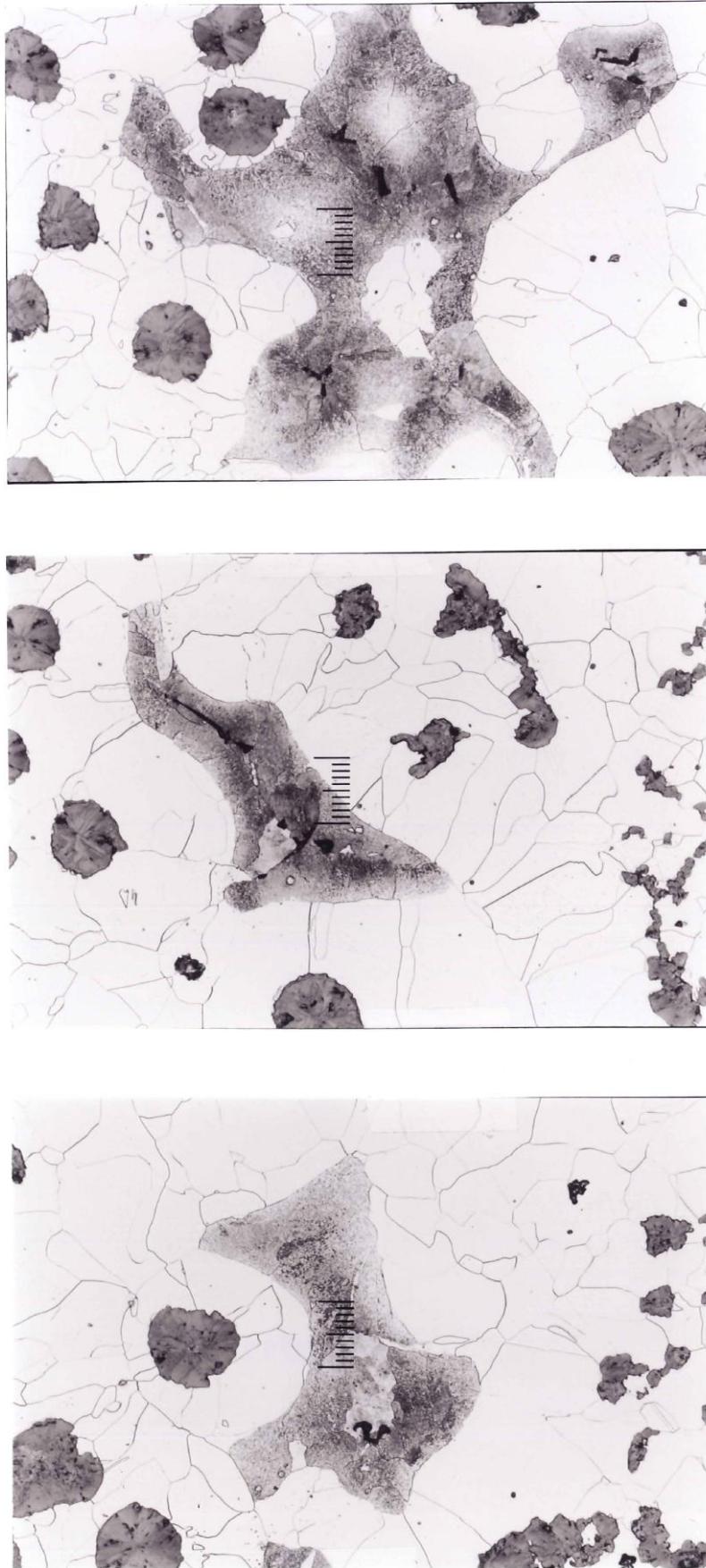


Figura 4.14. Zonas representativas de la sección CG en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera C, Sección Mediana (CM)

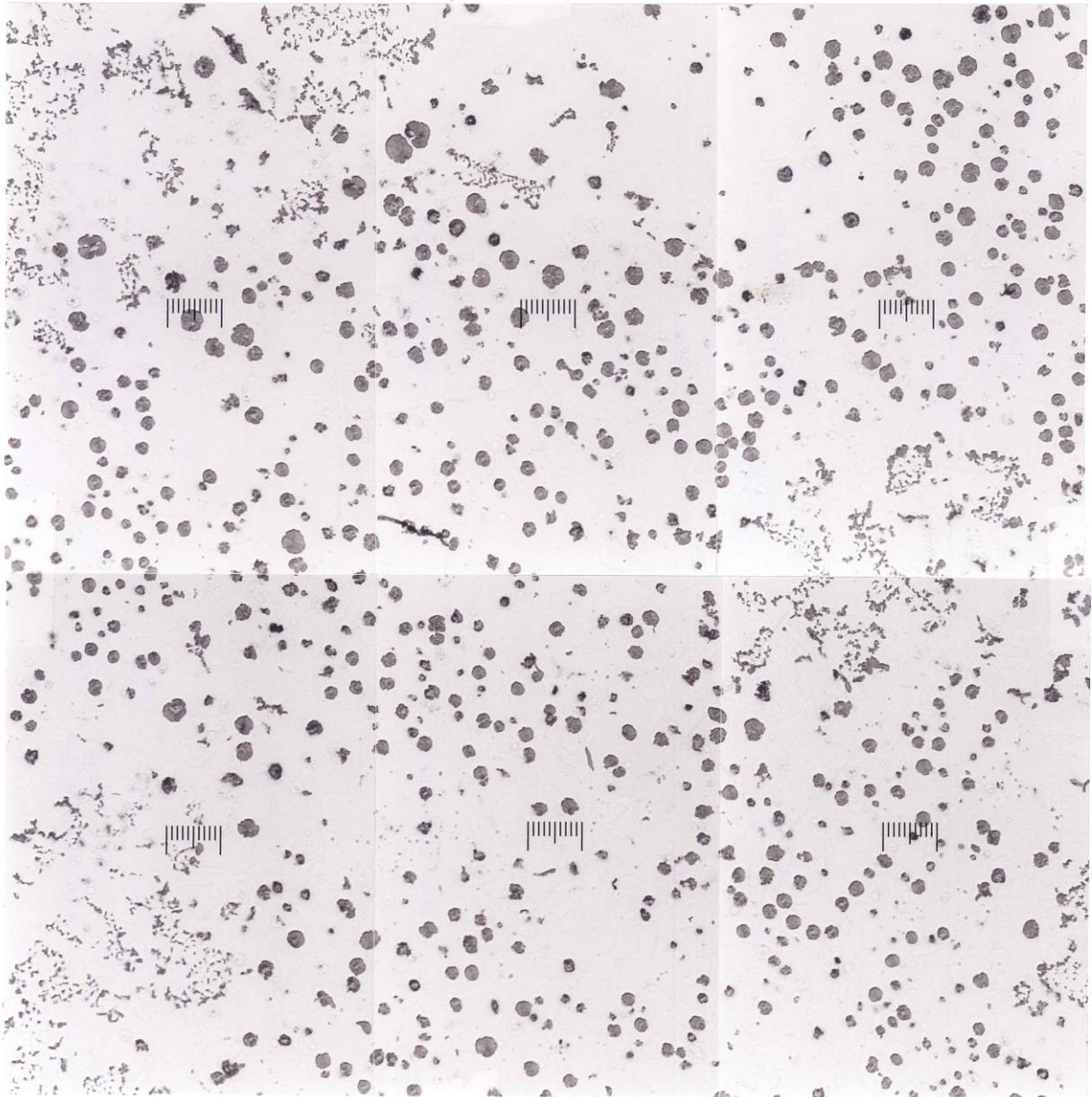


Figura 4.15. Zona de la parte central de la sección CM a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

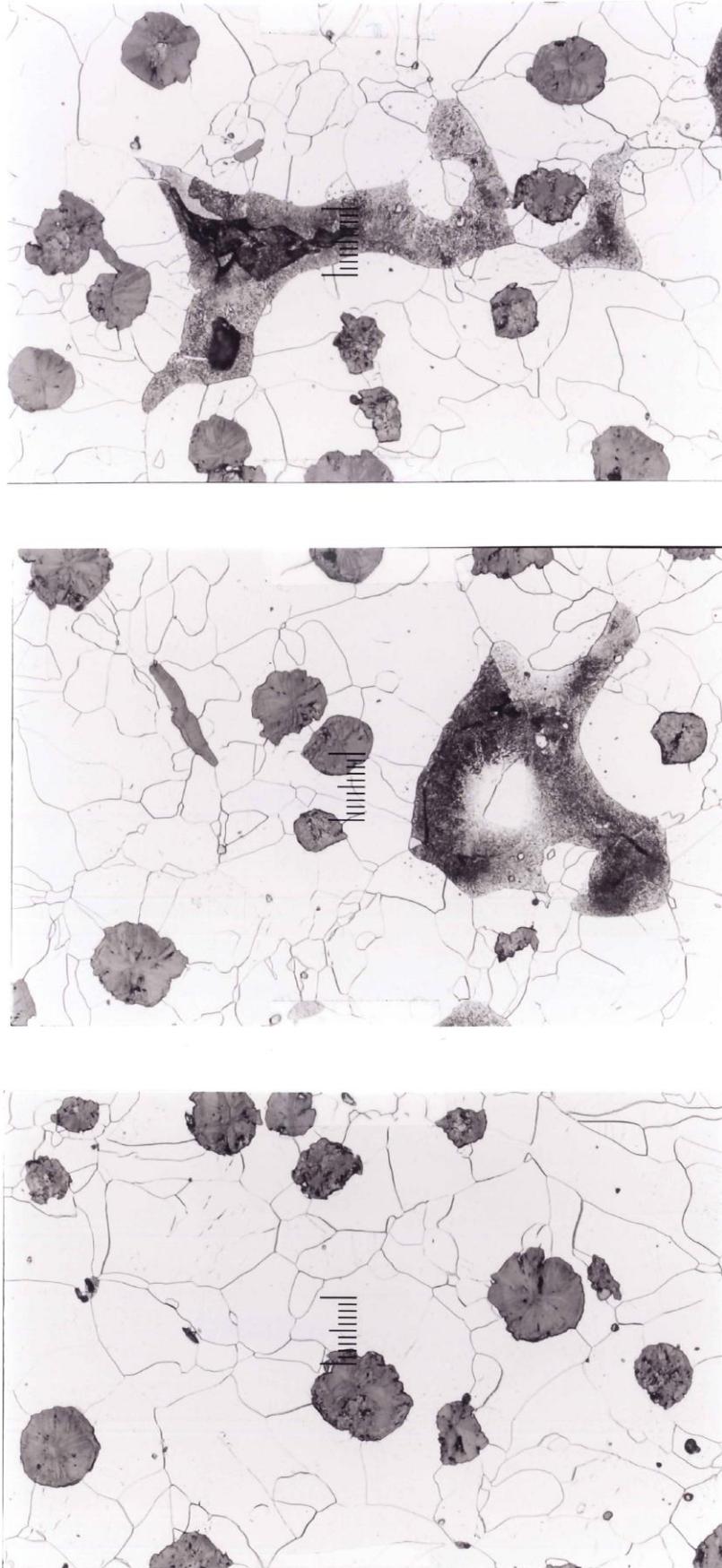


Figura 4.16. Zonas representativas de la sección CM en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

Escalera C, Sección Pequeña (CP)

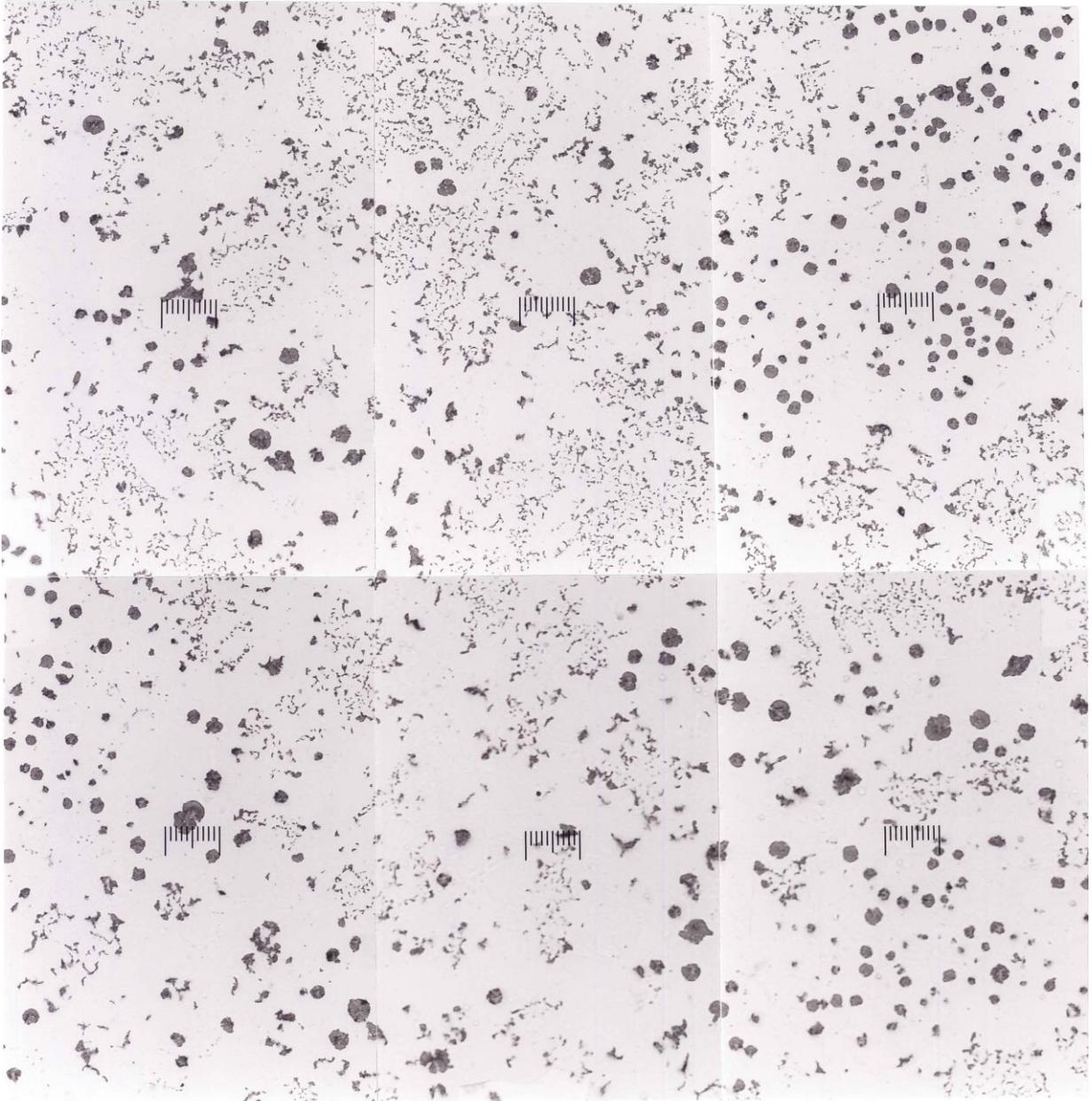


Figura 4.17. Zona de la parte central de la sección CP a 40x sobre la que se ha realizado la caracterización microestructural, con una superficie real de aproximadamente 16 mm². La regleta representa 200 μm (0.2 mm). Se observan nódulos bien formados pero también grafito chunky.

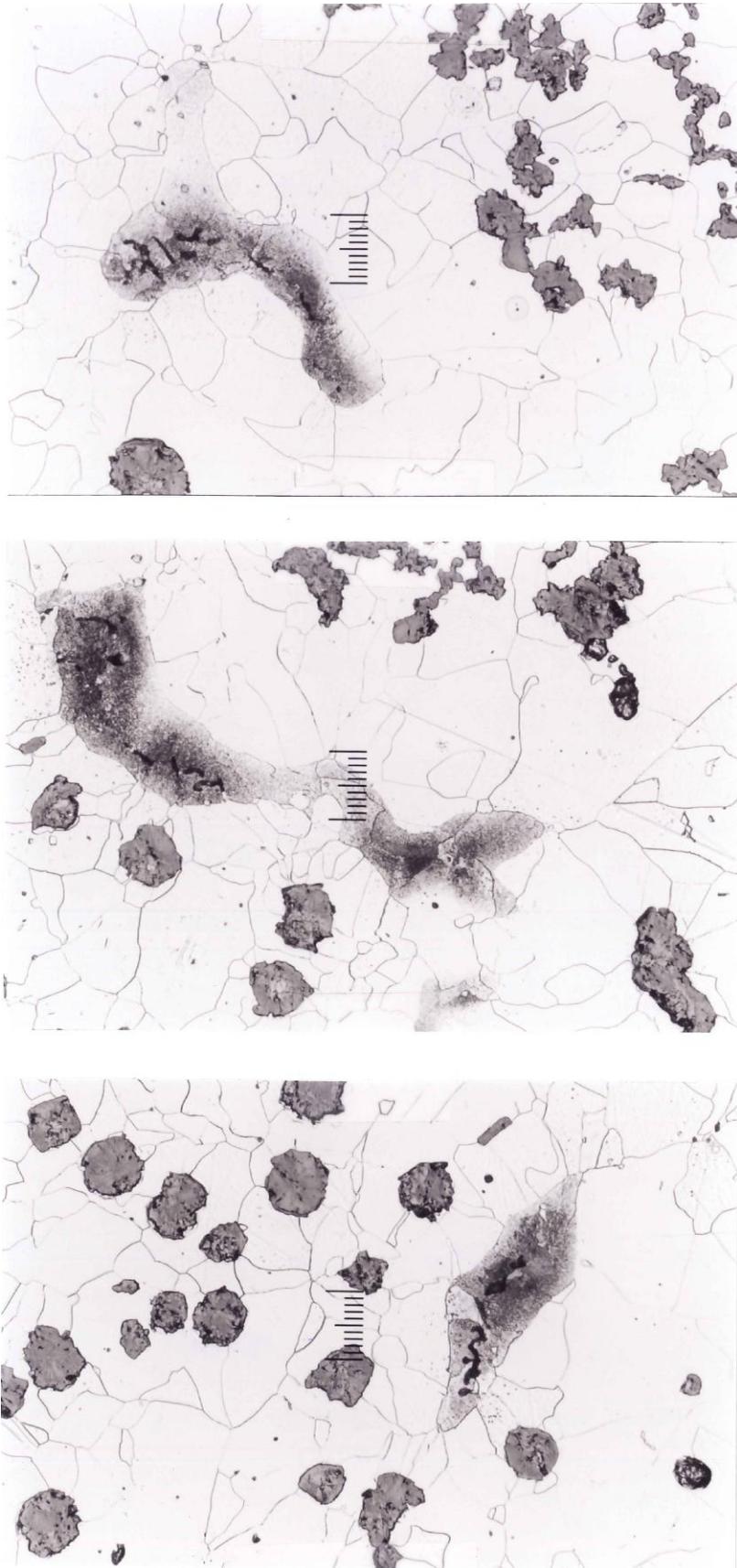


Figura 4.18. Zonas representativas de la sección CP en estado de ataque químico a 200x. Se observan nódulos bien formados, grafito degenerado, granos de ferrita, perlita y microporosidades. La regleta representa 50 μm .

4.3.2. Características metalográficas obtenidas mediante el análisis de imagen y la estimación visual.

Procediendo según las técnicas experimentales descritas en las secciones 3.2.2.2 y 3.2.2.3, se presentan en las tablas 4.3 a 4.5 los valores medios (y en algunos casos la desviación típica) de los parámetros obtenidos tanto a partir del estudio mediante análisis de imagen como a partir de la estimación visual (ésta última para el % de nodularidad considerando 16 mm² de área reales, % de perlita y tamaño de grano de ferrita), en las nueve probetas metalográficas correspondientes a las secciones investigadas. Se ha incorporado la desviación típica en aquéllos parámetros para los que el programa de análisis de imagen permitía su cálculo.

El estudio completo del análisis de imagen realizado, con los histogramas y gráficos a partir de los cuales se ha extraído la información presentada en las tablas 4.3 a 4.5, puede consultarse en el anexo de resultados (Anexo II).

ESCALERA A		Espesor Grande (AG)	Espesor Mediano (AM)	Espesor Pequeño (AP)
1. % de área de grafito		10.5 ± 1.3	11.6 ± 1.8	11.4 ± 1.5
2. número de partículas de grafito/mm ²		218 ± 119	132 ± 32	170 ± 61
3. Diámetro circular de las partículas de grafito (μm)		22 ± 8	28 ± 5	24 ± 6
4. Distancia internodular λ_G (μm)		25.8	33	28.8
5. % nodularidad en base al ratio de aspecto		84 %	90.6 %	86.7 %
6. % nodularidad en base a la esferoidicidad		42 %	48.5 %	40.9 %
7. % nodularidad estimada visualmente		58 %	53 %	58 %
8. Distribución de las partículas de grafito por tamaño:	Tamaño 4	0 %	0.14 %	0.23 %
	Tamaño 5	3.8 %	10.3 %	6.8 %
	Tamaño 6	30.5 %	35.6 %	38.2 %
	Tamaño 7	46.8 %	40.3 %	39.8 %
	Tamaño 8	18.9 %	13.6 %	15 %
9. % de perlita		≈ 1-2 %	≈ 3 %	≈ 0-1 %
10. tamaño de grano ASTM E 112 de ferrita		5 y 6	5 y 6	5 y 6

Tabla 4.3. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera A.

ESCALERA B		Esesor Grande (BG)	Esesor Mediano (BM)	Esesor Pequeño (BP)
1. % de área de grafito		12.2 ± 2.1	13.5 ± 2.6	11.9 ± 1.6
2. número de partículas de grafito/mm ²		107 ± 17	134 ± 38	192 ± 65
3. Diámetro circular de las partículas de grafito(μm)		34 ± 3	27 ± 5	23 ± 5
4. Distancia internodular λ_G (μm)		37.8	32.5	27.3
5. % nodularidad en base al ratio de aspecto		96 %	85 %	86 %
6. % nodularidad en base a la esferoidicidad.		71 %	21 %	42 %
7. % nodularidad estimada visualmente		98 %	21 %	56 %
8. Distribución de las partículas de grafito por tamaño:	Tamaño 4	0 %	2 %	0.4 %
	Tamaño 5	13 %	16 %	5 %
	Tamaño 6	56.5 %	29.6 %	38.7 %
	Tamaño 7	23 %	38 %	43.5 %
	Tamaño 8	7.8 %	14.3 %	12.9 %
9. % de perlita.		≈ 4 %	≈ 5 %	≈ 0 %
10. tamaño de grano ASTM E 112 de ferrita		5 y 6	4 y 5	5 y 6

Tabla 4.4. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera B.

ESCALERA C		Esesor Grande (CG)	Esesor Mediano (CM)	Esesor Pequeño (CP)
1. % de área de grafito		11.9 ± 2.0	12.6 ± 2.5	10.7 ± 1.6
2. número de partículas de grafito/mm ²		170 ± 79	125 ± 53	208 ± 96
3. Diámetro circular de las partículas de grafito(μm)		26 ± 9	31 ± 7	21 ± 6
4. Distancia internodular λ_G (μm)		29.6	34.8	25.8
5. % nodularidad en base al ratio de aspecto		85.5 %	89.7 %	80.3 %
6. % nodularidad en base a la esferoidicidad.		45.6 %	51.3 %	31.6 %
7. % nodularidad estimada visualmente		42 %	83 %	19 %
8. Distribución de las partículas de grafito por tamaño:	Tamaño 4	0.23 %	0.24 %	0.11 %
	Tamaño 5	7.13 %	12.5 %	7.4 %
	Tamaño 6	31.4 %	38.5 5	29.6 %
	Tamaño 7	44.7 %	35 %	41.9 %
	Tamaño 8	16.5 %	13.7 %	17.9 %
9. % de perlita.		≈ 4 %	≈ 5 %	≈ 3-4 %
10. tamaño de grano ASTM E 112 de ferrita		5 y 6	5 y 6	5 y 6

Tabla 4.5. Resultados del análisis de imagen y de la estimación visual para la escalera C.

4.3.3. Resultados del microanálisis semicuantitativo.

Mediante una observación más profunda que la que permite la microscopía óptica, para de esa forma localizar causas que ayuden a explicar las variaciones en las propiedades mecánicas, se han realizado con el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) microfotografías y microanálisis químicos semicuantitativos sobre las probetas metalográficas objeto de estudio, en zonas concretas que se han considerado interesantes a partir de la observación en el microscopio óptico. Así, se decidió investigar más profundamente tres regiones: la matriz de ferrita que acoge predominantemente los nódulos con una esferoidicidad adecuada; la matriz de ferrita donde se encuentran embebidas principalmente partículas de grafito de formas degeneradas; y por último, las zonas donde al microscopio óptico se observan unas finas líneas negras alrededor de las cuales se presentan perlita y microinclusiones. En las figuras 4.19 a 4.35, se muestran unas micrografías representativas de las tres zonas comentadas para las nueve secciones objeto de estudio. En las tablas 4.6 a 4.8 se presenta el microanálisis químico semicuantitativo correspondiente a las tres zonas citadas y realizado en las localizaciones adecuadas. Cabe destacar que la sección AP se estudia más detalladamente en la siguiente sección (4.3.4).

ESCALERA A, SECCIÓN GRANDE (AG)

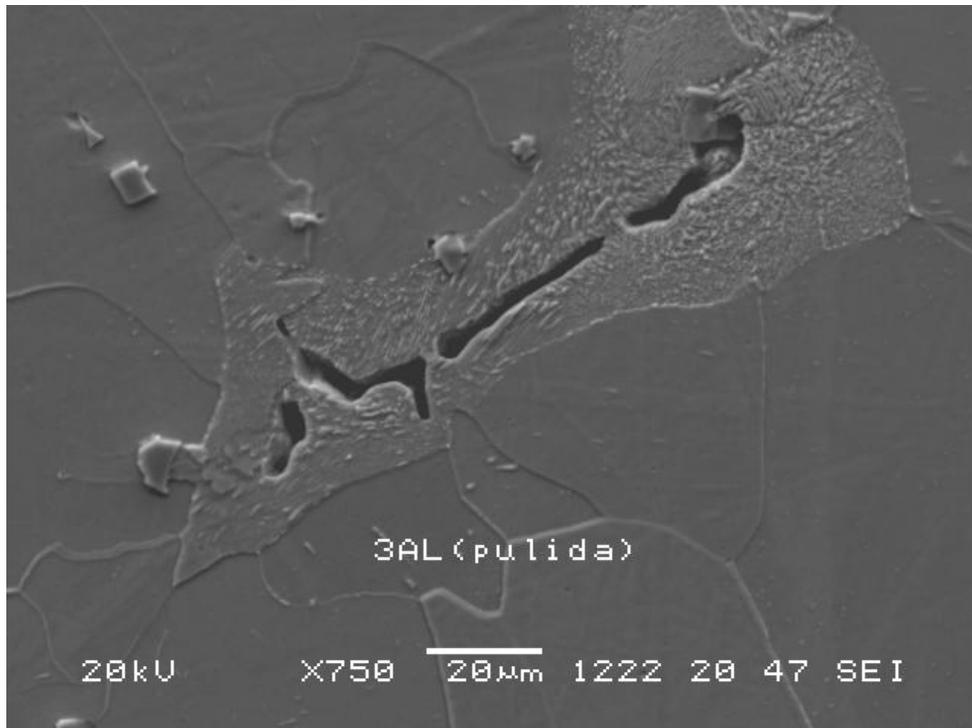


Figura 4.19: Microfotografía a partir del MEB de la sección AG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.

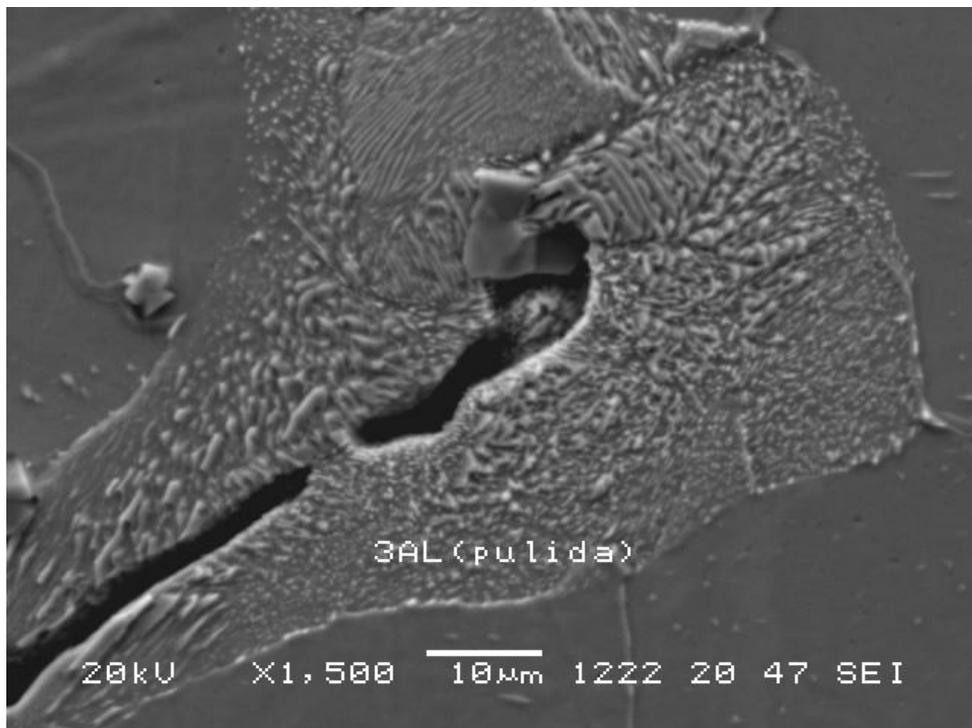


Figura 4.20: región ampliada a partir de la figura 4.19.

ESCALERA A, SECCIÓN MEDIANA (AM)

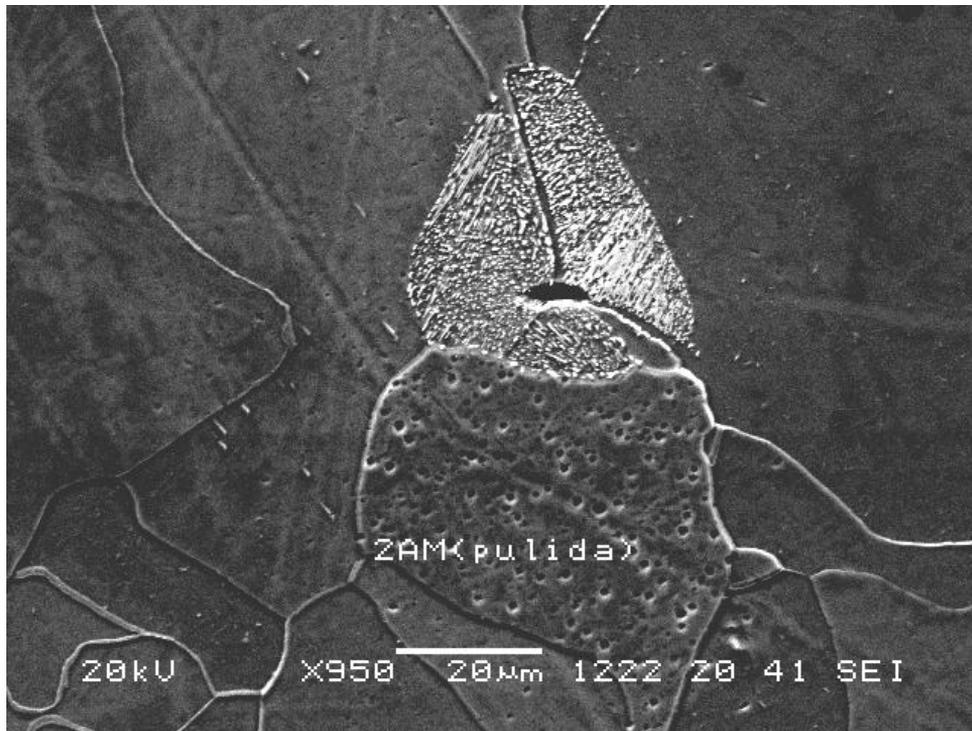


Figura 4.21: Microfotografía a partir del MEB de la sección AM que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.

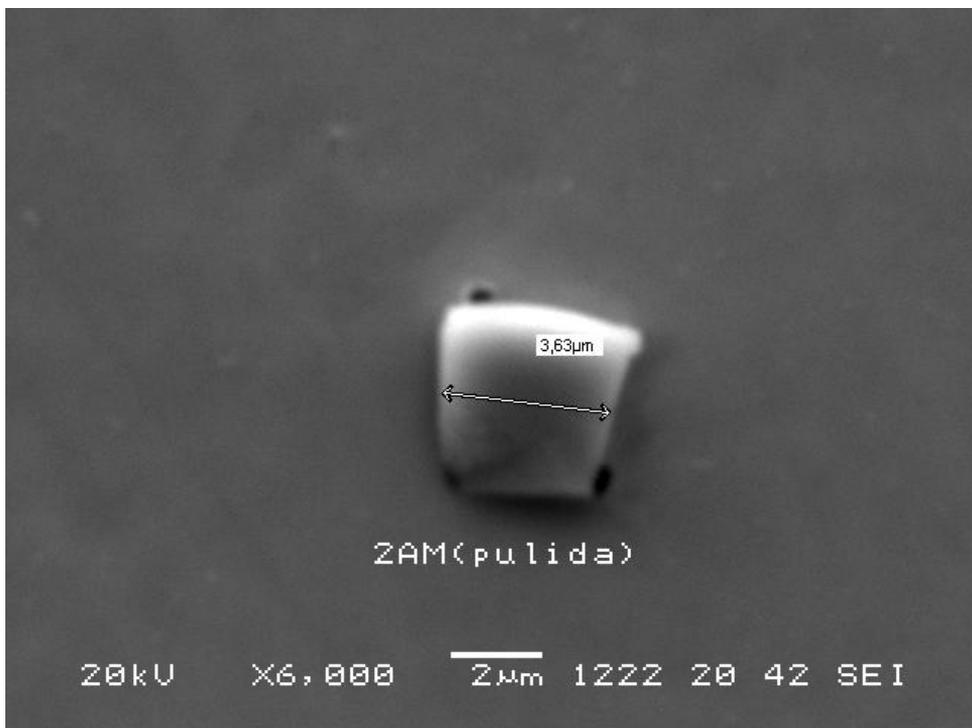


Figura 4.22: Microinclusión de la sección AM con una medida aproximada representativa de la misma

ESCALERA A. SECCIÓN PEQUEÑA (AP)

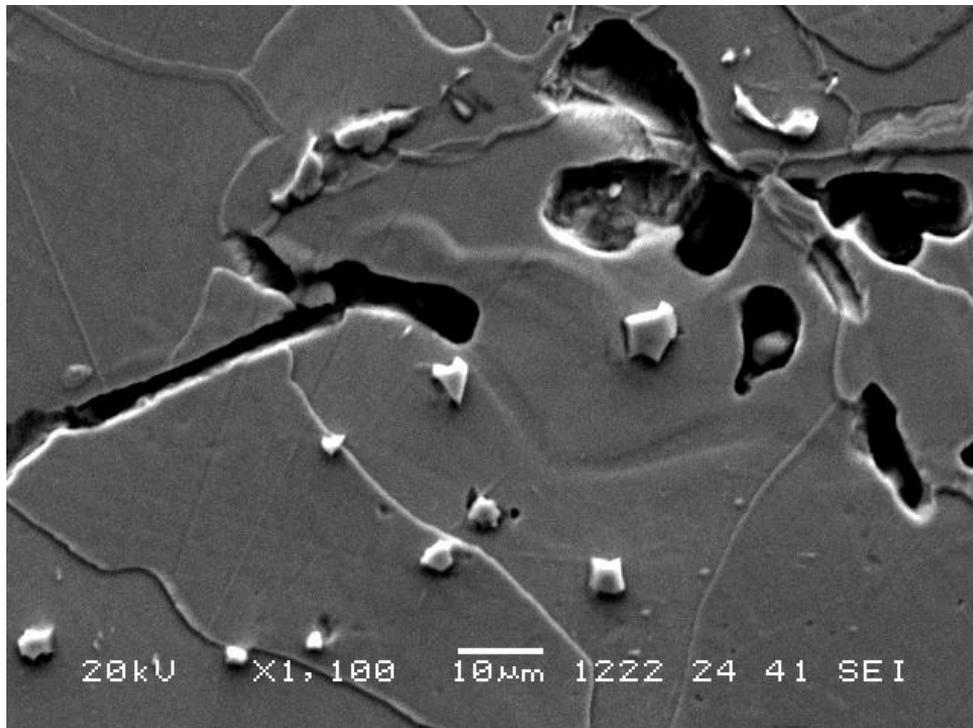


Figura 4.23: Microfotografía a partir del MEB de la sección AP que muestra microporosidad y microinclusiones. En el apartado 4.3.4 se realiza un estudio más detallado a partir de esta microfotografía.

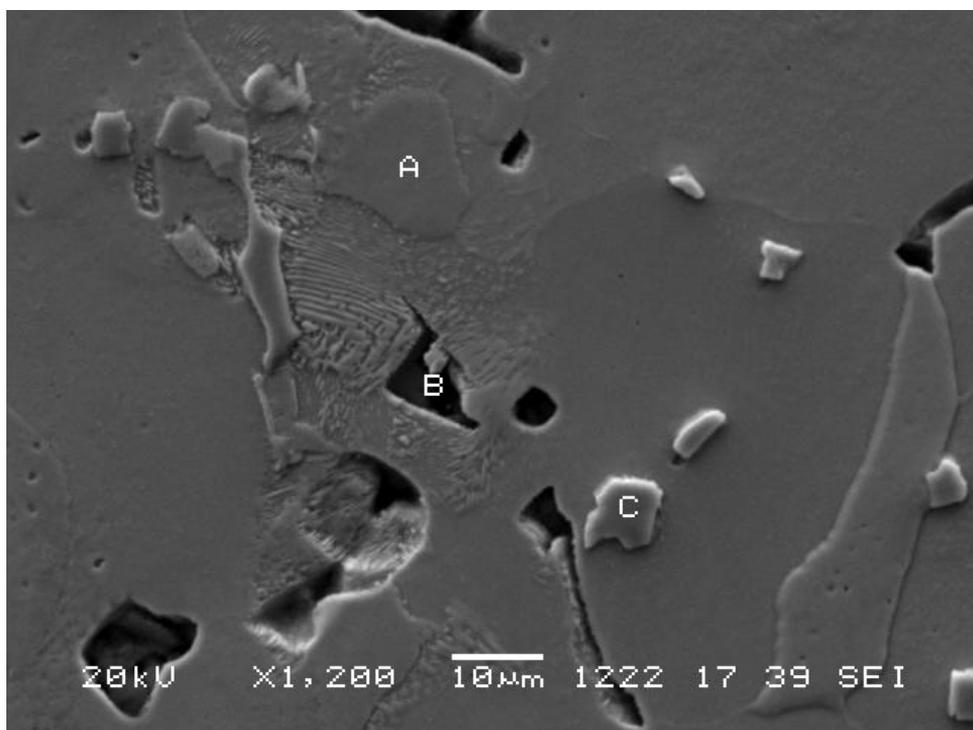


Figura 4.24: Microfotografía a partir del MEB de la sección AP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones. En el apartado 4.3.4 se realiza un estudio más detallado a partir de esta microfotografía.

ESCALERA B, SECCIÓN GRANDE (BG)



Figura 4.25: Microfotografía a partir del MEB de la sección BG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones

ESCALERA B, SECCIÓN MEDIANA (BM)

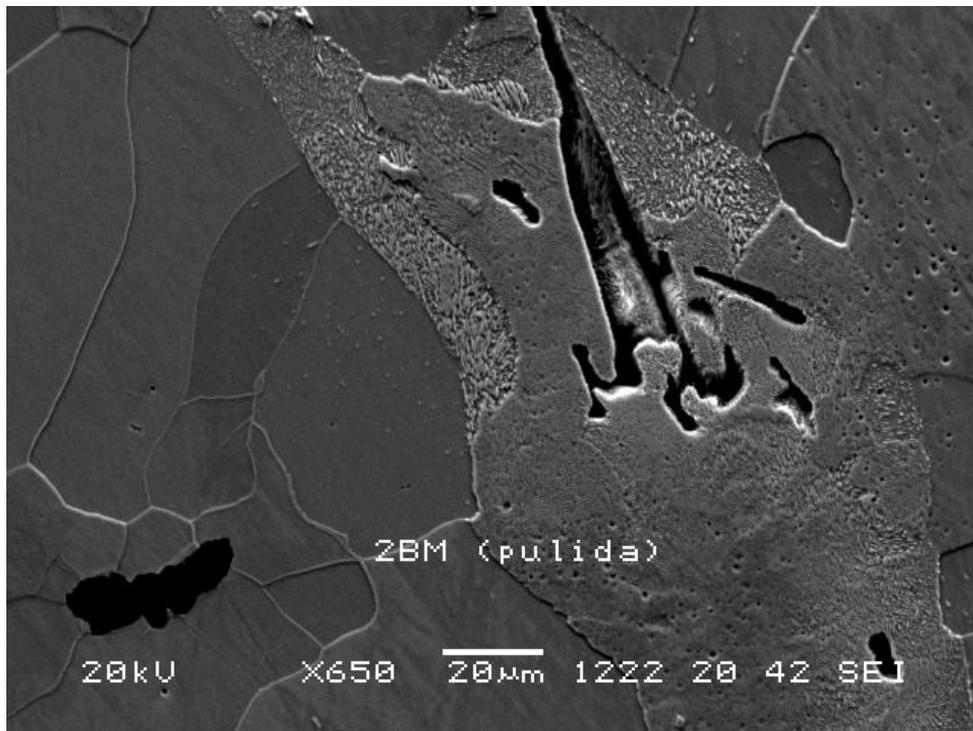


Figura 4.26: Microfotografía a partir del MEB de la sección BG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones

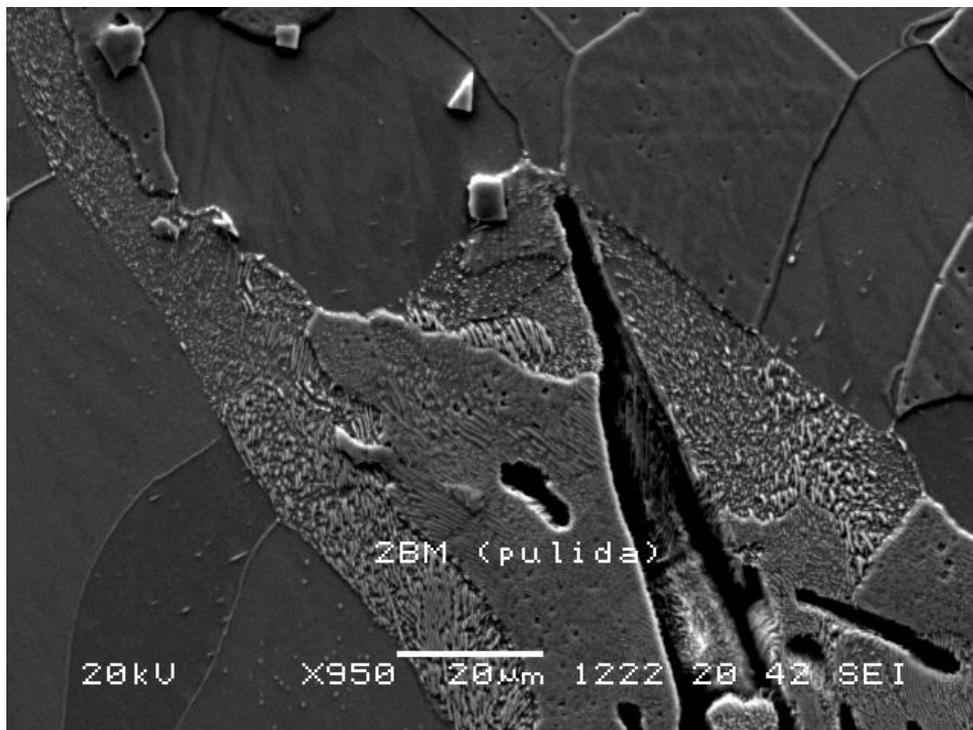


Figura 4.27: zona ampliada a partir de la figura 4.26.

ESCALERA B. SECCIÓN PEQUEÑA (BP)

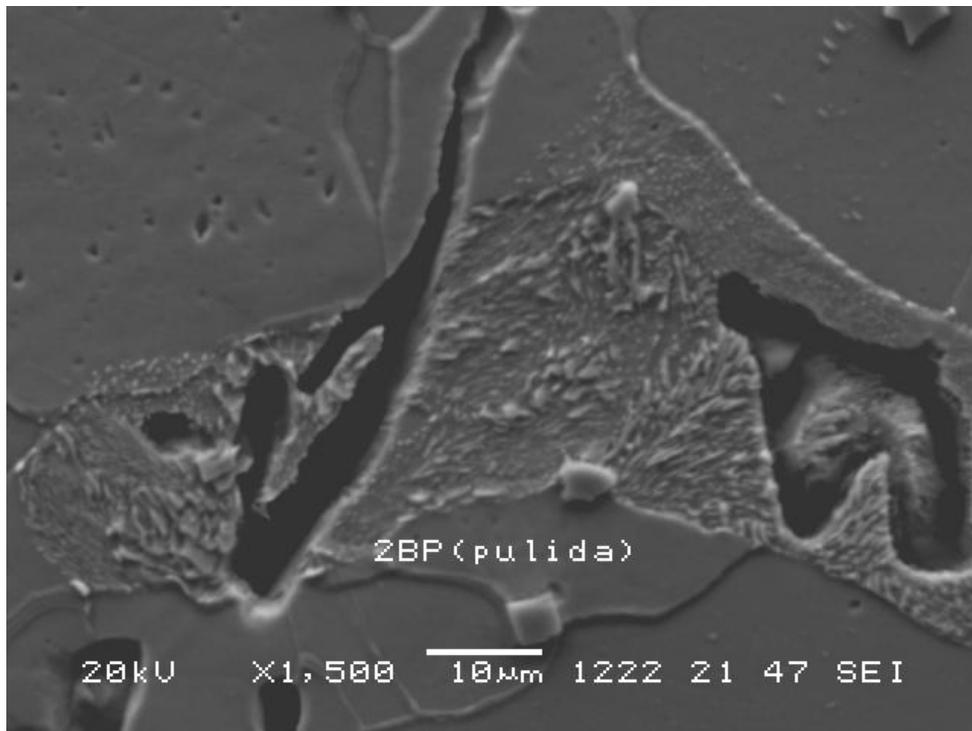


Figura 4.28: Microfotografía a partir del MEB de la sección BP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.

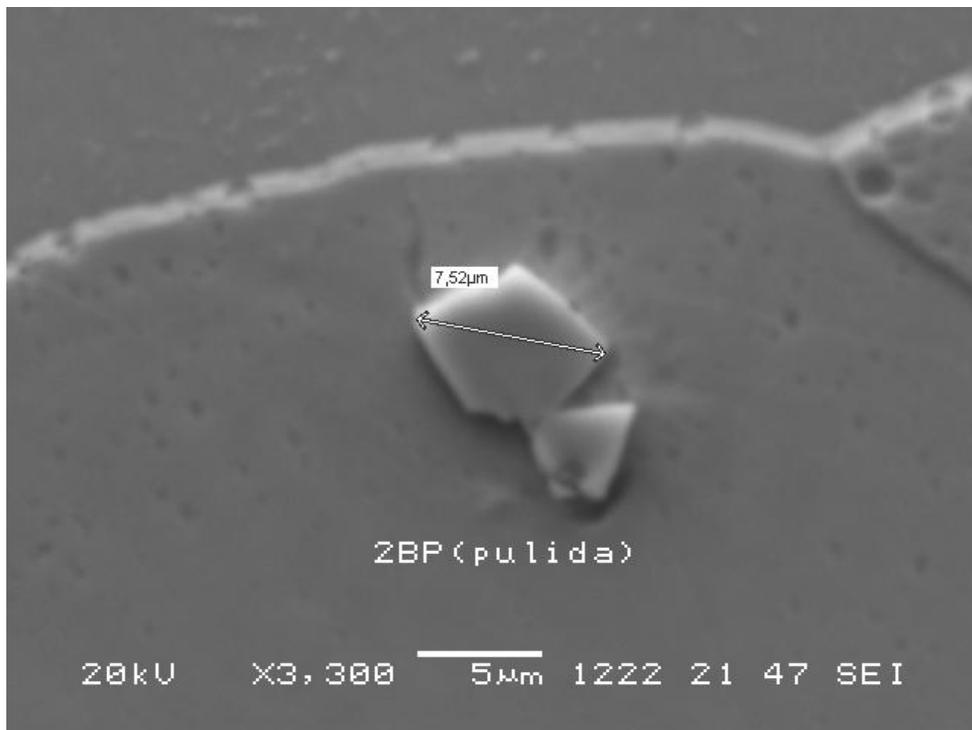


Figura 4.29: medida representativa de una microinclusión de la sección BP.

ESCALERA C, SECCIÓN GRANDE (CG)

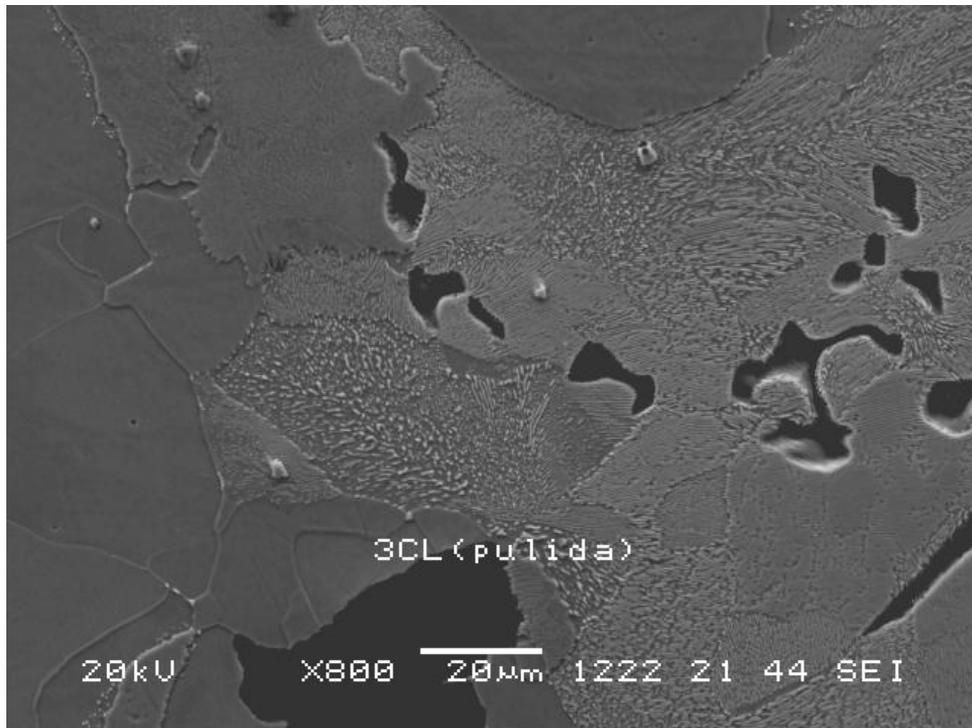


Figura 4.30: Microfotografía a partir del MEB de la sección CG que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones

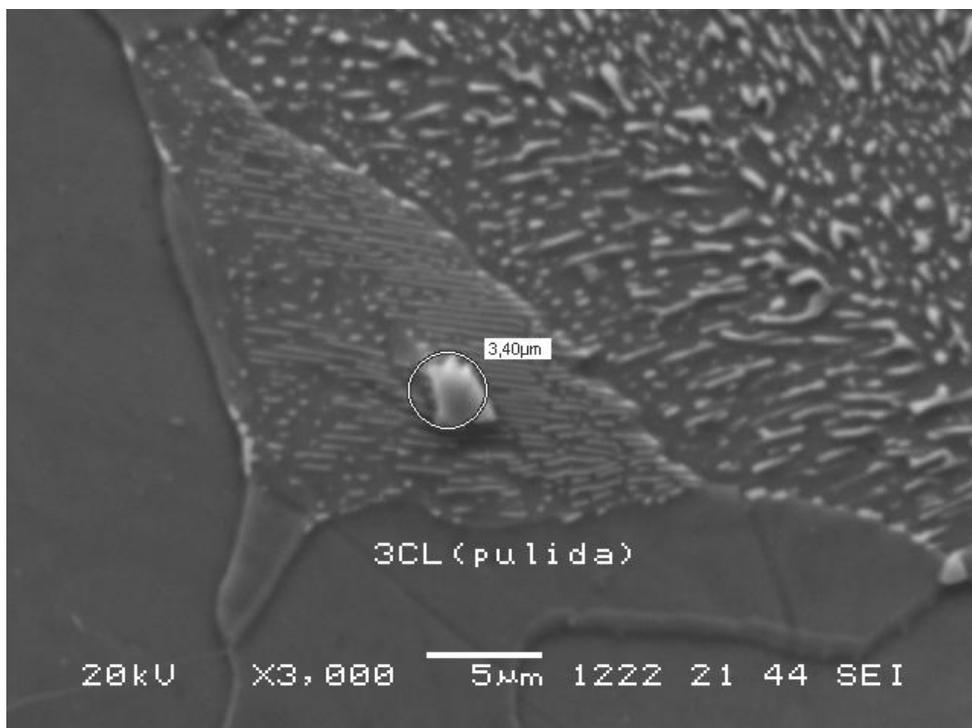


Figura 4.31: región de la figura 4.30 ampliada, con una medida representativa de una microinclusión.

ESCALERA C, SECCIÓN MEDIANA (CM)

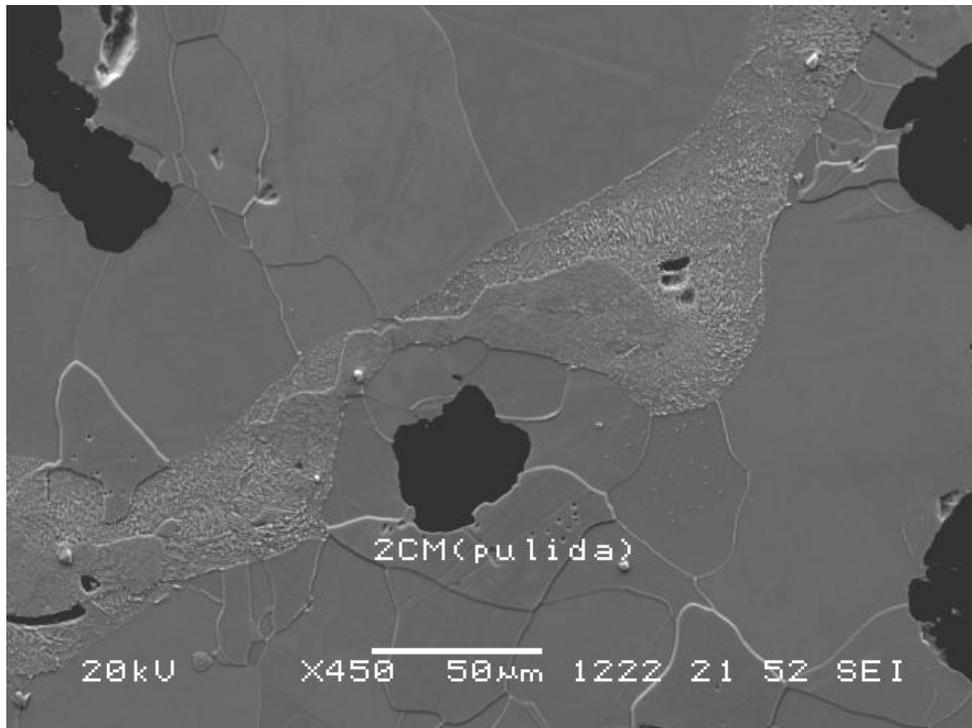


Figura 4.32: Microfotografía a partir del MEB de la sección CM que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.

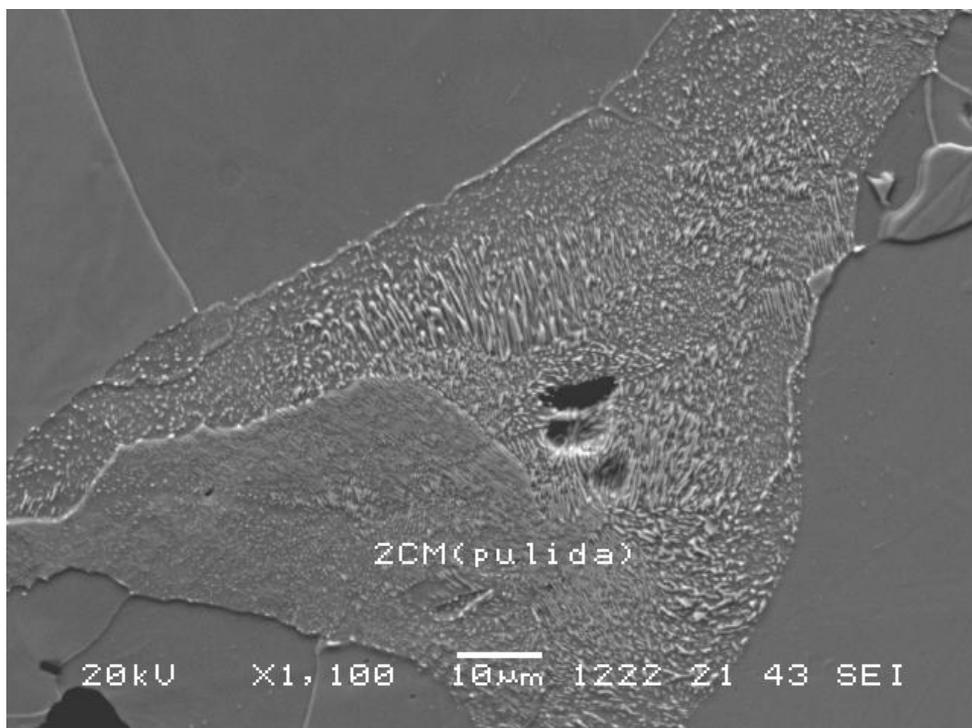


Figura 4.33: región ampliada de la figura 4.32.

ESCALERA C. SECCIÓN PEQUEÑA (CP)

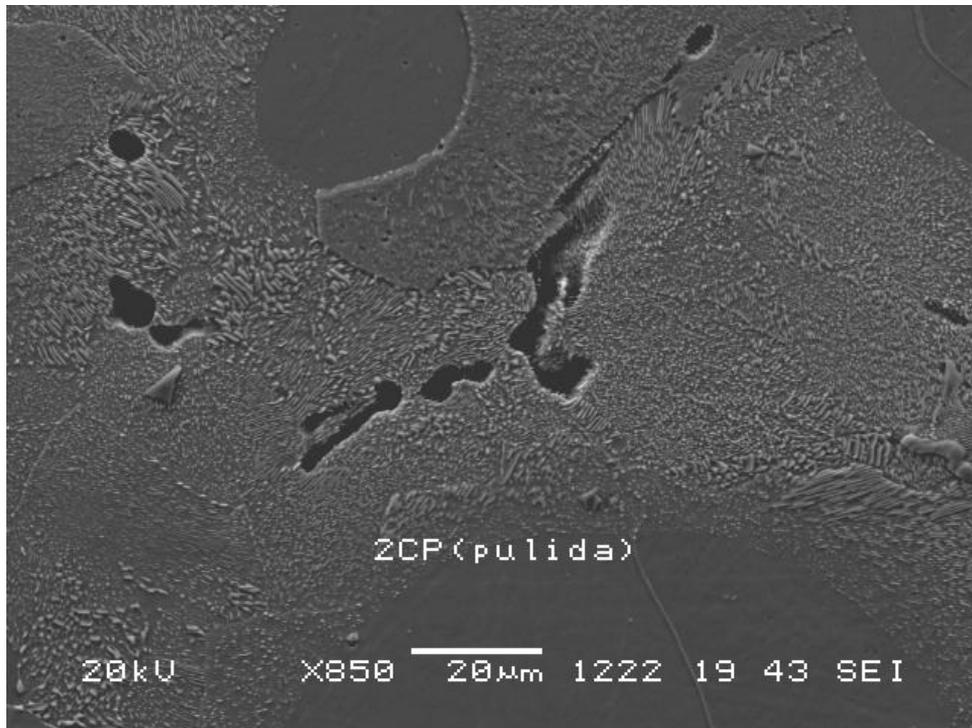


Figura 4.34: Microfotografía a partir del MEB de la sección CP que muestra perlita, microporosidad y microinclusiones.

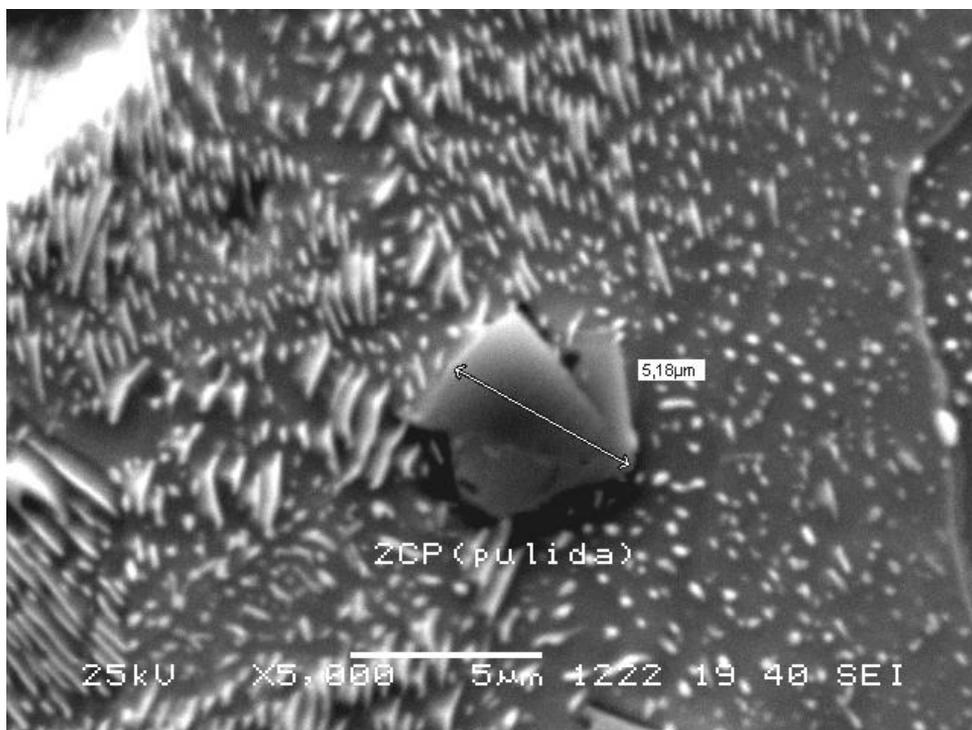


Figura 4.35: microinclusión de la sección CP con una medida de referencia.

Microanálisis semicuantitativo EDX % en peso	ESCALERA A		
	Sección Grande AG	Sección mediana AM	Sección Pequeña AP
Zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables	Si K : 1.97 Fe K : 98.03 Total = 100	O K : 1.11 Si K : 1.66 Fe K : 97.23 Total : 100	Si K : 2.08
Zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas	O K : 1.17 Si K : 2.07 Fe K : 96.75 Total: 100	Si K : 2.30 Fe K : 97.70 Total : 100	Si K : 1.67
Microinclusión en una zona con microporosidades y perlita	C K : 10.48 S K : 0.91 Ti K : 53.62 V K : 4.05 Fe K : 24.65 Zr L : 6.30 Total: 100	C K : 5.66 Ti K : 54.87 V K : 3.32 Fe K : 22.77 Zr L : 5.10 Nb L : 5.45 W M : 2.84 Total : 100	C K : 9.05 S K : 0.78 Ti K : 67.70 V K : 7.14 Fe K : 6.19 Zr L : 9.15 Total : 100

Tabla 4.6. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera A.

Microanálisis semicuantitativo EDX % en peso	ESCALERA B		
	Sección Grande BG	Sección mediana BM	Sección Pequeña BP
Zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables	O K : 1.38 Si K : 1.52 Fe K : 97.10 Total = 100	O K : 1.06 Si K : 1.41 Fe K : 97.53 Total : 100	O K : 1.05 Si K : 1.56 Fe K : 97.40 Total : 100
Zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas	O K : 1.41 Si K : 1.93 Fe K : 96.66 Total: 100	Si K : 1.82 Fe K : 98.18 Total : 100	Si K : 1.84 Fe K : 98.16 Total : 100
Microinclusión en una zona con microporosidades y perlita		C K : 6.54 Ti K : 69.37 V K : 4.52 Fe K : 5.89 Zr L : 6.31 Nb L : 4.77 W M : 2.61 Total : 100	C K : 7.77 Ti K : 68.42 V K : 6.60 Fe K : 9.00 Zr L : 6.61 Total : 100

Tabla 4.7. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera B.

Microanálisis semicuantitativo EDX % en peso	ESCALERA C		
	Sección Grande CG	Sección mediana CM	Sección Pequeña CP
Zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables	O K : 1.24 Si K : 1.58 Fe K : 97.17 Total = 100	O K : 1.01 Si K : 1.35 Fe K : 97.65 Total : 100	Si K : 1.52 Fe K : 98.48 Total : 100
Zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas	Si K : 1.39 Fe K : 98.61 Total: 100	O K : 1.40 Si K : 1.76 Fe K : 96.84 Total : 100	Si K : 1.61 Fe K : 98.39 Total : 100
Microinclusión en una zona con microporosidades y perlita	C K : 9.56 Si K : 1.21 Ti K : 19.67 V K : 1.04 Fe K : 68.52 Total: 100	C K : 4.37 Ti K : 46.90 V K : 2.37 Fe K : 34.97 Zr L : 4.37 Nb L : 4.99 W M : 2.03 Total : 100	C K : 9.05 S K : 0.62 Ti K : 49.26 V K : 5.94 Fe K : 28.72 Zr L : 6.41 Total : 100

Tabla 4.8. Microanálisis semicuantitativo (EDX) para la escalera C.

Observando los datos que se encuentran en las tablas 4.6 a 4.8, se aprecia que, en general, el contenido en silicio es mayor en las zonas de la matriz con grafito degenerado que en las regiones con nódulos aceptables, salvo en los casos de las secciones AP y CG, en las que ocurre al contrario. Si nos centramos en los microanálisis de las microinclusiones, aparecen en casi todos los casos titanio, vanadio y zirconio, mostrando el titanio un porcentaje en peso mucho mayor que los otros dos elementos. También surgen, específicamente en las tres secciones medias de las tres escaleras, wolframio y niobio, en proporciones similares a las de V y Zr.

Se puede encontrar información adicional sobre los resultados del microanálisis en el apartado correspondiente del anexo de resultados (Anexo III), donde aparece el espectro de rayos X obtenido en cada caso, la amplificación utilizada y, además del porcentaje en peso de cada elemento ya mostrado en las tablas, el porcentaje atómico correspondiente. A modo de ejemplo, se muestra en la figura 4.36 el espectro de rayos X correspondiente al microanálisis de una microinclusión de la sección AG indicado en la tabla 4.6.

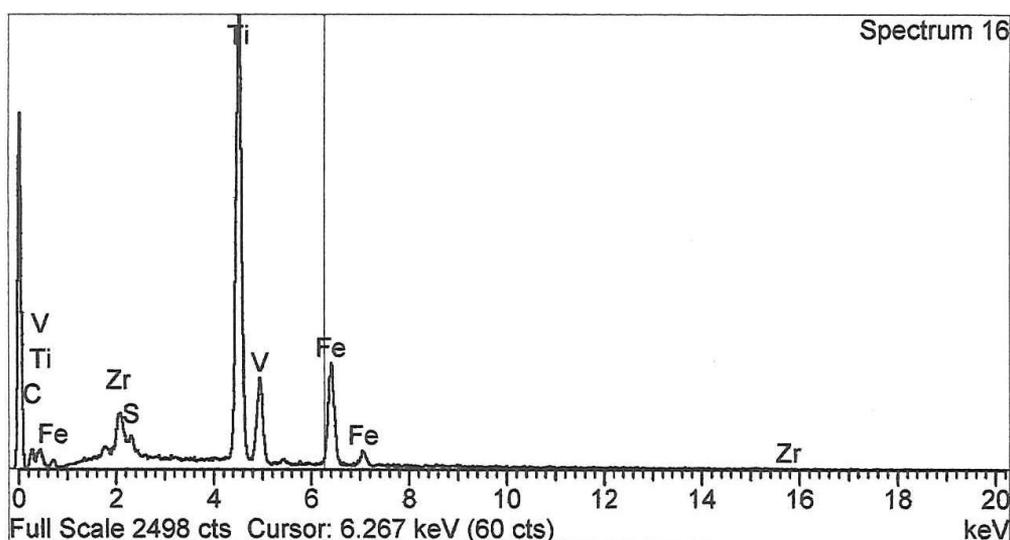


Figura 4.36: Espectro de rayos X correspondiente a los datos mostrados en la tabla 4.6 para una microinclusión de la sección AG.

4.3.4. Caracterización microestructural detallada de la sección AP.

En función de lo observado en las microfotografías y en los datos del microanálisis químico presentados de las nueve secciones objeto de estudio, se ha creído conveniente, dada la importancia que los rasgos de microporosidad, perlita y microinclusiones puedan tener en las propiedades mecánicas, realizar un estudio más profundo en uno de los espesores, la sección pequeña de la escalera A (referencia AP). Se han investigado más a fondo cuatro características: una, apreciar si existe una homogeneidad de reparto de las microinclusiones halladas en la microestructura; otra, comprobar si las finas líneas negras que aparentan ser microhuecos, realmente lo son; la tercera, analizar más detalladamente una región de microporosidad, perlita y microinclusiones; y por último, comprobar que estas microinclusiones, dado su tamaño, no tuvieran su origen en alguna sustancia de pulido de la preparación metalográfica.

Se ha elegido el espesor de referencia AP por ser quizá el que mostraba, en una primera estimación visual, el mayor número de microinclusiones, lo que podía ayudar mejor a resolver algunas de las cuestiones planteadas. También se realizó un sondeo rápido de las características citadas anteriormente en las ocho secciones restantes, no encontrándose diferencias apreciables con lo obtenido para la sección AP.

A continuación se detallan los aspectos citados:

a) para distinguir si las microinclusiones halladas están repartidas homogéneamente por toda la matriz o, si por el contrario, y según parece a primera vista, se encuentran concentradas en las cercanías de las microporosidades y la perlita, se han realizado cuatro microfotografías a 200 aumentos de distintos puntos de la microestructura buscando no incluir microporosidad (figuras 4.37 a 4.40), y también cuatro microfotografías a 330 aumentos (figuras 4.41 a 4.44) de regiones en que había microporosidades, generalmente acompañadas de perlita. Se muestran a continuación estas microfotografías:

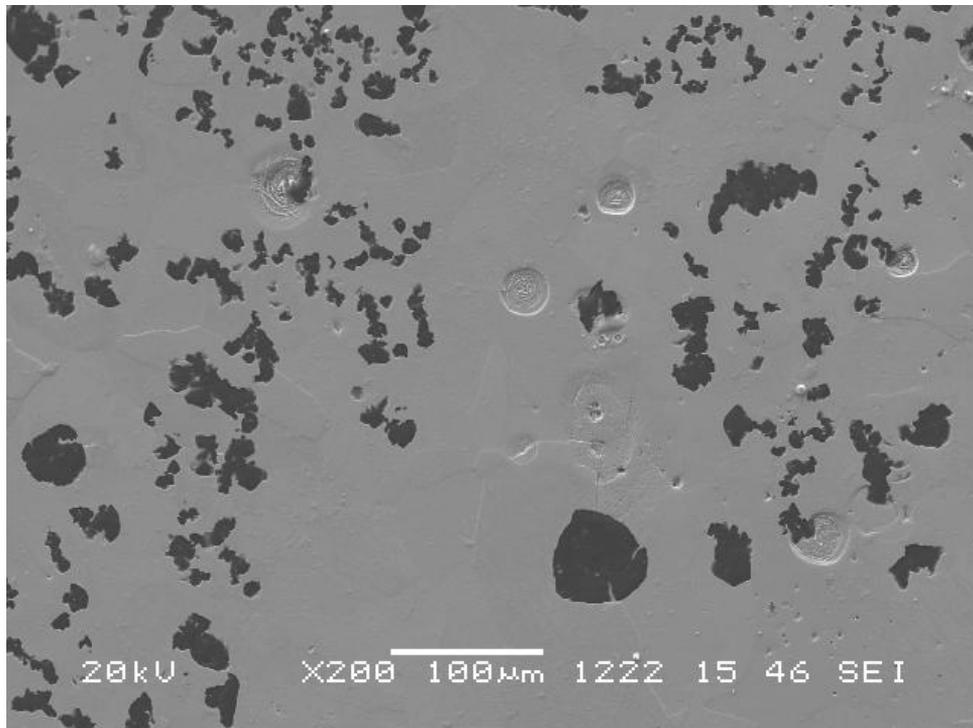


Figura 4.37: sección AP, región sin microporosidad.

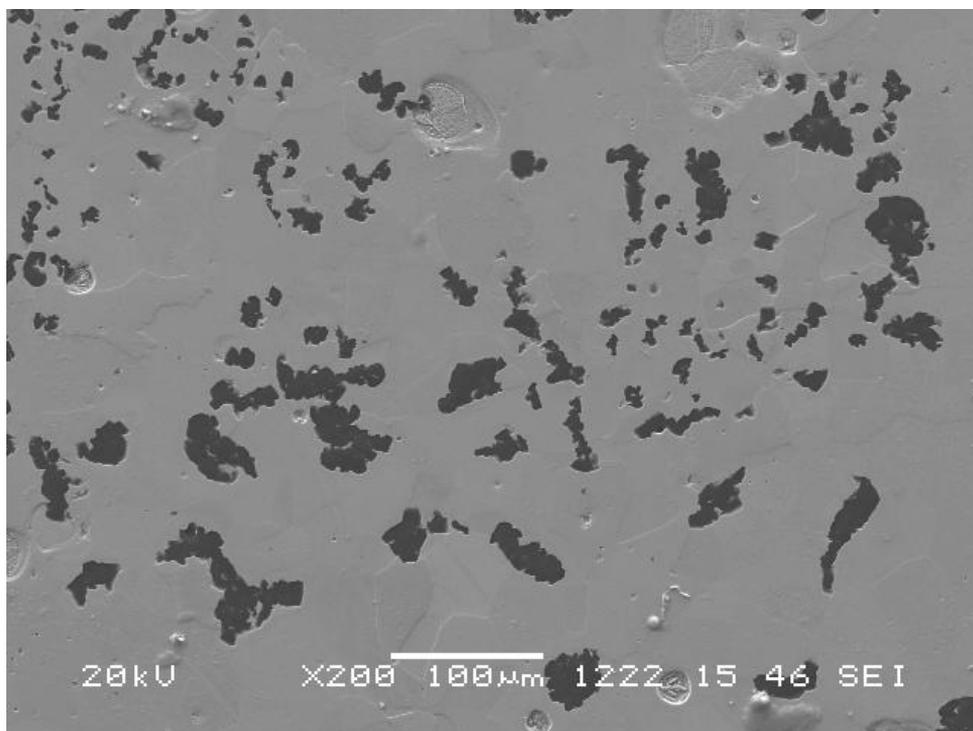


Figura 4.38: sección AP, región sin microporosidad.

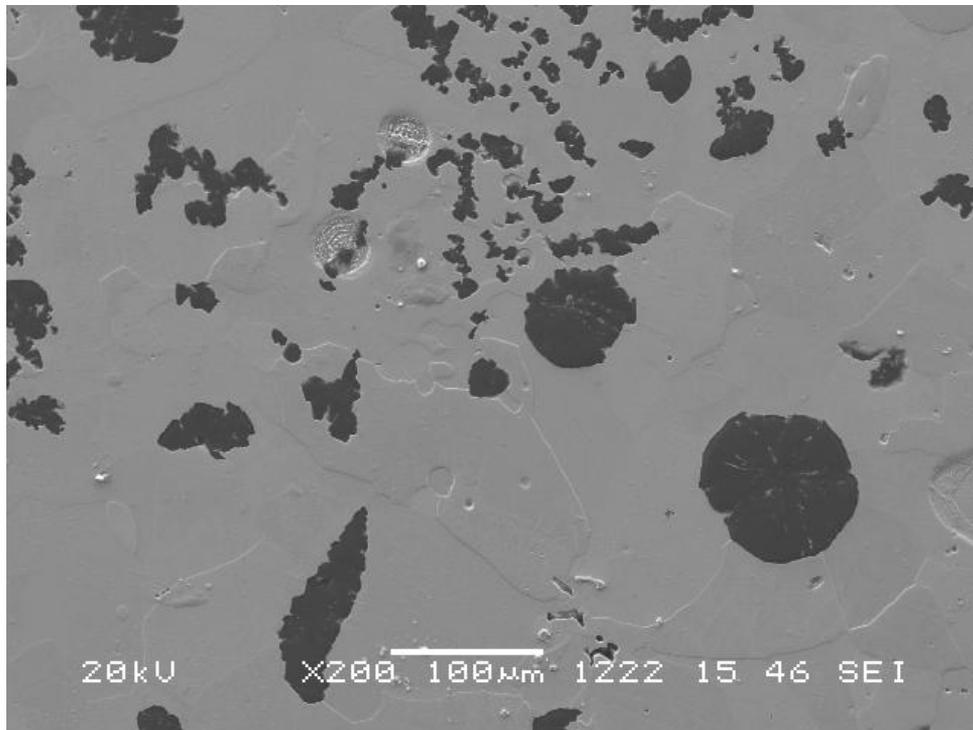


Figura 4.39: sección AP, región sin microporosidad.

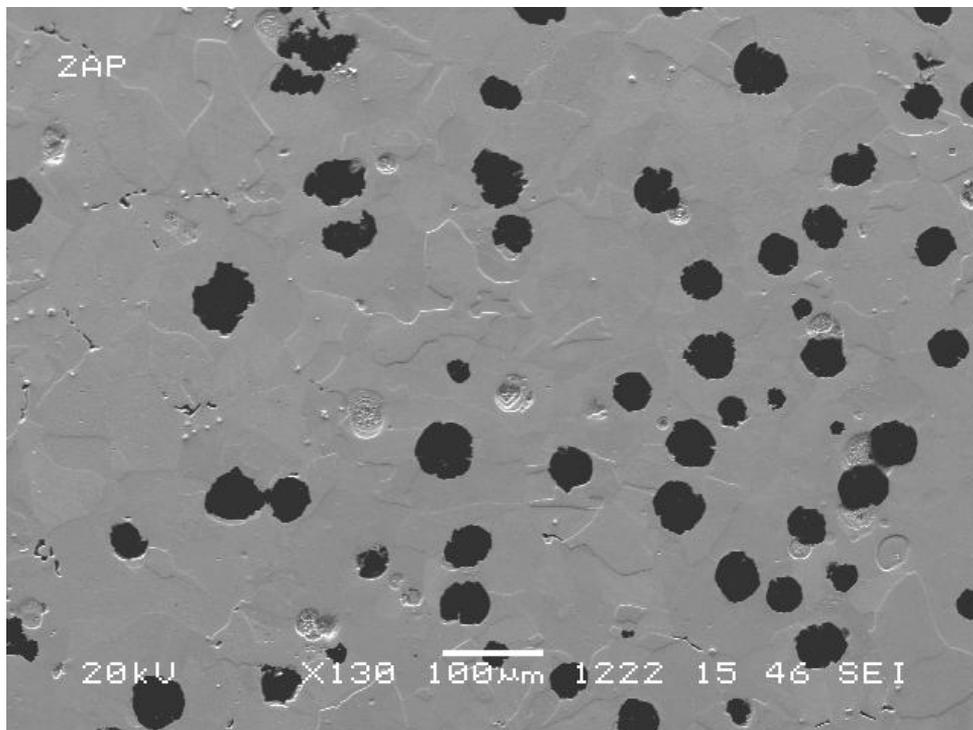


Figura 4.40: sección AP, región sin microporosidad.

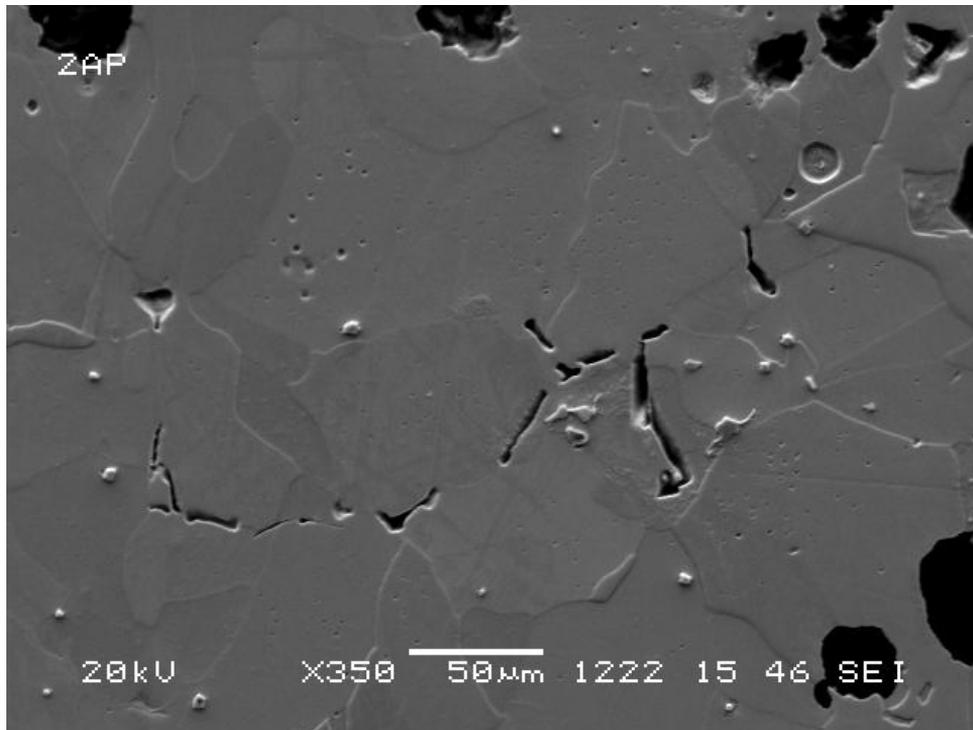


Figura 4.41: sección AP, región con microporosidades.

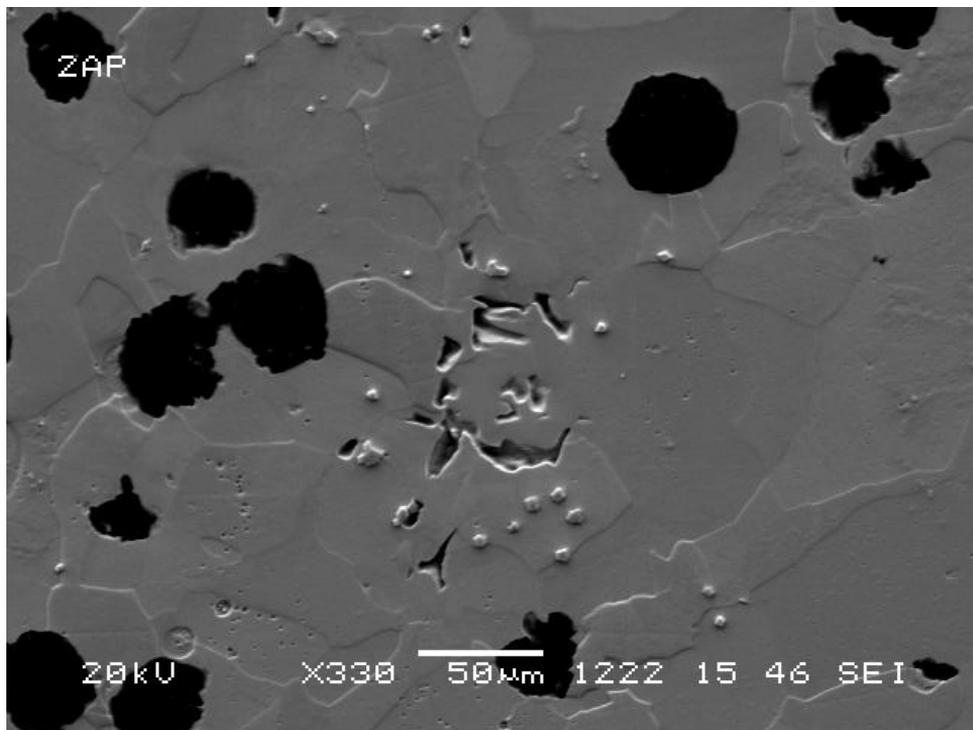


Figura 4.42: sección AP, región con microporosidades.

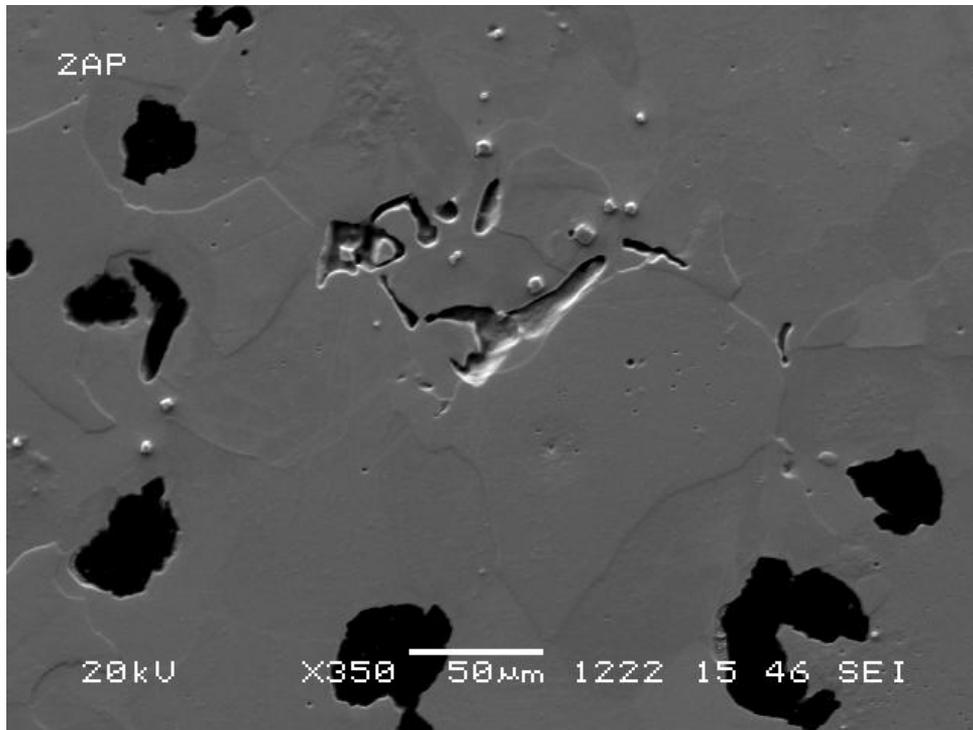


Figura 4.43: sección AP, región con microporosidades.

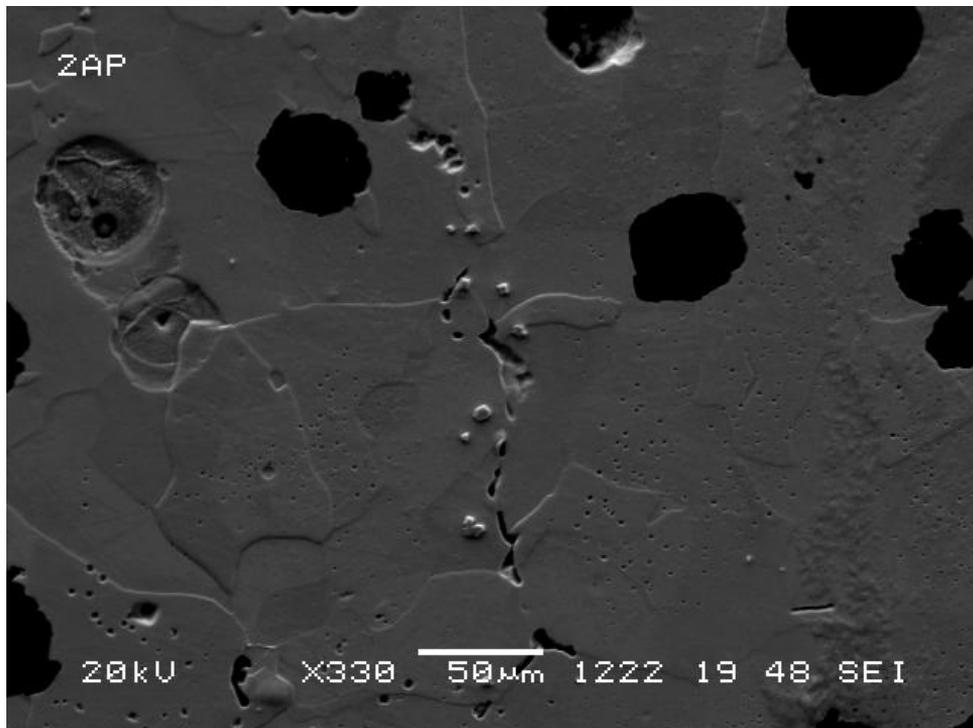


Figura 4.44: sección AP, región con microporosidades.

Se observa que las microinclusiones se encuentran en su mayor parte concentradas en las cercanías de las microporosidades. Esto puede explicarse ya que al corresponder las

microporosidades a las últimas zonas en solidificar, puede existir segregación de ciertos elementos químicos que originarían las microinclusiones observadas.

b) aunque las finas líneas negras que aparecen en las microestructuras, generalmente con perlita y microinclusiones adyacentes, tienen la apariencia de ser microporosidades, se realizó un estudio más completo para asegurarlo. Se empleó una técnica de visualización en tres dimensiones a partir de una imagen en dos coordenadas. Así, se ha elegido una región de la microestructura que presentara estas características (figura 4.45), y se le ha aplicado la técnica citada, obteniéndose el relieve que aparece en la figura 4.46. En esta última imagen, que marca un contraste entre las diferentes alturas, se aprecia que las zonas oscuras son realmente huecos, confirmando la impresión inicial, pero también muestra que, las partículas que se han considerado microinclusiones, realmente están incrustadas en la matriz.

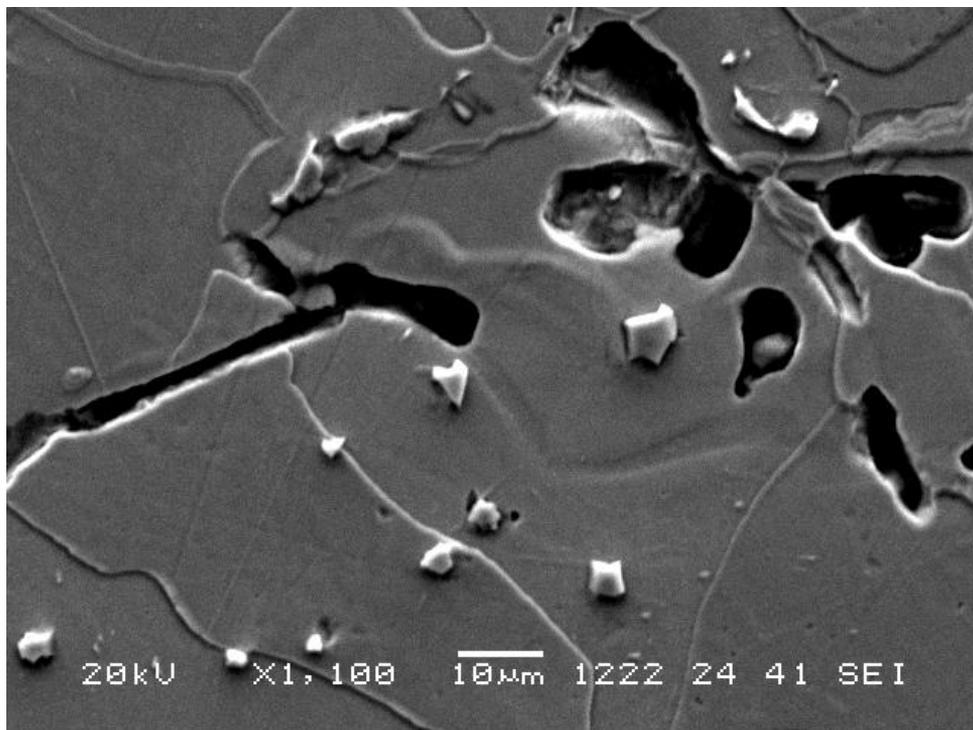


Figura 4.45. Zona de la sección AP destinada al estudio de posibles microporosidades.

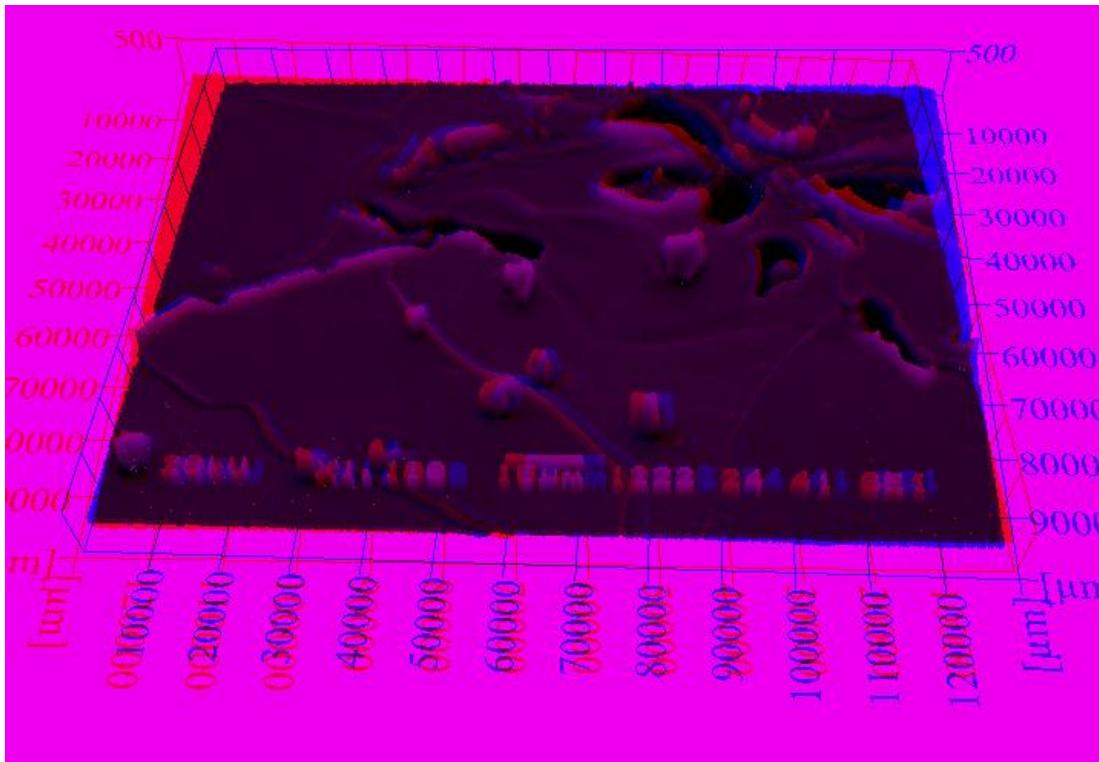


Figura 4.46. Relieve resultante después de aplicar la técnica de visualización en tres dimensiones a la zona representada en la figura 4.44.

c) Para tener una idea de los elementos químicos que pueden aparecer en los microhuecos y en la matriz de ferrita cercana a éstos, se ha realizado un microanálisis más concreto en una de las zonas de microporosidad de la sección AP. En las figuras 4.47 y 4.48 se muestra la microestructura, a diferentes aumentos, a partir de la cual se han realizado los microanálisis, en las zonas marcadas en la figura 4.48 con las letras A (grano de ferrita próximo a una microporosidad), B (microhueco) y C (microinclusión). Los resultados de estos microanálisis semicuantitativos se presentan en la tabla 4.9 y en el anexo IV.

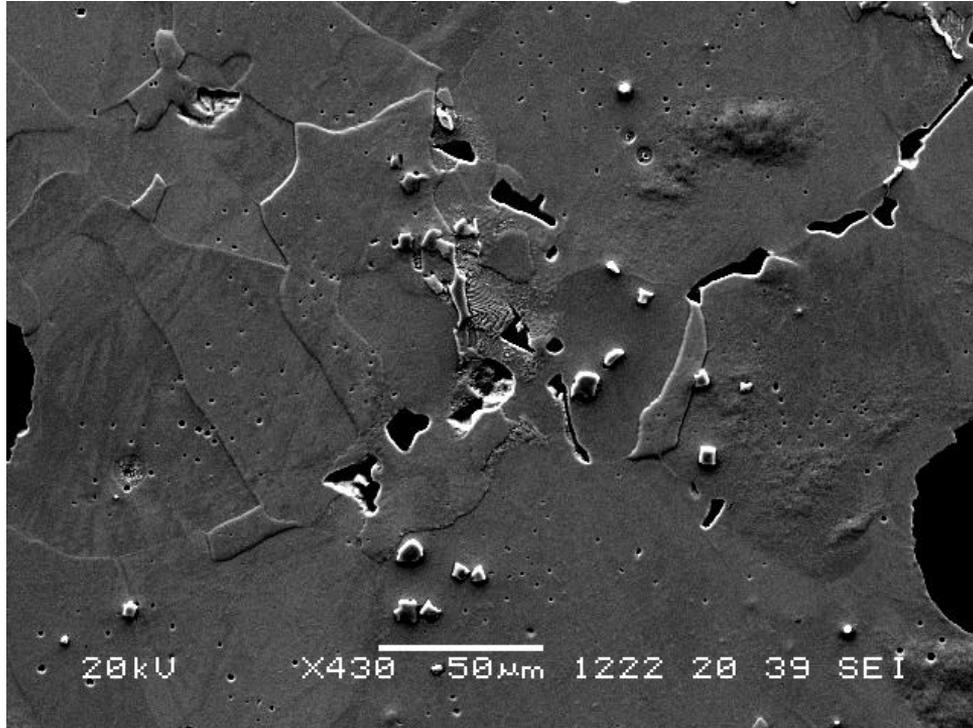


Figura 4.47. Región de la parte central de la sección AP con ferrita, perlita, microinclusiones y microporosidades.

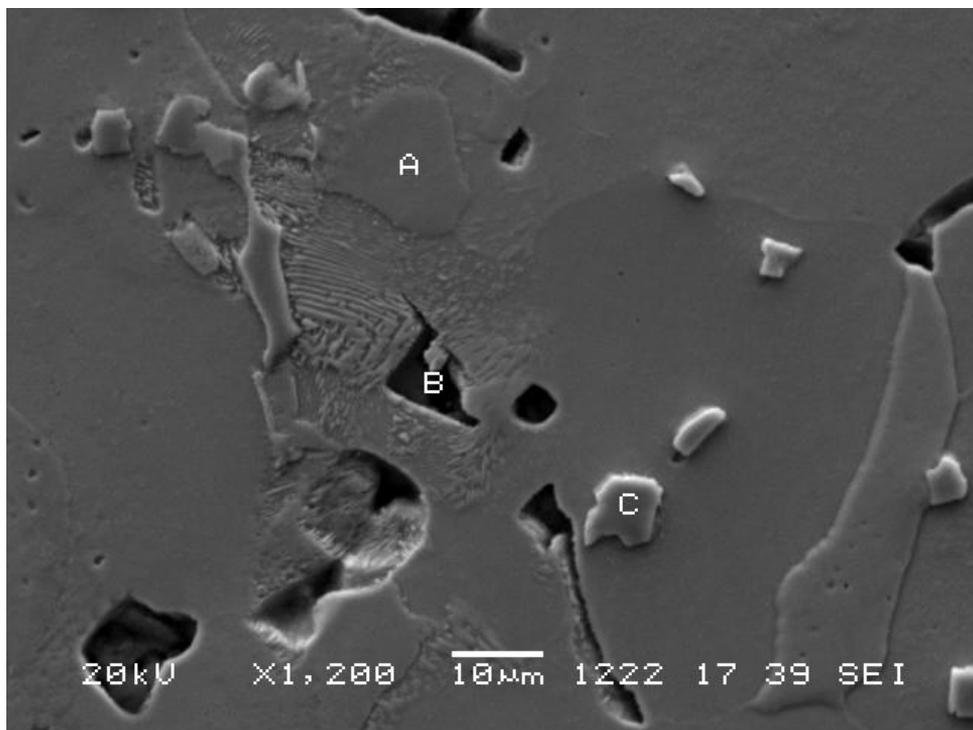


Figura 4.48. Región ampliada de la figura 28; las letras A, B y C indican los puntos donde se ha realizado el microanálisis, que se presenta en la tabla 4.9.

ESCALERA A, SECCIÓN PEQUEÑA (AP) Microanálisis semicuantitativo, %en peso		
Zona A : grano de ferrita	Zona B : microporosidad	Zona C : microinclusión
O K : 0.98 Si K : 1.12 Mn K : 0.65 Fe K : 97.25 Total : 100.00	C K : 9.03 O K : 30.15 Mg K : 16.14 Si K : 1.08 Fe K : 43.60 Total : 100.00	C K : 9.05 S K : 0.78 Ti K : 67.70 V K : 7.14 Fe K : 6.19 Zr K : 9.15 Total : 100.00

Tabla 4.9. Microanálisis semicuantitativo de las localizaciones A, B y C representadas en la figura 4.48.

Observando los valores de la tabla 4.9, aparecen unos elementos químicos y sus contenidos similares a los ya encontrados para la mayoría de las microinclusiones analizadas previamente (tablas 4.6 a 4.8); pero en el caso del microhuevo, y aunque es el único análisis que se ofrece de este tipo de morfología, surgen: por un lado, un elemento no localizado hasta el momento, el magnesio, y por otro, un contenido en oxígeno mucho mayor que lo visto previamente. En cuanto al grano de ferrita, todo es parecido a lo mostrado anteriormente, salvo la aparición de un cierto contenido de manganeso, antes no observado.

d) en las secciones anteriores se han presentado una serie de microinclusiones pertenecientes a las diferentes secciones objeto de estudio. Con objeto de determinar su origen se recurrió a analizarlas y a medir sus dimensiones. Debido al tamaño aproximado de algunas microinclusiones, que se muestran en las figuras 4.22 (3.63 μm), 4.29 (7.52 μm), 4.31 (3.40 μm) y 4.35 (5.18 μm), surgió la duda de si estas microinclusiones podían provenir de las dos últimas etapas de la preparación metalográfica, en que se han empleado partículas de diamante (3 μm) y de sílice coloidal (0.05 μm).

Para encontrar una solución a esta incertidumbre, se realizaron microanálisis en las dos sustancias de pulido citadas, obteniéndose los siguientes datos:

Sustancias de pulido Microanálisis semicuantitativo, % en peso	
Suspensión de partículas de diamante de 3 μm en agua.	Sílice coloidal de 0.05 μm
C K : 55.63 O K : 38.19 Na K : 1.36 Si K : 3.94 Ca k : 0.87 Total : 100.00	C K : 7.03 O K : 46.83 Na K : 0.65 Si K : 45.49 Total : 100.00

Tabla 4.10. Microanálisis semicuantitativo de las sustancias de pulido empleadas en las dos últimas etapas de preparación metalográfica.

Observando los resultados de la tabla 4.10, se deduce que las microinclusiones no pueden provenir de las sustancias de pulido, por lo que cobra fuerza la idea de que surgen al producirse segregaciones de determinados elementos hacia las últimas zonas en solidificar, donde asimismo han aparecido microporosidades y en algunos casos perlita.

4.3.5. Caracterización de la matriz de ferrita mediante la microdureza.

Para finalizar esta sección de caracterización microestructural, se ha incluido un estudio de microdureza de la matriz de ferrita en zonas similares a las que se ha realizado el microanálisis: la matriz que acoge nódulos aceptables, la que engloba partículas de grafito degeneradas y la matriz cercana a las regiones de microporosidad. Se trata así de intentar establecer la mayor relación posible entre microestructura y propiedades mecánicas.

Se presentan en las tablas 4.11 a 4.13 los datos de dureza Vickers obtenidos, empleando una carga de 100 g, de las tres zonas comentadas, para cada una de las nueve secciones objeto de estudio. Se han realizado, tal como pide la norma correspondiente, cinco medidas Vickers en cada caso, a partir de las cuales se ha obtenido el valor medio.

Dureza Vickers con carga de 100 g	ESCALERA A		
	Sección Grande AG	Sección mediana AM	Sección Pequeña AP
Parte de la matriz con nódulos de grafito aceptables	151, 156, 165, 165, 181 Media : HV 164	156, 165, 181, 165, 181 Media : HV 170	156, 181, 165, 160, 170 Media : HV 166
Parte de la matriz con partículas de grafito degeneradas	193, 176, 176, 170, 165 Media : HV 176	170, 181, 181, 181, 181 Media : HV 179	156, 193, 147, 170, 176 Media : HV 168
Parte de la matriz en una zona con microporosidades	176, 119, 160, 135, 135 Media : HV 145	160, 170, 156, 160, 170 Media : HV 163	139, 143, 143, 135, 147 Media : HV 141

Tabla 4.11. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera A.

Dureza Vickers con carga de 100 g	ESCALERA B		
	Sección Grande BG	Sección mediana BM	Sección Pequeña BP
Parte de la matriz con nódulos de grafito aceptables	165, 165, 165, 170, 160 Media : HV 165	160, 128, 151, 147, 151 Media : HV 147	143, 143, 160, 116, 151 Media : HV 143
Parte de la matriz con partículas de grafito degeneradas	181, 165, 181, 181, 156 Media : HV 173	165 156, 156, 147, 170 Media : HV 159	176, 160, 156, 165, 160 Media : HV 163
Parte de la matriz en una zona con microporosidades	151, 170, 176, 151, 160 Media : HV 162	165, 160, 160, 160, 147 Media : HV 158	160, 176, Media : HV 168

Tabla 4.12. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera B.

Dureza Vickers con carga de 100 g	ESCALERA C		
	Sección Grande CG	Sección media CM	Sección Pequeña CP
Parte de la matriz con nódulos de grafito aceptables	147, 128, 143, 156, 139 Media : HV 143	181, 151, 147, 139, 160 Media : HV 156	170, 187, 160, 156, 181 Media : HV 171
Parte de la matriz con partículas de grafito degeneradas	165, 187, 181, 181, 176 Media : HV 178	176, 170, 187, 170, 139 Media : HV 168	170, 176, 181, 187, 176 Media : HV 178
Parte de la matriz en una zona con microporosidades	156, 160, 165, 160, 143 Media : HV 157	176, 165, 156, 181, 160 Media : HV 168	170, 165, 147, 135, 176 Media : HV 159

Tabla 4.13. Dureza Vickers de las tres secciones de la escalera C.

Observando los datos que presentan las tablas 4.11 a 4.13, se puede comentar que en el caso particular de cada sección, siempre posee una mayor dureza Vickers la zona de la matriz de ferrita que posee partículas de grafito con una morfología degenerada, mientras que las otras dos regiones estudiadas muestran durezas en unos casos superiores y en otros inferiores la una a la otra. Desde un punto de vista general, la escalera A tiene una ligera tendencia a mostrar mayores valores de dureza que las otras dos escaleras.

4.4. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE DUREZA.

Con la intención de obtener una primera idea de la resistencia general de las nueve secciones objeto de estudio, se realizaron unos ensayos de dureza Brinell con bola de 2,5 mm de diámetro y 187,5 k de carga, obteniéndose los datos que se presentan en la tabla 4.14.

ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
134	141	136	131	124	123	122	126	122
134	132	136	125	125	125	131	125	131
137	135	136	125	121	123	128	123	128
137	135	133	130	124	123	126	132	126
133	139	133	124	127	121	126	128	126
Media: 135	Media: 136	Media: 135	Media: 127	Media: 124	Media: 123	Media: 127	Media: 127	Media: 129

Tabla 4.14. Dureza Brinell de las nueve secciones investigadas.

Se aprecia a partir de los datos ofrecidos en la tabla 4.14 que la escalera A presenta una dureza general superior a la de las escaleras B y C, que muestran durezas similares, aunque la C algo mayores.

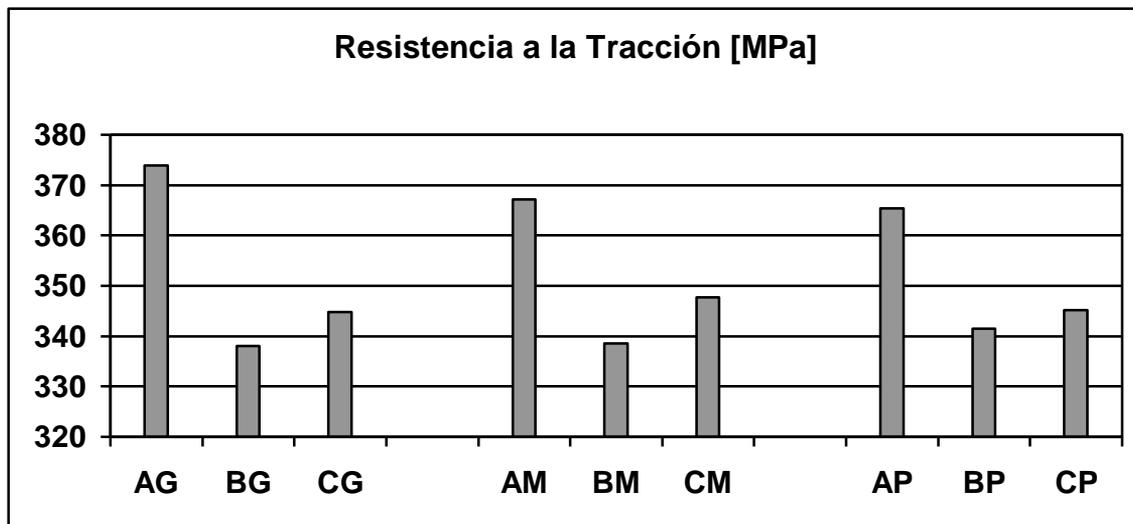
4.5 RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN.

Se muestran en la tabla 4.15 los valores de Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento obtenidos a partir de los ensayos de tracción realizados sobre muestras de la parte central de las nueve secciones objeto de estudio.

Ensayos de Tracción.	ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
	AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
Resistencia a la tracción (RT) [MPa]	373.9	367.1	365.4	338.1	338.5	341.5	344.8	347.7	345.2
Límite elástico (LE_{0,2}) [MPa]	255.9	250.4	255.3	221.0	219.9	219.2	236.9	235.3	235.8
Alargamiento (A%)	11.0	10.0	11.0	12.0	11.0	13.0	10.5	10.0	11.0

Tabla 4.15. Valores de Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento para las tres escaleras A, B y C.

Para poder comparar mejor los datos de Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento, se presentan éstos en unos gráficos de barras en la figura 4.49.



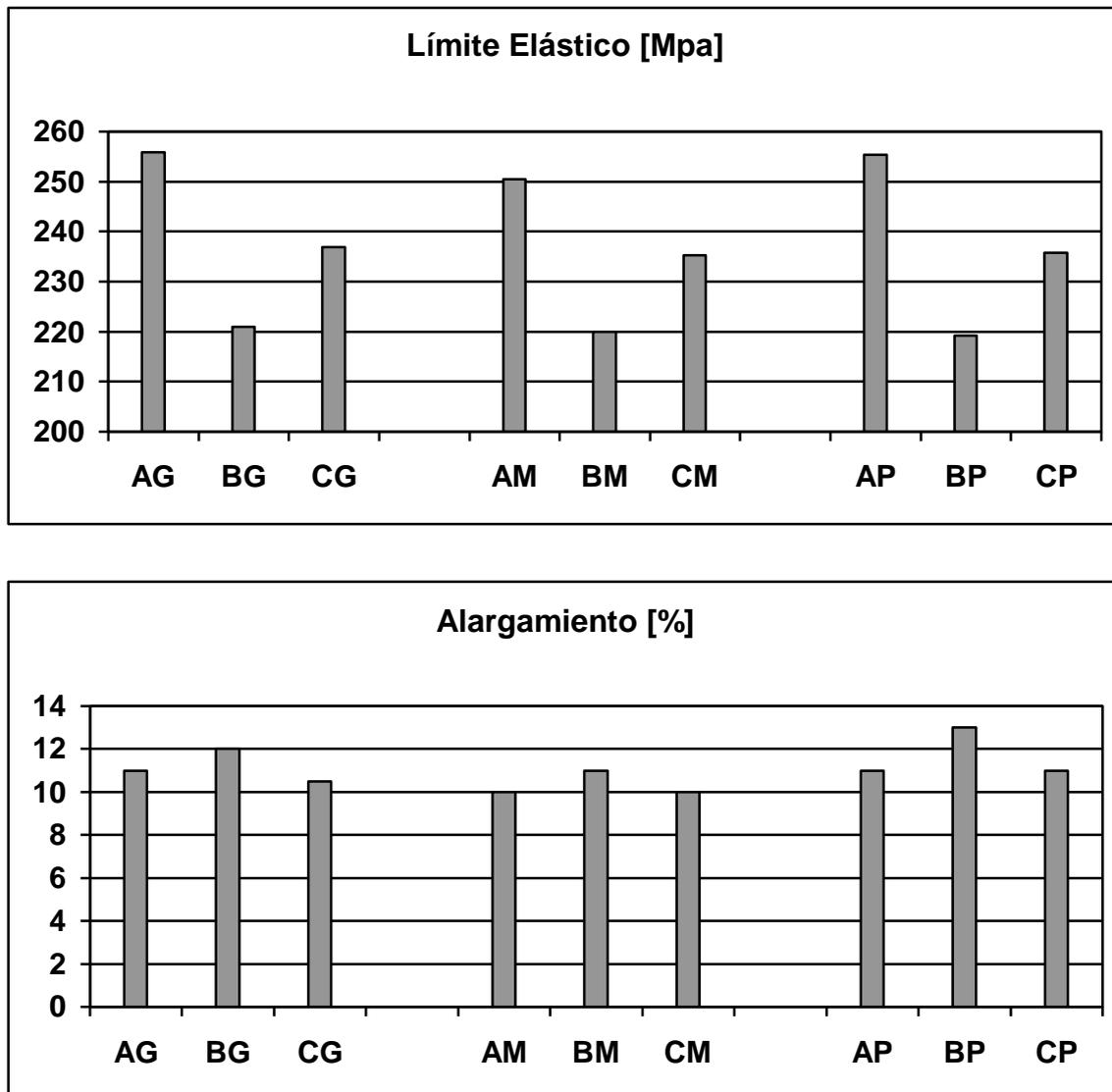


Figura 4.49: Gráficas comparativas de la Resistencia a la Tracción, Límite Elástico y Alargamiento para las tres escaleras A, B y C.

Se aprecia que la escalera A muestra valores mayores de Resistencia a la Tracción y Límite Elástico que la C, y ésta que la B, en todas las secciones. Por otra parte, la escalera B presenta el mayor alargamiento, como era de esperar al tener la menor resistencia; sin embargo, a pesar de la diferencia existente en tensión última entre las escaleras A y C, ambas presentan un porcentaje de alargamiento prácticamente igual.

4.6. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE IMPACTO CHARPY.

Se presentan en la tabla 4.16 los datos obtenidos al realizar, sobre 3 probetas para cada una de las nueve secciones objeto de estudio, los ensayos de impacto Charpy a -20°C , mostrándose el valor de KV [J], cuyo significado se especifica en el apartado correspondiente del capítulo de técnicas experimentales.

ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
8.79	8.98	9.89	13.76	13.04	14.28	14.31	12.82	12.51
8.57	8.73	9.89	12.51	13.42	14.92	12.76	12.39	14.7
9.32	8.48	8.79	12.79	13.07	15.25	14.34	10.67	15.09
Media: 8.89	Media: 8.73	Media: 9.52	Media: 13.02	Media: 13.18	Media: 14.82	Media: 13.8	Media: 11.96	Media: 14.1

Tabla 4.16. Valores de KV (J) obtenidos para las escaleras A, B y C a partir del ensayo de impacto Charpy a -20°C.

Se observa en la tabla 4.16 que la escalera A posee una resistencia al impacto a -20°C inferior a la de las escaleras B y C, que la presentan similar. De hecho, la escalera A no alcanza en ninguna de sus secciones el valor medio mínimo de 10 J al que obliga llegar la norma del material objeto de estudio (aunque supera en todos los casos el valor mínimo individual exigido de 7J); no hay que olvidar que este material debe resistir el impacto a -20°C, por lo que es ésta una propiedad mecánica de control prioritario, aunque hay que conseguir también otros valores mínimos en otras características mecánicas.

Para poder comparar mejor los datos de resistencia al impacto Charpy se presentan en un diagrama de barras en la figura 4.50.

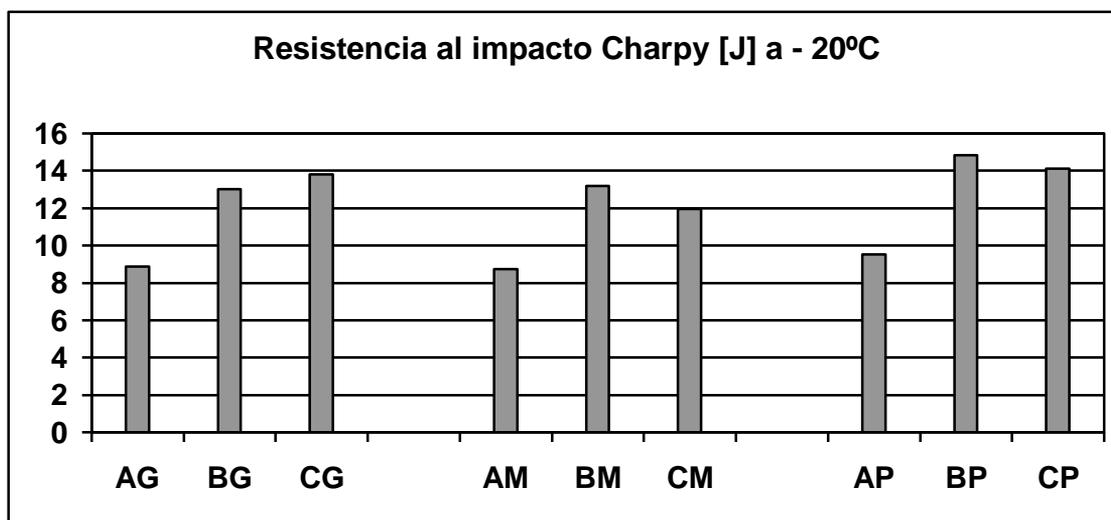


Figura 4.50. Gráfica comparativa de los valores de resistencia al impacto Charpy para las tres escaleras A, B y C.

Por otro lado, al haberse realizado los ensayos con un péndulo de impacto Charpy instrumentado, se consigue la historia carga-tiempo de la muestra ensayada, y también es posible obtener la curva carga-desplazamiento, lo que provee información adicional relativa a los puntos de fluencia general y cargas máxima y de fractura, en cuanto al tiempo en que ocurren, desplazamiento ocurrido y fuerza desarrollada. Además, también es posible calcular,

a partir de esos datos, las energías de iniciación de la fractura y de su propagación, denominándose esta última también energía remanente.

Todos estos datos, detallados en la sección 3.2.5 del capítulo de Materiales y Técnicas Experimentales permiten identificar más claramente las diversas etapas en el proceso de fractura, y por ello se presentan sus valores medios en la tabla 4.17. Asimismo, en el anexo de resultados (Anexo V) se muestran las gráficas carga frente al tiempo de cada una de las veintisiete probetas ensayadas, para apreciar más claramente aspectos tales como, por ejemplo, si la fractura se inició a una carga mayor o menor, y por tanto, si la energía remanente es superior o inferior entre las distintas probetas.

F : [kN] t : [ms] s : [mm] W, K _r : [J]	ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
	AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
F_{gy}	8.84	8.03	6.6	6.85	4.97	5.9	3.13	--	5.32
F_m	10.44	11.03	10.74	9.87	9.12	9.44	9.32	11.13	10.46
F_{iu}	9.92	9.64	10.65	8.54	9.03	9.24	9.48	--	10.62
F_a	5.11	5.15	4.83	7.51	7.68	8.78	8.88	--	8.09
t_{gy}	0.044	0.035	--	0.033	0.031	--	0.017	0.032	--
t_m	0.07	0.07	0.09	0.08	0.11	0.1	0.09	0.07	0.08
t_{iu}	0.0915	0.1	0.12	0.129	0.12	0.13	0.129	--	0.08
t_a	0.11	0.111	--	0.135	0.088	--	0.132	--	--
s_{gy}	0.24	0.19	0.14	0.19	0.26	0.21	0.09	0.18	0.24
s_m	0.38	0.39	0.48	0.43	0.57	0.55	0.51	0.35	0.45
s_{iu}	0.5	0.53	0.65	0.71	0.68	0.74	0.70	--	0.43
s_a	0.59	0.605	--	0.74	0.48	--	0.72	--	--
W_{gy}	1.63	1.14	0.93	1.09	1.1	1.23	0.57	1.19	1.48
W_m	2.95	3.08	3.97	3.24	4.59	4.33	4.12	2.65	3.46
W_{iu}	3.98	4.28	5.54	5.54	5.62	6.02	6.02	--	3.16
W_a	4.69	4.78	6.24	5.82	5.92	6.04	6.20	--	3.52
W_r	3.55	4.75	--	6.29	7.1	--	8.32	11.34	--
W_t	8.11	7.94	8.92	12.58	12.99	14.8	13.58	11.34	13.87

Tabla 4.17. Valores medios obtenidos a partir del ensayo de Charpy instrumentado. Leyenda: F: fuerza; t: tiempo; s: desplazamiento; W: energía absorbida. Subíndices: gy: comienzo de la fluencia; m: máxima carga; iu: inicio de la fractura inestable; a: final de la fractura inestable; r: remanente; t: total.

Respecto a los datos obtenidos para averiguar la evolución de la resistencia al impacto con la temperatura y para determinar la temperatura de transición dúctil-frágil (TTDF), se muestran en la tabla 4.18.

Datos en Julios	ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
	AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
- 5°C	11 16	13 15.5	14 11.5	18 18.5	13.5 18	19.5 20	15 14	16.5 15	15 14
	Media: 13.5	Media: 14.25	Media: 13	Media: 18	Media: 16	Media: 20	Media: 14.5	Media: 16	Media: 14.5
- 20°C	10 11	9 13	14 12	14 19	15 12	15 17	12 15	18 14	14.5 17.5
	Media: 10.5	Media: 11	Media: 13	Media: 16.5	Media: 13.5	Media: 16	Media: 13.5	Media: 16	Media: 16
- 35°C	8 11	10 10	9.5 9	11.5 17	13 15	17 13	12.5 12.5	16 16	15 14
	Media: 9.5	Media: 10	Media: 9	Media: 14	Media: 14	Media: 15	Media: 12.5	Media: 16	Media: 14.5
- 45°C	7 7	7 6.5	--- ---	11.5 10.5	11 10.5	14 13	9 10	11 12	14 ---
	Media: 7	Media: 7	Media: ---	Media: 11	Media: 11	Media: 13.5	Media: 9.5	Media: 11.5	Media: 14

Tabla 4.18. Resultados de los ensayos de Charpy a – 5°C, -20°C, - 35°C y – 45°C para las nueve secciones investigadas.

Para apreciar mejor la evolución de la resistencia al impacto en función de la temperatura, se muestran los datos presentes en la tabla 4.18 en las figuras 4.51 a 4.53 (comparación entre el mismo tamaño de sección y diferente composición química) y 4.54 a 4.56 (comparación entre las distintas secciones de una misma composición química).

Observando las figuras 4.51 a 4.53, se observa que la escalera A presenta los menores valores de resistencia al impacto en las tres secciones a cualquier temperatura, probablemente por su mayor contenido en silicio; la escalera B muestra mayor resistencia al impacto que la C en la sección grande a cualquier temperatura y sin embargo, menor en la sección mediana. En la sección pequeña, las escaleras B y C resisten prácticamente igual al impacto a partir de -20°C.

Respecto a la influencia del espesor de la sección en la TTDF, para las escaleras A y B apenas es apreciable, aunque la sección pequeña muestra la mejor resistencia al impacto en casi todas las temperaturas; sin embargo, en la escalera C, la sección grande presenta claramente menores valores de resistencia al impacto a cualquier temperatura.

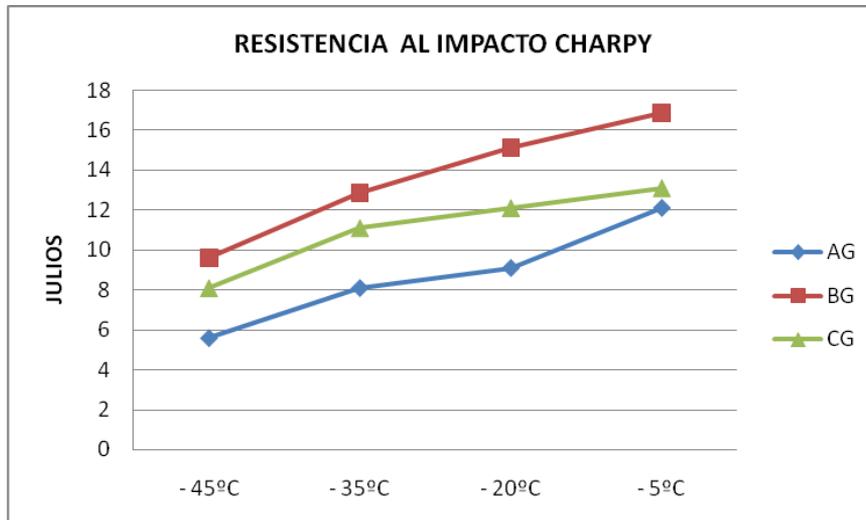


Figura 4.51. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grandes de las tres escaleras A, B y C.

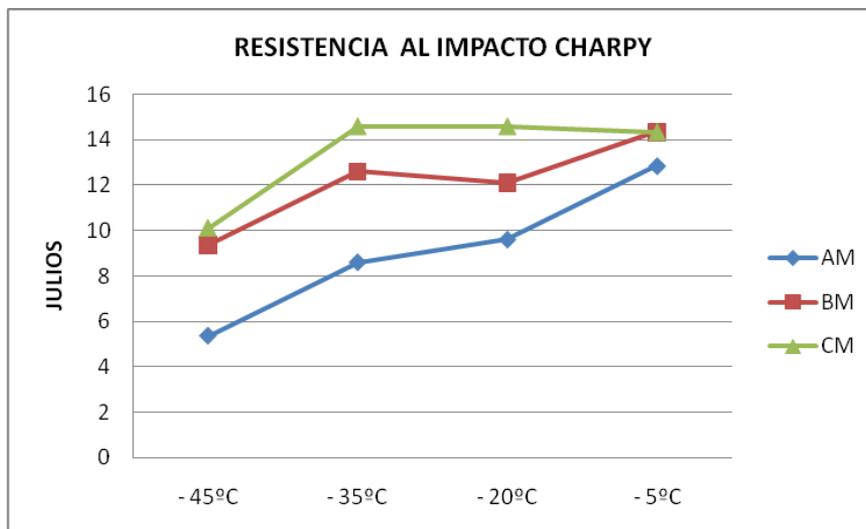


Figura 4.52. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones medianas de las tres escaleras A, B y C.

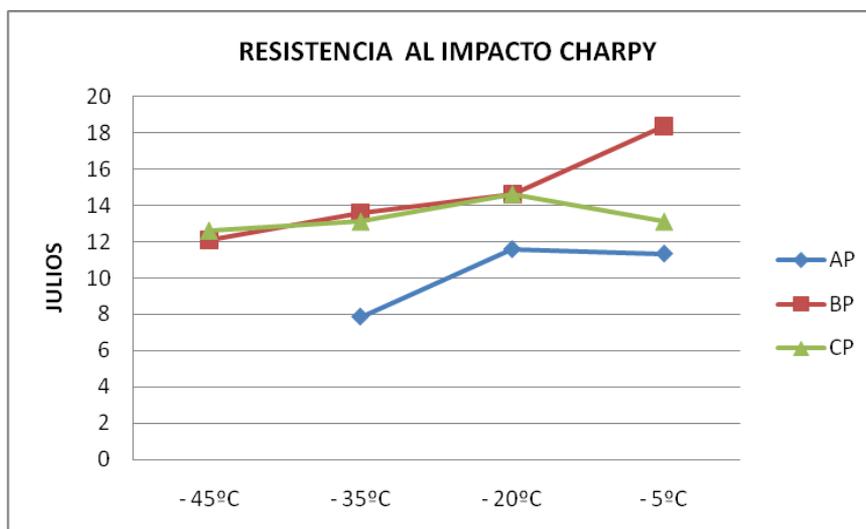


Figura 4.53. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones pequeñas de las tres escaleras A, B y C.

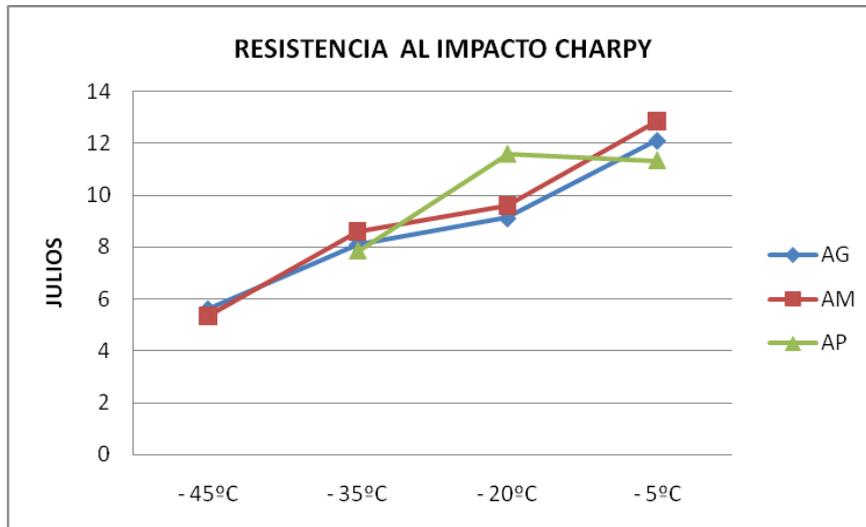


Figura 4.54. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera A.

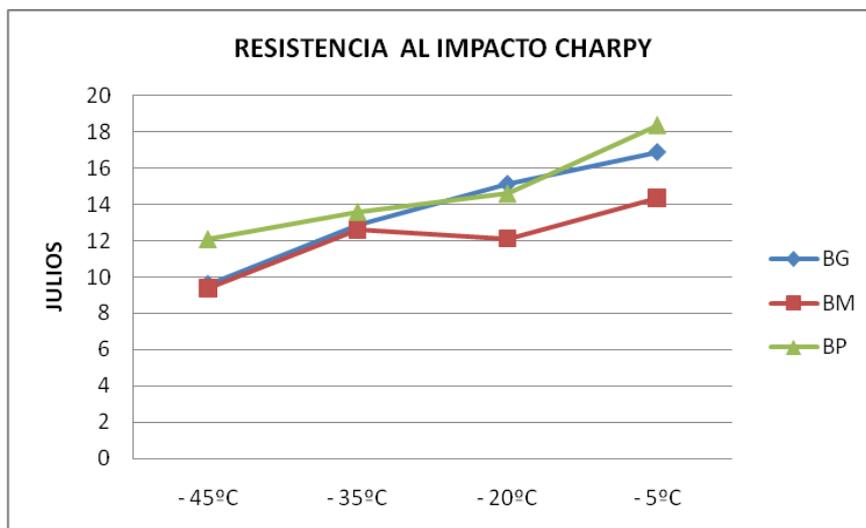


Figura 4.55. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera B.

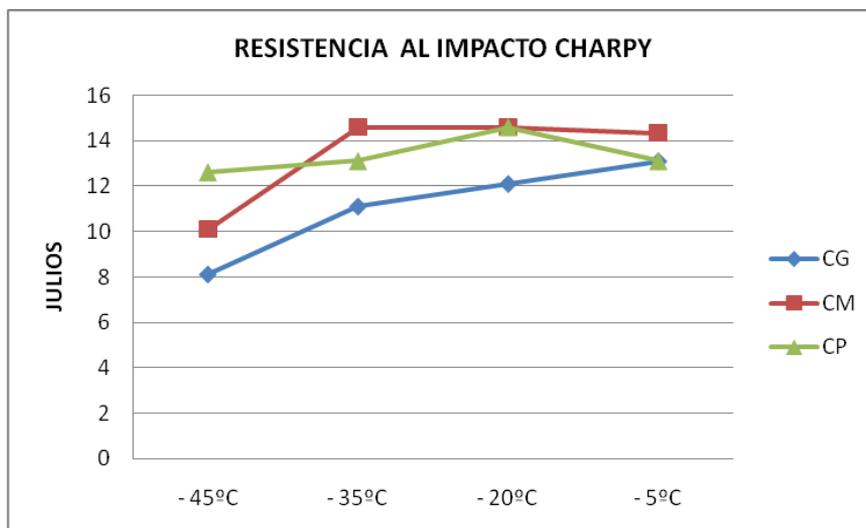


Figura 4.56. Gráfica comparativa de la resistencia al impacto Charpy frente a la temperatura entre las secciones grande, mediana y pequeña de la escalera C.

4.7. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE TENACIDAD A LA FRACTURA.

Se presentan en la tabla 4.19 los valores de J_Q y K_{JC} , obtenidos para cada una de las dieciocho probetas ensayadas, dos por cada una de las nueve secciones a estudiar. J_Q se ha conseguido a partir de la curva $J_{\Delta a}$, y K_{JC} , mediante la fórmula adecuada a partir de J_Q .

J_Q : kJ/m ²	ESCALERA A			ESCALERA B			ESCALERA C		
	AG	AM	AP	BG	BM	BP	CG	CM	CP
J_Q	45 51	24 40	21 26	53 51	46 33	26 20	52 36	30 33	32 32
	Media: 48	Media: 32	Media: 23.5	Media: 52	Media: 39.5	Media: 23	Media: 44	Media: 31.5	Media: 32
K_{JC}	91 96.5	67 86	61 69	99 97	92 78	68 61	98 81	74 77	76 76
	Media: 94	Media: 76	Media: 65	Media: 98	Media: 85	Media: 65	Media: 89	Media: 75.5	Media: 76

Tabla 4.19. Valores de J_Q y K_{JC} , obtenidos para las nueve secciones objeto de estudio.

Observando los resultados, se distingue que es en los espesores grandes de cada una de las escaleras donde el material posee mayor tenacidad de fractura, y esta propiedad va disminuyendo según empequeñece el tamaño de la sección, salvo en la escalera C, que prácticamente muestra los mismos valores de J_Q y K_{JC} en las secciones mediana y pequeña.

Para poder comparar mejor los datos de K_{JC} se presentan en un diagrama de barras en la figura 4.57.

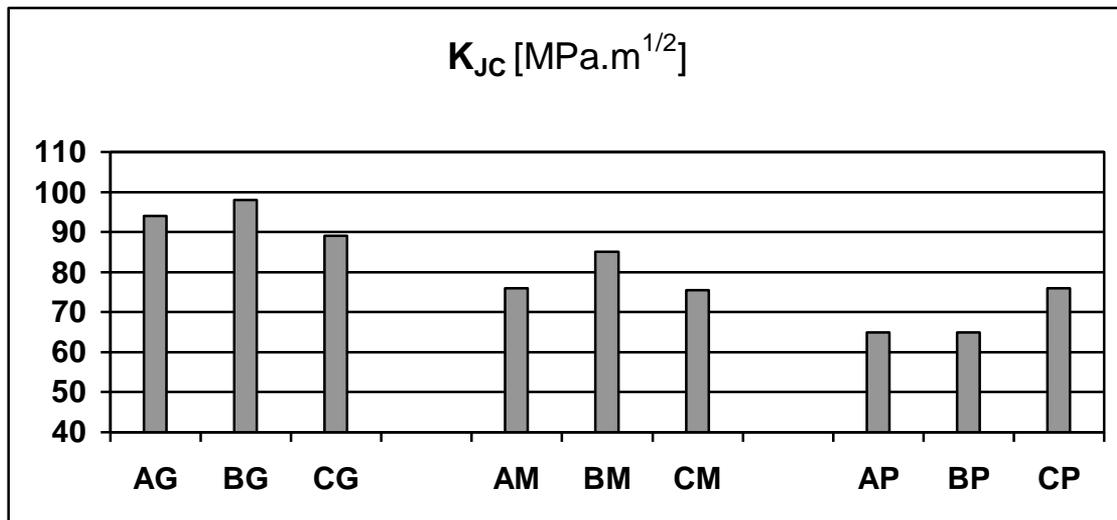


Figura 4.57. Gráfica comparativa de los valores de tenacidad a fractura K_{Jc} para las tres escaleras A, B y C.

Debido a que el ensayo que conduce a la obtención del valor candidato a J_{Ic} , J_Q , es muy laborioso, tanto en su ejecución e interpretación de datos intermedios, como en la comprobación de varios requisitos que solicita la norma ASTM E-813 (1989), se ofrece en el anexo de resultados (anexo VI), para cada una de las probetas, información complementaria sobre los siguientes aspectos: a) la gráfica carga frente a desplazamiento del extensómetro, necesaria para obtener en cada proceso carga-descarga la flexibilidad C_i correspondiente; b) la gráfica carga frente a desplazamiento de la línea de carga, necesaria para hallar en los mismos puntos de carga-descarga anteriores el área adecuada bajo la curva; c) todos los datos empleados hasta llegar a obtener los pares de valores (J , Δa); d) la gráfica fundamental que relaciona J con Δa , en la que se incluyen las líneas de exclusión, para apreciar si se verifican las condiciones que pide la norma; e) una fotografía de la superficie de fractura obtenida, que muestra las regiones de preagrietamiento por fatiga, rotura estable y rotura frágil, y una microfotografía de la grieta realizada a fatiga; f) el proceso de validación del candidato J_Q como J_{Ic} , analizando si se cumplen los siete requisitos finales que impone la norma; g) una conclusión sobre lo observado en los apartados anteriores, y el cálculo de K_{Jc} -para su uso siempre bajo condiciones elásticas-, a partir del valor calculado J_Q .

Toda esta información puede ayudar a comprender el comportamiento del material frente a la tenacidad de la fractura, en especial la gráfica $J-\Delta a$, donde se pueden apreciar distintas pendientes en la curva de ajuste, lo que contribuye a intuir el valor de J_Q obtenido.

Hay que destacar que se habla en todo momento de J_Q , y no de J_{Ic} , ya que, según se explica para cada probeta en el anexo de resultados, no se han podido verificar todos los requisitos que impone la norma, al no disponer de un equipo adecuado para medir las longitudes de grieta ocurridas sobre la superficie de fractura. No obstante, quizá la condición más importante que no se ha podido comprobar -no quiere decir que no se cumpla-, es la medida de la grieta inicial por fatiga a_0 sobre la fractura real, y esto se ha solucionado hallando este dato de la misma forma que el resto de valores de crecimiento de grieta a_i , a

partir de la flexibilidad correspondiente según el método de las flexibilidades. Es por esta razón que se piensa que no debería ocurrir un error apreciable al considerar, en este sentido, J_Q como J_{IC} , pero hasta no comprobarlo con la instrumentación adecuada, además de verificar otros requisitos adicionales, no se puede hablar de J_{IC} .

Para comprender mejor los aspectos comentados, se presentan a continuación los pasos seguidos en la obtención del valor de J_Q para una de las probetas de la sección AG, encontrándose todas las demás en el anexo de resultados. Es interesante observar la micrografía de la grieta inicial por fatiga en la figura 4.62, ya que se aprecia en ella como la grieta va buscando su apertura a través de los nódulos de grafito, y aunque se trata de una imagen superficial, puede ser indicativo de lo que ocurre en el interior de la probeta. Este hecho apoya la teoría de que a temperatura ambiente los nódulos de grafito actúan como iniciadores de grieta.

Obtención del valor de J_{IC} y K_{Jc} para la probeta “AG (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:

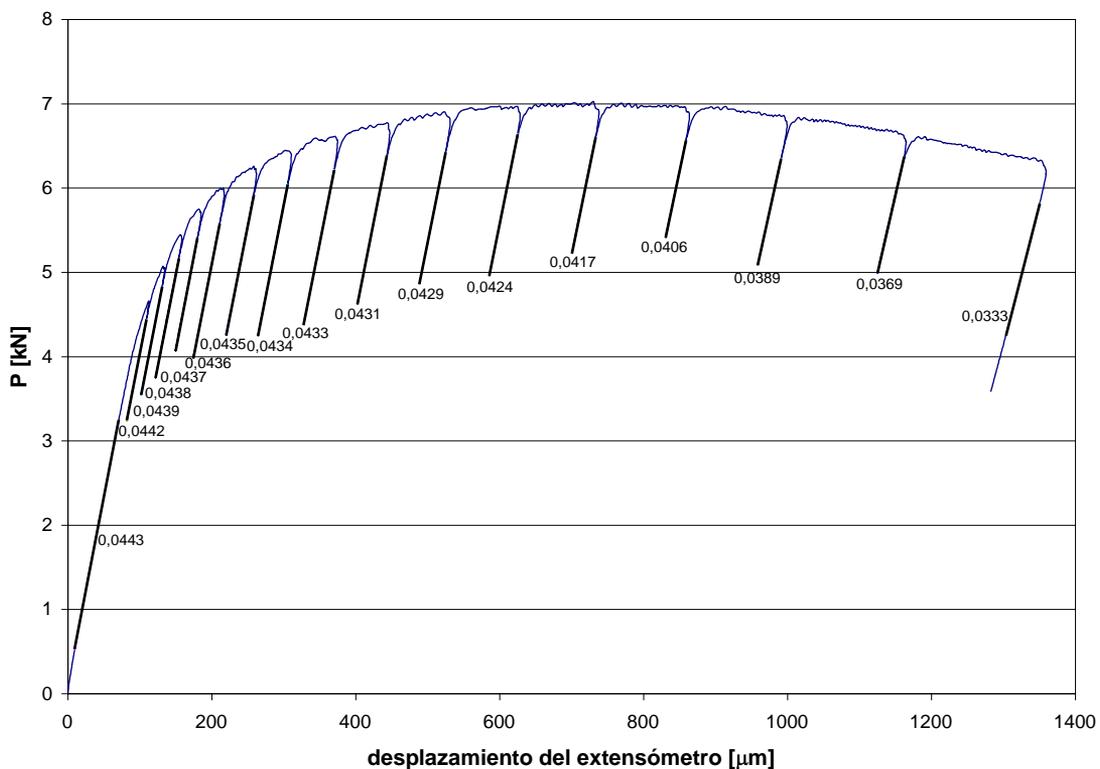


Figura 4.58. Gráfica Carga vs. desplazamiento del extensómetro

b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

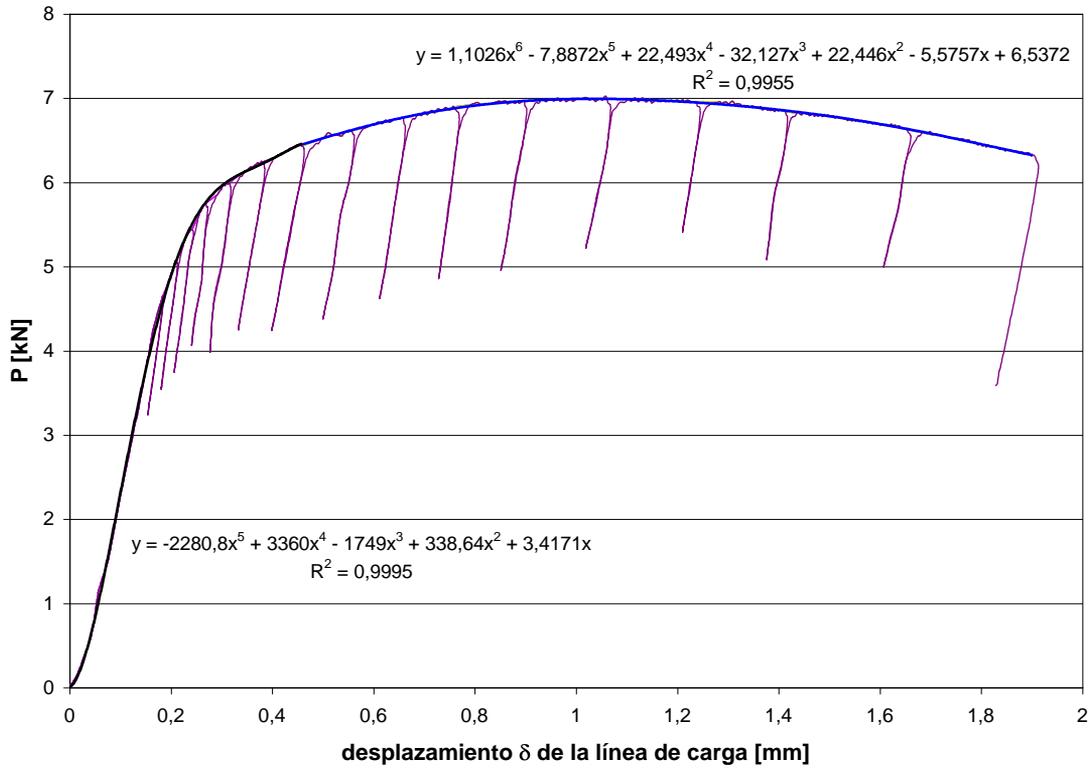


Figura 4.59. Gráfica Carga vs. desplazamiento de la línea de carga

c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,99155	0,31616094	22,9358	19,1392299	26,34	19,23	0,10919845	19,2187432
6,22654	0,38419209	22,9885	19,1392299	26,34	19,23	0,10908687	19,2301735
6,42781	0,45986166	23,0415	19,1392299	26,34	19,23	0,10897502	19,2416355
6,60726	0,55587084	23,0947	19,1392299	26,34	19,23	0,1088631	19,2531073
6,7687	0,65690635	23,2019	19,1392299	26,34	19,23	0,10863868	19,2761219
6,9013	0,75815645	23,31	19,1392299	26,34	19,23	0,10841382	19,2991936
6,96432	0,89508458	23,5849	19,1392299	26,34	19,23	0,10784849	19,357259
6,99423	1,06055941	23,9808	19,1392299	26,34	19,23	0,10705024	19,4393892
6,95669	1,2371913	24,6305	19,1392299	26,34	19,23	0,10577927	19,5704995
6,84896	1,40703295	25,7069	19,1392299	26,34	19,23	0,10377327	19,7782857
6,62709	1,65277951	27,1003	19,1392299	26,34	19,23	0,10134418	20,0312796
6,32145	1,90218697	30,03	19,1392299	26,34	19,23	0,09676445	20,5123324
1		22,5734				0,1099755	19,1392299

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_0/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03386932	0,50451688	1,6170621	0,43393507	1,02993776	5,04817986	6,07811762	0,07951327
0,03393258	0,87175619	1,6170621	0,4509541	1,11231084	8,72276474	9,83507558	0,09094362
0,03399619	1,30715764	1,6170621	0,46553098	1,18538292	13,0793779	14,2647608	0,10240563
0,03406004	1,89339006	1,6170621	0,47852756	1,25249326	18,9452009	20,1976941	0,11387736
0,03418867	2,53001925	1,6170621	0,49021977	1,31444717	25,3152923	26,6297395	0,13689196
0,03431834	3,18693228	1,6170621	0,49982326	1,36645212	31,8883432	33,2547953	0,15996369
0,03464799	4,11232417	1,6170621	0,50438746	1,39152188	41,1477851	42,539307	0,21802914
0,0351224	5,24902595	1,6170621	0,50655367	1,40350002	52,5215871	53,9250871	0,30015927
0,03590012	6,47113753	1,6170621	0,50383486	1,38847449	64,7499967	66,1384712	0,43126959
0,03718647	7,64054411	1,6170621	0,49603256	1,34580415	76,4510418	77,796846	0,63905579
0,03884785	9,31950211	1,6170621	0,47996374	1,26002262	93,2506423	94,5106649	0,89204972
0,04232811	10,9428892	1,6170621	0,45782791	1,14647877	109,494201	110,64068	1,37310253

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:

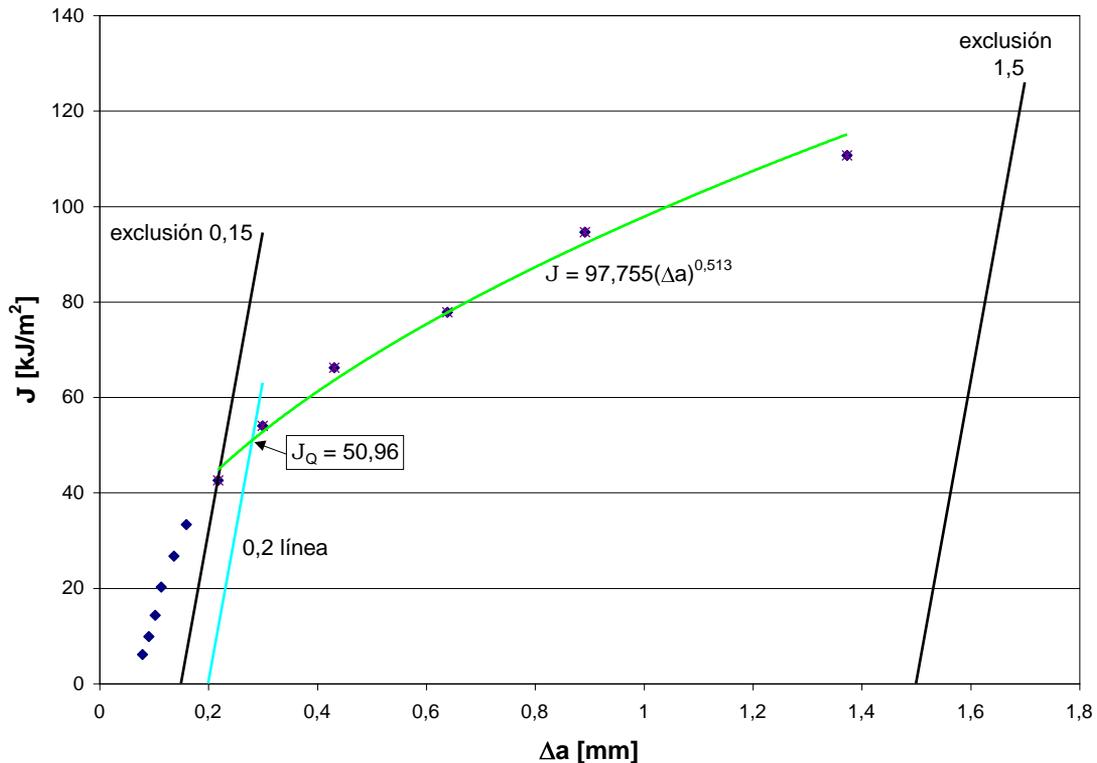


Figura 4.60. Gráfica J vs. Δa para la obtención de J_Q .

e) En la figura 4.61 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura 4.62 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

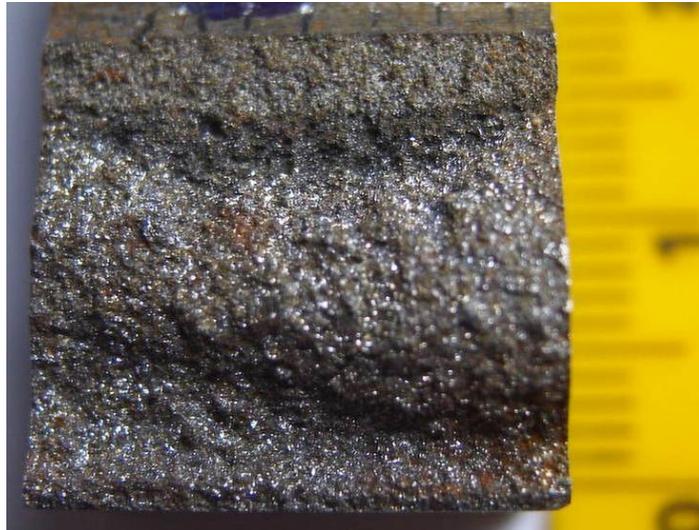


Figura 4.61. Superficie de fractura donde se observa la pregrieta inicial a fatiga (zona superior), la zona de crecimiento de grieta estable (más oscura) y la zona de rotura frágil (más brillante) una vez concluido el ensayo.

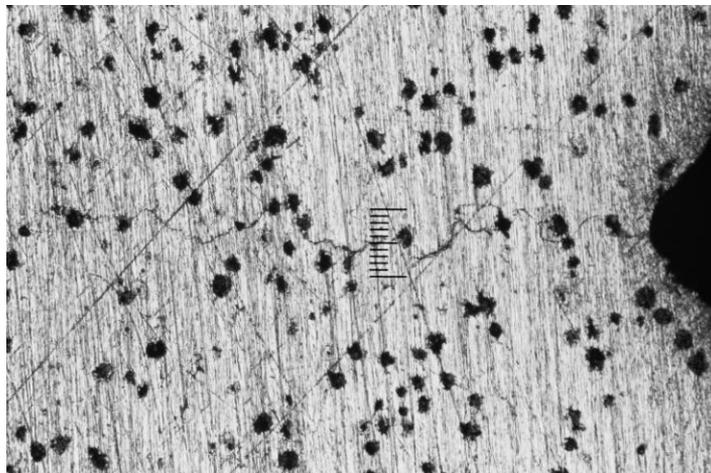


Figura 4.62. Pregrieta inicial realizada a fatiga. La regleta representa 200 μm .

f) Validación de J_Q como J_{IC} . Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 50.96$ MPa·mm y $\sigma_Y = 314.9$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 50.148(\Delta a)^{-0.487}$, y su valor en Δa_Q (0.281 mm) es 93.1 Mpa, menor que σ_Y (314.9 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.

- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

g) Conclusión: a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_0 empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_0 y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000 \text{ Mpa}$, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 50.96 \text{ MPa}\cdot\text{mm}$:

$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 96.5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

4.8. RESULTADOS DEL ESTUDIO FRACTOGRÁFICO.

Se ha realizado el estudio de las superficies de las fracturas resultantes de los ensayos de impacto Charpy, de tracción y de tenacidad a la fractura, con la intención de obtener información suplementaria sobre la posible trayectoria que ha seguido la rotura, y el tipo de ésta, para así poder prevenirla mejor, a partir de las relaciones que se establezcan con las propiedades mecánicas y los análisis químico y microestructural.

En todos los casos se ha realizado un estudio fractográfico a nivel macroscópico, mediante la estimación visual de unos rasgos determinados, y un estudio fractográfico de alcance microscópico, empleando el microscopio electrónico de barrido, a través de la detección de electrones secundarios.

4.8.1. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a tracción.

Se presentan en las figuras 4.64 a 4.83, para cada sección a estudiar, dos microfotografías, una a 75x que muestra una parte amplia de la superficie de fractura y otra a 270x donde se aprecian mejor los rasgos de la rotura; en algún caso en que se ha considerado interesante, se ha añadido alguna microfotografía más a mayores aumentos, como en las secciones AG y AP.

En general, todas las secciones presentan un comportamiento dúctil, con coalescencia de microhuecos equiáxicos nucleados en los nódulos y partículas de grafito. El aspecto equiáxico es consecuencia del tipo de carga que ha provocado la rotura, uniaxial. No obstante, en algún caso, tal como en la sección AG, aparece una pequeña zona de clivaje (ver figura

4.65 y una ampliación de una zona de la misma en la figura 4.66), pero se relaciona su ocurrencia con la perlita.

El comportamiento frente a la fractura que aparece en las fotografías era el esperado, pero durante la observación de las probetas han llamado la atención unas zonas muy planas y de un tamaño considerable, de entre 0.2 y 0.8 mm (véase por ejemplo las figuras 4.69, 4.74, 4.78, 4.80, 4.83). En principio, dada esta apariencia plana sin escalonamientos, se estima que se trata de inclusiones muy frágiles, que han precisado de muy poca energía para fracturarse. Por otro lado, al no aparecer estas posibles inclusiones en las superficies de fractura de los ensayos de impacto y de tenacidad a la fractura, y tampoco en la caracterización microestructural, puede deberse su ocurrencia en las superficies de tracción a que en este ensayo generalmente rompe la probeta por su sección más débil, mientras que no tiene por qué ocurrir así en los de Charpy y J_{IC} , que obligan a que la rotura se produzca prácticamente en una sección concreta.

Para obtener más información sobre estas zonas planas, se ha analizado una de ellas por cada sección mediante microanálisis semicuantitativo EDX, obteniéndose los datos que se presentan en las tablas siguientes:

AG			AM			AP		
elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico
C K	5.66	20.74	C K	20.58	50.02	C K	5.28	18.00
O K	1.92	5.28	O K	5.97	10.89	O K	6.29	16.07
Si K	1.50	2.34	Si K	1.33	1.38	Si K	1.58	2.31
Fe K	90.93	71.64	Fe K	72.12	37.71	Fe K	86.85	63.62
	total: 100	total: 100		total: 100	total: 100		total: 100	total: 100

Tabla 4.20: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción AG, AM y AP.

BG			BM			BP		
elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico
C K	29.80	59.37	C K	33.83	66.46	C K	24.85	55.88
O K	9.61	14.37	O K	8.06	11.52	O K	6.46	10.90
Si K	0.70	0.59	Si K	0.51	0.42	Si K	--	--
Fe K	59.90	25.67	Fe K	57.60	23.60	Fe K	68.69	33.22
	total: 100	total: 100		total: 100	total: 100		total: 100	total: 100

Tabla 4.21: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción BG, BM y BP.

CG			CM			CP		
elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico	elemento	% peso	%atómico
C K	34.77	66.75	C K	28.36	60.22	C K	27.85	58.57
O K	5.98	8.61	O K	5.95	9.49	O K	7.54	11.90
Si K	0.43	0.35	Si K	0.64	0.58	Si K	0.68	0.61
Fe K	58.82	24.28	Fe K	65.06	29.71	Fe K	63.94	28.92
	total: 100	total: 100		total: 100	total: 100		total: 100	total: 100

Tabla 4.22: % en peso y % atómico de los elementos encontrados en el microanálisis (EDX) de las zonas planas localizadas en las superficies de fractura de las probetas de tracción CG, CM y CP.

Atendiendo a los datos que aparecen en las tablas 4.20 a 4.22, se observa que para las escaleras B y C, en todas sus secciones, aparecen unos valores similares, que incluyen, en porcentaje atómico, un contenido de carbono elevado, algo de oxígeno, un ligero contenido en silicio y porcentaje de hierro de aproximadamente el doble que de carbono. Sin embargo, la escalera A, aunque en la sección mediana se acerca a los contenidos encontrados para las otras dos escaleras, en las secciones grande y pequeña presenta contenidos atómicos de carbono de aproximadamente la mitad, porcentajes de oxígeno también inferiores, contenidos en silicio más elevados y un porcentaje de hierro, en este caso, de aproximadamente el doble que el de carbono.

Comparando estas cifras con las obtenidas para el microanálisis de la matriz de las diferentes secciones en la caracterización microestructural (tablas 4.6 a 4.8), vemos que apenas se corresponden, por lo que se puede pensar que estas zonas planas encontradas en las microfotografías de fractura sean realmente inclusiones.

Por otro lado, aunque no se presenta en este estudio ningún dato cuantitativo sobre la proporción de éstas posibles inclusiones en las distintas secciones, se realizó una estimación visual, concluyéndose que aparecían en mayor número en las secciones pequeñas de cada escalera.

Se muestra en la figura 4.63 el espectro de rayos X correspondiente al microanálisis que aparece en la tabla 4.20 para la sección AG. El resto de espectros puede consultarse en el anexo de resultados (anexo VII).

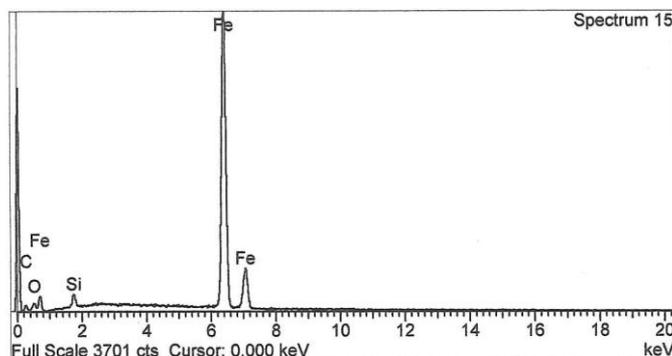


Figura 4.63. Espectro correspondiente al microanálisis para la sección AG en la tabla 4.20.

ESCALERA A, SECCIÓN GRANDE (AG), TRACCIÓN

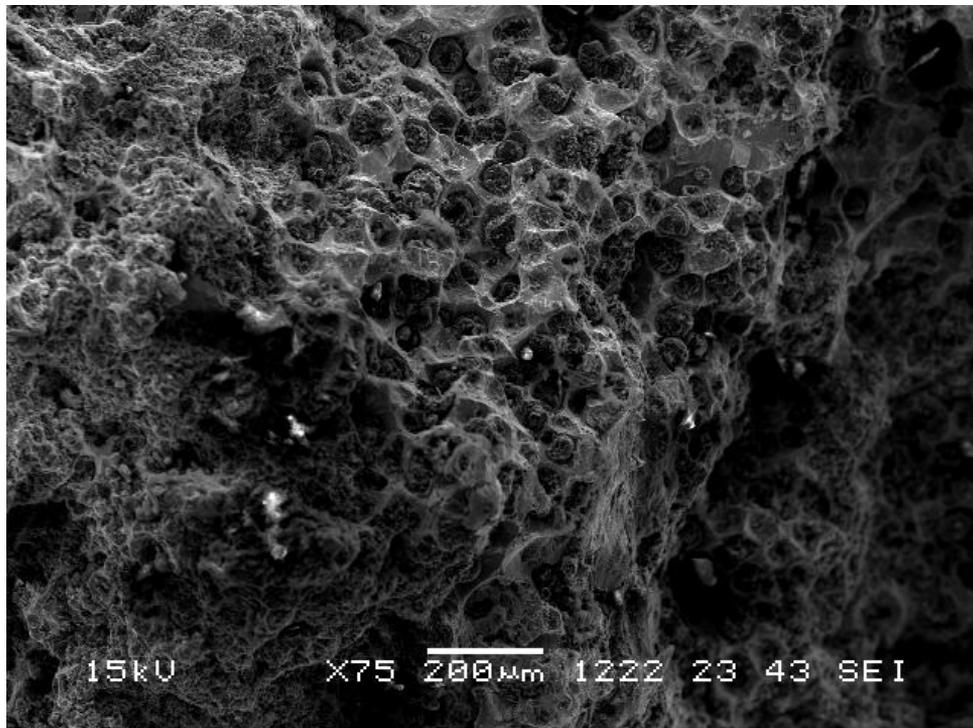


Figura 4.64. Superficie de fractura de la sección AG debida al ensayo de tracción.

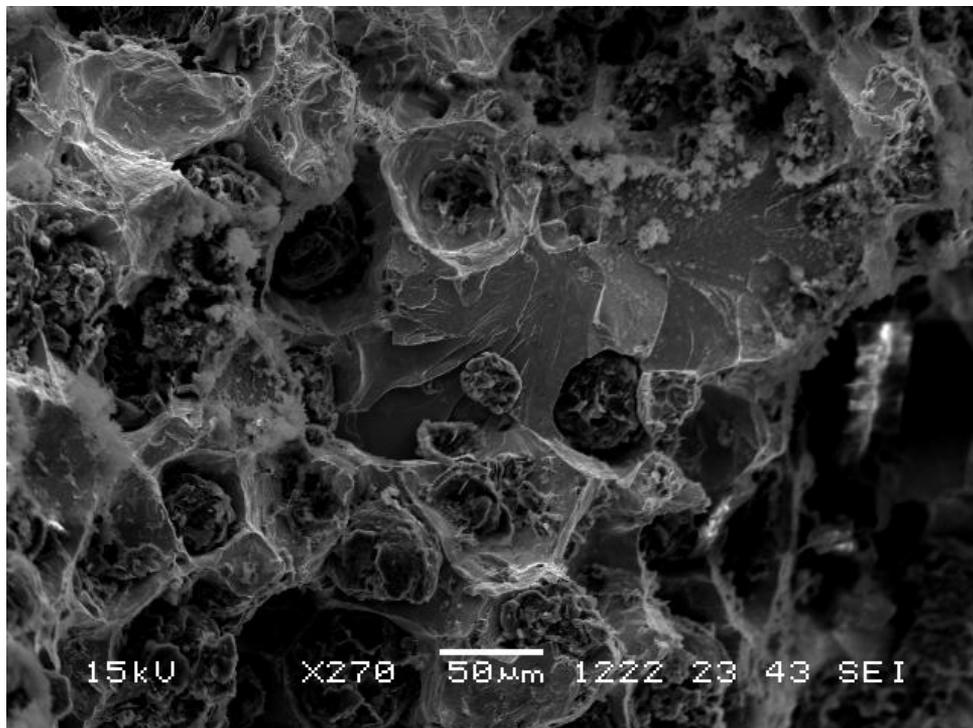


Figura 4.65. Región de la figura 4.64 ampliada.

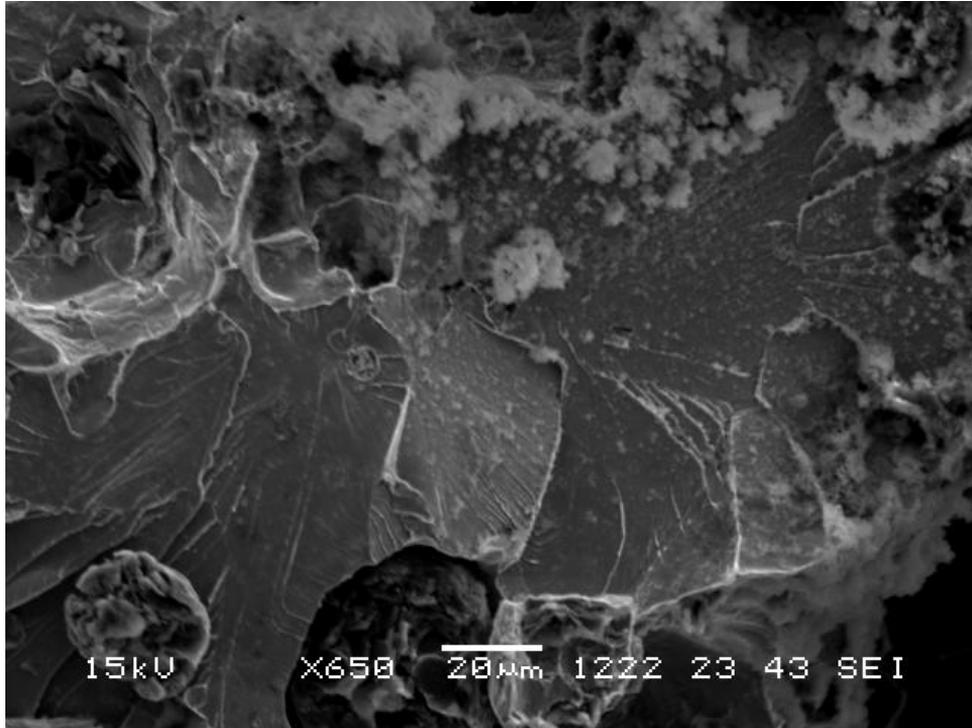


Figura 4.66. Región de la figura 4.65 ampliada.

ESCALERA A, SECCIÓN MEDIANA (AM), TRACCIÓN

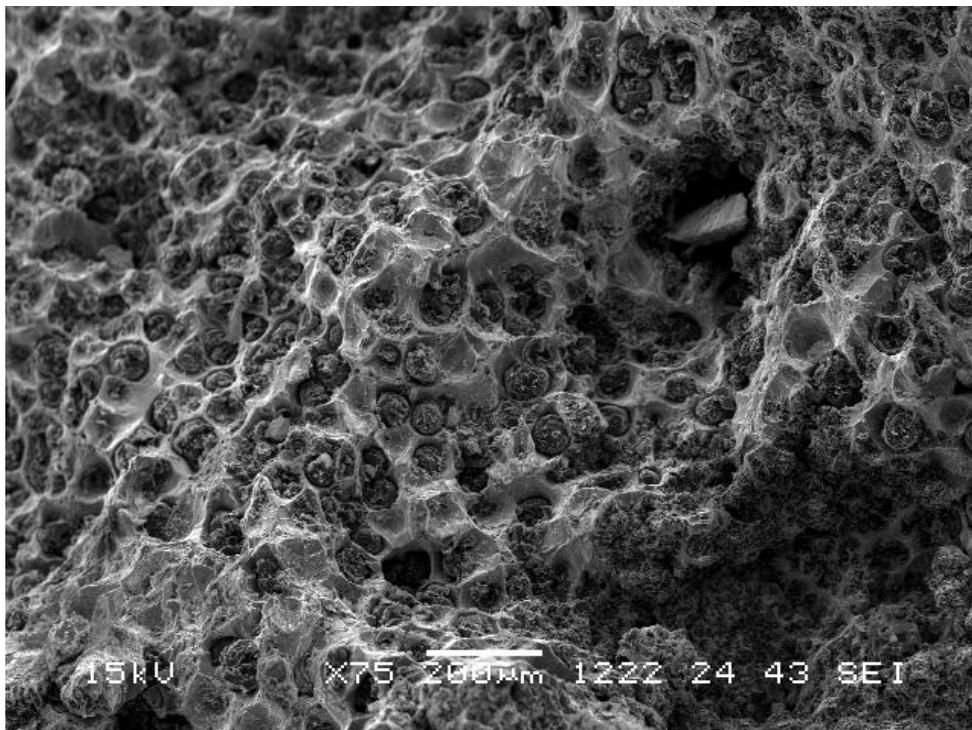


Figura 4.67. Superficie de fractura de la sección AM debida al ensayo de tracción.

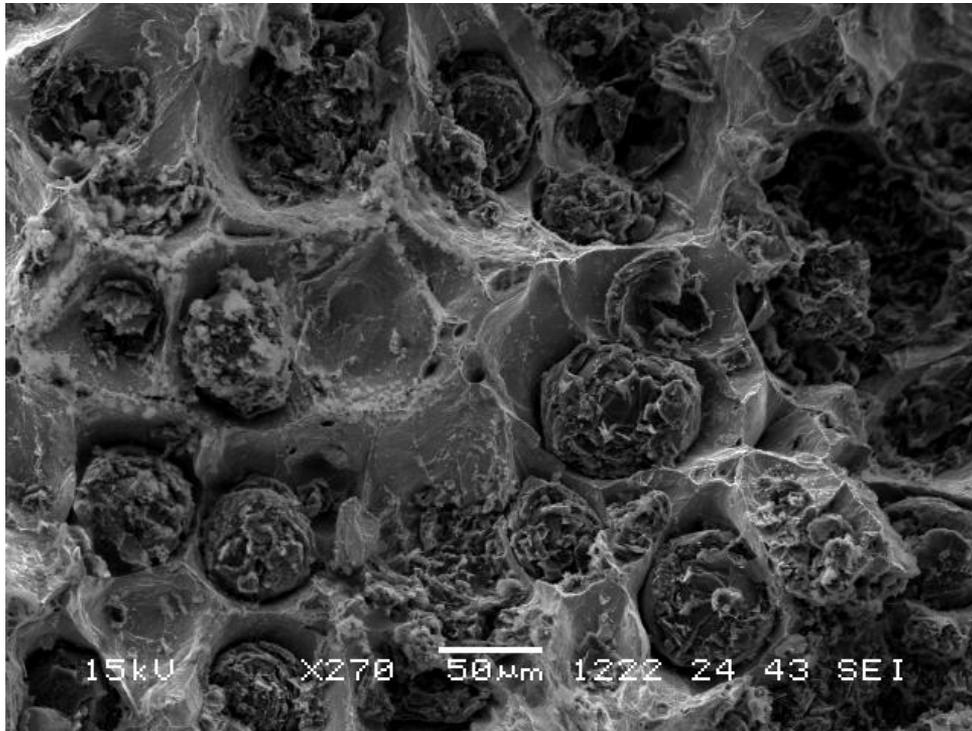


Figura 4.68. Región de la figura 4.67 ampliada.

ESCALERA A, SECCIÓN PEQUEÑA (AP), TRACCIÓN

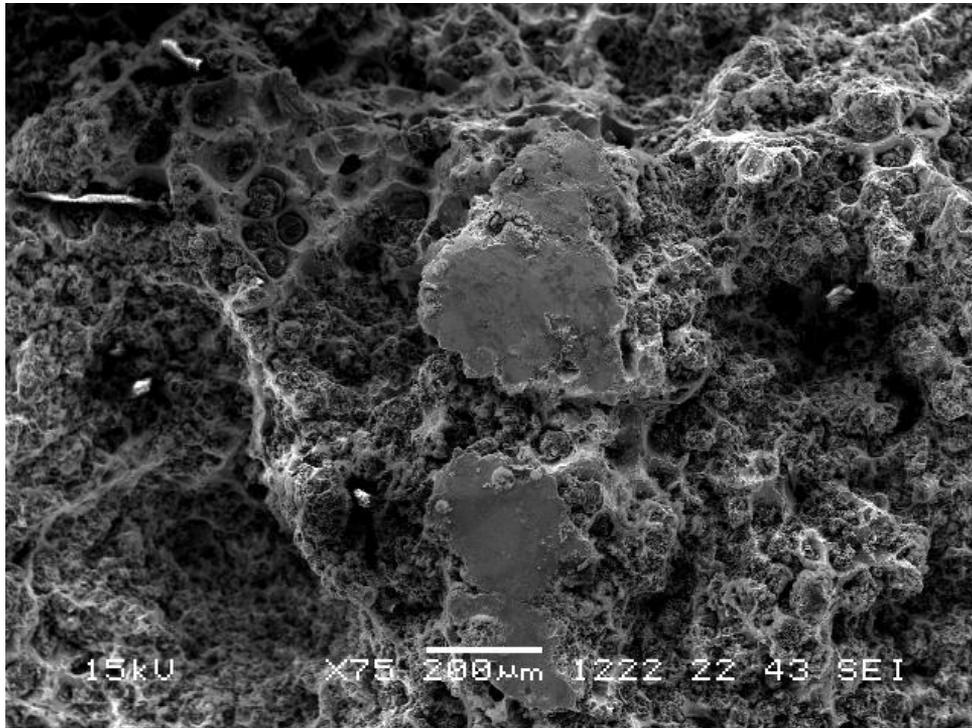


Figura 4.69. Superficie de fractura de la sección AP debida al ensayo de tracción.

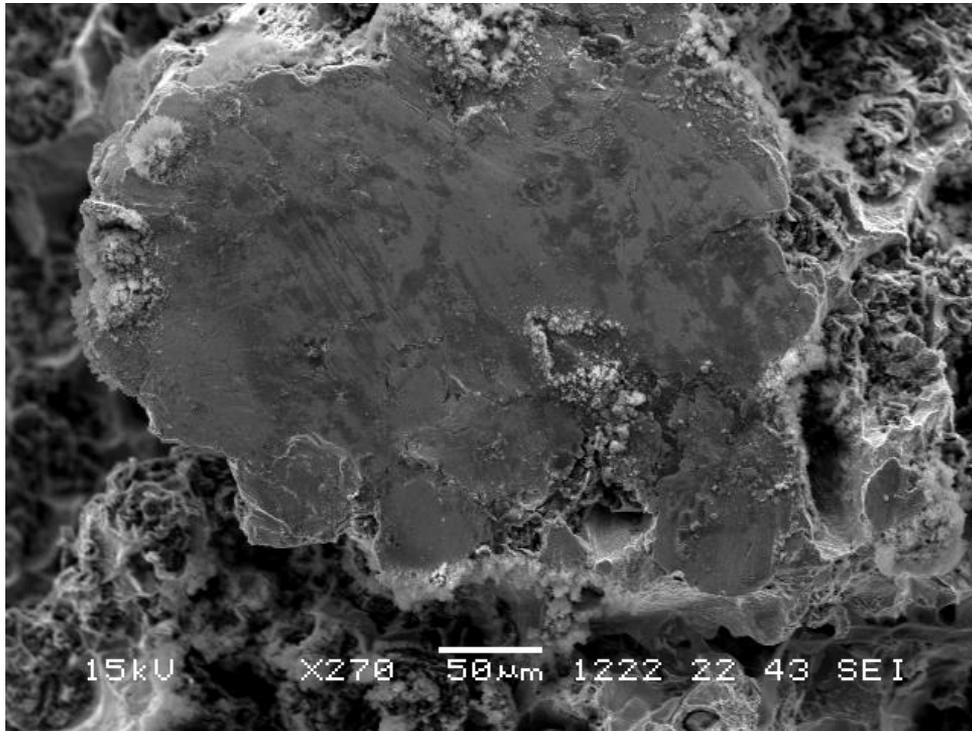


Figura 4.70. Región de la figura 4.69 ampliada.

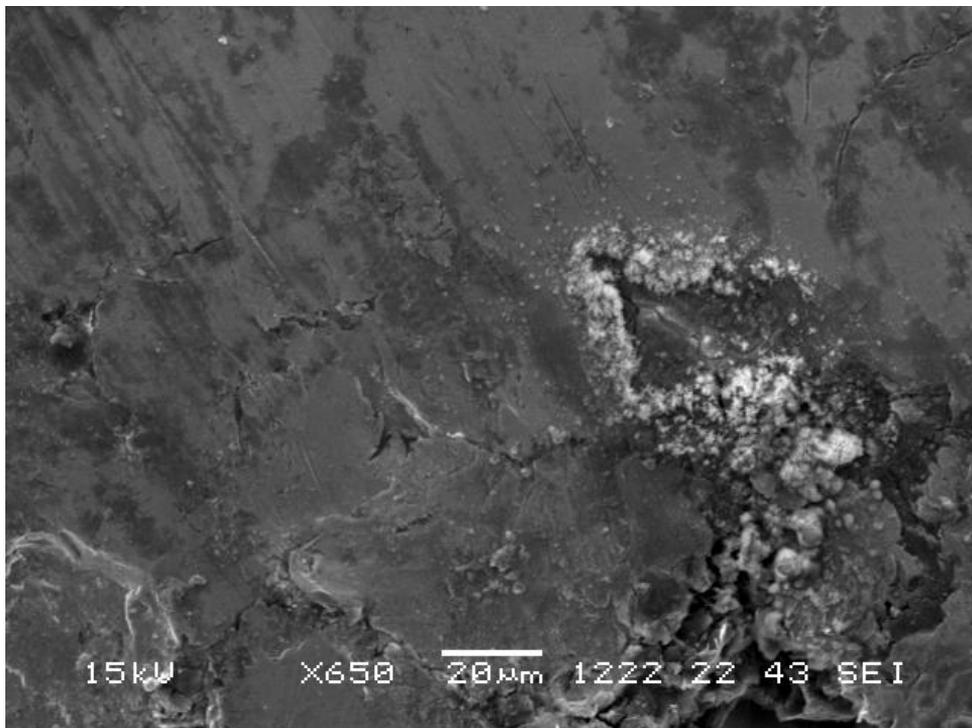


Figura 4.71. Región de la figura 4.70 ampliada.

ESCALERA B, SECCIÓN GRANDE (BG), TRACCIÓN

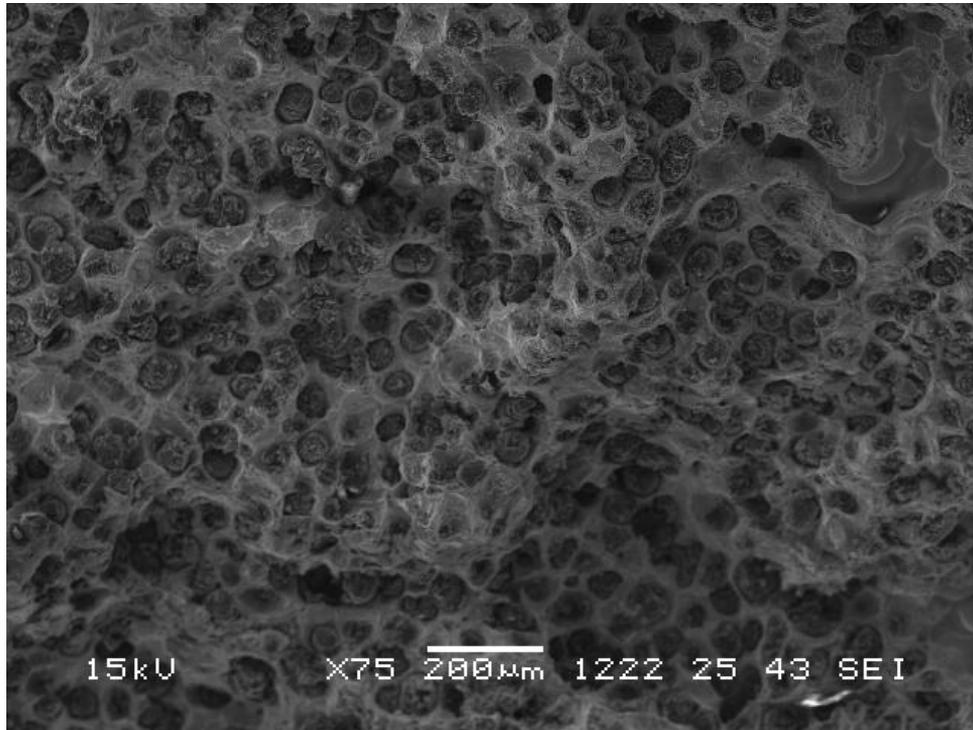


Figura 4.72. Superficie de fractura de la sección BG debida al ensayo de tracción.

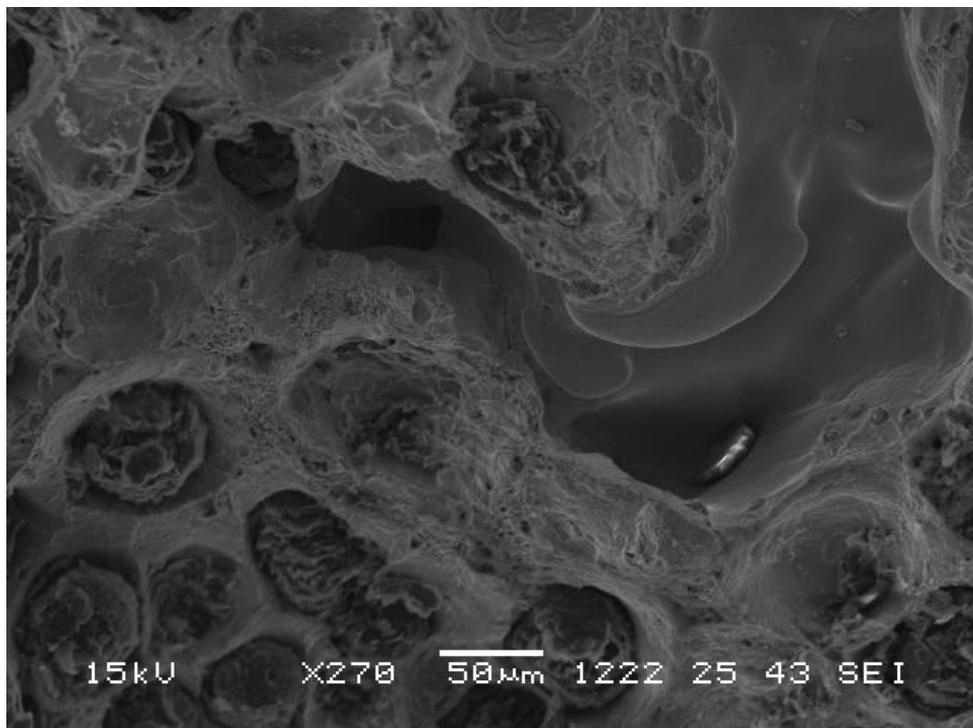


Figura 4.73. Región de la figura 4.72 ampliada.

ESCALERA B. SECCIÓN MEDIANA (BM), TRACCIÓN

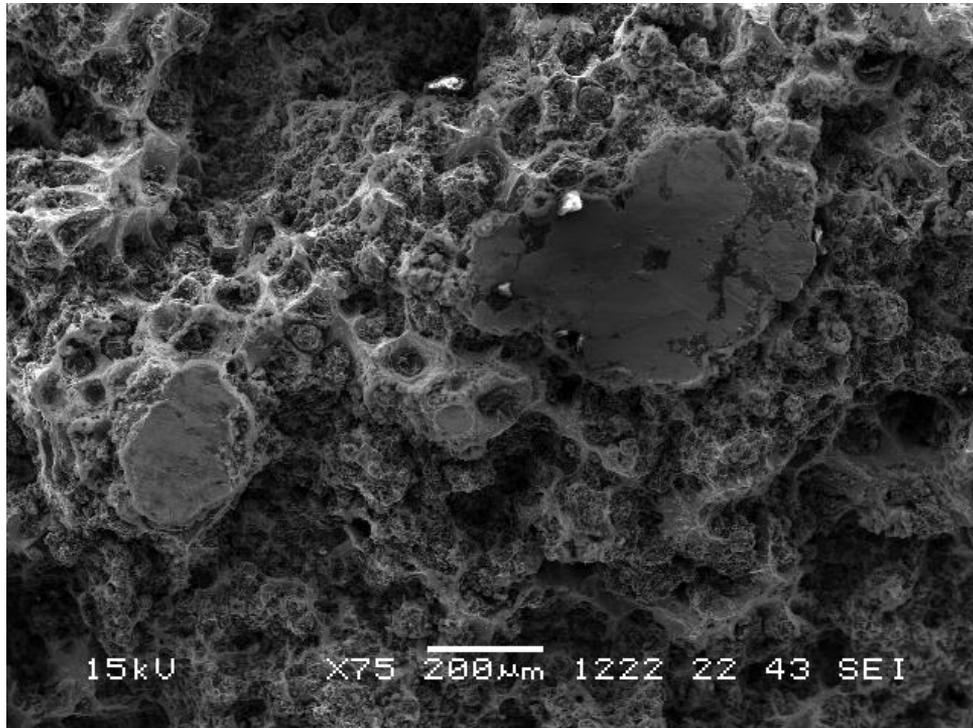


Figura 4.74. Superficie de fractura de la sección BM debida al ensayo de tracción.

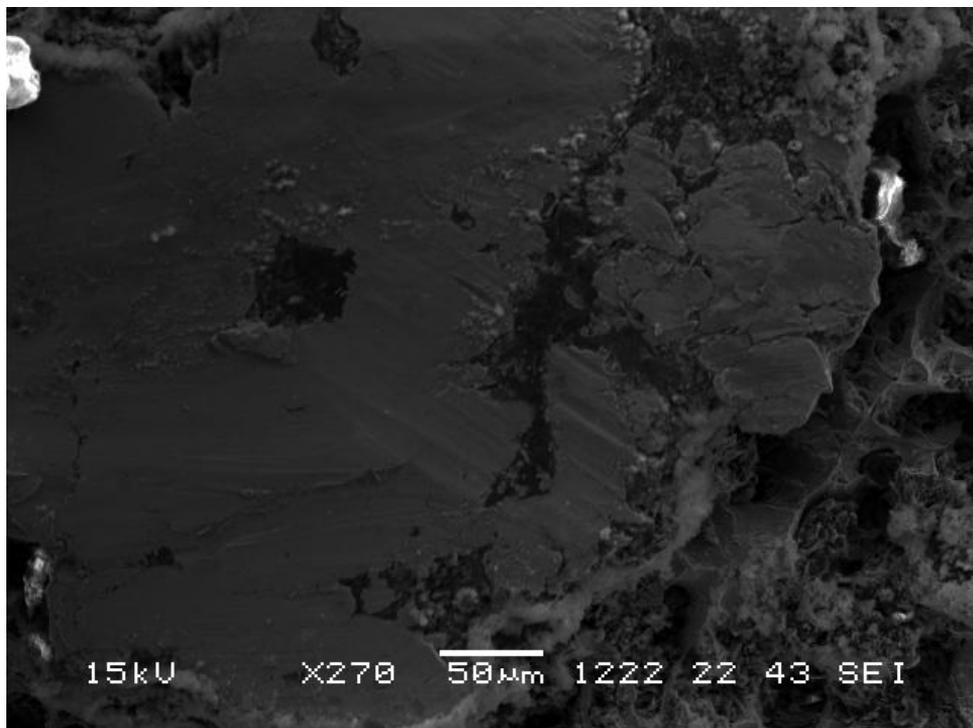


Figura 4.75. Región de la figura 4.74 ampliada.

ESCALERA B, SECCIÓN PEQUEÑA (BP), TRACCIÓN

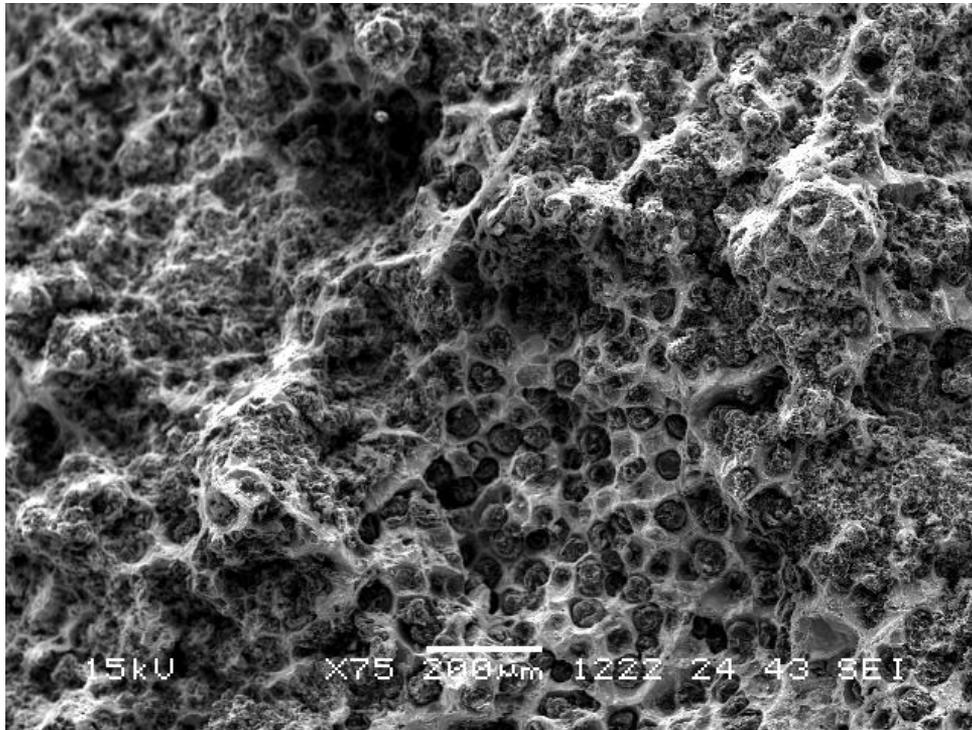


Figura 4.76. Superficie de fractura de la sección BP debida al ensayo de tracción.

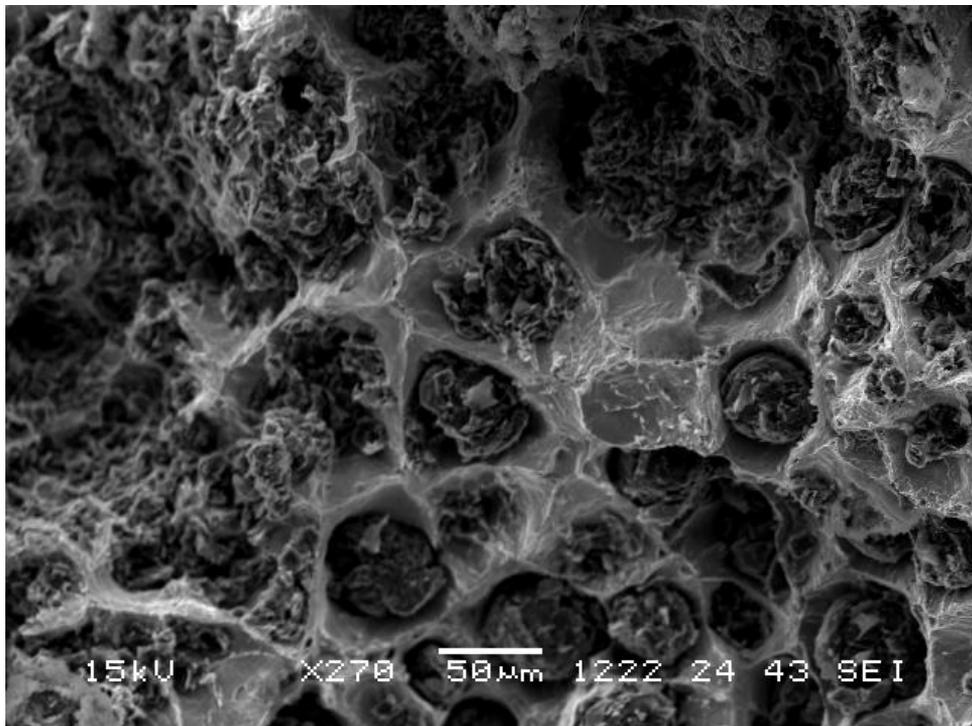


Figura 4.77. Región de la figura 4.76 ampliada.

ESCALERA C. SECCIÓN GRANDE (CG), TRACCIÓN

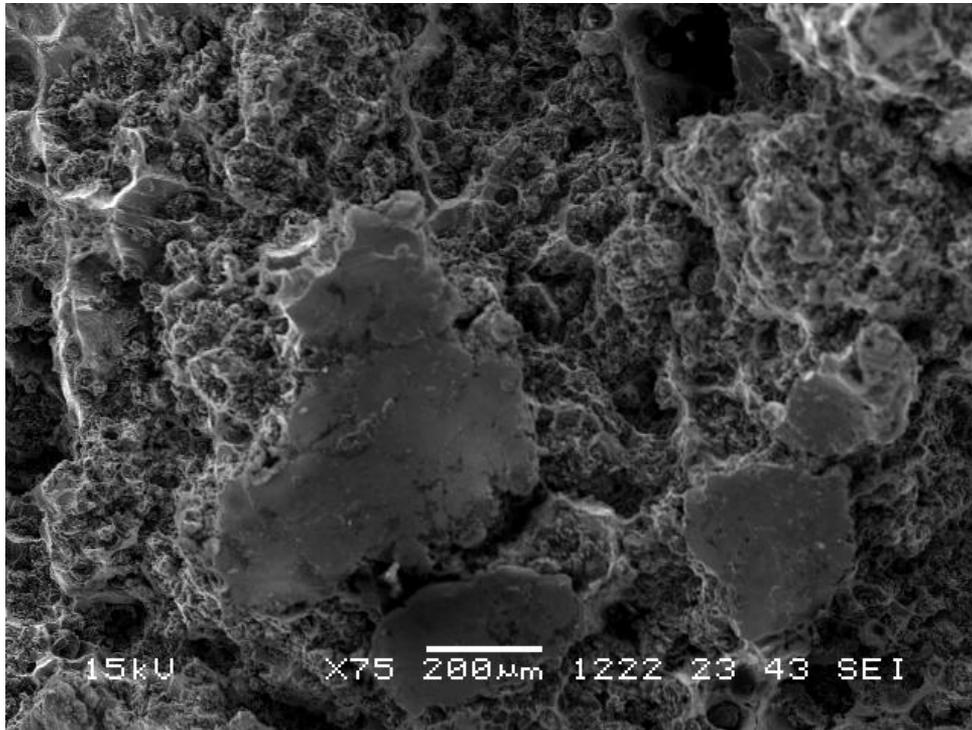


Figura 4.78. Superficie de fractura de la sección CG debida al ensayo de tracción.

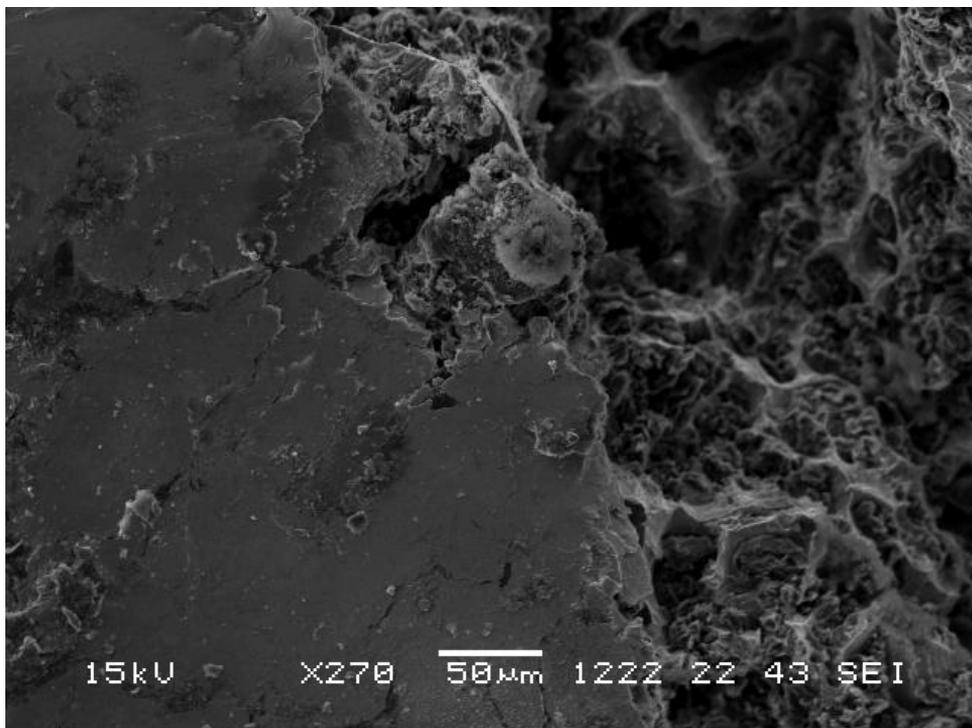


Figura 4.79. Región de la figura 4.78 ampliada.

ESCALERA C, SECCIÓN MEDIANA (CM), TRACCIÓN

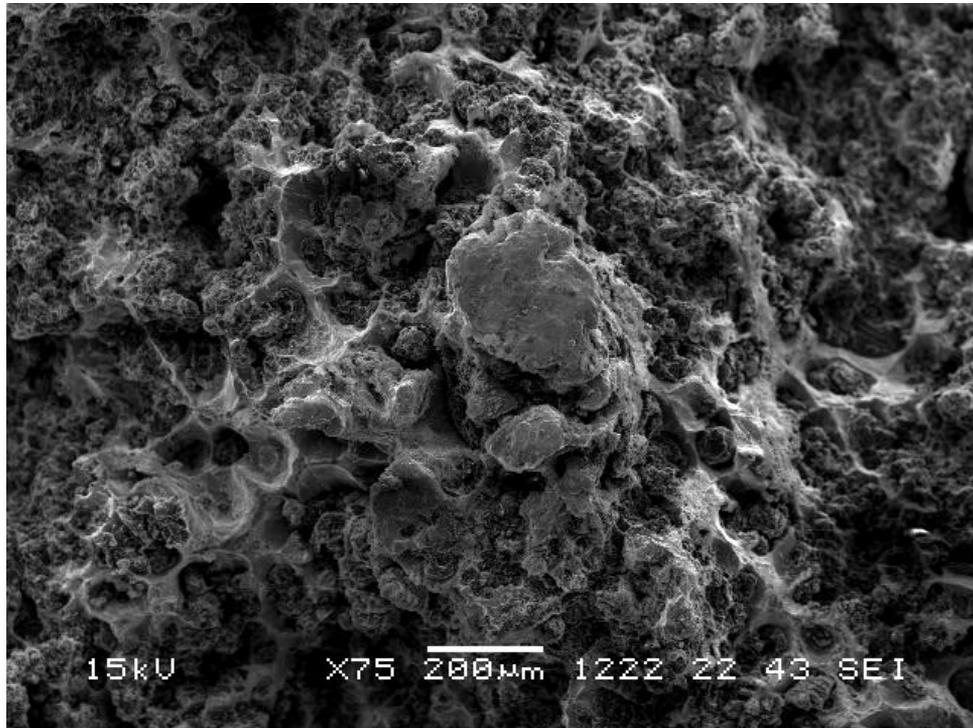


Figura 4.80. Superficie de fractura de la sección CM debida al ensayo de tracción.

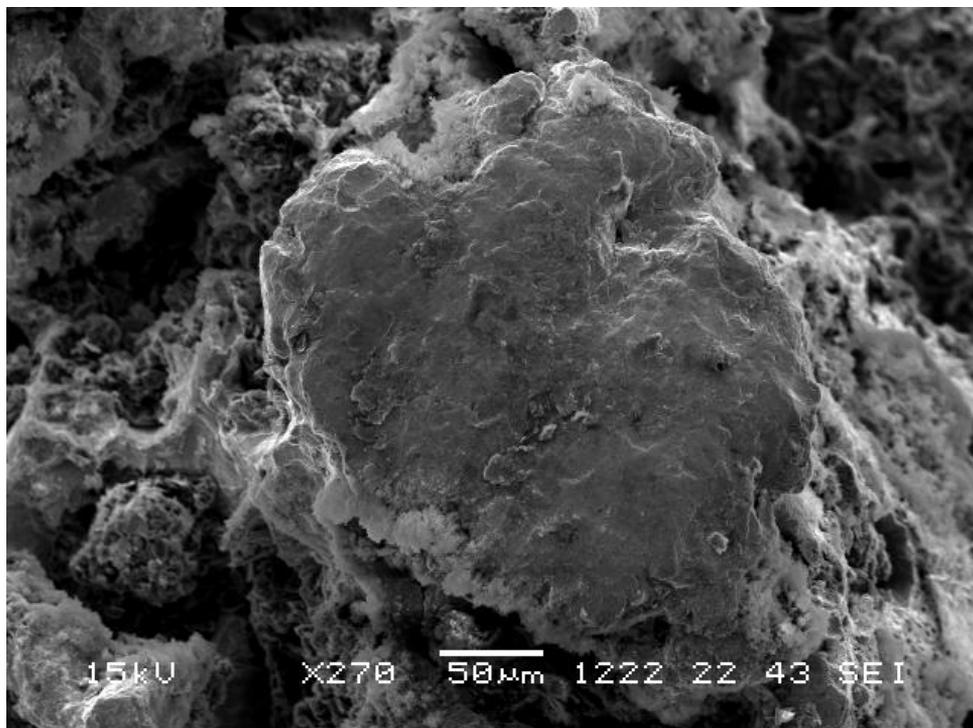


Figura 4.81. Región de la figura 4.80 ampliada.

ESCALERA C, SECCIÓN PEQUEÑA (CP), TRACCIÓN

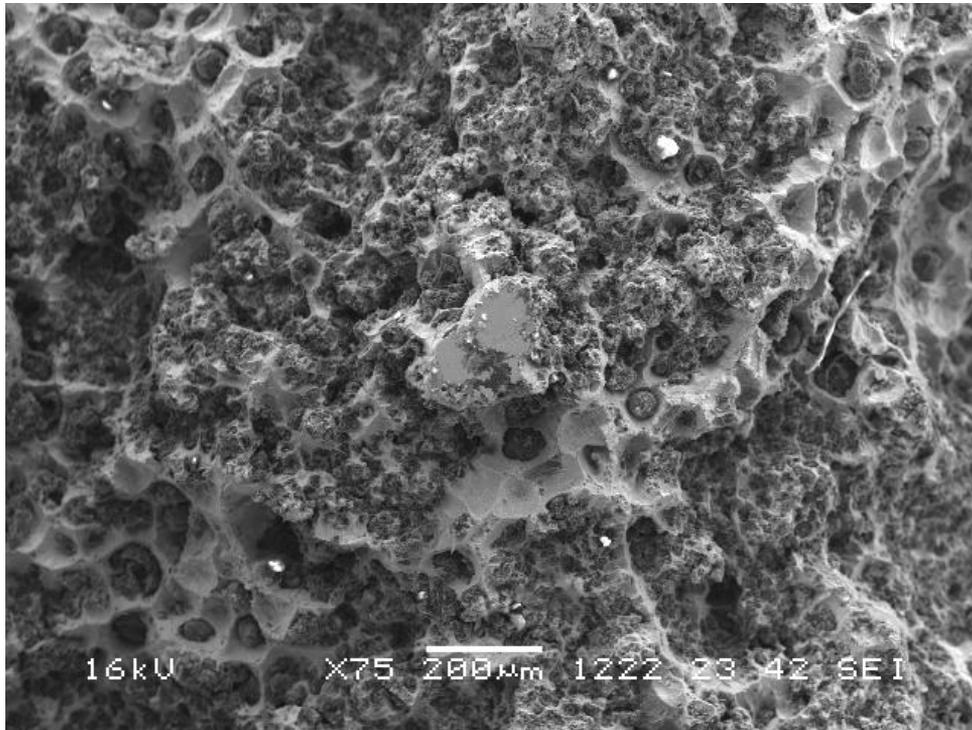


Figura 4.82. Superficie de fractura de la sección CP debida al ensayo de tracción.

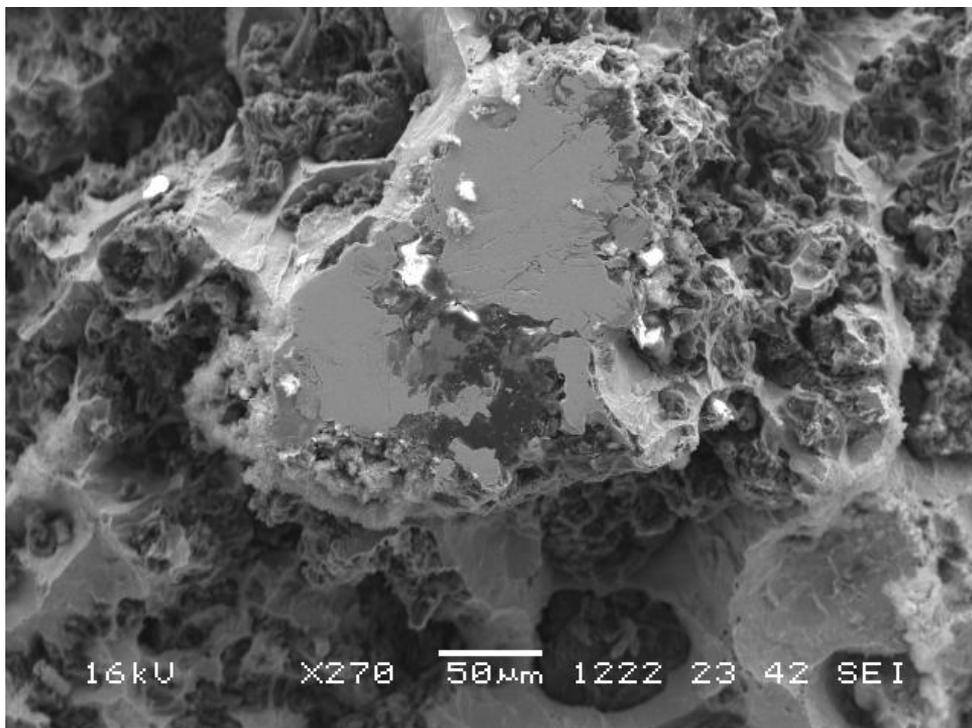


Figura 4.83. Región de la figura 4.82 ampliada.

4.8.2. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a impacto.

Se presentan en las figuras 4.84 a 4.103, para cada sección a estudiar, dos microfotografías, una a 75x que ofrece una visión general del modo de rotura, y otra a 270x donde se aprecian algunos rasgos más específicamente. En algunos casos se han añadido más micrografías, a mayores aumentos, para apreciar mejor algunas características que merecía la pena resaltar. Las zonas estudiadas se encuentran centradas en cuanto al espesor se refiere, y cercanas a la entalla mecanizada en “v”.

Hay que recordar que las superficies de fractura que se presentan pertenecen a probetas Charpy ensayadas a -20°C , lo que implica unas condiciones de temperatura y de velocidad de deformación, para el mismo material, bastante diferentes a las que se dan en el ensayo de tracción realizado en este mismo trabajo. Ambas características, temperatura baja y moderada-alta velocidad de deformación, han provocado un cambio, respecto a lo acontecido en el apartado anterior de tracción, en el modo de fractura de este material: de dúctil a cuasiclivaje. Este último mecanismo se aprecia en las roturas Charpy de todas las secciones, aunque en unos casos aparece mayor proporción de clivaje que en otros. Este es el caso de las fracturas de la escalera A, que es la que menores valores de energía Charpy ha ofrecido, y consecuentemente, presenta un mayor porcentaje de fractura frágil que las escaleras B y C.

También se observa una mayor homogeneidad en la disposición de los microhuecos en las fractografías correspondientes a las escaleras B y C (véanse las figuras 4.90, 4.94, 4.95, 4.97, 4.99 y 4.102) respecto a las de la escalera A (véanse las figuras 4.84, 4.86 y 4.88), lo cual es representativo de la mayor energía de impacto absorbida en las probetas Charpy de aquellas, en la línea de lo reportado por Zhang et al (2014), quienes además obtuvieron un valor medio de energía de impacto Charpy a -20°C (13.23 J) muy similar a los obtenidos en las escaleras B y C, para el mismo grado de fundición dúctil que el empleado en este trabajo (EN-GJS-400-18-LT).

En el caso de la sección BG, se han añadido dos microfotografías más a las comunes a todas las secciones, y se presentan en las figuras 4.92 y 4.93, mostrando ésta última una zona ampliada de la anterior. En la figura 4.92 se aprecia la frontera entre la zona de microhuecos nucleados en los nódulos de grafito con su coalescencia y una zona frágil con facetas y marcas de río características, aunque más pequeñas que en el caso del clivaje puro, conformándose así el cuasiclivaje. Pero también parecen distinguirse unas microporosidades (se aprecian mejor en la figura 4.93) que pudieran ser del tipo de las observadas en la caracterización microestructural (véase por ejemplo la figura 4.25), alrededor de las cuales las facetas de los planos de clivaje son casi lisas, sin presentar apenas escalones de despegue, lo que es indicio de posible fractura intergranular con gasto pequeño de energía de fractura; esto contrasta con lo que se aprecia incluso en zonas de clivaje dentro de la misma superficie que engloban las micros 4.93 y 4.94, que presentan gran número de escalones de exfoliación y esquema fluvial, correspondiéndose con fractura transgranular y mayor energía de fractura

absorbida. Estas últimas consideraciones llevan a la conclusión de que las microporosidades pueden ser perjudiciales para las propiedades mecánicas, en especial las dinámicas como la que nos ocupa del impacto Charpy.

También se presentan otras microfotografías en que aparece el tipo de rotura que se origina en las regiones en que surge grafito degenerado, especialmente en la figura 4.96 que corresponde a la sección BP. Aparece en esas zonas un mecanismo de fractura similar al que ocurre en los lugares que poseen nódulos de forma aceptable, pero con microhuecos más pequeños y menos profundos, lo que indica un menor gasto de energía en esas zonas para que ocurra la fractura.

Por otro lado, cuando la matriz se encuentra deshabitada de partículas de grafito, ésta tiene tendencia a ser frágil a esta temperatura de ensayo de -20°C , como se observa en las figuras 4.92, 4.98 y 4.100.

ESCALERA A, SECCIÓN GRANDE (AG), CHARPY A -20°C

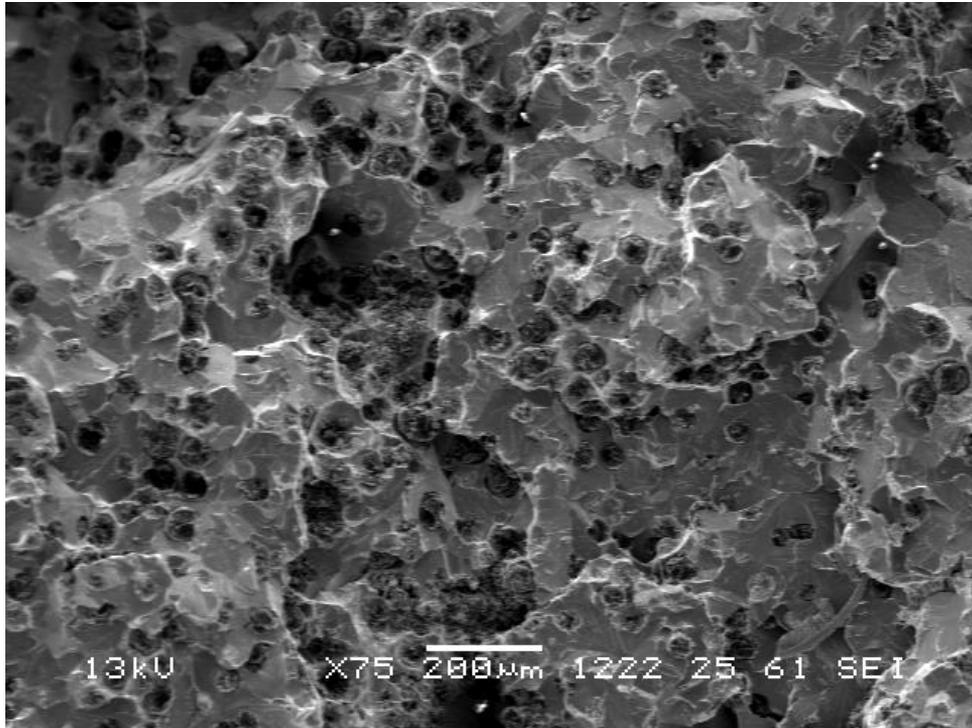


Figura 4.84. Superficie de fractura en la sección AG debida al ensayo Charpy a -20°C.

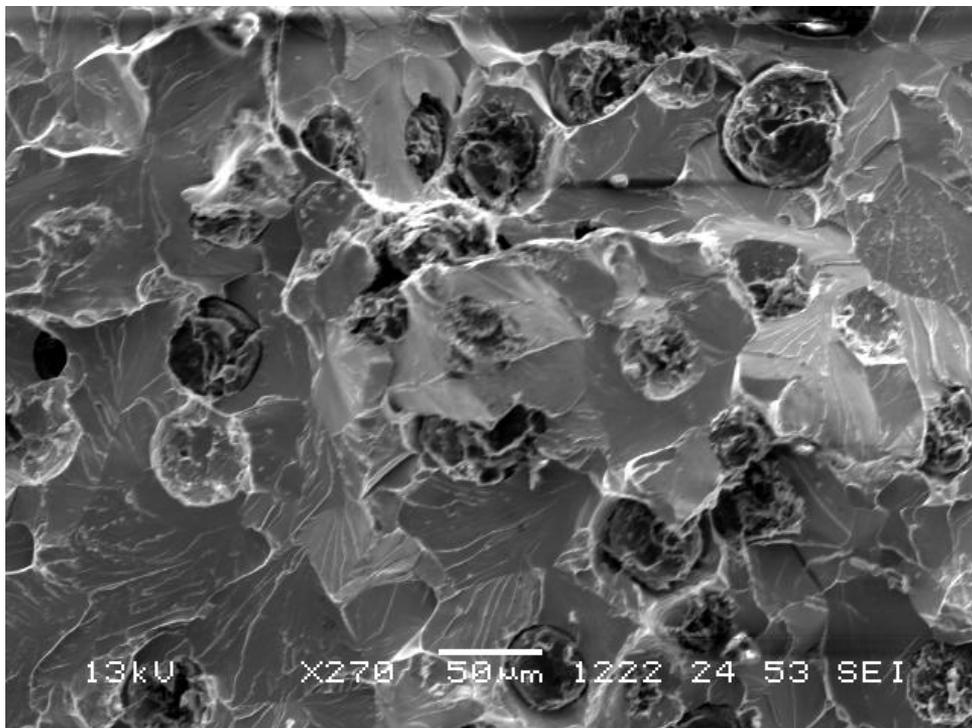


Figura 4.85. Región de la figura 4.84 ampliada.

ESCALERA A, SECCIÓN MEDIANA (AM), CHARPY A -20°C

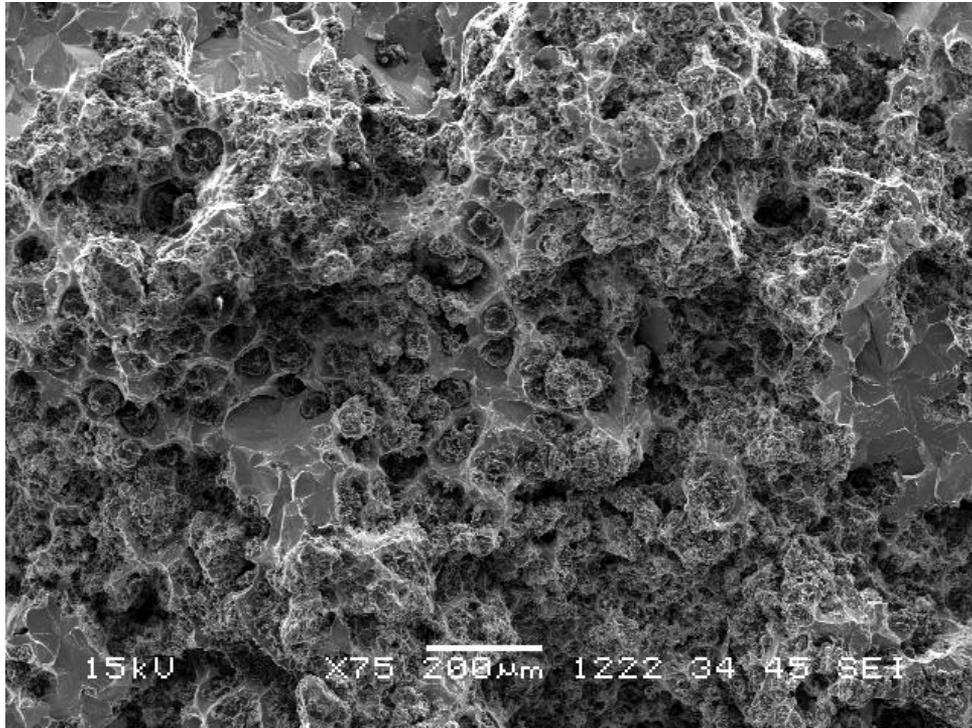


Figura 4.86. Superficie de fractura en la sección AM debida al ensayo Charpy a -20°C.

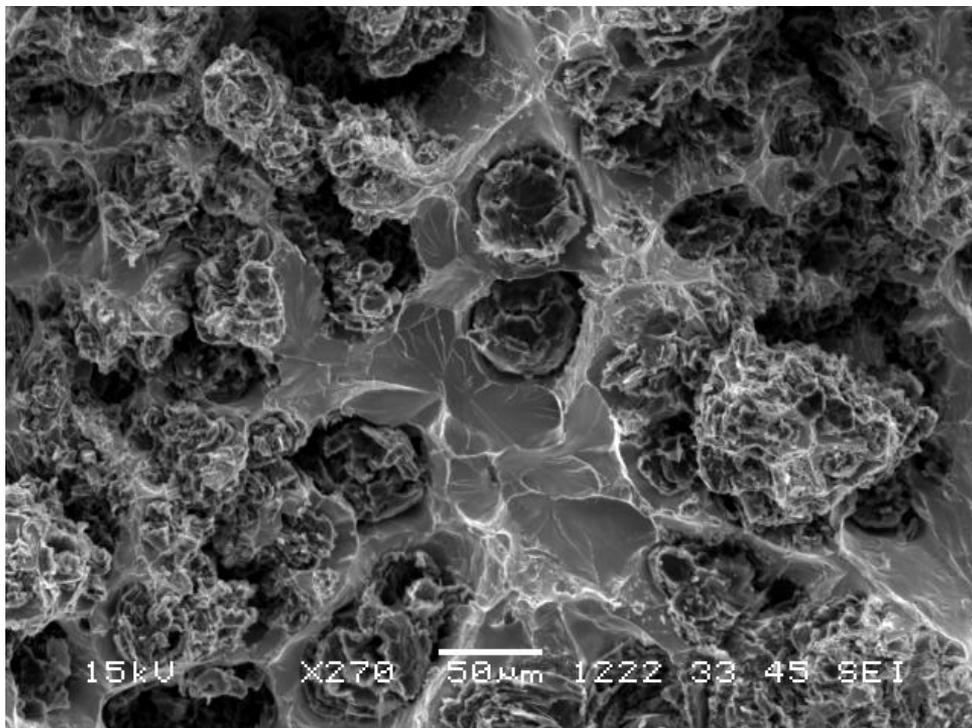


Figura 4.87. Región de la figura 4.86 ampliada.

ESCALERA A, SECCIÓN PEQUEÑA (AP), CHARPY A -20°C

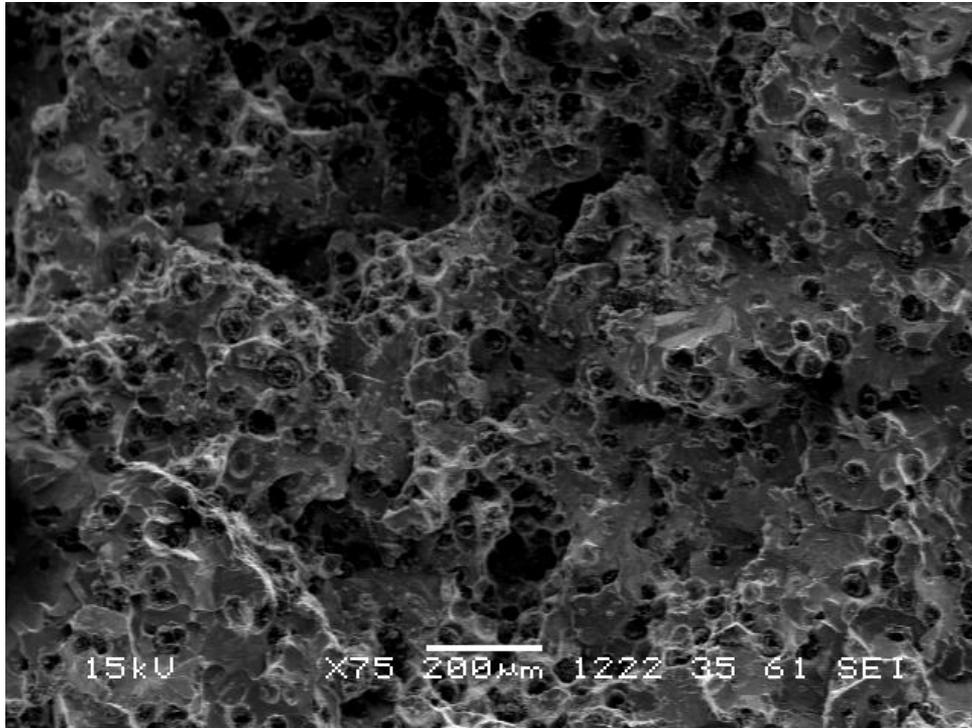


Figura 4.88. Superficie de fractura en la sección AP debida al ensayo Charpy a -20°C.

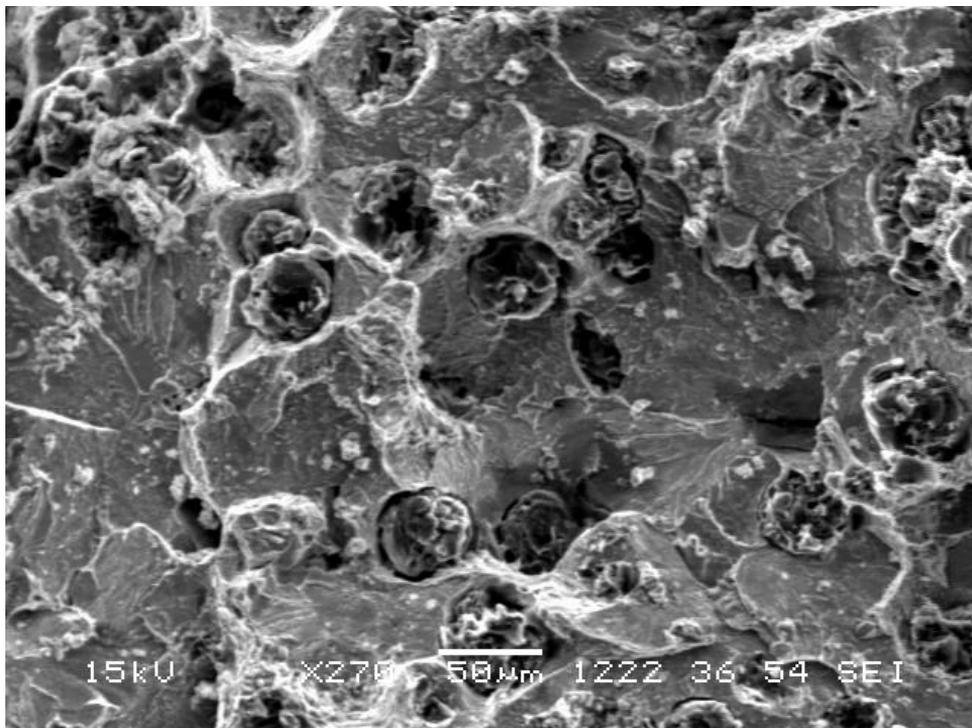


Figura 4.89. Región de la figura 4.88 ampliada.

ESCALERA B, SECCIÓN GRANDE (BG), CHARPY A -20°C

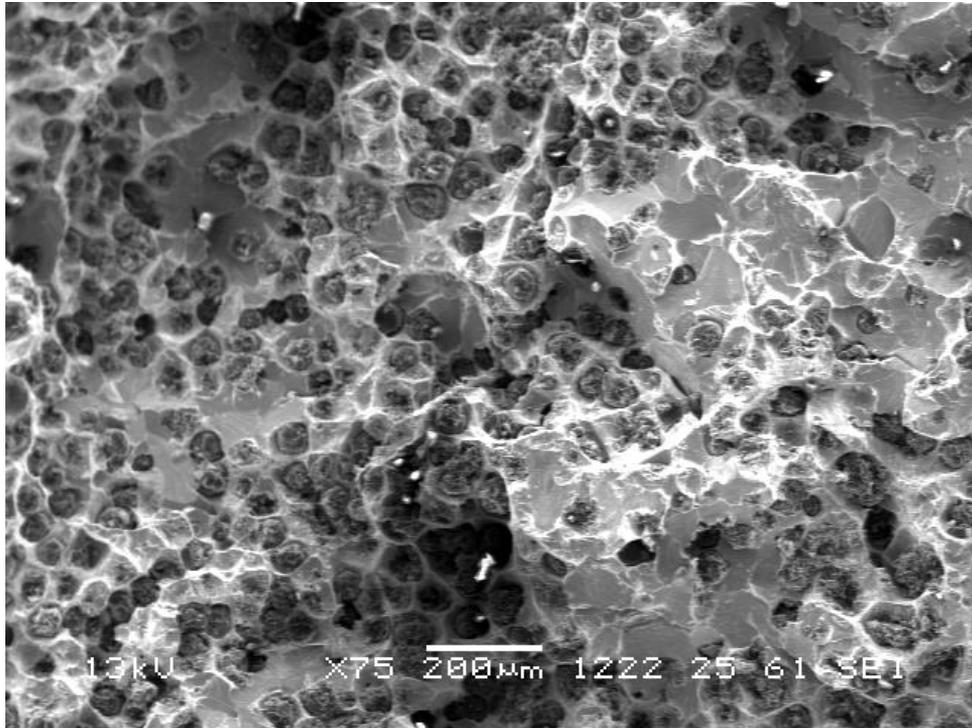


Figura 4.90. Superficie de fractura en la sección BG debida al ensayo Charpy a -20°C.

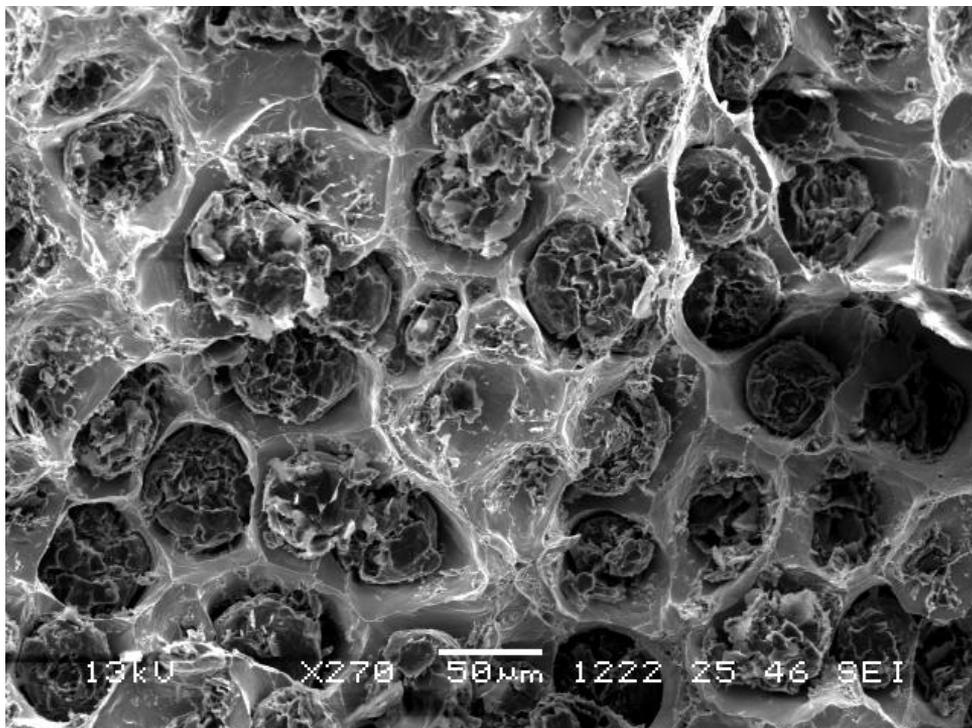


Figura 4.91. Región de la figura 4.90 ampliada.

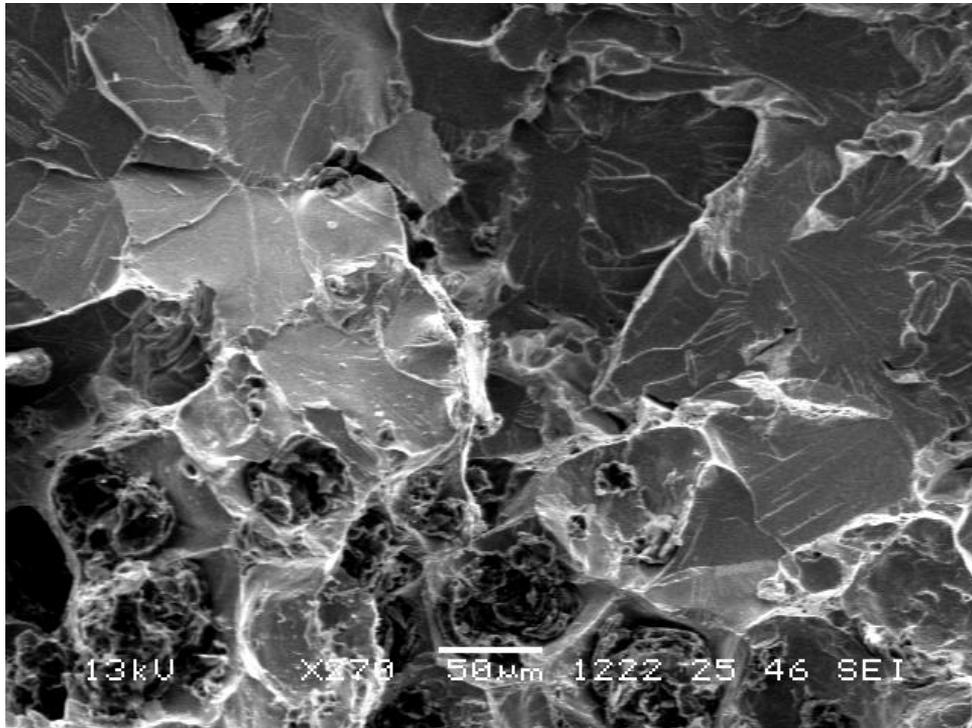


Figura 4.92. Región de la figura 4.90 (diferente de la escogida en la figura 4.91) ampliada.

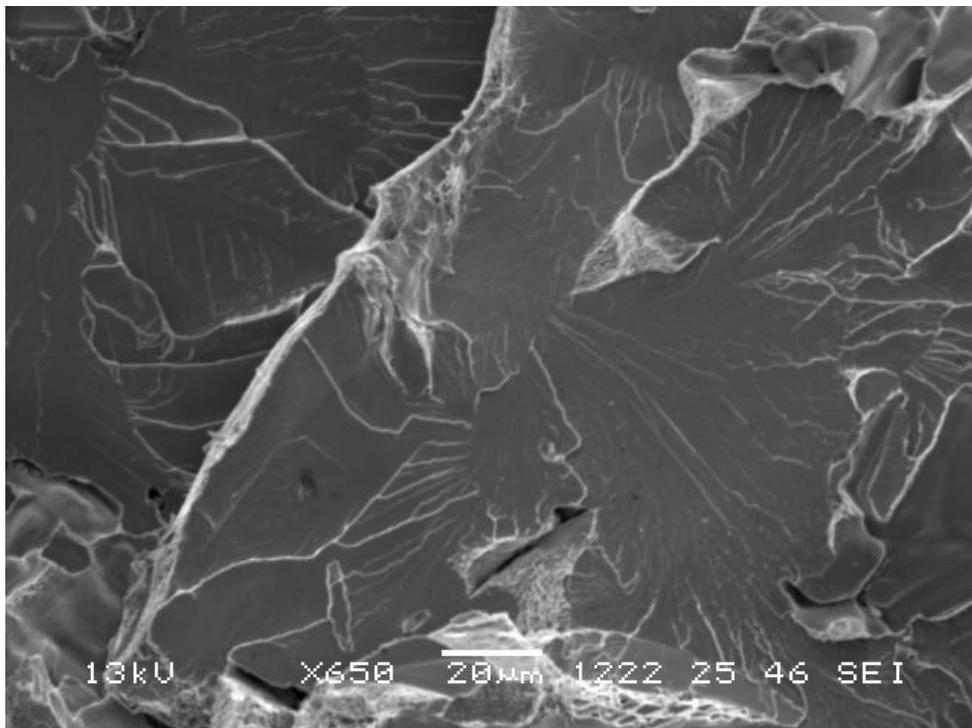


Figura 4.93. Región de la figura 4.92 ampliada.

ESCALERA B, SECCIÓN MEDIANA (BM), CHARPY A -20°C

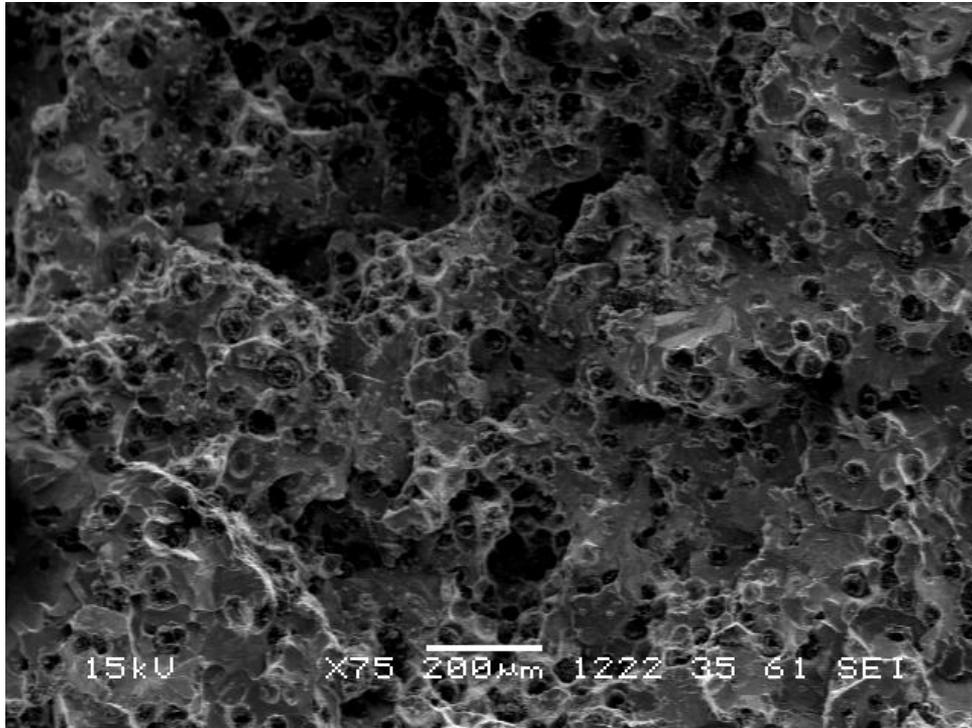


Figura 4.94. Superficie de fractura en la sección BM debida al ensayo Charpy a -20°C.

ESCALERA B, SECCIÓN PEQUEÑA (BP), CHARPY A -20°C

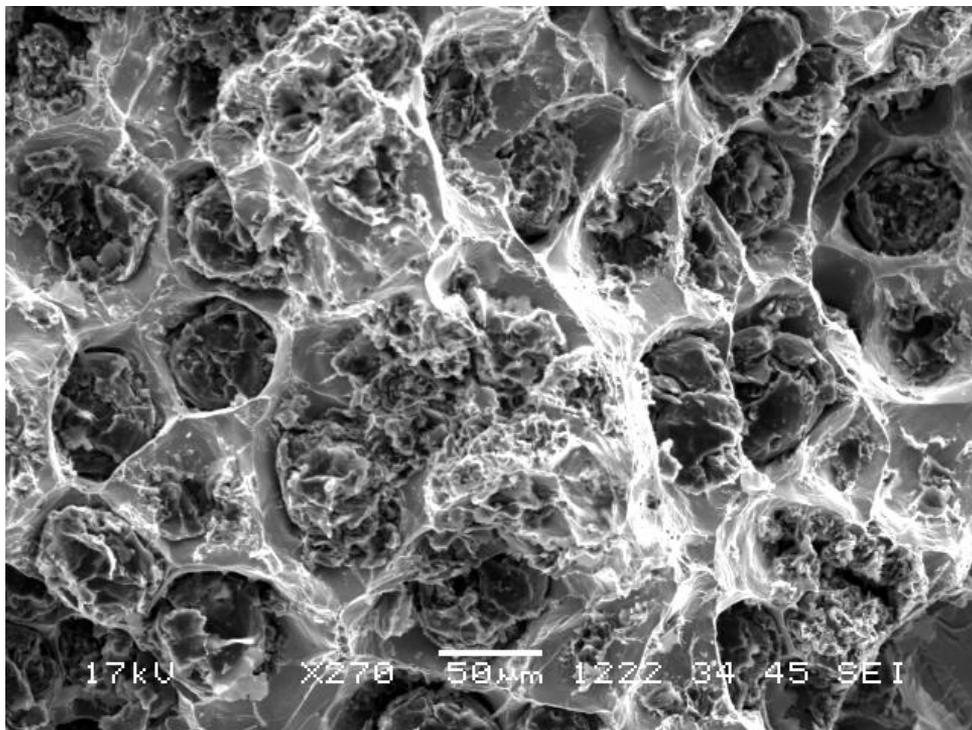


Figura 4.95. Superficie de fractura en la sección BP debida al ensayo Charpy a -20°C.

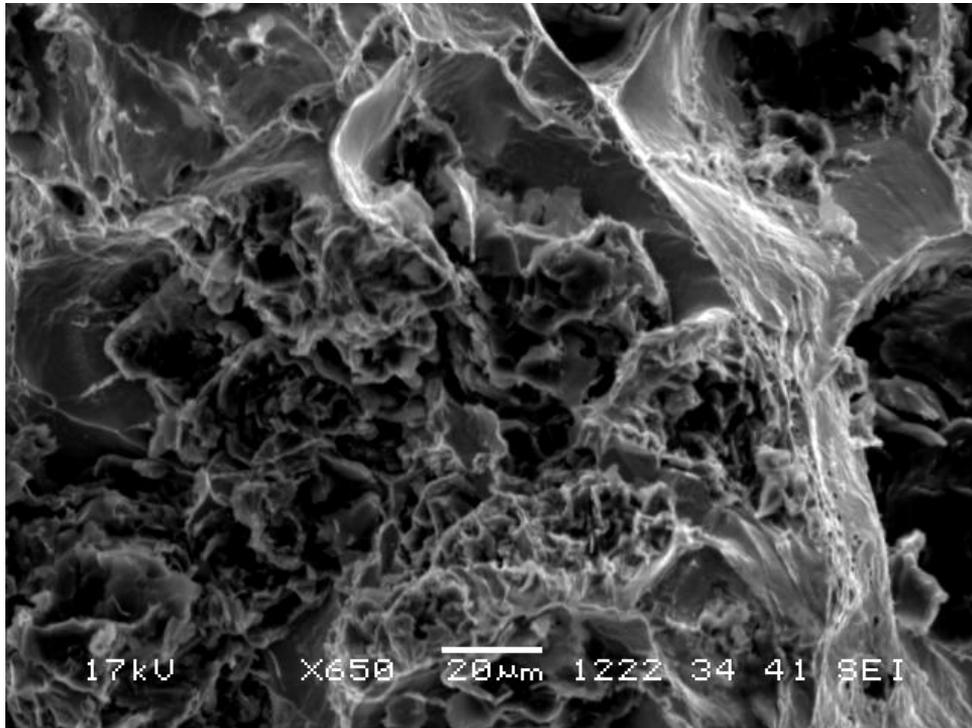


Figura 4.96. Región de la figura 4.95 ampliada.

ESCALERA C, SECCIÓN GRANDE (CG), CHARPY A -20°C

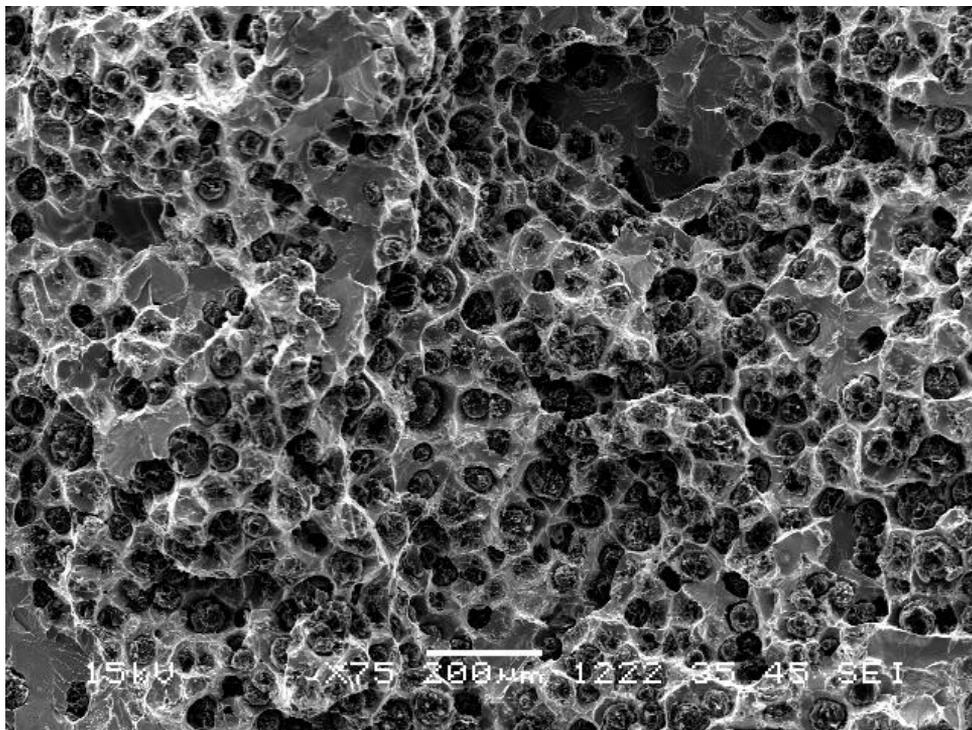


Figura 4.97. Superficie de fractura en la sección CG debida al ensayo Charpy a -20°C.

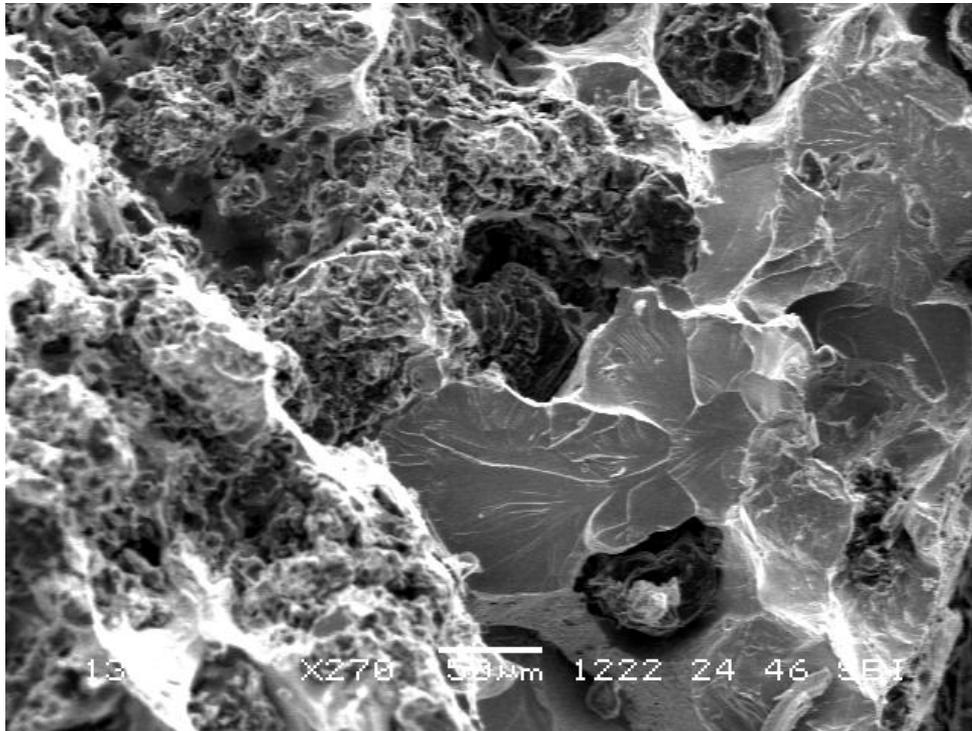


Figura 4.98. Región de la figura 4.97 ampliada.

ESCALERA C, SECCIÓN MEDIA (CM), CHARPY A -20°C

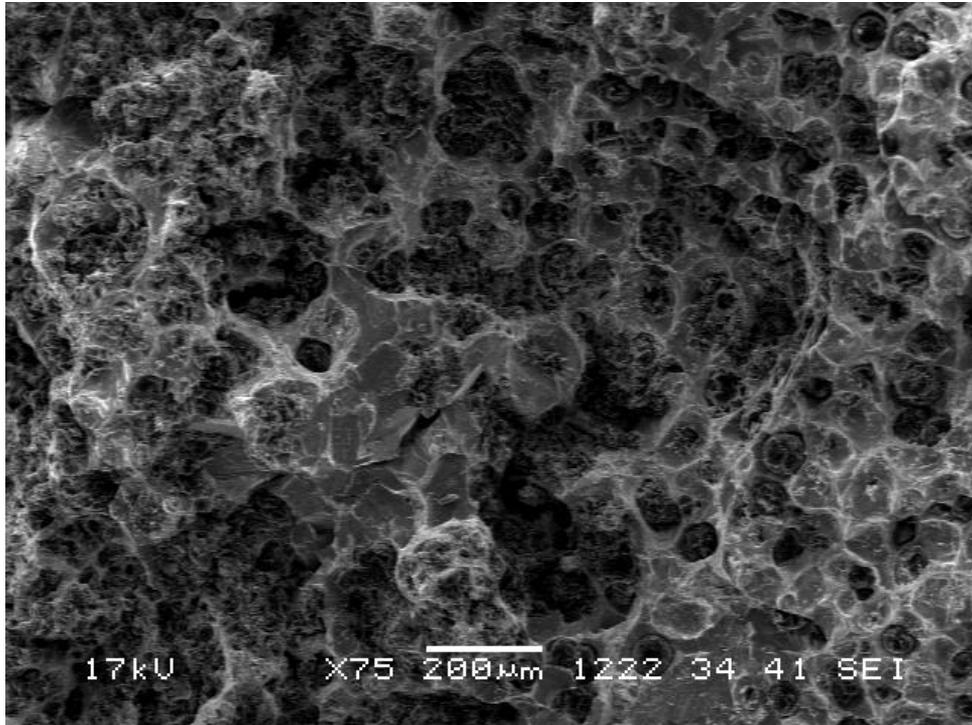


Figura 4.99. Superficie de fractura en la sección CM debida al ensayo Charpy a -20°C.

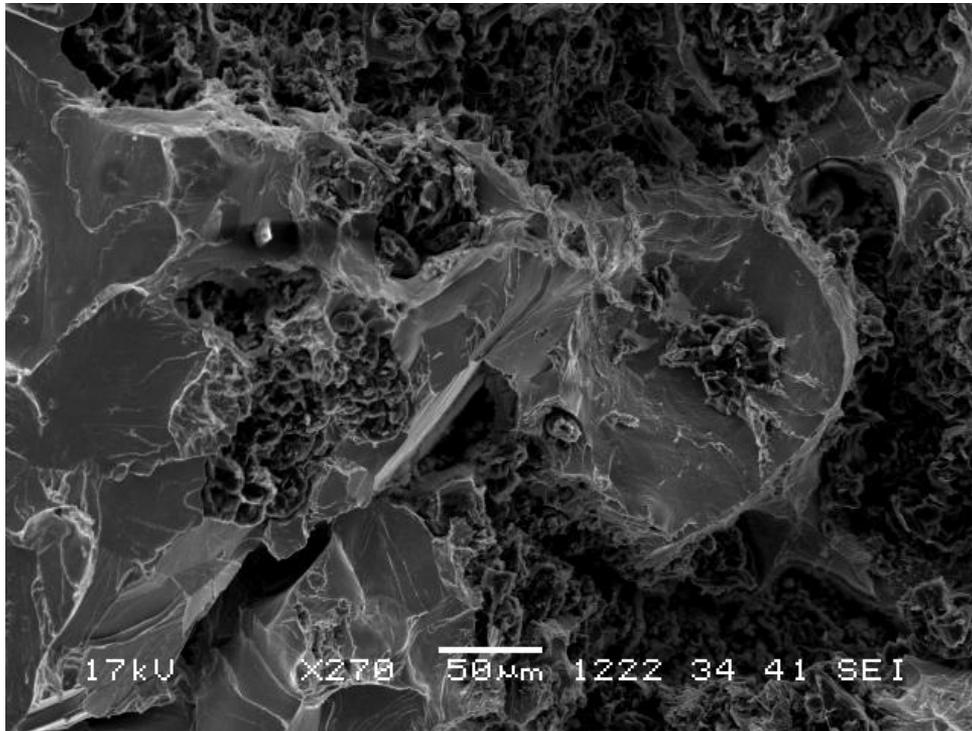


Figura 4.100. Región de la figura 4.99 ampliada.

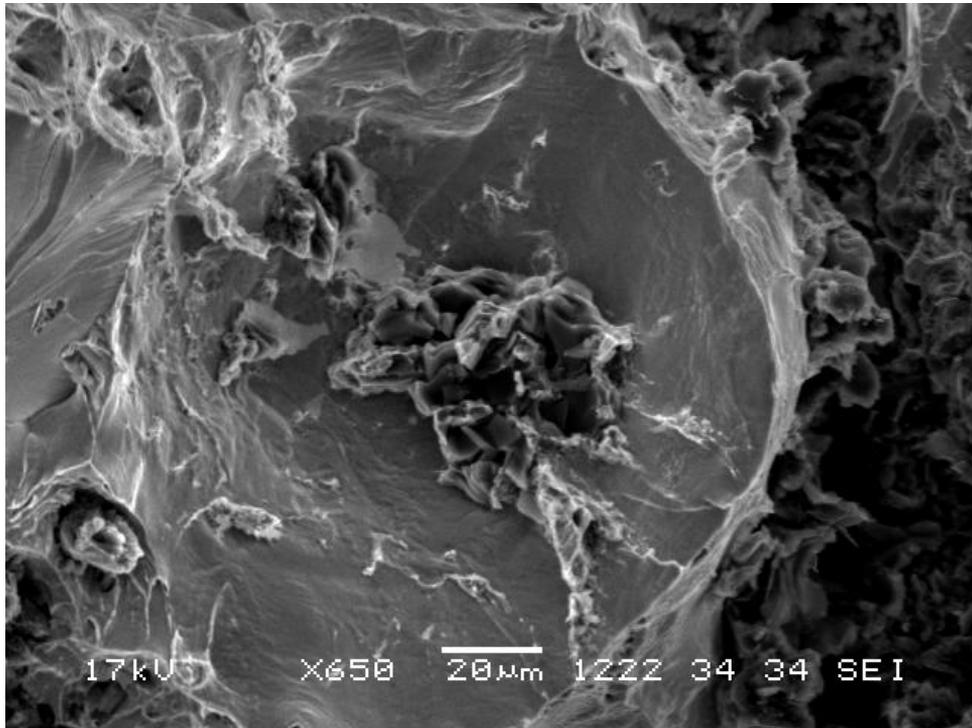


Figura 4.101. Región de la figura 4.100 ampliada.

ESCALERA C, SECCIÓN PEQUEÑA (CP), CHARPY A -20°C

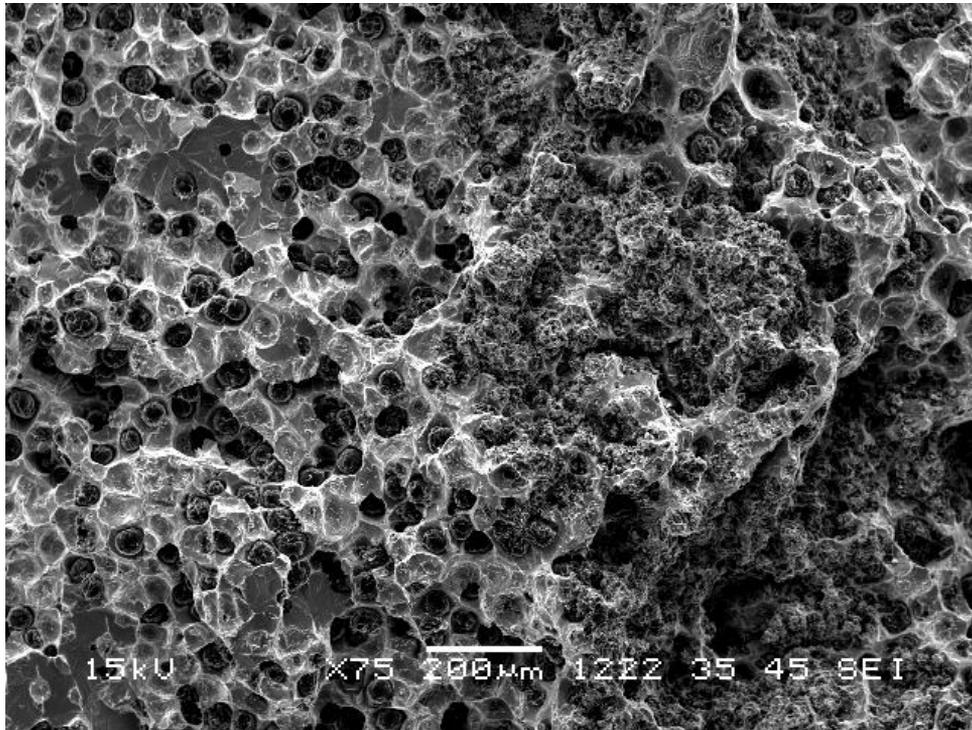


Figura 4.102. Superficie de fractura en la sección CP debida al ensayo Charpy a -20°C.

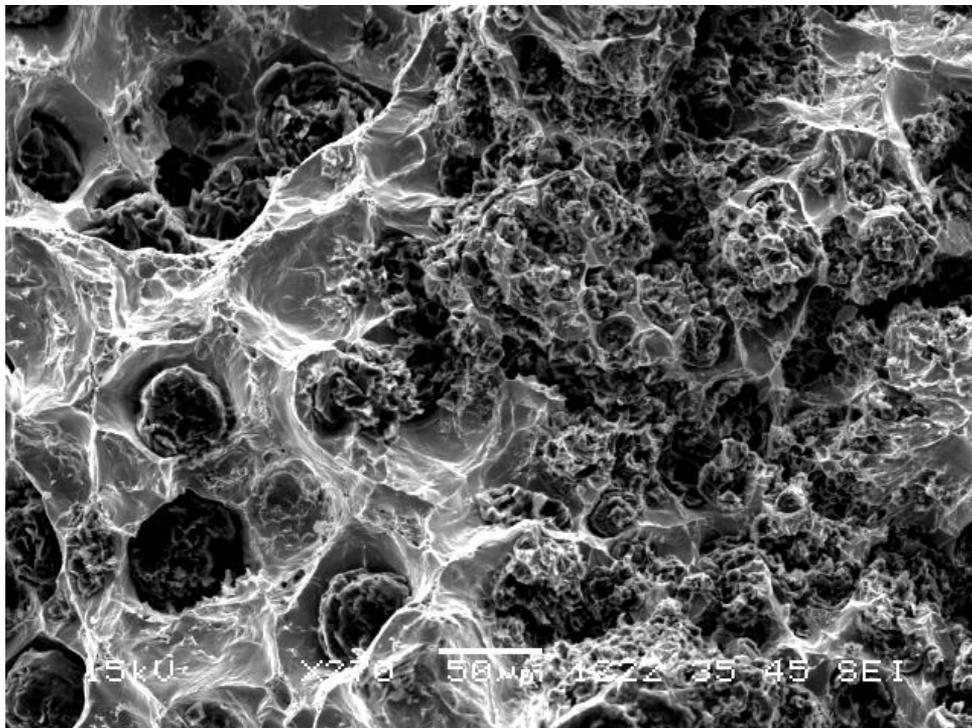


Figura 4.103. Región de la figura 4.102 ampliada.

4.8.3. Estudio fractográfico de las probetas ensayadas a tenacidad de fractura J_{IC} .

Se ha realizado el análisis fractográfico de una probeta por cada sección de las escaleras a estudiar.

Aunque las superficies de fractura de estas probetas presentan, a partir de la entalla mecanizada, una primera zona de preagrietamiento por fatiga, una segunda región donde ha ocurrido el avance de la grieta debido a las cargas y descargas sucesivas, y una tercera zona de fractura frágil en nitrógeno líquido, el estudio fractográfico se ha realizado exclusivamente en la región del avance de la grieta en principio de forma estable. Dentro de ésta, se ha optado por estudiarla aproximadamente en el centro, en cuanto al espesor macroscópico de la probeta, y próxima a la superficie de preagrietamiento.

En las nueve microfotografías que se presentan (figuras 4.104 a 4.112), se desvela un comportamiento absolutamente dúctil, con gran cantidad de microhuecos nucleados a partir de los nódulos de grafito, e incluso en las regiones que presentan grafito degenerado se aprecia una ligera tendencia a la ocurrencia de microcavidades, mucho menores que las anteriores.

Este modo de fractura se corresponde con lo ocurrido en los ensayos para la obtención del valor de J_{IC} , tal como se puede apreciar en las dos primeras gráficas (carga/extensómetro y carga/desplazamiento de la línea de carga) que se ofrecen para cada probeta ensayada en el anexo VI de resultados (y en la sección 4.7, figuras 4.58 y 4.59, para una probeta de la sección AG), en las cuales no hay ningún indicio de fragilidad.

Como curiosidad, comentar que en alguna de las microfotografías aparece ligeramente, en la parte superior, la zona de preagrietamiento por fatiga, especialmente en la figura 4.108 (sección BM).

También se podría considerar el hecho de que, dentro de cada escalera, las microfotografías que pertenecen a las secciones grandes parecen presentar microcavidades en los nódulos algo mayores y más profundas que en los casos de los espesores mediano y pequeño, lo que implicaría un mayor consumo de energía para la fractura. Esto se correspondería con los resultados obtenidos en los ensayos, ya que las secciones largas presentan una mayor tenacidad a la fractura que las medianas y pequeñas.

ESCALERA A, SECCIÓN GRANDE (AG), J_{IC}

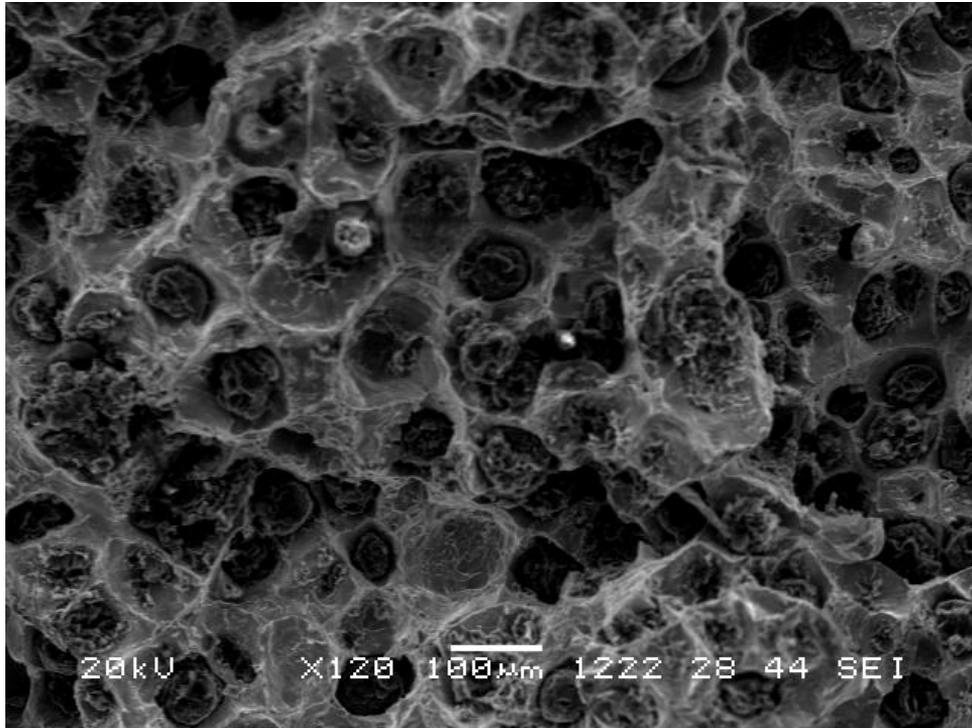


Figura 4.104. Superficie de fractura en la sección AG debido al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA A, SECCIÓN MEDIANA (AM), J_{IC}

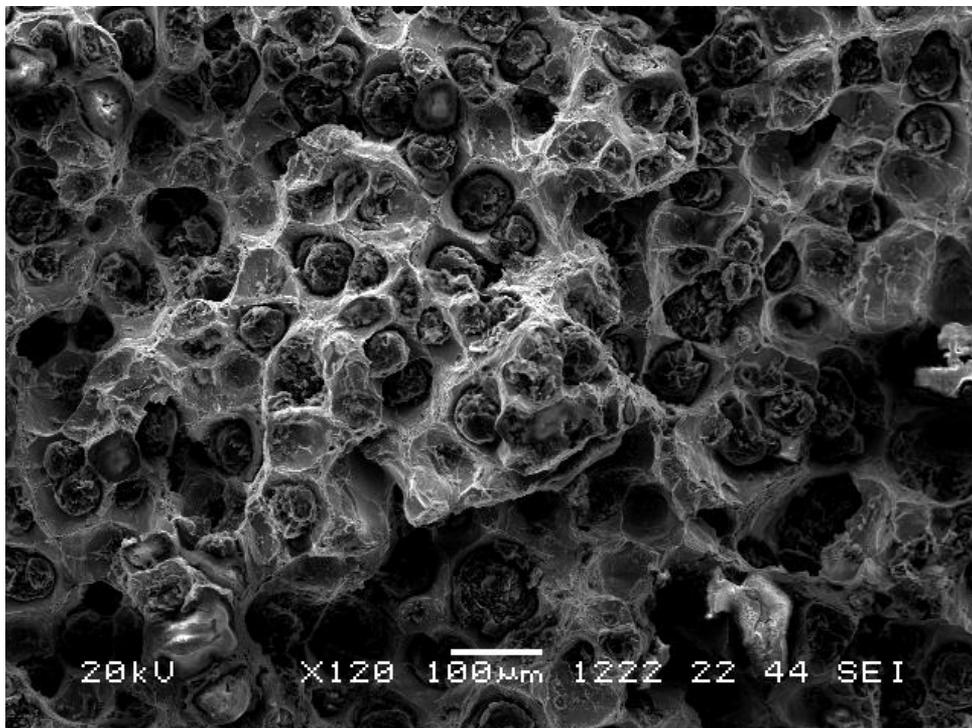


Figura 4.105. Superficie de fractura en la sección AM debido al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA A, SECCIÓN PEQUEÑA (AP), J_{IC}

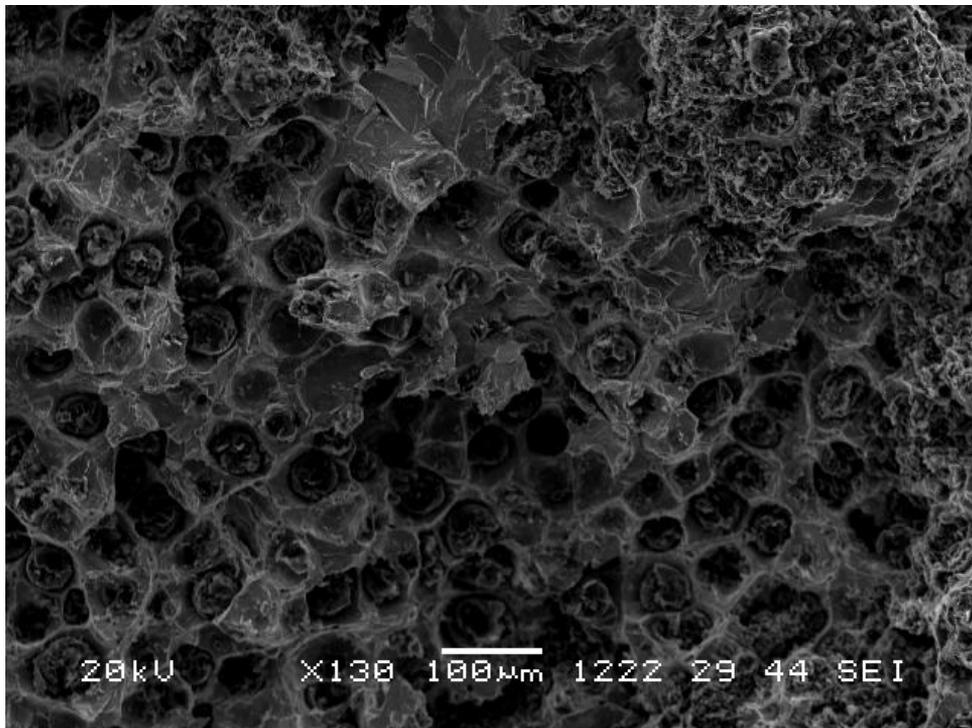


Figura 4.106. Superficie de fractura en la sección AP debido al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}.

ESCALERA B, SECCIÓN GRANDE (BG), J_{IC}

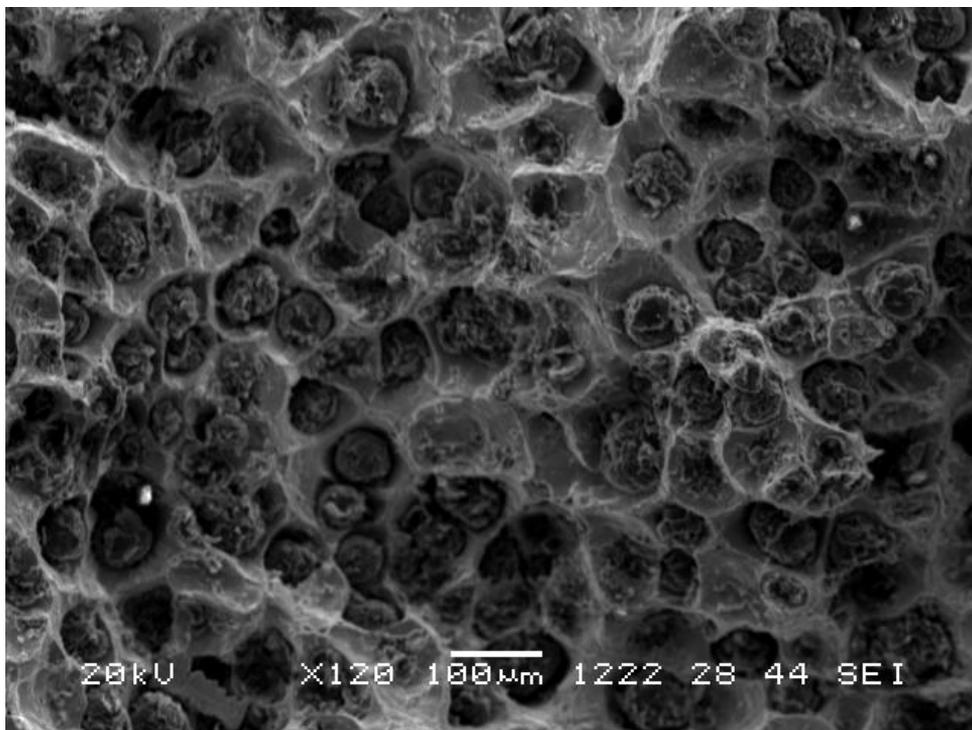


Figura 4.107. Superficie de fractura en la sección BG debido al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC}.

ESCALERA B, SECCIÓN MEDIANA (BM), J_{IC}

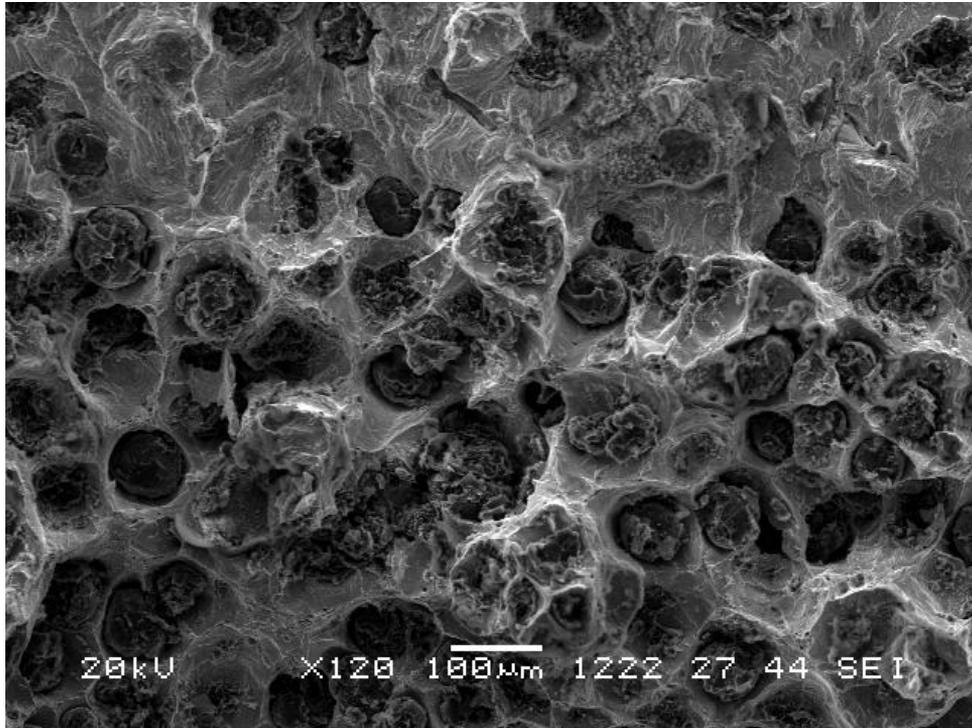


Figura 4.108. Superficie de fractura en la sección BM debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA B, SECCIÓN PEQUEÑA (BP), J_{IC}

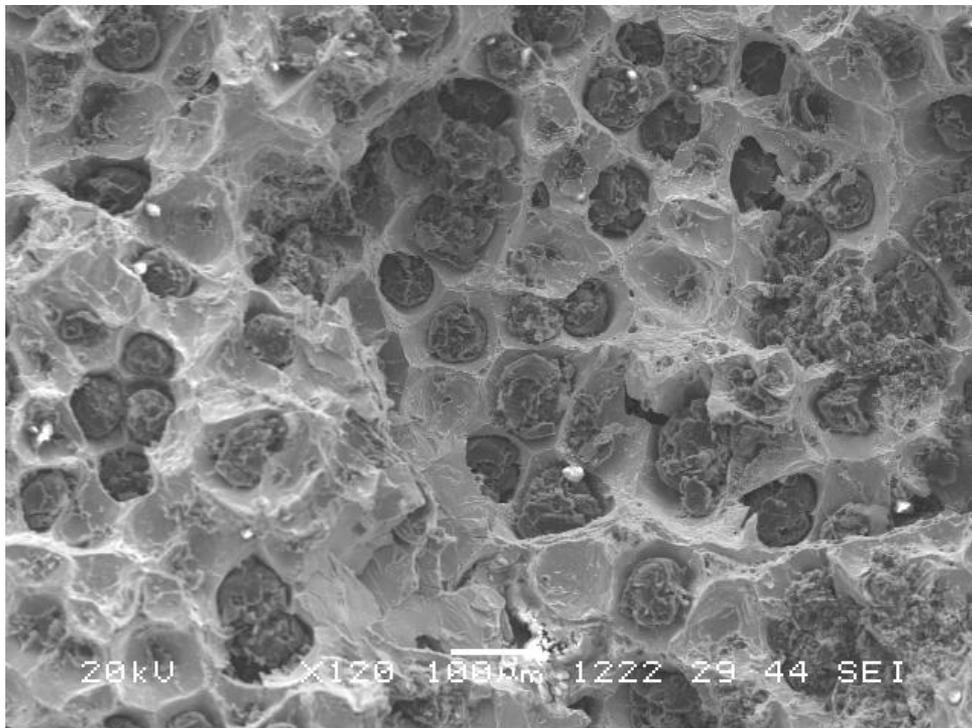


Figura 4.109. Superficie de fractura en la sección BP debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA C, SECCIÓN GRANDE (CG), J_{IC}

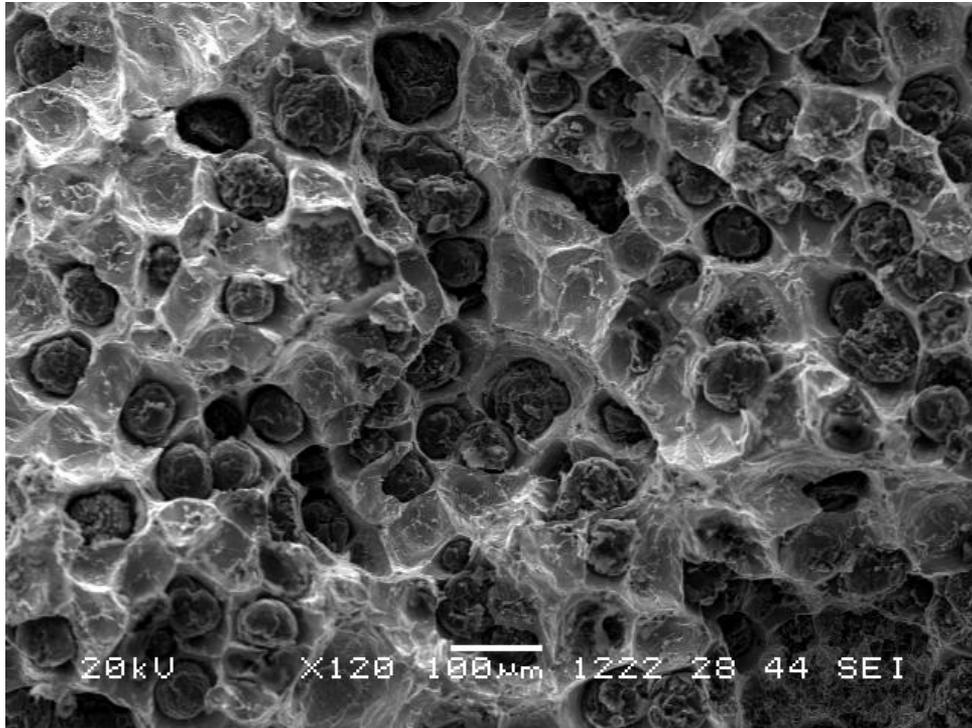


Figura 4.110. Superficie de fractura en la sección CG debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA C, SECCIÓN MEDIANA (CM), J_{IC}

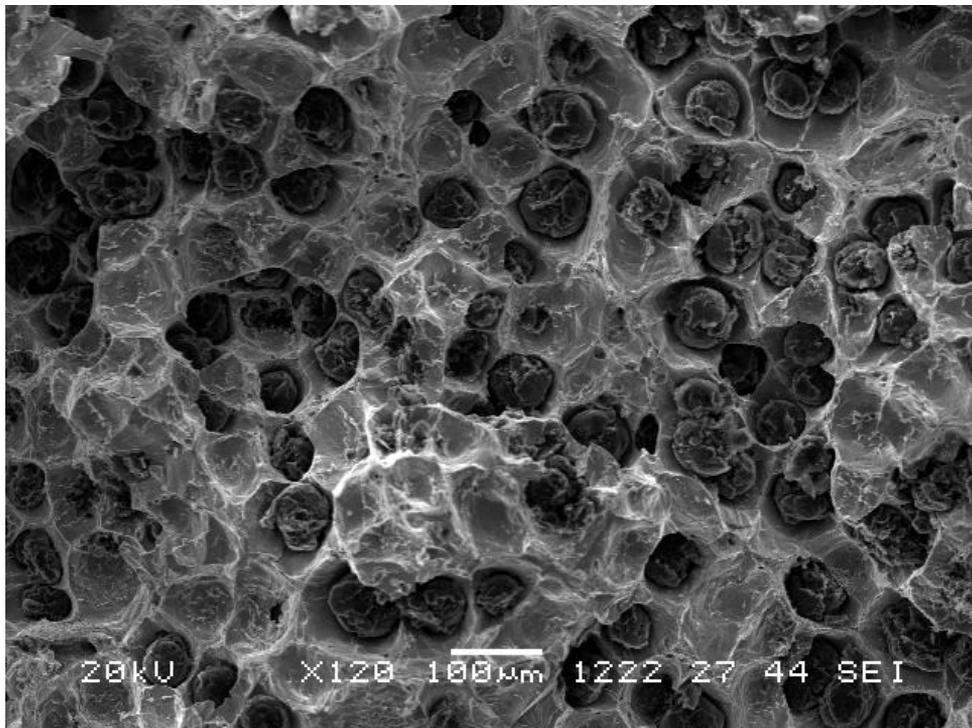


Figura 4.111. Superficie de fractura en la sección CM debida al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

ESCALERA C, SECCIÓN PEQUEÑA (CP), J_{IC}

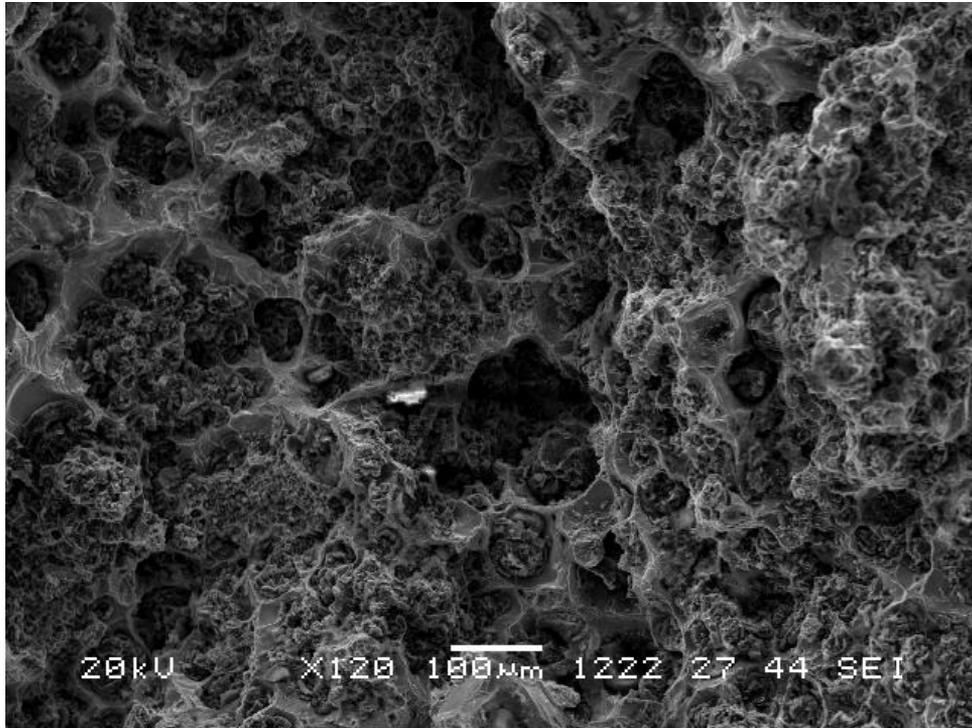


Figura 4.112. Superficie de fractura en la sección CP debido al crecimiento estable de grieta durante el ensayo J_{IC} .

CAPÍTULO 5

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

CAPÍTULO 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Se procede en este capítulo a comparar y discutir los resultados obtenidos en referencia a lo citado en la revisión bibliográfica. Se enfoca la discusión sobre cuatro aspectos que se corresponden con los objetivos planteados al inicio de este trabajo: investigar el efecto de una reducción en el contenido de silicio respecto a una composición química de partida utilizada habitualmente en la industria para fundición dúctil de sección gruesa, investigar el efecto de una incorporación de níquel a la composición ya reducida en silicio, caracterizar las fundiciones obtenidas con las tres composiciones citadas mediante la tenacidad de fractura (parámetro K_{Jc}), y por último, estudiar la influencia del espesor en las propiedades de cada una de las composiciones.

5.1. EFECTO DE LA REDUCCIÓN DEL CONTENIDO DE SILICIO. COMPARATIVA ENTRE LAS ESCALERAS A Y B.

El silicio es un elemento químico fundamental en las fundiciones. Es absolutamente necesario para que el carbono precipite en forma de grafito. Pero endurece mediante solución sólida a la ferrita, fragilizándola, por lo que las propiedades de resistencia al impacto empeoran gradualmente al aumentar el contenido de silicio. Este efecto cobra mayor importancia en las fundiciones dúctiles ferríticas de sección gruesa que van a trabajar a bajas temperaturas y ello queda reflejado en la bibliografía: Bradley y Srinivasan (1990) recomiendan mantener el contenido de silicio tan bajo como sea posible; Roedter y Gagné (2003) indican un porcentaje de silicio de 1.9 – 2.2% para fundición dúctil de sección pesada destinada a la industria de los aerogeneradores; Mullins (2006b) aconseja una concentración de silicio de 2.25% para conseguir una matriz ferrítica en bruto de colada; Riposan et al (2010) limitan a 2.2% el contenido de silicio para proveer un número de nódulos satisfactorio (más de 60 nódulos/mm²) y evitar flotación de grafito y grafito chunky.

En este trabajo, los porcentajes de silicio de dos de las escaleras estudiadas han sido: 2.083% para la escalera A y 1.716% para la escalera B. De hecho, uno de los parámetros fundamentales que interesaba estudiar era el comportamiento de la escalera A al disminuir exclusivamente el contenido de silicio, por lo que se fundió la escalera B intentando que contuviese aproximadamente un 0.5% menos de silicio. Se observa que la escalera A posee un contenido de silicio cercano al recomendado en general en la bibliografía, e incluso supera el límite inferior de 1.9%, hecho que no ocurre en el caso de la escalera B. Sin embargo, en esta investigación se ha considerado positiva la reducción de silicio hasta aproximadamente 1.7% en la escalera B, ya que se ha mejorado considerablemente la microestructura y las propiedades mecánicas (en general) respecto a la escalera A, tal y como se analiza a continuación.

5.1.1. Resistencia al impacto a – 20°C.

Atendiendo a los resultados de resistencia al impacto Charpy a -20°C, la sección grande de la escalera B (BG) ha resistido 4.13 J más que la sección grande de la escalera A (AG); la sección BM ha absorbido 4.45 J más que la AM y la BP, 5.30 J más que la AP. Se trata de una mejora más que notable en esta propiedad, dado que el rango de valores que se suelen obtener en este tipo de material se encuentra entre 5 y 15 J aproximadamente. De hecho, la escalera A no alcanza, en ninguna de sus secciones, el requisito de absorber 10 J (valor medio de tres probetas) en el ensayo Charpy a -20°C que solicita la norma correspondiente (EN 1563, 2011): AG: 8.89 J; AM: 8.73 J; AP: 9.52 J, lo que aún da mayor relevancia a la mejora acontecida en la escalera B, que sí supera, claramente, el límite citado en todas sus secciones: BG: 13.02 J; BM: 13.18 J; BP: 14.82 J. Este aumento en la resistencia al impacto a -20 °C al disminuir el contenido de silicio, está relacionado con la reducción en la temperatura de transición que lleva aparejada ese menor contenido en silicio, tal como se aprecia en la figura 5.1 a partir de RTIT (1990) y en la que se han superpuesto los datos obtenidos en este trabajo para la variación de resistencia al impacto con la temperatura. Se observa en la figura 5.1 que el nivel superior horizontal de la resistencia al impacto Charpy apenas disminuye al reducir el contenido de silicio de 2.1% a 1.8% (contenidos muy parecidos a los de las escaleras A y B), mientras que el descenso en la temperatura de transición es considerable. Se puede apreciar también en la figura 5.1 que los datos de esta investigación están en buen acuerdo con los ofrecidos por RTIT (1990), tanto en valor absoluto como en tendencia; los datos mostrados de este trabajo en dicha figura son los valores medios de la resistencia al impacto a – 5°C, – 20°C, – 35°C y – 45°C, obtenidos a partir de la tabla 4.18, para las tres secciones (grande, mediana y pequeña) de cada una de las escaleras A y B.

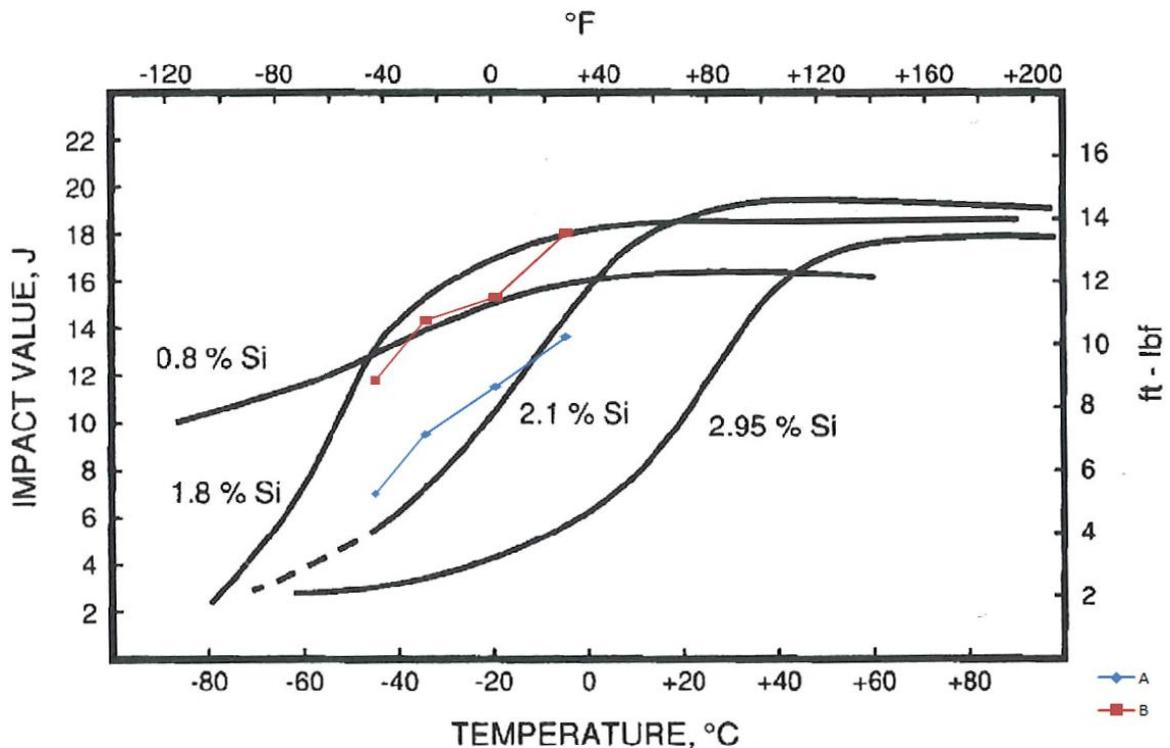


Figura 5.1. Figura que muestra la resistencia al impacto vs. la temperatura para diferentes contenidos de silicio (RTIT, 1990) y sobre la que se han colocado datos de este trabajo para su comparación.

Ahora bien, el aumento sustancial experimentado en la resistencia al impacto a baja temperatura al disminuir el contenido de silicio podía no esperarse en función de los datos obtenidos para la microestructura, ya que se han localizado regiones con microcarburos, microrrechupes y perlita en las últimas regiones en solidificar, que provocan una penalización de las propiedades mecánicas, especialmente las dinámicas (Labrecque et al, 2010; Goodrich, 1997). Este aspecto, es seguro que habrá reducido la capacidad de resistir el impacto de las secciones estudiadas, pero es probable que esa reducción haya ocurrido por igual en todas las secciones, tanto de la escalera A como de la B, y por tanto no resulte significativa a efectos comparativos, ya que a partir de una estimación visual de las superficies utilizadas para la caracterización de la microestructura, se concluyó que en todas las secciones aparecía un porcentaje similar de regiones con microcarburos, microrrechupes y perlita, excepto en la sección AP, que parecía tener un mayor porcentaje. No obstante, esta deducción hay que tomarla con cautela, al no disponer de datos totalmente objetivos para el porcentaje de ese tipo de áreas, dada la dificultad que entraña su detección mediante los programas comerciales de análisis de imagen.

Hay que destacar que en todas las secciones de las escaleras A y B (también de la C) se han localizado unas microinclusiones que, en función de los resultados del microanálisis, se piensa que son carburos compuestos de varios elementos que se han segregado hacia las últimas zonas en solidificar, principalmente de titanio, y también de vanadio, circonio, niobio y wolframio. Ello indica que hay que controlar de manera muy estricta los contenidos de esos elementos, en especial el de titanio, que ha presentado un contenido medio de 62.8% (muy

superior al del resto de elementos segregados) en las microinclusiones analizadas de las escaleras A y B, a pesar de que el contenido de Ti que ofrecía el análisis químico inicial mediante espectrómetro de emisión sobre probeta sólida era de 0.0209 % para la escalera A y de 0.0196 % para la B. Esos contenidos no superan los límites establecidos en la bibliografía por Gagné y Labrecque (2009) (0.05%) o por Riposan et al (2010) (0.025%), pero en Gundlach et al (1992), se indica que un 0.02% ha tenido un efecto dañino en fundiciones dúctiles de sección gruesa. Por tanto, es necesario disminuir todavía más el contenido de titanio presente en las escaleras A y B, dada la gran segregación mostrada.

Por otro lado, y en relación con lo comentado en el párrafo anterior, una medida extensamente aceptada en la bibliografía para reducir la segregación que origina esas regiones dañinas es conseguir que la pieza de fundición posea un número de nódulos mínimo de 60 (mm^{-2}) (Riposan et al, 2010), de forma que la segregación se reparta en una superficie más extensa al surgir un mayor número de células eutécticas (Jiyang, 2010b). Incluso, Pan et al (2012) indican que para alcanzar las propiedades exigidas en la normativa (EN-1563, 2011) a la especificación EN-GJS-400-18-LT (la que se pretende alcanzar en este trabajo) se requiere un número de nódulos entre 112 a 173 (junto con un contenido en perlita de 3 a 6 %).

En esta investigación no se ha verificado lo reportado en la bibliografía de que con un mayor número de nódulos la resistencia al impacto a baja temperatura mejora debido a una menor concentración de la segregación, ya que, por ejemplo, las secciones AM y BM, con un número de nódulos similar (AM: 132 mm^{-2} y BM: 134 mm^{-2}) presentan una gran diferencia en resistencia al impacto a -20°C (AM: 8.73 J y BM: 13.18 J), o la sección AG, con aproximadamente el doble de número de nódulos que la BG (AG: 218 mm^{-2} y BG: 107 mm^{-2}), ha resistido al impacto a -20°C bastante menos que la sección BG (AG: 8.89 J y BG: 13.02 J). Una deducción similar se puede establecer para las secciones pequeñas, ya que aunque la BP presenta en este caso un número de nódulos algo mayor que la AP (AP: 170 mm^{-2} y BP: 192 mm^{-2}) la diferencia en resistencia al impacto se antoja excesiva (AP: 9.52 J y BP: 14.82 J).

Por otra parte, cabe destacar que la escalera B presenta en sus tres secciones un número de nódulos que prácticamente se enmarca en el intervalo ofrecido por Pan et al (2012) citado anteriormente, y que al menos en los valores de resistencia al impacto a -20°C superan ampliamente el requisito de la norma (posteriormente se discutirá que no ocurre lo mismo en el caso del Alargamiento en Rotura).

Si se atiende a otras características microestructurales además de las ya comentadas de microcarburos, microrrechupes y perlita, y número de nódulos, no se aprecian diferencias sensibles entre las escaleras A y B, y por tanto, no han podido ser la causa del desfase entre los valores de resistencia al impacto. Así por ejemplo, los porcentajes de nodularidad de las zonas sin grafito degenerado (en base al ratio de aspecto) de las seis secciones se encuentran en el intervalo 84%-96%, no demasiado extenso (una nodularidad excelente de 96% para la sección BG, presentando la sección AG el menor valor, 84%), por lo que no debería ser la causa buscada, ya que además, por ejemplo, la sección AM presenta un 90.6% de nodularidad y la sección BM, una nodularidad inferior (85%). Tampoco la nodularidad estimada visualmente

considerando tanto el grafito esférico como el degenerado ha podido ser el motivo de la mejora en la resistencia al impacto de la escalera B, ya que, aunque la nodularidad (estimada visualmente) en la sección BG ha sido mucho mejor que en la AG (BG: 98%; AG: 58%), en la sección mediana ha resultado ser mejor en la escalera A (BM: 21%; AM: 53%), mientras que en la sección pequeña son similares (BP: 56%; AP: 58%), de tal forma que no se establece ninguna correlación adecuada. No obstante, hay que destacar que según RTIT (1990), a temperatura igual o inferior a -20°C no es esperable ninguna influencia de la nodularidad, tal y como se puede apreciar en la figura 2.62.

Tampoco hay grandes diferencias entre los porcentajes de perlita de las seis secciones (desde 0% en la sección BP a 5% en la BM), aunque en la escalera B surge algo más de perlita que en la escalera A, debido a la pérdida de poder grafitizante relacionada con el menor contenido en silicio. No obstante, ese mayor porcentaje de 5% es una cantidad en principio insuficiente como para provocar una variación apreciable en la resistencia al impacto (véase la figura 2.60). Por otra parte, el tamaño de grano de ferrita es similar en todas las secciones (grados 5 y 6 ASTM en todas las secciones salvo en la BM, que es de 4 y 5) por lo que no ha podido ser un aspecto diferenciador en la variación de resistencia al impacto a -20°C .

Una primera conclusión que se puede obtener de lo discutido en referencia a la resistencia de impacto a baja temperatura es que, aunque hayan aparecido ciertas características microestructurales muy perjudiciales para esa propiedad tales como microcarburos, microrrechupes y perlita, al ocurrir de manera homogénea en todas las secciones, tanto de la escalera A como de la B, su efecto no se advierte (no quiere decir que no lo tenga) al realizar comparaciones, por lo que la razón dominante, en este caso, del aumento en la resistencia al impacto con la disminución de Si se encuentra en el menor endurecimiento por solución sólida de la matriz de ferrita.

Para finalizar este apartado dedicado a discutir los valores de resistencia al impacto a baja temperatura entre las escaleras A y B, merece la pena comentar que no se han encontrado modelos matemáticos en la bibliografía que relacionen de manera adecuada la resistencia al impacto con datos de la microestructura o la composición química. En este trabajo, a pesar de que hay una gran cantidad de datos, se encuentran repartidos en las nueve secciones objeto de estudio, con la intención de realizar las comparaciones adecuadas, por lo que no se dispone de un número mínimo de valores para cada sección con los que realizar un estudio estadístico de confianza. No obstante, Grenier et al (2013), aunque indican que no han podido encontrar una relación adecuada de la resistencia al impacto a bajas temperaturas con los rasgos microestructurales y la composición química, debido a variaciones locales significativas en ambos tipos de características, sí que presentan una fórmula que relaciona la resistencia al impacto a una única temperatura de -40°C con el porcentaje de perlita y los contenidos en peso de C, V, Ti y Nb (ecuación 2.12). Aunque el objetivo principal de este trabajo en relación a la resistencia al impacto es la mejora de la misma a -20°C , ya que es el requisito que se debe superar en la norma EN-1563 (2011), al tener datos a -35°C y a -45°C (los empleados para la determinación de la TTDF) se ha decidido comprobar si la estimación a

partir de la fórmula se acercaba a los datos reales. Para ello, se ha calculado el valor medio del porcentaje de perlita en cada una de las escaleras, y también se ha realizado una aproximación al valor de -40°C con el promedio de los valores de resistencia al impacto a -35°C y a -45°C . En la escalera B, ha resultado ser muy cercana la estimación (13.47 J) al valor real (13.08 J), mientras que en la escalera A no ha sido así (estimación: 13.01 J; valor real: 8.6 J). Puede ser interesante esta fórmula, por tanto, para estimar la resistencia al impacto a -40°C en fundiciones como la escalera B de un contenido en silicio alrededor de 1.7%.

5.1.2. Alargamiento.

Además de la resistencia al impacto a baja temperatura, otra propiedad que ha mejorado con la reducción de silicio investigada es el Alargamiento en rotura, como en principio se podía esperar al obtener la matriz de ferrita mayor ductilidad debido al menor endurecimiento por solución sólida. Pero en este caso, el incremento no ha sido tan notorio. Así, en la sección grande de la escalera B (BG) el alargamiento ha aumentado en un 1% (interpretado como unidad de alargamiento) respecto a la sección AG (AG: 11% y BG: 12%), en la sección BM el alargamiento ha sido también un 1% (unidad de alargamiento) superior al de la sección AM (AM: 10% y BM: 11%), y en las secciones pequeñas, la BP ha mostrado un incremento en el alargamiento de un 2% (unidad de alargamiento) respecto a la AP (AP: 11% y BP: 13%). Hay que destacar que, aunque la mejora en los valores de Alargamiento no parece muy elevada, resulta muy significativa, ya que las secciones grande y pequeña de la escalera B superan o al menos igualan el requerimiento de la norma EN-1563 (2011) (12% de Alargamiento), mientras que ninguna otra sección lo hace.

La variación ocurrida en los valores de Alargamiento se corresponde prácticamente con lo reportado por Gundlach et al (1992), quienes indican que por cada 0.1% de reducción en el contenido de silicio en fundición ferrítica, el alargamiento aumenta en aproximadamente 0.3%. En este trabajo, la diferencia en el porcentaje de silicio entre las escaleras A y B es de 0.367%, lo que implica, según la aportación de Gundlach et al, que la escalera B muestre un alargamiento superior a la escalera A en 1.1%. Este dato se encuentra dentro de la variación ocurrida para el alargamiento entre las escaleras A y B (1-2%), e incluso, si se promedian las desviaciones sufridas por el alargamiento en las tres secciones: 1%, 1% y 2%, se obtiene un valor medio de 1.3%, muy cercano al valor 1.1% anterior. Por ello, la relación propuesta por Gundlach et al puede resultar muy útil para predecir de forma aproximada la variación en el valor del alargamiento ante una modificación exclusivamente en el contenido de silicio. Hay que mencionar, no obstante, que Salzbrenner (1987) no obtuvo un modelo de regresión lineal adecuado que relacionase el alargamiento con las características microestructurales y/o la composición química (mientras que sí lo consiguió en el caso del límite elástico y la resistencia a tracción); Loper y Javaid (1991) y Kippola y Goodrich (2000) llegaron a conclusiones similares, obteniendo modelos de regresión lineal para la resistencia pero no para la ductilidad.

Sin embargo, Donelan (2000) sí consiguió una relación para el alargamiento en función de la nodularidad (a partir de 70%) y de la microdureza de la matriz (véase las ecuaciones 2.7 a 2.10) que incluso contrastó en una fundición dúctil de sección gruesa (que contenía 1.8% de silicio, similar al contenido de Si de la escalera B) de un componente industrial, obteniendo un acuerdo razonablemente bueno, aunque los resultados reales fueron ligeramente inferiores a los calculados con la fórmula. Para contrastar si el modelo de Donelan podía funcionar en este trabajo, se sustituyeron los datos aportados de microdureza de la matriz y de nodularidad en la ecuación correspondiente, pero los valores de alargamiento calculados analíticamente no se correspondieron con los obtenidos en los ensayos reales; por ejemplo, en el caso de la sección BG, que presenta una nodularidad tanto debida al ratio de aspecto como estimada visualmente de 96%, el valor calculado ha sido 25.3%, excesivamente superior al real (12%) como para establecer una correspondencia. Además de Donelan, también Iwabuchi et al (2003) plantean una ecuación que en este caso relaciona el alargamiento con la nodularidad y el número de nódulos, en fundiciones dúctiles ferríticas con más del 90% de ferrita (véase la figura 2.52). Atendiendo a esa gráfica, la sección BG, que presenta un 96% de nodularidad y un número de nódulos de 107 mm^{-2} debería tener un alargamiento de aproximadamente 33%, y sin embargo, ha sido en este trabajo de 12%, menos de la mitad del indicado por Iwabuchi et al.

A partir de lo comentado en el párrafo anterior, se desprende que los valores de alargamiento obtenidos en este trabajo son inferiores a los indicados en la bibliografía para el material objeto de estudio. Una explicación a los pequeños valores de alargamiento obtenidos puede encontrarse al observar las fractografías correspondientes a las superficies de rotura de las probetas de tracción, donde se observan unas zonas totalmente planas de entre 0.2 a 0.8 mm (véase figuras 4.69, 4.74, 4.78, 4.80, 4.83) indicativas de rotura absolutamente frágil, pero situadas en un marco de rotura dúctil con coalescencia de microhuecos equiáxicos nucleados en los nódulos de grafito. Dada la apariencia plana sin escalonamientos de esas zonas, se estimó en un principio que podía tratarse de inclusiones muy frágiles, que hubiesen precisado de muy poca energía para fracturarse, por lo que para obtener más información, se analizó una de ellas por cada sección mediante microanálisis semicuantitativo EDX (ver tablas 4.20 a 4.22). En todos los casos aparecen los mismos elementos químicos: C, O, Si y Fe, y aunque una combinación de los mismos puede responder a la fórmula de una inclusión, también puede tratarse de los elementos presentes en una zona mixta de matriz de ferrita y grafito que forma parte de la superficie de fractura. De hecho, si se observa detenidamente la superficie de rotura por ejemplo en la figura 4.69, se aprecia que las zonas planas de un color gris claro son prácticamente una continuación de las regiones que la rodean, compuestas de coalescencia de microhuecos. Por tanto, esas zonas planas se corresponden con regiones localizadas de la matriz muy frágiles, y en función de lo observado en la microestructura de todas las secciones de las escaleras A y B, y dado el tamaño de dichas zonas, se deduce que podrían corresponderse con las regiones en que está presente el grafito chunky, ya que se ha referenciado que este tipo de grafito se compone de células eutécticas de un tamaño en diámetro entre 0.5 a 2 mm y que provoca una reducción muy considerable en el valor del

alargamiento (Gagné y Labrecque, 2009). Así, Gagné y Argo (1986a) informan sobre una reducción en el alargamiento de 25% a 5% en fundiciones dúctiles libres de grafito chunky y con grafito chunky respectivamente; Uribe et al (2004) indican una reducción de 22% a 4.5% en fundiciones dúctiles sin y con grafito chunky respectivamente; Källbom et al (2005a) han encontrado una disminución de 20% a 3% en las mismas condiciones. En este trabajo los valores de alargamiento no son tan bajos como los indicados por los autores citados, pero eso probablemente es debido a que esos autores querían generar una gran cantidad de grafito chunky para poder realizar el estudio adecuadamente. Sin embargo, en esta investigación no se ha pretendido en ningún momento que ocurriese grafito chunky, pero ha surgido, a pesar de que en el proceso de fabricación se ha evitado en todas las etapas la inclusión de cerio, el elemento que con mayor probabilidad lo origina, especialmente en secciones gruesas (Riposan et al, 2010; Jiyang, 2009; Källbom et al, 2005b). Tampoco se encuentran en la composición química los elementos Sr y Ca, promotores de chunky (Jiyang, 2010a; Källbom, 2005b), de forma que no han podido ser los causantes de este tipo de grafito degenerado. El silicio sí está considerado un elemento que favorece la creación del grafito chunky, y por ello, en secciones gruesas se limita su concentración a un máximo de 2 % (Gundlach et al, 1992). En este trabajo, este límite se ha respetado aproximadamente en las escaleras A y B, pero aun así ha aparecido chunky. Pero cabe destacar que también se imponen límites en la bibliografía para el carbono equivalente, parámetro fundamental en la producción de fundiciones, en relación al grafito chunky: 4.30% en fundiciones dúctiles de sección gruesa (Gundlach et al, 1992) para evitar flotación de grafito y grafito degenerado; un límite máximo de 4.1%, con el fin de evitar o limitar la formación de grafito chunky (Gagné y Labrecque, 2009); un rango de 4.2% a 4.3% de carbono equivalente (3.4% a 3.6% en peso de carbono y hasta 2.2% en peso de silicio) para proveer un número de nódulos satisfactorio (usualmente más de 60 nódulos/mm²) y prevenir flotación de grafito y formación de grafito chunky en el centro térmico de la fundición.

Se desprende de lo referenciado que, al menos, todos los autores recomiendan no superar la cifra de 4.3% para el carbono equivalente, e incluso algunos lo limitan aún más, hasta 4.1%. Estos límites para el carbono equivalente no se han verificado en ninguna de las dos escaleras A y B, ya que el carbono equivalente de la escalera A ha sido de 4.503 y el de la B, 4.336. Esta puede ser una de las causas del grafito chunky surgido en la mayoría de las secciones. No obstante, cabe destacar que en la escalera B, en su sección grande, no se ha detectado apenas grafito chunky, y tampoco explosionado, al menos en el área estudiada (16mm²) (véase la figura 4.7), y coincide que la escalera B es justamente la que posee el carbono equivalente más cercano al recomendado 4.3%. Sin embargo, en este sentido, el alargamiento en la sección BG debería haber sido mucho más elevado que en las secciones BM y BP, en las que sí se aprecia grafito degenerado (figuras 4.9 y 4.11) y ello no ha ocurrido. Aunque al plantear la elaboración de resultados en esta investigación se consideró que un área de 16 mm² reales era suficientemente representativa del material, parece necesario ampliar el área de trabajo para encontrar una explicación a lo sucedido.

Por otro lado, hay que destacar que las zonas planas comentadas anteriormente no han aparecido en las superficies de fractura de los ensayos de impacto y de tenacidad a la fractura, y tampoco en la caracterización microestructural, por lo que se considera que puede deberse su ocurrencia en las superficies de rotura por tracción a que en este ensayo generalmente rompe la probeta por su sección más débil, mientras que no tiene por qué suceder así en los de Charpy y J_{IC} , que obligan a que la rotura se produzca prácticamente en una sección concreta.

5.1.3. Límite elástico y resistencia a tracción.

En los dos párrafos anteriores se ha analizado cómo al disminuir el contenido en silicio mejoraban la resistencia al impacto a baja temperatura y el alargamiento. Pero, por el contrario, la resistencia a la tracción y el límite elástico han sufrido un descenso considerable al reducirse la cantidad de silicio en solución sólida en la ferrita. Así, la resistencia a la tracción de la sección grande de la escalera B ha sido 36 MPa menor que en la sección correspondiente de la escalera A (BG: 338 MPa; AG: 374 MPa); en la sección BM la disminución ha sido de 29 MPa (BM: 338 MPa; AM: 367 MPa); y en la BP la reducción en resistencia a la tracción respecto a la AP ha sido de 23.9 MPa (BP: 341.5 MPa; AP: 365.4). Se trata de un descenso nada beneficioso y muy significativo, ya que el requerimiento de la norma en esta propiedad es de 360 MPa, de forma que las tres secciones de la escalera A superan ese valor, pero ninguna de las de la escalera B

En cuanto al límite elástico, la reducción ha sido parecida a la experimentada en la resistencia a la tracción: 34.9 MPa menos en la sección BG respecto a la AG (BG: 221 MPa; AG: 255.9 MPa); 30.5 MPa inferior el límite elástico en la sección BM respecto a la AM (BM: 219.9 MPa; AM: 250.4 MPa); y 36.1 MPa de disminución en la sección BP respecto a la AP (BP: 219.2 MPa; AP: 255.3 MPa). Pero, aunque esta disminución no es positiva, al menos los valores del límite elástico en la escalera B se han quedado justamente en el límite del valor de 220 MPa que requiere la norma (EN-1563, 2011).

Es de destacar que las variaciones en los valores del límite elástico y la resistencia a la tracción en función del contenido de silicio se han correspondido aproximadamente con lo reportado por Gundlach et al (1992), quienes indican que por cada 0.1% de reducción en el contenido de silicio en fundición ferrítica, la resistencia a la tracción disminuye en aproximadamente 6.9 MPa y el límite elástico en 11 MPa. En este trabajo, la diferencia en el porcentaje de silicio entre las escaleras A y B es de 0.367%, lo que implica, según la aportación de Gundlach et al, que la escalera B muestre una resistencia a la tracción inferior a la escalera A en 25.3 MPa y que el límite elástico sea 40.4 MPa menor en la escalera B que en la A. Si se promedian las desviaciones sufridas por la resistencia a la tracción (comentadas previamente) en las tres secciones: 36 MPa, 29 MPa y 23.9 MPa, se obtiene un valor medio de 29.6 MPa, lo que implica una desviación de tan solo 4.3 MPa respecto a la estimación de Gundlach et al. En el caso del límite elástico, las desviaciones han sido: 34.9 MPa, 30.5 MPa y 36.1 MPa, con un valor medio de 33.8 MPa, de forma que la desviación respecto al valor

estimado por Gundlach et al (40.4 MPa) es de 6.6 MPa. Se desprende, por tanto, de lo comentado, que las relaciones propuestas por Gundlach et al pueden resultar muy útiles para predecir, de forma aproximada, la variación de los valores de límite elástico y resistencia a la tracción ante una modificación exclusivamente en el contenido de silicio.

Por otra parte, aparecen en la bibliografía varios modelos que pretenden obtener el límite elástico y la resistencia a la tracción en función de una serie de parámetros. Se ha considerado interesante comprobar si alguno de esos modelos encaja con los datos de este trabajo, ya que podría entonces utilizarse para predecir las propiedades citadas. Salzbrenner (1987) ofrece un modelo (véanse las ecuaciones 2.1 y 2.2) que considera que el límite elástico y la resistencia a la tracción dependen casi exclusivamente de la composición química, concretamente del silicio y del níquel. Kippola y Goodrich (2000) incluyen el porcentaje en peso del carbono en sus fórmulas de ajuste, además de los porcentajes de silicio y níquel (véanse las ecuaciones 2.3 y 2.4). Donelan (2000) incorpora el porcentaje de perlita y el tamaño de grano de ferrita en sus modelos, además de las concentraciones de silicio y carbono, pero no de níquel (véanse las ecuaciones 2.5 y 2.6). En las tablas 5.1 y 5.2 se presentan los valores para el límite elástico y la resistencia a la tracción calculados con los modelos citados y los valores reales obtenidos en los ensayos de esta tesis. Para cada parámetro componente de las fórmulas empleadas se han utilizado valores promedio.

Límite Elástico (MPa)	Escalera A	Escalera B
Modelo de Salzbrenner	358	316
Modelo de Kippola y Goodrich	289	256
Modelo de Donelan	188	163
Valor real obtenido en los ensayos (valor medio de las tres secciones)	254	220

Tabla 5.1. Valores del límite elástico a partir de los modelos de Salzbrenner (1987), Kippola y Goodrich (2000) y Donelan (2000) y a partir de los ensayos realizados en este trabajo.

Resistencia a la tracción (MPa)	Escalera A	Escalera B
Modelo de Salzbrenner	466	432
Modelo de Kippola y Goodrich	420	393
Modelo de Donelan	295	270
Valor real obtenido en los ensayos (valor medio de las tres secciones)	369	339

Tabla 5.2. Valores de resistencia a la tracción a partir de los modelos de Salzbrenner (1987), Kippola y Goodrich (2000) y Donelan (2000) y a partir de los ensayos realizados en este trabajo.

Se aprecia en las tablas 5.1 y 5.2 que ninguno de los tres modelos estudiados se ajusta a los valores de límite elástico y resistencia a tracción obtenidos en este trabajo. El modelo de Salzbrenner sobrepasa los valores reales de límite elástico en aproximadamente 100 MPa y los de resistencia a tracción en 95 MPa; el modelo de Kippola y Goodrich supera en 35.5 MPa los valores reales de límite elástico y en 52,5 MPa los de resistencia a tracción; por el contrario, los valores estimados mediante las ecuaciones de Donelan son inferiores a los reales en aproximadamente 61.5 MPa para el límite elástico y en 71.5 para la resistencia última. Se desprende de lo analizado que los valores de límite elástico y resistencia a tracción obtenidos en este trabajo son bastante menores que los indicados en dos de los modelos que ofrece la bibliografía, pero sin embargo son bastante mayores en comparación con el modelo restante. Respecto a este último modelo (el ofrecido por Donelan (2000)), se contrastó en una fundición dúctil para un componente industrial de 300 mm de espesor de pared y 13 toneladas de peso, que contenía 1.8% de silicio, un contenido en Si similar al de la escalera B, obteniendo un acuerdo razonablemente bueno. Pero por otro lado, también Salzbrenner (1987) contrastó su modelo con una fundición dúctil de sección gruesa comercial, con un contenido en Si de 1.90%, aunque en este caso se indica que se trata de una fundición de alta calidad, con un nivel de impurezas muy controlado. La gran separación entre los valores aportados por ambos modelos puede ser debida, por tanto, a un diferente rigor en el control de la concentración de impurezas. Esa también podría ser una de las causas de que los datos de resistencia obtenidos en este trabajo hayan sido bastante inferiores a los que estiman Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), debido a que en las escaleras A y B han surgido en todas las secciones regiones con microcarburos, microrrechupes y perlita, tal y como se ha descrito anteriormente. Pero además, en el estudio fractográfico de las superficies de rotura por el ensayo de tracción, se observan unas zonas planas indicativas de fractura frágil, que parecen ser las principales causantes de los bajos valores en resistencia de las escaleras A y B, y que, tal y como se ha comentado en la discusión para el alargamiento anteriormente, se piensa que pueden corresponderse con regiones en que está presente el grafito chunky; se puede aplicar en general en este apartado de la resistencia lo allí comentado.

Respecto a cómo disminuye la resistencia con el grafito chunky, se ha referenciado que este tipo de degeneración de grafito provoca una reducción muy considerable en el valor de la resistencia a tracción. Así, Gagné y Argo (1986a) informan sobre una reducción en la resistencia a tracción de 440 MPa a 345 MPa en fundiciones dúctiles libres de grafito chunky y con grafito chunky respectivamente; Uribe et al (2004) indican una reducción de 500 MPa a 440 MPa en fundiciones dúctiles sin y con grafito chunky respectivamente; Kälborn et al (2005a) han encontrado una disminución de 405 MPa a 315 MPa al surgir grafito chunky. Si se observan los valores de RT para las fundiciones sin grafito chunky ofrecidos en las tres últimas referencias (405, 440 y 500 MPa) y se comparan con los valores estimados a partir de los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), que no tenían en consideración el

grafito chunky, y que se encuentran en la tabla 5.2 (393, 420, 432 y 466 MPa), se aprecia que se encuentran dentro de un rango similar, quizá con la excepción del dato 500 MPa. Al mismo tiempo, las diferencias entre los valores de resistencia a tracción entre fundiciones sin y con grafito chunky que presentan Gagné et al (1986a), Uribe et al (2004) y Kälbom et al (2005a) son: 95, 60 y 90 MPa respectivamente, muy similares a las que suceden comparando los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000) aplicados a los datos de este trabajo con los valores realmente obtenidos, y que resultan ser 97 y 93 MPa (escaleras A y B) y 51 y 54 MPa (escaleras A y B) respectivamente. Hay que mencionar que las similitudes comentadas pueden entrar en el campo de la coincidencia, dado que las referencias citadas, los modelos usados y este trabajo no han seguido exactamente las mismas condiciones de fabricación o contienen idéntica composición química, ni tampoco presentan el mismo porcentaje de grafito chunky, pero, al menos, parece adecuado tenerlas en consideración, dada la cercanía de valores.

Al igual que se comentó para el caso del alargamiento, el principal causante del grafito chunky surgido parece haber sido el carbono equivalente excesivamente alto con el que se han fabricado las escaleras A y B respecto a lo recomendado en la bibliografía. Dada la gran penalización en la resistencia a la tracción y en el alargamiento que parece haber causado la aparición del chunky (sin olvidar la parte de penalización que pueda corresponder a los microcarburos y microrrechupes) parece necesario disminuir el carbono equivalente de las fundiciones estudiadas hasta un contenido de entre 4.3 – 4.1 %, pero siempre que se mantenga un potencial de nucleación alto hasta el final de la solidificación (Gagné y Labrecque, 2009). Por otra parte, un problema que puede surgir al disminuir el carbono equivalente es la aparición de rechupes, también muy perjudiciales para el comportamiento mecánico de un componente fundido. Para evitar una contracción excesiva, el diagrama de Henderson (ver figura 2.41) sugiere un límite inferior de 3.9 para la relación: $\%C + 1/7 \%Si$, aunque este parámetro debe considerarse sólo como una guía, ya que la contracción efectiva de una fundición depende de otros factores adicionales, además de los contenidos de carbono y/o silicio (Gundlach et al, 1992). Aplicando la fórmula de Henderson para las escaleras A y B se obtienen los siguientes valores: $3.801(\%C) + 2.083(\%Si)/7 = 4.098$ (escalera A) y $3.757(\%C) + 1.716(\%Si)/7 = 4.002$ (escalera B). En principio, se cumple con la fórmula orientativa de Henderson, aunque como se aprecia en las cifras obtenidas (4.098 y 4.002), con escaso margen respecto al límite de 3.9. Cabe destacar que con los carbonos equivalentes empleados en las escaleras A y B, no se han detectado macrorrechupes en las áreas estudiadas en las microfotografías, aunque sí microporosidades, pero éstas parecen deberse principalmente a efectos de segregación de ciertos elementos hacia las últimas zonas en solidificar, tal y como se ha comentado previamente.

En resumen, la disminución de aproximadamente 0.4% de silicio en la escalera B respecto a la A, manteniendo el resto de la composición química y proceso de producción similares, ha provocado mejoras en la resistencia al impacto charpy a – 20°C, en el alargamiento en rotura y en la microestructura, pero ha provocado una pérdida de resistencia

importante, de forma que la resistencia a la tracción no verifica el requerimiento de la norma (EN 1563, 2011). Por tanto, el efecto de la reducción de silicio ha sido en general positivo, pero hay que elevar de alguna manera la resistencia perdida. Una posible solución es añadir níquel, y esto es lo que se ha intentado en la escalera C, que posee una composición química y proceso de fabricación similares a los de la escalera B pero con un contenido de níquel añadido de aproximadamente 0.6%. Se aborda a continuación el efecto del níquel en las fundiciones dúctiles.

5.2. EFECTO DE LA INCORPORACIÓN DE NÍQUEL. COMPARATIVA ENTRE LAS ESCALERAS B Y C.

Se recomienda en la bibliografía la aleación con níquel en fundiciones dúctiles destinadas a aplicaciones a baja temperatura (Riposan et al, 2010; Gundlach et al, 1992; Bradley y Srinivasan, 1990), para contrarrestar la reducción necesaria en el contenido de silicio con la que se consigue que la resistencia al impacto a baja temperatura sea mayor. El níquel es capaz de compensar, en parte, la pérdida de poder grafitizante que acompaña a la disminución de silicio, manteniendo así el contenido de ferrita, y ello sin que apenas aumente la temperatura de transición dúctil-frágil y elevando además la resistencia por solución sólida, aunque en esta última propiedad en menor proporción que lo hace el silicio. En Gundlach et al (1992) aconsejan que en hierros ferríticos con porcentajes de silicio reducidos (1.5%) se alee un 1-2% de níquel. Cox y Loughin (1971), a partir de un estudio en el que combinaban porcentajes de silicio (1, 1.5 y 2%) con porcentajes de níquel (0, 0.5, 1 y 1.5%), obtuvieron los mejores resultados en las propiedades mecánicas con la combinación 1.5% de Si y 0.5% de níquel.

Por otro lado, también se dice del níquel en la bibliografía que, aunque débil, es promotor de perlita, por lo que se debe evitar cuando se desee una estructura ferrítica en bruto de colada (Gundlach et al, 1992). Además, se incluye al níquel dentro del grupo de elementos que favorece la formación del grafito chunky (Gundlach et al, 1992; Källbom, 2005b; Sertucha et al, 2013), aunque en este punto no está de acuerdo Mullins (2006b) que considera que el níquel no causa problemas. Por otra parte, el níquel representa una opción cara para el fundidor (Bradley, 1990).

En base a las consideraciones anteriores, se fundió la escalera C, partiendo de la escalera B y añadiéndole un contenido en níquel de 0.617%. Se buscaba así estudiar si se podía aumentar la resistencia de la escalera B sin perjudicar las propiedades que se habían conseguido mejorar con la reducción en el contenido de silicio. Y, efectivamente, la resistencia ha subido, aunque en mayor proporción el límite elástico que la resistencia a la tracción, pero, al mismo tiempo, el alargamiento ha disminuido, probablemente debido a ese endurecimiento. La resistencia al impacto a -20°C apenas ha sufrido variaciones.

A continuación, se analiza lo ocurrido en las propiedades mecánicas citadas así como en la microestructura debido a la aleación con níquel.

5.2.1. Límite elástico y resistencia a tracción.

La resistencia a la tracción en la sección grande de la escalera C ha resultado ser 6.7 MPa mayor que en la sección grande de la escalera B (CG: 344.8 MPa y BG: 338.1 MPa); en el espesor mediano, la de la sección CM, 9.2 MPa superior a la de la sección BM (CM: 347.7 MPa y BM: 338.5 MPa); y la resistencia a la tracción de la sección CP ha experimentado un aumento de 3.7 MPa respecto a la de la sección BP (CP: 345.2 MPa y BP: 341.5 MPa).

En cuanto al límite elástico, en la sección CG ha sido 16 MPa mayor que en la sección BG (CG: 237 MPa y BG: 221 MPa); en la sección CM, 15.4 MPa superior al de la sección BM (CM: 235.3 MPa y BM: 219.9 MPa); y en la sección CP, 16.6 MPa mayor que en la sección BP (CP: 235.8 MPa y BP: 219.2 MPa).

Se puede observar que tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción han crecido en la escalera C respecto a la escalera B con la incorporación de 0.6% de níquel, debido al endurecimiento por solución sólida del níquel, aunque el límite elástico lo ha hecho en mayor proporción (16 MPa de media) que la resistencia a la tracción (6.5 MPa de media). Pero a pesar de ese aumento, la resistencia a la tracción se ha quedado todavía lejos de alcanzar el valor de 360 MPa que requiere la norma EN-1563 (2011). Sin embargo, el límite elástico sí que consigue superar con cierta holgura el requerimiento de 220 MPa solicitado por dicha norma.

Conviene comprobar si se verifica la estimación realizada por Gundlach et al (1992) de que por cada 1% de adición de níquel se eleva el límite elástico en 40 MPa, ya que sería muy útil a efectos de elección del contenido de níquel para obtener un determinado límite elástico. Suponiendo que existe linealidad en la relación, un aumento de 0.6% de níquel en la escalera C debería haber provocado un incremento de 24 MPa en el límite elástico de la escalera C respecto al de la B. El aumento ha ocurrido, pero ha sido de 16 MPa de media, por lo que la estimación se ha desviado en 8 MPa, que no es una diferencia demasiado elevada a efectos de predicción.

Otra estimación de cómo varían la resistencia a la tracción y el límite elástico la ofrecen Lacaze et al (2012), quienes indican que una adición de un 1% de Ni en fundiciones ferríticas con bajo silicio (1.4 a 1.7%) provoca un incremento de entre 5-10% en los valores de límite elástico y resistencia a tracción. Considerando, a efectos de aproximación, que esta relación es lineal, una incorporación de 0.6% de Ni implicaría un aumento de entre 3 y 6% en el $LE_{0.2}$ y RT. Si se analiza la RT, en la sección grande de la escalera C ha ocurrido un aumento de 1.98%, en el espesor mediano, de 2.71 % y en el pequeño, de 1,08%, lo que indica que en ninguna de las secciones se alcanza el límite inferior del intervalo anterior (3%); solamente la sección CM se aproxima al mismo. Sin embargo, considerando el límite elástico, ha aumentado un 7.24% en la sección grande de la escalera C, un 7.00 % en la mediana y un 7.6 % en el espesor pequeño, porcentajes que superan ligeramente el límite superior calculado a partir de Lacaze et al (6%). Se observa que así como el límite elástico se encuentra muy cerca del extremo superior del intervalo predicho por Lacaze et al, e incluso lo supera, la resistencia a tracción se queda bastante por debajo del extremo inferior. Se puede entonces deducir que la resistencia a

tracción no ha crecido tanto como debía con la aleación de níquel. Ello puede ser achacable al gran porcentaje de grafito degenerado (grafito chunky) que surge en la escalera C (aunque también lo hay en la escalera B), ya que, según se cita en Davis (1996), las propiedades relacionadas con rotura (como la RT) sufren un gran descenso en su valor al disminuir el porcentaje de nodularidad. Sin embargo, el límite elástico está más influenciado por las propiedades plásticas de la matriz, y por tanto no está tan determinado como la RT por la nodularidad.

En el apartado dedicado a la disminución de silicio (5.1) ya se ha indicado la gran reducción en los valores de resistencia a tracción que provoca el grafito chunky. No obstante, se muestra a continuación una figura a partir de Källbom et al (2005b) en la que se aprecian los valores de resistencia a tracción, límite elástico, alargamiento y dureza, en zonas con y sin grafito chunky; se observa cómo la RT disminuye de 499 MPa a 453 MPa (valores medios) y el alargamiento, de 17% a 4% (mientras que el límite elástico y la dureza no experimentan ninguna variación significativa).

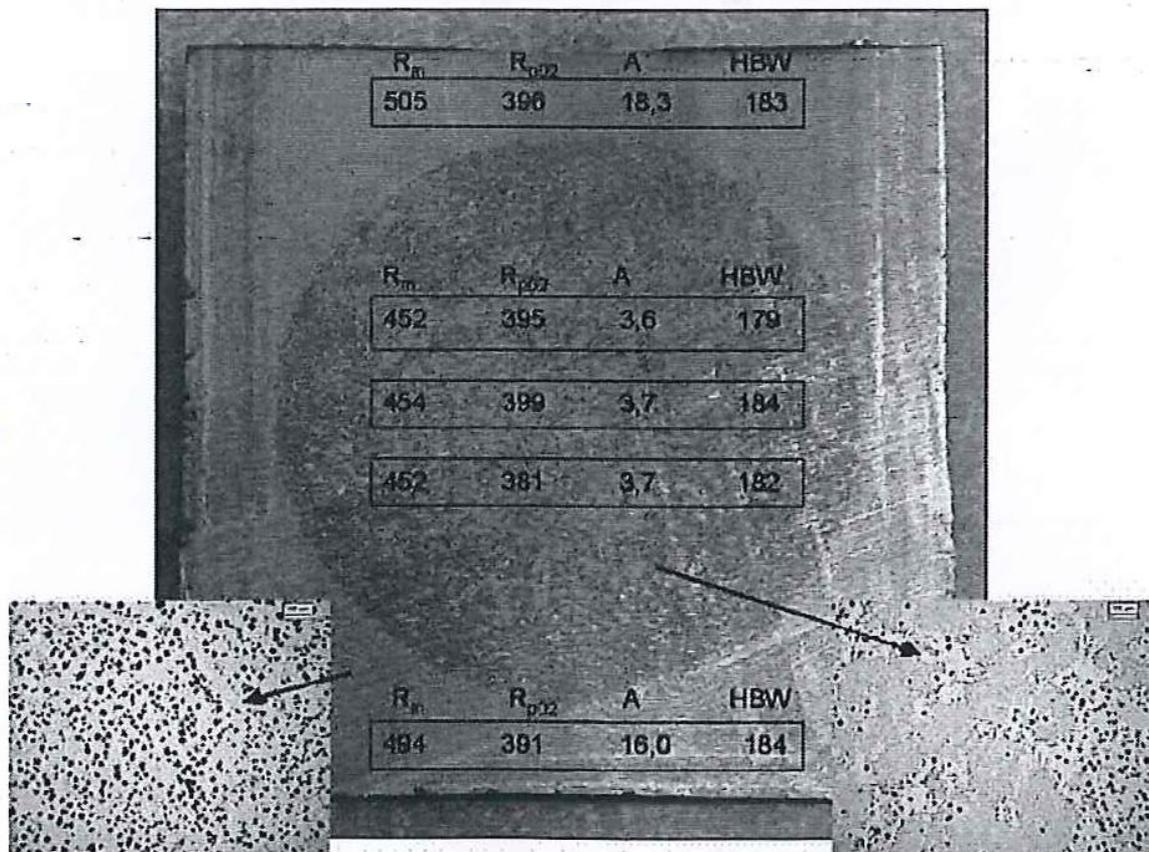


Figura 5.2. Sección de un cubo de fundición dúctil de 200 mm de lado sobre la que se muestra la macro y microestructura del grafito chunky. Se indican las propiedades mecánicas en el interior y en el exterior de la región con grafito chunky (Källbom et al, 2005b).

Por otro lado, hay que mencionar las investigaciones de Loper y Javaid (1991), quien al contrario que Lacaze et al (2012) y Gundlach et al (1992) consideró que el níquel era

relativamente inefectivo sobre el límite elástico, al menos en el rango de 0.5 a 0.9% de níquel (véase la figura 2.48), dentro del cual se encuentra el contenido de 0.6 % investigado en este trabajo.

Se puede deducir de lo comentado que la causa de que no se alcance un mayor valor de RT con la adición de níquel puede ser la ocurrencia de grafito chunky. Además, observando la microestructura de la escalera C (figuras 4.13, 4.15 y 4.17), se aprecia en general un mayor porcentaje de área ocupada por grafito chunky respecto a las microestructuras de la escalera B (figuras 4.7, 4.9 y 4.11) y de la A (figuras 4.1, 4.3 y 4.5), lo cual queda reflejado en el porcentaje de nodularidad estimada visualmente, ya que el valor medio de la escalera C es 40%, el de la B, 58% y el de la A, 56%. Es probable que el mayor porcentaje de grafito degenerado que se localiza en la escalera C, respecto a la B y la A, al menos en los 16 mm² de superficie analizados, se haya debido a la acumulación de dos factores que se citan en la bibliografía como causantes del grafito chunky: adición de níquel y un carbono equivalente superior a 4,1 (el CE de la escalera C es 4.375). A pesar de ello, no era esperable en principio la cantidad de grafito chunky que ha surgido (de hecho, en ninguna de las tres escaleras), ya que el proceso de fabricación de las fundiciones se realizó sin la inclusión de cerio y tierras raras, precisamente con la intención de evitarlo.

Cabe destacar que no se corresponde la nodularidad estimada visualmente con el comportamiento de la resistencia a tracción, ya que a pesar de que esa nodularidad ha experimentado desviaciones significativas (CG: 42%, CM: 83% y CP: 19%), los valores de RT han permanecido prácticamente constantes (CG: 345 MPa, CM: 348 MPa y CP: 345 MPa). Se deduce de ello que, al igual que se comentó en el apartado 5.1.3, parece necesario estudiar una superficie mayor que la analizada de 16 mm², que en un principio se consideró suficiente (y en la que además, el número de campos empleados en el análisis de imagen ha sido el doble del mínimo recomendado por Capelleti y Hornaday (1974)).

Por otro lado, dado que en la bibliografía se aportan modelos para el cálculo de la resistencia a tracción que incorporan en sus fórmulas el contenido en níquel como una de sus principales variables, se ha intentado comprobar si alguno de ellos se cumplía con los datos obtenidos en este trabajo. Estos modelos ya se han utilizado en el apartado dedicado a la disminución de silicio (5.1), en ese caso, adoptando para el contenido en níquel el valor 0%. A continuación se presentan dos tablas en las que se indican los valores obtenidos para la resistencia a tracción y el límite elástico a partir de las ecuaciones propuestas por Salzbrenner (1987) (ecuaciones 2.1 y 2.2) y Kippola y Goodrich (2000) (ecuaciones 2.3 y 2.4), así como los valores a partir de los ensayos reales en este trabajo.

Límite Elástico (MPa)	Escalera C
Modelo de Salzbrenner	386
Modelo de Kippola y Goodrich	260
Valor real obtenido en los ensayos (valor medio de las tres secciones)	235

Tabla 5.3. Valores del límite elástico a partir de los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), y a partir de los ensayos realizados en este trabajo, para la escalera C.

Resistencia a la tracción (MPa)	Escalera C
Modelo de Salzbrenner	483
Modelo de Kippola y Goodrich	395
Valor real obtenido en los ensayos (valor medio de las tres secciones)	346

Tabla 5.4. Valores de resistencia a la tracción a partir de los modelos de Salzbrenner (1987) y Kippola y Goodrich (2000), y a partir de los ensayos realizados en este trabajo, para la escalera C.

Se aprecia en las tablas 5.3 y 5.4 que ninguno de los dos modelos estudiados se ajusta a los valores de límite elástico y resistencia a tracción obtenidos en este trabajo para la escalera C. El modelo de Salzbrenner sobrepasa el valor real de límite elástico en 151 MPa y el de resistencia a tracción en 137 MPa; el modelo de Kippola y Goodrich supera en 25 MPa el valor real de límite elástico y en 49 MPa el de resistencia a tracción. Aunque el modelo de Kippola y Goodrich se acerca bastante más que el de Salzbrenner a lo ocurrido realmente, la diferencia se antoja excesiva como para realizar previsiones.

5.2.2. Alargamiento.

El alargamiento en rotura ha disminuido de 12% en la sección BG a 10.5% en la sección CG (1.5 % de reducción, unidad de alargamiento); de 11% en la sección BM a 10 % en la sección CM (1% de reducción, unidad de alargamiento); y de 13% en la sección BP a 11% en la sección CP (2% de reducción, unidad de alargamiento). Aunque esta disminución puede parecer pequeña (1.5% de media), es muy significativa, ya que la escalera B justamente se mantenía alrededor del valor de 12% solicitado por la norma EN 1563 (2011), y por tanto, el níquel añadido aleja a la escalera C de esa cifra. Estos resultados no concuerdan con lo citado en la bibliografía, ya que Lacaze et al (2012) indican que en fundiciones ferríticas, la aleación con un 1 % de níquel no provoca variación en el alargamiento, a pesar de que el límite elástico

y la resistencia a tracción sí se elevan entre 5% y 10%. Riposan et al (2010) reportan que la aleación de níquel es usada cuando se necesita alta resistencia combinada con buen alargamiento. Una vez más parece que el principal responsable de esta reducción en el alargamiento al adicionar níquel, que no concuerda con lo reportado en la bibliografía, es el grafito chunky que ha surgido en todas las escaleras, y especialmente en la escalera C. Por ejemplo, Källbom et al (2005b) indicó una reducción en el alargamiento de 16% a 3.6% en presencia de grafito chunky (ver figura 5.2). En este trabajo no se han obtenido valores tan bajos de alargamiento como el reportado por Källbom, probablemente porque ese autor pretendía obtener una gran cantidad de grafito chunky para realizar su investigación.

Hay que destacar que también en las fractografías de las superficies de rotura de las probetas de tracción correspondientes a la escalera C han aparecido el mismo tipo de zonas planas que las comentadas en el apartado 5.1.2. Se pueden aplicar aquí los mismos comentarios que los realizados en dicho apartado.

No hay que olvidar tampoco el efecto sobre el alargamiento que seguro habrán tenido las zonas con microcarburos, micorrechupes y perlita, ya que ese tipo de zonas aparece en la bibliografía como causa importante en la no consecución de los valores de alargamiento (Davis, 1996; Kippola y Goodrich, 2000; Labrecque y Cabanne, 2011). Pero también ahora, al igual que se comentó en el apartado 5.1.1, los efectos de esas regiones perjudiciales son difíciles de advertir, ya que el porcentaje de área ocupada por las mismas es muy similar en las tres secciones de la escalera C (dato obtenido a partir de estimación visual).

5.2.3. Resistencia al impacto a - 20°C.

Atendiendo a los resultados de resistencia al impacto Charpy a - 20°C, la sección grande de la escalera C (CG) ha resistido solamente 0.78 J más que la sección grande de la escalera B (BG) (CG: 13.8 J; BG: 13.02 J); la sección CM, sin embargo, ha resistido 1.22 J menos que la BM (CM: 11.96 J; BM: 13.18 J) y la CP, 0.72 J menos que la BP (CP: 14.1 J; BG: 14.82 J). Se observa que la resistencia al impacto a - 20°C es casi similar en ambas escaleras, si acaso ligeramente menor en la escalera C (valor medio en la escalera C: 14 J, valor medio de la escalera B: 14.4 J), de forma que parece que se pueda cumplir lo citado en algunas referencias (véase el inicio del apartado 5.2) de que el níquel apenas influye en la temperatura de transición; pero otras referencias reportan que la temperatura de transición dúctil-frágil crece en 10°C por cada 1% de níquel. En esa línea, Lacaze et al (2012) han obtenido resultados en los que se refleja que con una adición de un 1% de níquel la resistencia al impacto es peor a - 20°C y sin embargo es mejor a partir de -40°C, indicando que el níquel es realmente efectivo en la mejora de la resistencia al impacto a baja temperatura a partir de - 40 °C. Esta información, en principio, no se corresponde con lo ocurrido en este trabajo, ya que se observa en la figura 5.3 que las curvas de transición al impacto de las escaleras B y C prácticamente coinciden a partir de -20 °C; no obstante, se desconoce si la diferencia en los contenidos de níquel empleados en las dos investigaciones (0.6% en este trabajo frente al 1%

de Lacaze et al) puede tener algún efecto. Se ha añadido en la figura 5.3 los resultados de la variación de resistencia al impacto con la temperatura de la escalera A, para poder comparar así lo ocurrido en las tres escaleras.

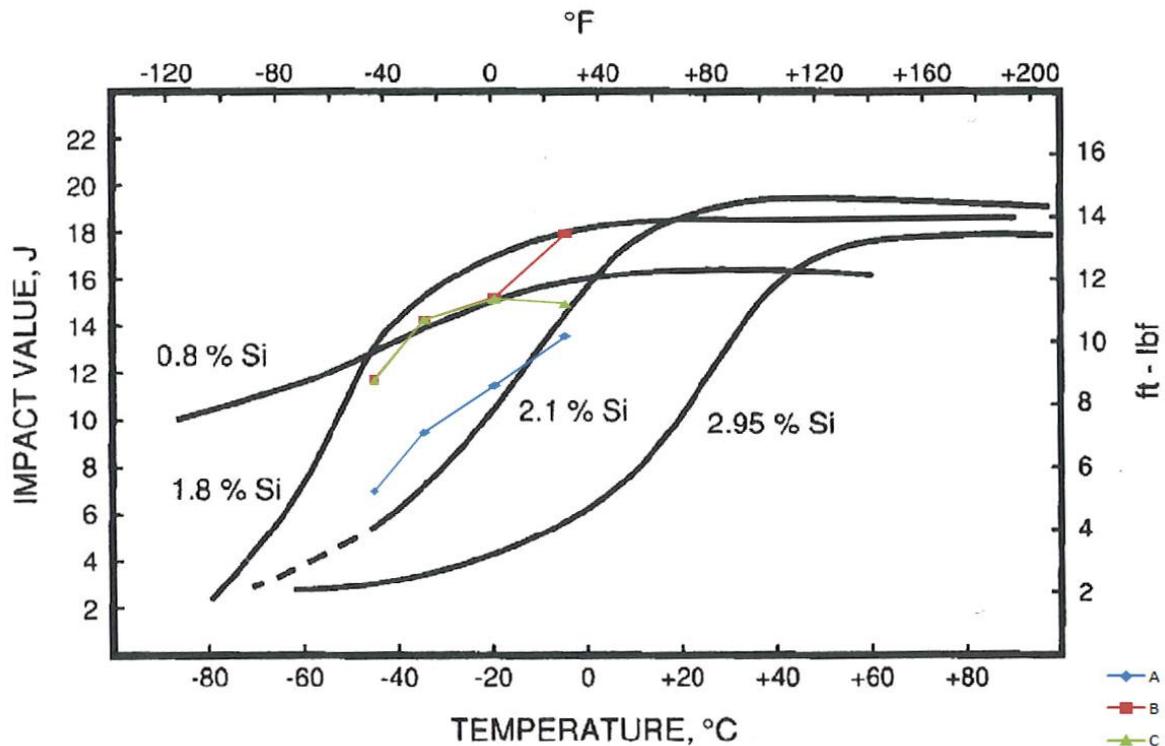


Figura 5.3. Figura que muestra la resistencia al impacto vs. la temperatura para diferentes contenidos de silicio (RTIT, 1990) y sobre la que se han colocado los datos correspondientes a las escaleras A, B y C para su comparación.

Merece la pena destacar que en la escalera C, al igual que en la B, se sobrepasa con cierta holgura el valor de 10 J requerido en la norma EN-1563 (2011). Este exceso en la resistencia al impacto a baja temperatura, que es precisamente la propiedad más deseada por los fundidores, puede dar mucho juego a la hora de ajustar la composición química para superar el resto de las propiedades que marca la norma EN 1563 (2011), ya que en función de los resultados obtenidos, se podría admitir incluso una reducción en la resistencia al impacto si con ello se consiguiesen alcanzar los requerimientos para la resistencia a tracción y para el alargamiento.

Respecto al contenido de perlita, ha aumentado en la escalera C en comparación con la B, debido a que el níquel, aunque débil, es promotor de perlita. No obstante, la máxima cantidad de perlita la presenta la sección CM con un 5 %, que se considera no tiene excesiva influencia en la resistencia al impacto (véase la figura 2.60).

Se puede concluir este apartado dedicado a la adición de níquel diciendo que esta ha sido positiva en cuanto que ha aumentado el límite elástico y la resistencia a la tracción de la escalera B, a la que se le había reducido el contenido de silicio, y se ha mantenido la

resistencia al impacto Charpy a baja temperatura, pero negativa en relación a que ha disminuido el alargamiento en rotura, y ha surgido algo más de perlita y grafito chunky. Parece recomendable añadir níquel, pero en una cantidad algo menor al 0.6% con el que se ha fundido la escalera C.

5.3. TENACIDAD DE FRACTURA.

Aunque la tenacidad de fractura no es una propiedad que se exija en la normativa de la fundición objeto de estudio para su aprobación o no de en determinadas aplicaciones, debido principalmente a la dificultad de realización del ensayo, en la bibliografía queda reflejado que es la propiedad que realmente caracteriza la resistencia a la propagación de una grieta, y no así la resistencia al impacto (Labrecque et al, 2010; RTIT, 1990), por lo que uno de los objetivos de este trabajo ha sido caracterizarla.

Atendiendo a los resultados obtenidos para K_{JC} en las secciones estudiadas, se observa que en todos los casos se encuentran incluidos dentro del intervalo reportado por Salzbrenner (1987) para fundiciones dúctiles ferríticas, esto es, entre 60 y 90 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; ello indica que, aunque no se ha llegado a validar el valor obtenido en los ensayos de tenacidad de fractura, J_Q , como J_{IC} , al no haber comprobado todos los requerimientos exigidos (no quiere decir que no se cumplan, véase el apartado 4.7), es razonable utilizar esos datos a efectos comparativos entre las nueve secciones objeto de estudio.

Respecto a lo ocurrido en los valores de K_{JC} al disminuir el contenido de silicio, la sección grande de la escalera B ha obtenido un ligero aumento ($4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) respecto a la sección equivalente de la escalera A (BG: $98 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; AG: $94 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); en las secciones medianas también ha aumentado la tenacidad de fractura, en este caso en $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (BM: $85 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; AM: $76 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), pero sin embargo, en la sección pequeña, se ha mantenido el mismo valor ($65 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ en ambas BP y AP). Aunque los incrementos no son demasiado importantes, se corresponden con el hecho que supone que, al ser menor el contenido de silicio, disminuye el endurecimiento por solución sólida y aumenta la tenacidad. Sin embargo, esta reacción no se corresponde con lo reportado por Komatshu et al (1994), ya que para ellos, J_{IC} aumenta su valor a temperatura ambiente al aumentar el contenido de silicio, hasta un valor de 2.86% de Si, a partir del cual empieza a disminuir, tal como reflejan en la figura 2.39. En este trabajo, sin embargo, la reducción de silicio de 2.1% a 1.7% ha supuesto un aumento en los valores de J_{IC} , y por tanto de K_{JC} .

Si se analiza lo sucedido debido a la incorporación de níquel, la sección CG ha presentado una tenacidad de fractura menor en $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ respecto a la sección BG (CG: $89 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; BG: $98 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); la tenacidad de la sección CM ha sido también $9.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ inferior a la de la sección BM (CM: $75.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; BM: $85 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); sin embargo, en las secciones pequeñas, la sección CP ha superado en $11 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ a la sección BP (CP: $76 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; BP: $65 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). No se han encontrado datos en la bibliografía respecto a la influencia del níquel en la tenacidad de fractura, por lo que no se puede realizar un contraste

con los datos obtenidos en este trabajo. Una explicación razonable para la disminución en tenacidad de fractura surgida al incorporar níquel en las secciones grande y mediana es que el níquel aumenta la resistencia por solución sólida de la ferrita, lo que debe provocar que disminuya la tenacidad; sin embargo, el argumento citado no explica lo ocurrido en la sección pequeña, esto es, el aumento de K_{JC} al adicionar níquel. Si se observan los rasgos microestructurales, no se encuentra ninguno que pueda explicar esta circunstancia; de hecho, el número de nódulos y la distancia internodular λ_G , los más influyentes según Salzbrenner (1987) y Komatsu et al (1997), son muy similares en ambas secciones (BP: 192 nod/mm², λ_G : 27.3 μm ; CP: 208 nod/mm², λ_G : 25.8 μm). Además, el porcentaje de nodularidad es bastante inferior en la sección CP (19%) respecto a la sección BP (56%) lo que aún complica más entender lo ocurrido.

Por otro lado, Salzbrenner y Sorenson (1987) consideran que en el valor de J_{IC} no intervienen ni el tamaño de grano de ferrita, ni el porcentaje en volumen de grafito, ni la composición química, mientras que sí depende fuertemente de la distancia internodular. Ofrecen una relación lineal simple entre el valor de J_{IC} y el espaciado medio de los nódulos de grafito en dos dimensiones (Δ_A), que se puede apreciar en la figura 2.63 y que incluso han comprobado en fundiciones dúctiles comerciales de sección gruesa, del mismo nivel de impurezas que las usadas en la obtención del modelo, funcionando satisfactoriamente. Para contrastar si con los datos obtenidos en este trabajo se obtenía una relación similar, se han analizado los datos de K_{JC} , en este caso, frente a λ_G (distancia internodular en tres dimensiones), mostrándose el resultado en las figuras 5.4 y 5.5. En la figura 5.4 se ha intentado encontrar una relación lineal entre las dos variables citadas, pero el resultado no ha sido satisfactorio, con un factor de correlación muy bajo ($R^2 = 0.107$); en la figura 5.5 se ha probado con un ajuste polinómico, pero tampoco se ha obtenido una correlación suficiente ($R^2 = 0.308$). No obstante, si se enfoca el análisis en los datos de la escalera B (representados en forma de triángulos en las figuras 5.4 y 5.5), se observa que pueden relacionarse de manera prácticamente lineal, por lo que se ha intentado encontrar una fórmula de ajuste, tal y como se aprecia en la figura 5.6, pero en este caso, se ha sustituido en el eje de ordenadas el valor de K_{JC} por el de J_{IC} , para contrastar la ecuación obtenida con la que presentan Salzbrenner y Sorenson (1987) en sus investigaciones. La ecuación obtenida con los datos de este trabajo ($J_{IC} = 2.760 \cdot \lambda_G - 51$) no resulta ser igual a la de Salzbrenner y Sorenson ($J_{IC} = 517 \cdot \Delta_A + 12.5$), presentando ambas una excesiva diferencia en los valores de la pendiente y de la ordenada en el origen, y ello aunque Δ_A (distancia internodular en dos dimensiones calculada por Salzbrenner y Sorenson (1987)) y λ_G (distancia internodular en tres dimensiones usada en este trabajo) no fuesen exactamente iguales. No obstante, en el caso de la composición de la escalera B, la ecuación obtenida resulta muy útil para calcular el valor de tenacidad de fractura sin necesidad de realizar el ensayo, que resulta ser muy laborioso, siendo esta la característica que no le ha hecho todavía ser considerado como un requerimiento más a superar en la

normativa de fundiciones dúctiles de sección pesada. En las figuras 5.7 y 5.8 se observa que en el caso de las escaleras A y B no es posible obtener una relación lineal.

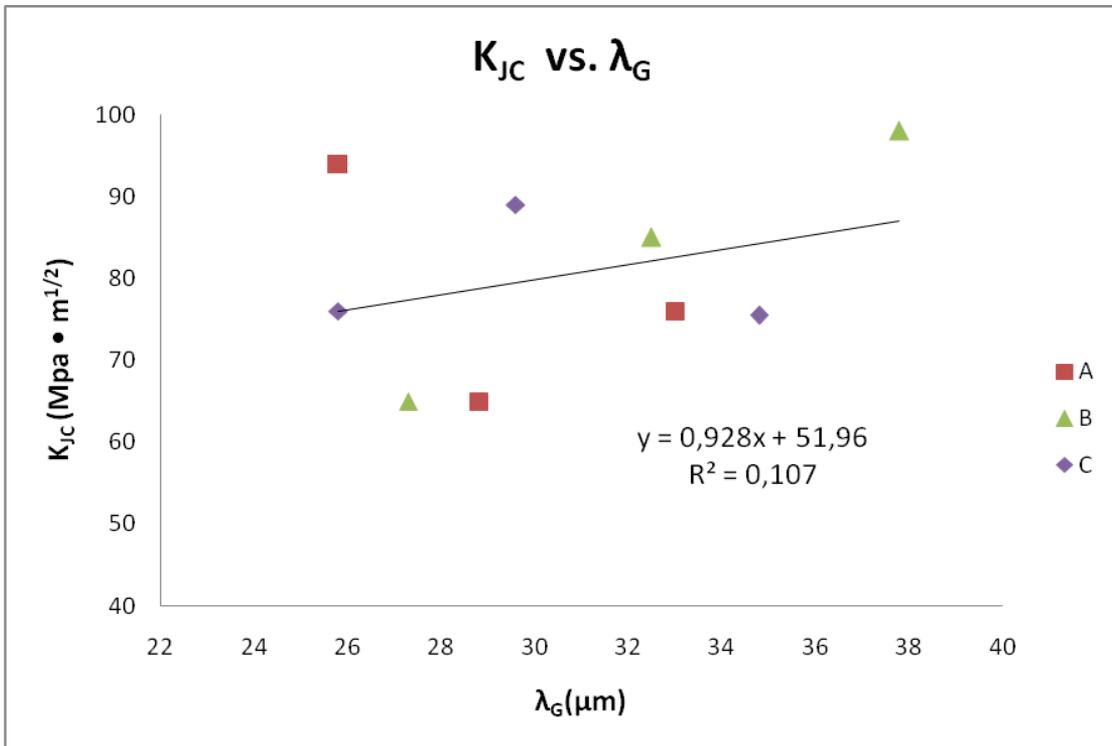


Figura 5.4. Tenacidad de fractura K_{JC} versus distancia internodular λ_G con ajuste lineal, teniendo en cuenta todos los datos obtenidos.

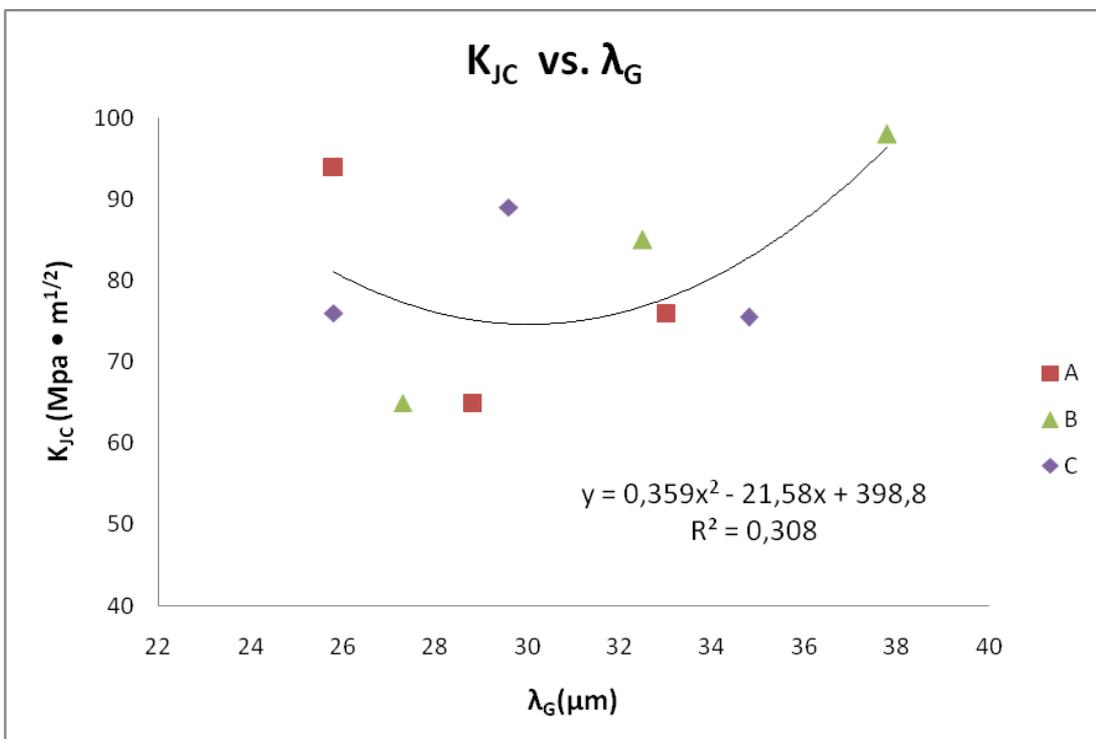


Figura 5.5. Tenacidad de fractura K_{JC} versus distancia internodular λ_G con ajuste polinómico, teniendo en cuenta todos los datos obtenidos.

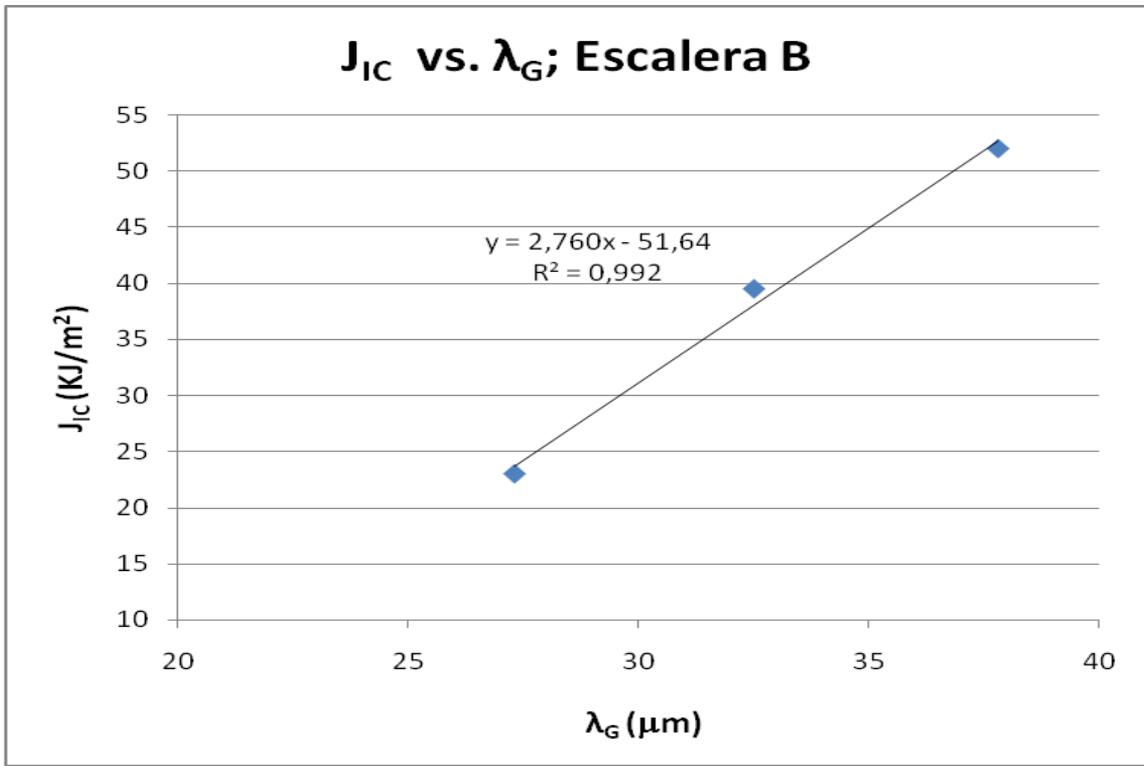


Figura 5.6. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera B, con ajuste lineal y un alto factor de correlación.

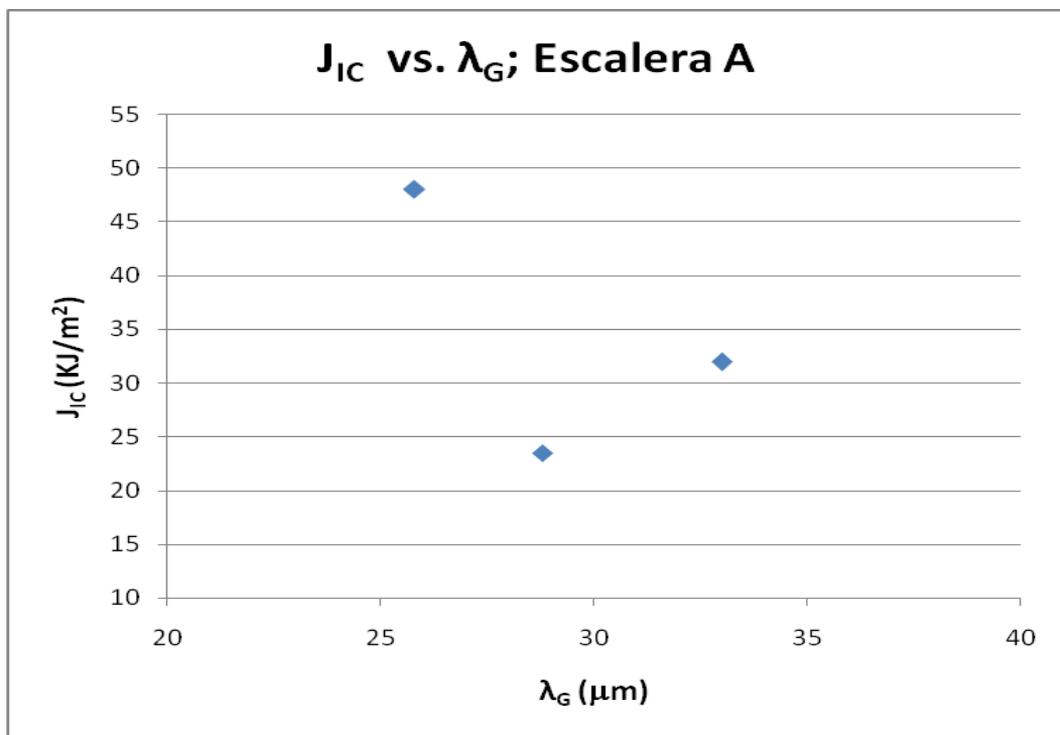


Figura 5.7. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera A.

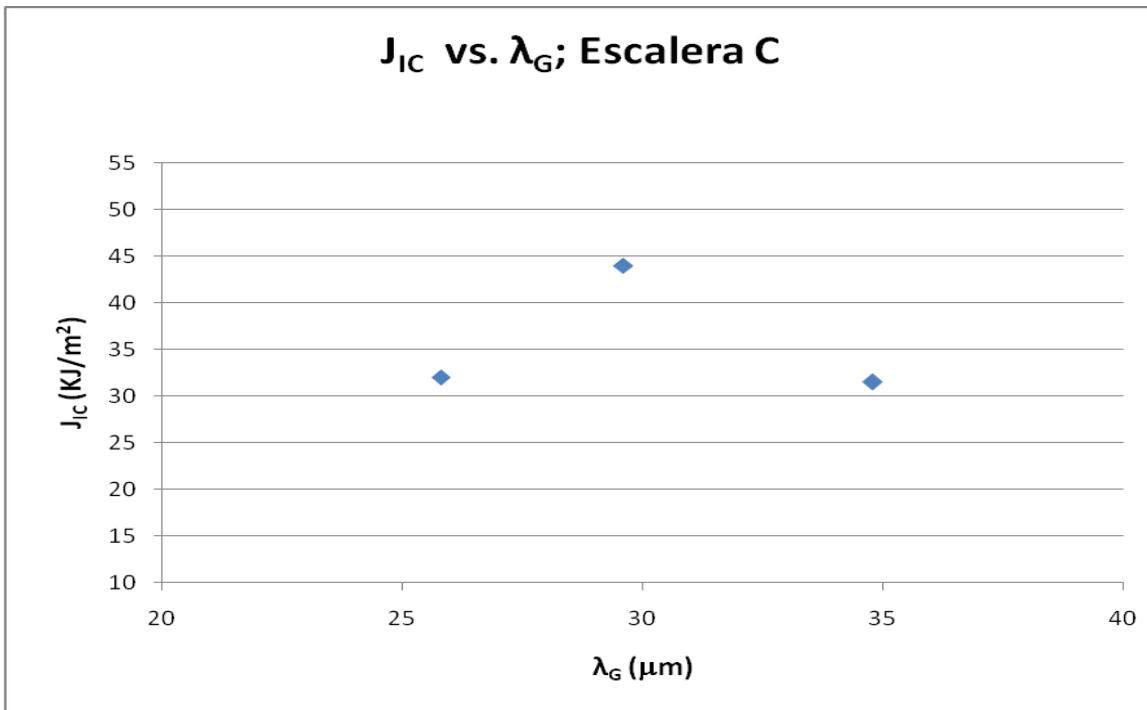


Figura 5.8. J_{IC} versus distancia internodular λ_G para la escalera C.

5.4. INFLUENCIA DEL ESPESOR.

Cada una de las tres escaleras A, B y C de este trabajo se ha fundido en 3 espesores: 100, 180 y 250 mm, con objeto de estudiar las posibles variaciones en propiedades mecánicas y/o en microestructura en función del tamaño de la sección. Los tres espesores citados se encuentran en el grupo de la sección gruesa (mayor de 60 mm) pero la norma del material objeto de estudio (EN-1563, 2011) establece incluso una distinción dentro de ese grupo de secciones, ya que indica por un lado un intervalo de $60 \leq t < 200$, siendo t el espesor de pared, para el que se deben cumplir una serie de propiedades mecánicas, y por otro lado un intervalo de espesores mayores de 200 mm, para el que ya no refiere ningún requerimiento determinado en propiedades, sino que los deja a un libre acuerdo entre fundidor y comprador (aunque en este último caso la norma aconseja unos valores). Era interesante, por tanto, estudiar principalmente si en el espesor de 250 mm ocurrían variaciones importantes en propiedades o microestructura, aunque sin olvidar los resultados para los otros dos espesores.

Atendiendo a los resultados de las propiedades mecánicas, no ha habido apenas diferencias en función del espesor en los valores de resistencia a tracción, límite elástico o alargamiento en ninguna de las tres escaleras, tal y como se refleja en las gráficas 5.9 a 5.11, que reflejan los resultados obtenidos para cada una de las tres escaleras en función del espesor; se observa en esas gráficas que las líneas que unen los valores obtenidos son

prácticamente horizontales, y si hay alguna diferencia en los datos, no se puede considerar significativa. Estos resultados no siguen la tendencia mostrada en la bibliografía (Davis, 1996), donde se indica que al aumentar el espesor de la sección disminuyen tanto la resistencia a tracción como el límite elástico y el alargamiento, tal y como se aprecia en la figura 2.29, debido a que al aumentar el tamaño de la sección disminuye el número de nódulos y la microsegregación se hace más pronunciada; ello resulta en un tamaño de nódulo mayor, una disminución de porcentaje de ferrita en bruto de colada y formación de carburos de los elementos segregados, tales como Cr, Ti y V, de forma que se reduce la ductilidad, la tenacidad y la resistencia.

Se desprende de lo comentado que no hay relación entre lo ocurrido en este trabajo y lo reportado en la bibliografía, a pesar de que se han localizado carburos de elementos de segregación (especialmente de Ti y V) en todas las secciones. Por otro lado, el número de nódulos calculado para las secciones estudiadas en este trabajo no se ha correspondido con lo esperado en función de la bibliografía en el caso de las escaleras A y C, esto es, que según aumente la sección disminuya el número de nódulos (AG: 218 nod/mm²; AM: 132 nod/mm²; AP: 170 nod/mm² y CG: 170 nod/mm²; CM: 125 nod/mm²; CP: 208 nod/mm²), pero a pesar de ello, ha ocurrido una variación sensible en el número de nódulos que no ha implicado ninguna modificación en los parámetros del ensayo de tracción. Es más, la escalera B sí respeta la lógica de un menor número de nódulos con una menor velocidad de enfriamiento (BG: 107 nod/mm²; BM: 134 nod/mm²; BP: 192 nod/mm²) pero tampoco en ese caso han variado los valores de RT, LE_{0.2} y A% como debían en función de la bibliografía.

Si por otro lado se observan los valores de nodularidad (estimada visualmente), se intuye una cierta relación entre ella y algunos valores de tracción, aunque no en todos. Así por ejemplo, en la escalera B, la sección mediana, con un porcentaje bastante menor de nodularidad que las secciones grande o pequeña (BG: 96%; BM: 21%; BP: 56%) ha presentado el menor alargamiento, pero sin embargo no ha ocurrido lo mismo en la resistencia a tracción (véase la figura 5.10); también la sección AM, con una nodularidad algo menor que las secciones AG o AP (AG: 58%; AM: 53%; AP: 58%) (aunque no tan pequeña como en el caso de la sección BM), muestra un menor alargamiento, pero que tampoco se refleja en la resistencia a tracción (véase la figura 5.9); sin embargo, la sección CM, con el mayor porcentaje de nodularidad claramente en la escalera C, (CG: 42%; CM: 83%; CP: 19%) resulta presentar el menor alargamiento de dicha escalera (véase la figura 5.11).

No obstante, cabe destacar que el alargamiento ha presentado el menor valor en las tres escaleras en la sección mediana. Si se atiende a otras características microestructurales, también surge una cierta relación entre el contenido de perlita (estimado visualmente) y esos valores. Así, las secciones AM, BM y CM presentan el mayor porcentaje de perlita dentro de sus respectivas escaleras (AG: 1-2%, AM: 3%, AP: 0-1%; BG: 4%, BM: 5%, BP: 0%; CG: 4%, CM: 5%, CP: 3-4%). No obstante, la diferencia en el contenido en perlita se antoja demasiado pequeña como para que haya podido tener esa influencia en el alargamiento, pero al menos,

se puede tener en cuenta, ya que lógicamente, siempre es mejor que el contenido de perlita sea de 0% para la consecución de la máxima ductilidad.

Por tanto, salvo el ligero acercamiento comentado entre los valores de nodularidad y alargamiento o contenido en perlita y alargamiento, no se encuentra ningún otro parámetro microestructural que pueda haber influido en lo ocurrido en el límite elástico, resistencia a tracción y alargamiento en función del espesor, lo cual no se corresponde con lo reportado en la bibliografía.

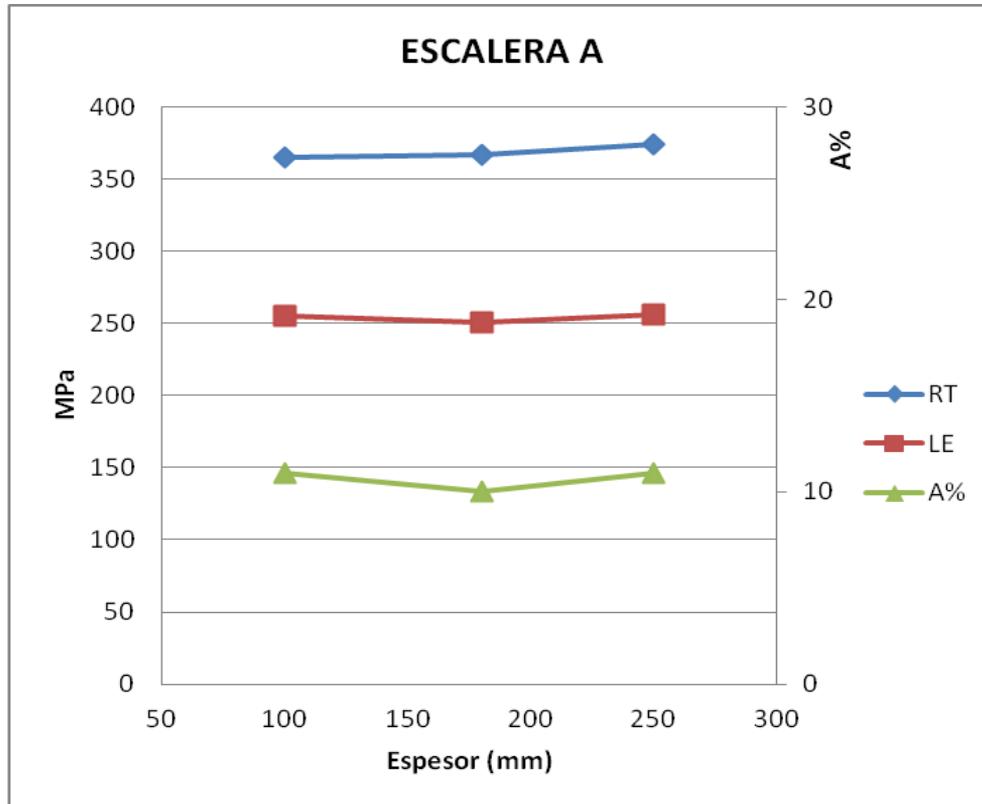


Figura 5.9. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera A en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

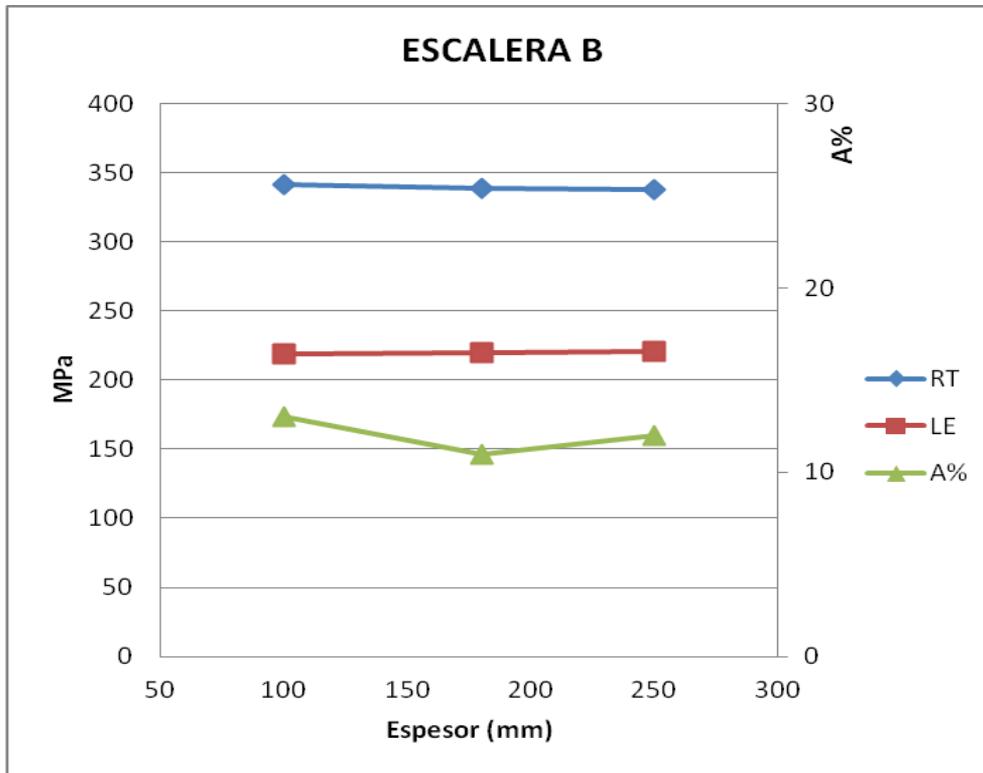


Figura 5.10. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera B en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

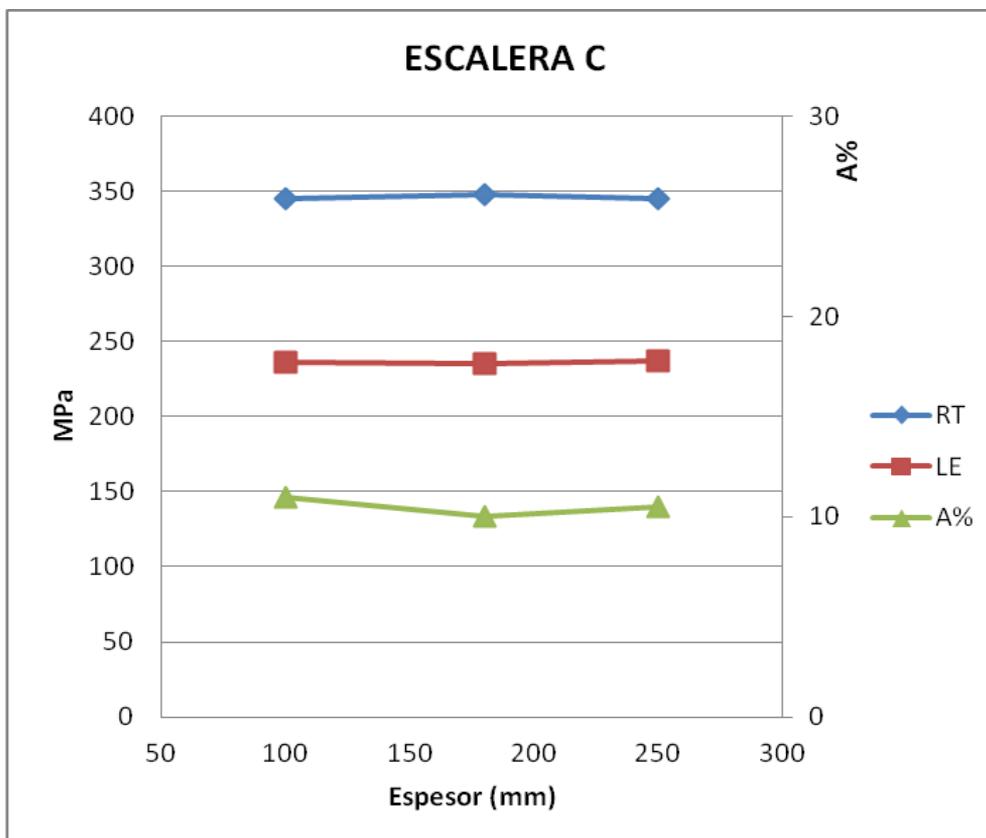


Figura 5.11. Variación de la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento de la escalera C en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

Por otra parte, si se observa lo acontecido en las diferentes secciones de cada escalera en relación a los valores de resistencia al impacto a -20°C , se observa en las figuras 5.12 a 5.14 una ligera tendencia a aumentar el valor según va disminuyendo el tamaño de la sección entre las secciones mediana y pequeña, mientras que los resultados para las secciones mediana y grande permanecen prácticamente constantes (salvo en la escalera C, en la que es mayor el valor en la sección grande que en la mediana). Esta suave tendencia si se corresponde en parte con lo referenciado en la bibliografía, en cuanto a que la resistencia al impacto disminuye al aumentar la sección, debido principalmente a que la segregación es mayor por el menor número de nódulos (Davis, 1996); observando el número de nódulos, las escaleras B y C, en sus secciones mediana y pequeña, sí siguen esa tendencia de a menor número de nódulos, menor valor de resistencia al impacto, pero no ocurre lo mismo en el caso de la escalera A. Cabe destacar, no obstante, que el mayor valor de resistencia al impacto a -20°C ha ocurrido en las tres escaleras en la sección pequeña, y que en ese caso si se puede establecer, al igual que en el alargamiento, una cierta correlación con el contenido en perlita, ya que la sección pequeña de cada escalera es la que menor porcentaje de perlita ha presentado en relación al resto de secciones.

Respecto al valor de tenacidad de fractura K_{JC} , sorprende apreciar en las gráficas 5.12 a 5.14 que en las tres escaleras ha seguido la misma tendencia, aumentando de valor de forma progresiva con el incremento del tamaño de la sección, excepto en el paso de la sección pequeña a la grande en la escalera C, donde los valores han sido similares. Este hecho puede explicarse en el caso de la escalera B en relación a lo reportado en la bibliografía (Salzbrener, 1987; Bradley y Srinivasan, 1990), tal y como se ha hecho en el apartado anterior 5.3, donde se ha encontrado una relación entre K_{JC} y la distancia internodular λ_{G} (ver figura 5.6, que representa J_{IC} vs. λ_{G}), pero no ha ocurrido así en los casos de las escaleras A y C, en las que no aparece ningún rasgo microestructural o propiedad mecánica que aumente de forma progresiva con el espesor en la forma en que lo ha hecho K_{JC} . En todo caso, en la escalera A, los valores de K_{JC} (o de J_{IC}) y λ_{G} de las secciones pequeña y mediana sí muestran una relación similar a la obtenida para la escalera B considerando dos de los tres valores (se puede observar al unir los puntos correspondientes a λ_{G} : $28.8\ \mu\text{m}$ (AP) y $33\ \mu\text{m}$ (AM) en la figura 5.7), pero no se encuentra una explicación al valor de λ_{G} : $25.8\ \mu\text{m}$ de la sección AG. De manera similar, en la escalera C, las secciones CP y CG, con distancias internodulares de $25.8\ \mu\text{m}$ y $29.6\ \mu\text{m}$ respectivamente, muestran en relación con K_{JC} (o J_{IC}) una pendiente parecida a la obtenida en la escalera B, que se observa al unir esos puntos en la figura 5.8, pero de nuevo no se encuentra explicación al valor de λ_{G} : $34.8\ \mu\text{m}$ de la sección CM.

Si se atiende a los resultados del estudio fractográfico de las superficies de rotura correspondientes a los ensayos de tenacidad de fractura (figuras 4.104 a 4.112) tampoco se

obtiene ninguna conclusión respecto a lo ocurrido en las secciones AG y CM, ya que en todas las secciones la rotura muestra un comportamiento claramente dúctil.

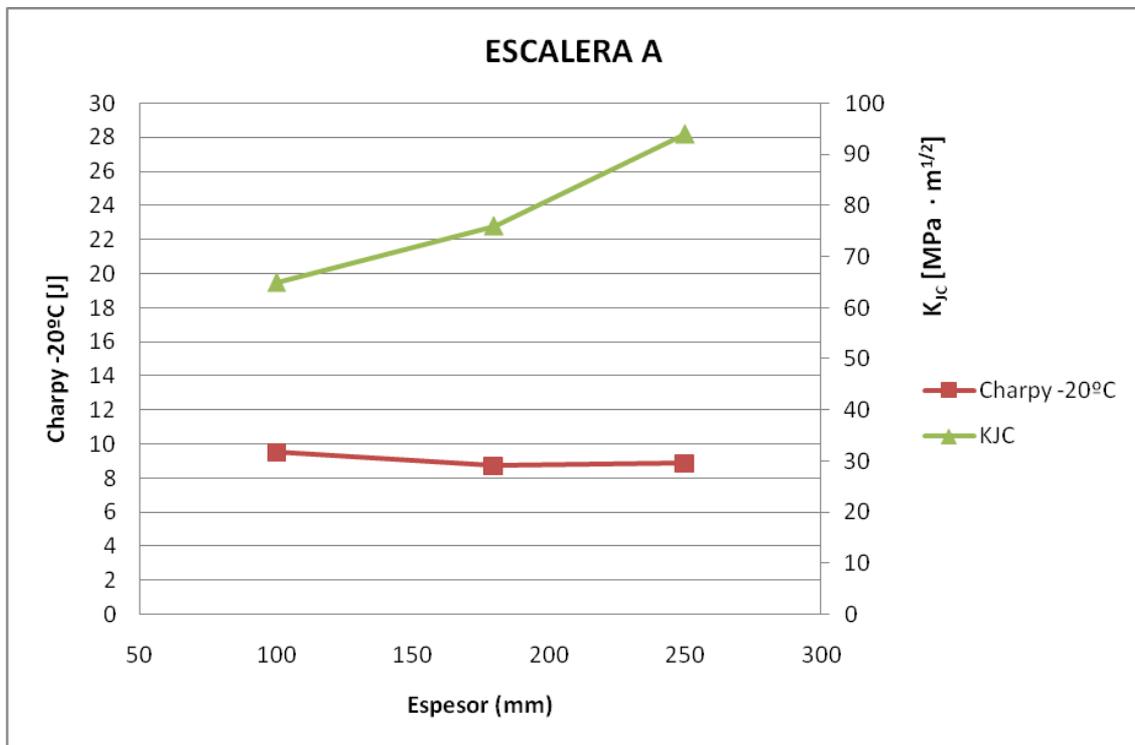


Figura 5.12. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{JC} de la escalera A en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

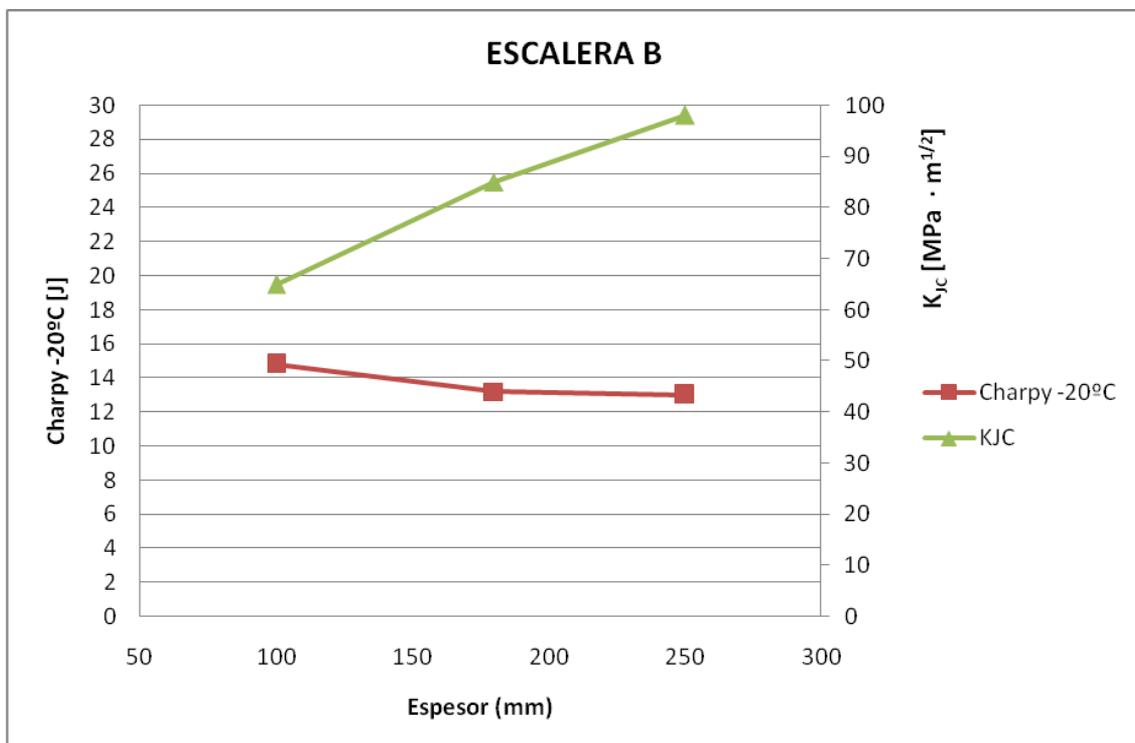


Figura 5.13. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{JC} de la escalera B en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

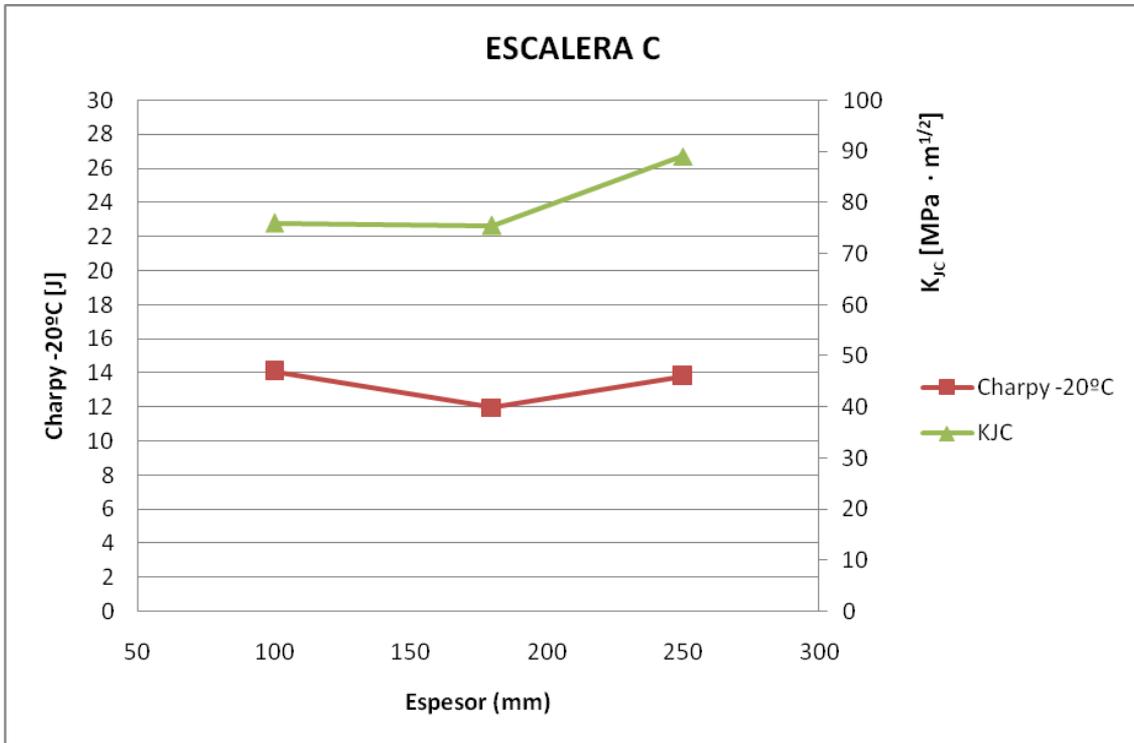


Figura 5.14. Variación de la resistencia al impacto a - 20°C y de la tenacidad de fractura K_{Jc} de la escalera C en función del espesor. Los tres espesores representados son: 100, 180 y 250 mm.

Se puede concluir este apartado diciendo que para los materiales estudiados en este trabajo (escaleras A,B y C) no se aprecia una variación significativa en las propiedades de tracción ni de resistencia al impacto a - 20°C en función del espesor, incluso considerándolo de 250 mm, más allá del espesor límite para el cual la norma establece requerimientos de propiedades mecánicas (200 mm); sin embargo, sí que surge una variación en la tenacidad de fractura, aumentando de forma progresiva según lo hace el espesor.

CAPÍTULO 6

***CONCLUSIONES Y LÍNEAS DE
INVESTIGACIÓN PROPUESTAS***

CAPÍTULO 6. CONCLUSIONES Y LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS.

6.1. CONCLUSIONES.

1. Se han investigado los efectos de reducir el contenido de silicio y de añadir níquel a la composición reducida en silicio, a partir de una composición química empleada para fabricar fundiciones dúctiles ferríticas de sección gruesa para la industria de los aerogeneradores, que debe cumplir la especificación EN-GJS-400-18-LT que se recoge en la norma de fundición esferoidal EN-1563 (2011). Con la composición química de partida no se superan los requisitos exigidos en la especificación citada de resistencia al impacto charpy a -20°C ni de alargamiento en rotura, aunque sí se cumplen los de límite elástico y resistencia a tracción.

2. Una disminución en el contenido de silicio de 0.4%, desde 2,1% a 1,7%, a partir de la composición inicial, ha provocado un aumento en la resistencia al impacto a -20°C y en el alargamiento, mientras que el límite elástico y la resistencia a la tracción han disminuido, de tal forma que en relación a los requerimientos de la norma EN-1563 (2011) para la especificación EN-GJS-400-18-LT, se han superado todos los requisitos salvo el de la resistencia a tracción, en los espesores grande (250 mm) y pequeño (100mm); en el espesor mediano (180 mm), además de no superarse el valor requerido de resistencia a tracción, tampoco se ha superado el de alargamiento.

3. Una adición de níquel de 0.6% a la composición previamente reducida en silicio ha provocado un aumento en el límite elástico y en la resistencia a tracción, manteniéndose al mismo tiempo la resistencia al impacto a -20°C , pero se ha reducido el alargamiento, de forma que en relación a los requisitos de la especificación EN-GJS-400-18-LT, no se han superado ni el de alargamiento ni el de resistencia a tracción, en ninguno de los espesores.

4. Se han obtenido los valores de J_Q para las nueve secciones correspondientes a las tres composiciones químicas estudiadas. Aunque no ha sido posible realizar la comprobación de todos los criterios conducentes a la validación de J_Q como J_{IC} , una vez convertidos los datos de J_Q a valores K_{JC} , se encuentran dentro del rango establecido en la bibliografía, por lo que se ha estimado que podían usarse a efectos comparativos para valorar la resistencia a la grieta de las fundiciones estudiadas. Además, se ha conseguido una ecuación lineal con un alto coeficiente de correlación para el cálculo de J_{IC} (y por tanto, con la fórmula adecuada, de K_{JC}), en función de la distancia internodular, en el caso de la composición únicamente reducida en silicio, aunque no en los casos de la composición inicial o de la composición con níquel añadido.

5. Se ha estudiado la influencia del espesor en las tres composiciones químicas estudiadas dentro del rango del espesor grande (mayor de 60 mm), obteniéndose en el caso del mayor espesor (250 mm), valores similares a los conseguidos en el espesor mediano (180 mm) y en

el pequeño (100 mm) para el límite elástico, la resistencia a tracción y el alargamiento a temperatura ambiente y la resistencia a impacto a -20°C . El espesor de pared de 250 mm supera el límite de 200 mm para el que la especificación establece requerimientos mecánicos, y a partir del cual los requisitos mecánicos derivan de acuerdos entre fundidor y comprador.

Respecto a la tenacidad de fractura, ha aumentado progresivamente con el espesor en todos los casos.

6.2. LÍNEAS DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS.

1. En función de los datos analizados en el presente trabajo, parece necesario estudiar un área superior a la empleada para realizar la caracterización microestructural, y que ha sido de 16 mm^2 . Aunque al planificar la obtención de datos en esta investigación se consideró que la superficie citada era suficientemente extensa como para la obtención de datos relevantes, el elevado porcentaje de área ocupada por grafito degenerado parece requerir un aumento de la superficie objeto de estudio. También se considera importante para una mejor evaluación de las zonas con microcarburos, microrrechupes y perlita intercelular.

Se propone analizar la microestructura correspondiente a las superficies transversales de las probetas empleadas en el ensayo de tracción, o al menos de las utilizadas en el ensayo de resistencia al impacto charpy.

2. Dado que los valores de resistencia al impacto charpy a -20°C (los más demandados en la industria) superan con cierta holgura los requerimientos exigidos por la normativa, en los casos de la composición reducida en silicio y en el de la composición con aleación de níquel, se sugiere investigar una composición, a partir del mismo material que el de inicio usado en este trabajo, con una reducción algo menor en el contenido de silicio que 0.4%, y una ligera adición de níquel (menor de 0.6%). De esta forma, aunque la resistencia al impacto a -20°C no será tan elevada, los valores de límite elástico y resistencia a tracción no disminuirán tanto, y probablemente el alargamiento mejore lo suficiente, de modo que se consiga superar todos los requerimientos de la especificación EN-GJS-400-18-LT en cualquier localización de un componente fundido con esa composición química.

CAPÍTULO 7
BIBLIOGRAFÍA

CAPÍTULO 7. BIBLIOGRAFÍA

AFS, 1984. Foundrymen's guide to ductile iron microstructures. American Foundrymen's Society, Inc.. Des Plaines, Illinois, USA.

AFS, 2003. American Foundry Society. Iron Castings Engineering Handbook. Revised 2004. Des Plaines, Illinois, USA.

Alagarsamy A., 1992. Influence of Section Size on Microstructure and Mechanical Properties. En: Ductile Iron Handbook, pp. 197-203, American Foundrymen's Society, Inc., Revised 1993. Des Plaines, Illinois, USA.

Anderson T.L., 1995. Fracture mechanics, Fundamentals and Applications, 2nd edition. CRC press.

Angus H.T., 1976. Cast iron: physical and engineering properties. London, Butterworths.

ASM, 1985. ASM Handbook, vol. 8, Mechanical Testing and Evaluation. Kuhn H., Medlin D.. ASM international.

ASTM E-112, 1996. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, Philadelphia, American Society for Testing and materials.

ASTM E-1820, 2011. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials.

ASTM E-1820-99a, 1999. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials.

ASTM E-399, 1990. Standard Test Method for Linear-Elastic Plain-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials. Reapproved 1997. American Society for Testing and Materials.

ASTM E-813, 1989. Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials. Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, 1996.

Begley J.A., Landes J.D., 1972. The J-integral as a fracture criterion. Fracture Toughness, ASTM STP 514, West Conshohocken, PA, pp. 1-20.

Bhandhubanyong P., 1985. Elastic-Plastic Fracture Toughness of Cast Irons and Its Relations to Graphite Morphology and Pearlite Content. Japan Foundrymen's Society, vol. 57, pp. 419-425.

Bradley W. L., Srinivasan M. N. (1990). Fracture and fracture toughness of cast irons. Int. Mater. Rev. 35, pp. 129-165.

Bradley W.L., 1981. Fracture Toughness Studies of Gray, Malleable and Ductile Cast Irons. Trans. AFS, 89, pp. 837-848.

Bradley W.L., Andler M.R., 1984. In: Fracture prevention in energy and transport systems, pp. 524-535, West Midlands, UK.

Bradley W.L., Tanner M., 1987. The Dynamic Fracture Toughness of Ductile Iron as Measured on Compact Tension, Fatigue Precracked Charpy and Dynamic Tear Specimens, in Fracture Mechanics, ASTM STP 945, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, pp. 405-418.

BTM, 2010. BTM Consult ApS, International Wind Energy Development, World Market Update 2009, Ringkøbing, Denmark.

- Buehler, 1995. The Buehler Dialog Concept. Metallography Europe. Buehler Ltd.
- Campomanes E., 1971. Effect of Minute Additions of Antimony on Structure and Properties of Ductile Iron. AFS Transactions, vol. 79, pp. 57-62.
- Campomanes E., Karsay S.I., 1970. AFS Transactions, vol.79
- Capelleti T.L., Hornaday J.R., 1974. Nodular Iron Shape Factor-a new approach to quantifying graphite morphology. Trans. AFS, 82, pp. 59-64.
- Cox G.J. y O'Loughlin J.D.. Low-silicon Nickel-alloyed Ferritic S.-g. Irons for use at Sub-zero Temperatures. Foundry Trade Journal. December 16/23, pp. 833-865.
- Davis J.R., 1996. ASM Specialty Handbook, Cast Irons, The Materials Information Society, USA.
- Donelan P., 2000. Modelling microstructural and mechanical properties of ferritic ductile cast iron. Materials Science and Technology vol.16, pp. 261-269.
- Dong M., Berdin C., Beranger A., Prioul C., 1996. Damage effect in the fracture toughness of nodular cast iron. Journal of Physique IV, 06 (C6), pp. 65-74.
- Dowling N.E., 1999. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue. Ed. Prentice Hall, 2nd Edition.
- Eiritz P., 2009. Wind Power & Industry Seminar. Heavycast Karlstad AB. Kalmar (Sweden), 26-27 Mayo de 2009.
- EN-10045-1, 1992. Materiales Metálicos. Ensayo de Flexión por Choque sobre Probeta Charpy. Parte 1: Método de Ensayo.
- EN-1563, 2011. European Standards: Founding. Spheroidal Graphite Cast Iron.
- EN-ISO 148-1, 2010. Materiales Metálicos. Ensayo de Flexión por Choque sobre Probeta Charpy. Parte 1: Método de Ensayo.
- EN-ISO 6506-1, 2013. Metallic Materials. Brinell Hardness Test. Part 1: Test Method.
- EN-ISO 6892-1, 2009. Materiales Metálicos. Ensayo de Tracción. Parte 1: Método de Ensayo a Temperatura Ambiente.
- Fang K., 2000. Graphite morphology of cast iron and microstructure phase diagrams. Beijing. Science Press.
- Frenz H., 1991. Dr. Ing. Dissertation, Technical University of Berlin.
- Gagné M., Argo D., 1986a. Heavy Section Ductile Iron-Part I: Structure and Properties, ASM Advanced Casting Technology International Conference, pp. 245-256. Michigan, USA.
- Gagné M., Argo D., 1986b. Heavy Section Ductile Iron-Part II: Formation of Chunk Graphite, ASM Advanced Casting Technology International Conference, pp. 245-256. Michigan, USA.
- Gagné M., Labrecque C., 2009. Microstructural Defects in Heavy Section Ductile Iron Castings: Formation and Effect on Properties. AFS Transactions, Paper 09-101, pp. 561-571.
- Gilbert G.N.J., 1966. Review of recent work on the mechanical properties of nodular cast iron. Foundry Trade Journal, 121, p. 507.

- Goodrich G.M., 1992. Ductile Iron Castings Defects. En: Ductile Iron Handbook, pp. 223-235, American Foundrymen's Society, Inc., Revised 1993. Des Plaines, Illinois, USA.
- Goodrich G.M., 1997. Cast Iron Microstructure Anomalies and Their Causes. American Foundry Society, Cast iron Quality Control Committee 5J Report, AFS Transactions, vol.105, pp. 669–683.
- Grenier S., Monette E., Labrecque C., Cabanne P., Muratore G., 2013. Empirical Relation between Microstructure, Composition and Impact Strength in Heavy Section Ferritic Ductile Iron Castings. AFS Transactions, 13-1285, pp. 391-399.
- Gundlach B., Loper Jr., Morgensteren B., 1992. Composition of Ductile Irons. En: Ductile Iron Handbook, pp. 66-109, American Foundrymen's Society, Inc., Revised 1993. Des Plaines, Illinois, USA.
- GWEC, 2014. Global Wind Energy Council, Annual Market Update 2013.
- Harada S., Yano M., Endo T., Kawaguchi N., 1987. Fundamental Study of Microstructure-Oriented Strength Assessment of a Spheroidal Graphite Cast Iron (1st report, The Effect of Microstructure on the Static Tensile Properties). Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. A, 54(501), pp. 925-933.
- Hayrynen K.L., Faubert G.P., Moore D.J., Rundman K.B., 1989. Heavy Section ADI: Microsegregation, Microstructure and Tensile Properties. AFS Transactions, 97, pp. 747-756.
- Herfurth K., 1965. Investigations into the influence of various additions on the surface tension of liquid cast iron with the aim of finding relationships between the surface tension and the occurrence of various forms of graphite. Freiberg Forschungs, vol. 105, p. 267.
- Hertzberg J., 1996. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 4th edition. New York: J. Wiley&Sons.
- Holdsworth S.R., Jolley G., 1975. The influence of graphite nodule number and volume fraction on the fracture toughness of ferritic nodular cast iron. In The Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. Ed. By B. Lux, I. Minkoff and F. Mollard, eds., Geneva, 1974, pp. 809-825.
- Instron, 1995. Instron Wolpert, Fully Instrumented Pendulum Impact Charpy Impact Testing Machines. User guide. Instron Limited.
- Itofuji H., 1990. Formation Mechanism of Chunky Graphite in Heavy Section Ductile Cast Iron. AFS Transactions, 98, pp.429-446.
- Itofuji H., Kawamura K., Hashimoto N., Yamada H., 1990. Production and evaluation of heavy-section ductile cast iron. Transactions of the American Foundrymen's Society., vol.98, pp. 585-595.
- Iwabuchi Y., Narita H., Ichinomiya Y., 1987. Mechanical properties of heavy spheroidal graphite iron castings. Imono (J.Jpn. Foundrymen's Soc.), 59 (3), 153-158.
- Iwabuchi Y., Narita H., Tsumura O., 1988. Relationship between metallographic properties and fracture toughness of thick walled spheroidal graphite iron castings. The Journal of the Japan Foundrymen's Society, vol.60, no.4; pp. 215-220.
- Iwabuchi Y., Narita H., Tsumura O., 2003. Toughness and Ductility of Heavy-Walled Ferritic Spheroidal-Graphite Iron Castings. Research Reports Kushiro National College 2003, 37, pp.1-9.

Iwabuchi Y., Narita H., Tsumura O., Takenouchi T., 1992. Fracture Toughness and its Relation to Microstructural Features in Ferritic Nodular-Graphite Iron Castings. Transactions of the Japan Foundrymen's Society, vol. 11, pp. 9-14.

Jacobs M.H., Law T.J., Melford D.A., Stowell M.J., 1974. Basic Processes Controlling the Nucleation of Graphite Nodules in Chill Cast Iron, Metals Technology, Vol.1, Part 11, pp. 490-500.

Janssen M., Zuidema J., Wanhill R.J.H., 2002. Fracture Mechanics. Ed. VSSD, 2nd edition, Delft, The Netherlands.

Javaid A., Loper C.R.Jr., 1995. Production of Heavy-section Ductile Cast Iron. AFS Transactions, 103, pp. 135-150.

Jiyang Z., 1996. Solidification morphology of heavy section ductile irons. Foundry, 45 (1), pp. 1-7.

Jiyang Z., 2009. Colour Metallography of Cast Iron. Introduction (I). China Foundry, Vol. 6, No.1. pp. 57-69.

Jiyang Z., 2010a. Colour Metallography of Cast Iron. Spheroidal Graphite Cast Iron (II). China Foundry, Vol. 7, No.2. pp. 183-198.

Jiyang Z., 2010b. Colour Metallography of Cast Iron. Spheroidal Graphite Cast Iron (III). China Foundry, Vol. 7, No.3. pp. 292-307.

Jolley G., Gilbert G.N.J., 1967. Segregation in Nodular Iron and its Influence on Mechanical Properties. British Foundryman, vol. 60, pp. 79-82.

Joyce J.A., 1996. Manual on Elastic-Plastic Fracture: Laboratory Test Procedures. ASTM Manual Series, MNL 27, American Society for Testing and Materials, Philadelphia.

Källbom R., Hamberg K., Bjorkegren L.E., 2005a. Chunky Graphite – Formation and Influence on Mechanical properties in Ductile Cast Iron, VTT Symposium 237, Espoo, Finland, June 2005.

Källbom R., Hamberg K., Wessén M., Bjorkegren L.E., 2005b. On the solidification sequence of ductile iron castings containing chunky graphite. Materials Science and Engineering A, 413-414, pp. 346-351.

KarisAllen K.J., Matthews J.R., 1994. The determination of single edge-notched bend specimen load line displacement from remotely located sensors in elastic-plastic fracture testing. Journal of Testing and Evaluation, November, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 581-583.

Karsay I., Schelleng R.D., 1961. Heavy Ductile Iron Castings Composition Effect on Graphite Structure. AFS Transactions, vol.69, p. 672.

Karsay S.I., Campomanes E., 1970. Control of Graphite Structures in Heavy Section Ductile Iron Castings. AFS Transactions, 78, pp.85-92.

Kippola D.E., Goodrich G.M., 2000. Factors Affecting Mechanical Properties of GGG 40.3 (Low-Temperature Impact-Resistant Ductile Cast Iron). Transactions of the American Foundrymen's Society., vol.108, pp. 313-320.

Knott J.F., 1977. Fracture 1977, 1, ICF4, Waterloo Canada, 61.

Knott, J.F., 1973. Fundamentals of Fracture Mechanics, Ed. Butterworths.

- Kobayashi T., 1997. Fracture Characteristics and Fracture Toughness of Spheroidal Graphite Cast Iron. *Advanced Materials Research*, vols. 4-5, pp.47-60.
- Komatsu S., Shiota T., Matsuoka T., Nakamura K., 1994. Effects of Several Main Factor son Ductile-Brittle Transition Behaviors of Fracture Toughness in SG Cast Iron. *AFS Transactions*, 102, pp.121-125.
- Komatsu S., Shiota T., Nakamura K., Kyogoku H., 1997. Relation between Microstructure Size and Ductile-Brittle Transition Behaviour in Fracture Toughness of Ferritic Nodular Cast Iron. *Advanced Materials Research*, vols. 4-5, pp.189-194.
- Krauss G., 1989. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. ASM International, Materials Park, OH.
- Kust R.R., Loper C.R., 1968. The Production of Heavy Section Ductile Iron. *AFS Transactions*, vol. 76, p. 540.
- Labrecque C., 2006. Effect of Phosphorus Content on the Mechanical Properties of Heavy Section Ductile Iron Castings, Rio Tinto Iron and Titanium, Sorel-Tracy, Qc. 2006.
- Labrecque C., 2007. Sorelmetal Technical Service Report, SM-07-03,
- Labrecque C., Cabanne P.-M., 2011. Low temperature impact strength of heavy section ductile iron castings: effects of microstructure and chemical composition. *China Foundry*, Vol. 8, No.1, pp. 66-73.
- Labrecque C., Cabanne P.-M., Muratore E.C., 2010. Ductile Iron Characteristics and Impact Strength at Low Temperature, *AFS Transactions*, Paper 10-014, pp. 233-242.
- Lacaze J., Larrañaga P., Asenjo I., Suárez R., Sertucha J., 2012. Influence of 1 wt-% addition of Ni on structural and mechanical properties of ferritic ductile irons. *Mat. Sci. Technol.*, vol. 28, pp 603-608.
- Lazaridis, A., Loper C.R., 1974. *Trans AFS*, 82, pp. 473-486.
- Leslie W.C., 1981. *The Physical Metallurgy of Steels*. Marietta, OH, Techbooks.
- Little, A., Heine H.J, 1975. The fracture toughness of malleable and ductile iron. *Second Int. Symp. on the metallurgy of cast iron*. Georgy Publ, St. Saphorin, pp.767-788
- Liu P.C., Li C.L., Wu D.H., Loper C.R.Jr., 1983. SEM Study of Chunky Graphite in Heavy Section Ductile Iron. *AFS Transactions*, 91, pp.119-126.
- Loper C.R., Fang K., 2008. Structure of Spheroidal Graphite Cast Iron. *AFS Trans.* 116, pp.673-682.
- Loper C.R., Javaid A., 1991. Evaluation of Microstructural Factors Affecting Heavy-Section Ferritic DI Castins. *AFS Transactions*, 91-106, pp. 543-549.
- Loss F.L., 1979. Ed., *Structural Integrity of Water Reactor Pressure Boundary Components*. NRL Memorandum Report 4064, Naval Research Laboratory, Washington D.C..
- Lux B., Mollard F., Minkoff I., 1975. On the formation of envelopes around graphite in cast iron. *The Metallurgy of Cast Iron*, Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, p. 371-401.
- Marincek B. et al, 1955. *Giesserei*, vol.42, p.51.

Massalsky T.B., 1990. Binary Alloy Phase Diagrams, Vol.1. Massalsky T.B. (ed. in chief), Okamoto H., Subramanian P.R., Kacprzak L., eds., The Materials Information Society, ASM International, USA.

Mayer H., 1976. Heavy-Sections Castings in Ductile Iron. AFS Inter. Cast Metals Jnl., p. 21 (Dec. 1976)

Metal Progress, 1978. Datasheet: How Master and Tramp Elements Affect the Structures of Cast Irons, 115(5), pp. 64-67. American Society for Metals, Metals Park, Ohio.

Minkoff I., 1983. The Physical Metallurgy of Cast Iron, John Wiley&Sons.

Modern Casting , 2013. 47th Census of World Casting Production. American Foundry Society, December 2013, Illinois, USA.

Mogford I.L., Hull D., 1968. J. Iron Steel Inst., 206, pp. 79-88.

Monchoux J.P., Verdu C., Fougères R., 2000. Effect of a ferritization heat treatment on the fracture toughness of ferritic spheroidal graphite cast iron. Scripta Materialia, 42 (11), pp. 1047-1052.

Motz J.M., 1980. Giesserei, 67, 628.

Mullins J.D., 2006a. Controlling the Tramp (Harmful) Element Content Will Make Your Life Easier. Sorelmetal - Suggestions for Ductile Iron Production no 80, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada.

Mullins J.D., 2006b. Basic Ductile Iron Alloying. Sorelmetal - Suggestions for Ductile Iron Production no 85, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada.

Mullins J.D., 2006c. Chunk Graphite Defects in Ductile Iron. Sorelmetal - Suggestions for Ductile Iron Production no 93, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada.

Muratore E.C., 2006. Manganese, Another Look at Segregation. Sorelmetal-Suggestions for Ductile Iron Production no 107, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada.

Nakamura S., Sakamoto N., Inoue K., Ogi K., Matsuda K., 1989. As-cast heavy section ferritic spheroidal graphite cast iron. Transactions of the American Foundrymen's Society., 97, 539-544.

Nechtelberger E., Pühr H., von Nesselrode J.B., Nakayasu A., 1982. Proceedings of the 49th International Foundry Congress, CIATF, Chicago, 1982, Paper 1.

Nilson K.F., Vokál V., 2009. Analysis of ductile cast Iron tensile tests to relate ductility variation to casting defects and material microstructure. Materials Science and Engineering A, 502, pp. 54-63.

Okada S., Maehashi Y., 1971. The Mechanical Properties and Structures of Heavy Ductile Iron Castings. Imono, 43, pp. 649-658.

Oldfield W., 1962. Chill-reducing mechanism of silicon in cast iron. BCIRA Journal, 1, pp.17-27.

Palmer K.B., 1981. Properties of nodular (SG) Iron Castings of Large Section. BCIRA Journal, vol. 29, no. 4, pp. 231-241.

Palmer K.B., 1982. Effect of Cast Section Size on Fatigue Properties and the Prevention of Corrosion Fatigue of Nodular Iron. Proc., Inst. Br. Foundrymen, p.9 (June 17-18).

Pan E.N., Chen C.Y., 1996. Effects of Bi and Sb on Graphite Structure of Heavy-Section Ductile Cast Iron. AFS Transactions, 104, pp.845-858.

Pan Y.N., Lin C.C., Chang R.M., 2012. Assessments of relationship between microstructures and mechanical properties for heavy section ductile cast irons. International Journal of Cast Metals Research, vol 25, no 5, pp. 301-306.

Pellini, W.S., Sandoz G., Bishop, H.F., 1954. Notch Ductility of Nodular Iron. Trans ASM, vol. 46, pp. 418-445.

Pero-Sanz J.A., 1994. Fundiciones Férrreas. Editorial Dossat.

Rice J.R., 1968. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notches and Cracks. J. Applied Mechanics, Trans. ASME, vol. 35, pp. 379-386.

Rice J.R., Paris P., Merkle J., 1973. Progress in flaw growth and Fracture Toughness testing, ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 1-20.

Rickert A., Engler S., 1985. Solidification morphology of cast irons. The Physical Metallurgy of Cast Iron, ed. Fredrickson H., Hillert M., Proceedings of the Materials Research Society, North Holland, vol. 34, p.165.

Riposan I., Chisamera M., Stan S., 2010. Performance of heavy ductile iron castings for windmills. China Foundry, Vol. 7, No.2, pp. 163-170.

Ritchie R.O., Thompson A.W., 1985. On macroscopic and microscopicañalysis for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys. Metall. Trans., 16A, pp. 233-248.

Rivera G., Boeri R., Sikora J., 1997. Counting Eutectic Grains in S. G. Cast Iron. En: Physical Metallurgy of Cast Iron V: Advance Materials Research, Switzerland, Lesoult G., Lacaze J., eds., vols. 4-5, pp. 169-174.

Rivera G., Boeri R., Sikora J., 2002. Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron. Materials Science and Technology, 18, pp. 691-697.

Roedter H., 2006. Sorelmetal - Suggestions for Ductile Iron Production no 68, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada.

Roedter H., Gagné M., 2003. Ductile Iron for Heavy Section Wind Mill Castings: A European Experience. 2003 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, Hilton Head, S.C., October 2003.

RTIT, 1990. Rio Tinto Iron & Titanium, Inc., Ductile Iron Data for Design Engineers. Revised 1998.

Ruxanda R., Stefanescu D.M., Piwonka T.S., 2002. Microstructure Characterization of Ductile Thin Wall Iron Castings. AFS Transactions 110, pp. 1131-1147.

Sadocha J.P., Gruzleski J.E., 1975. The Mechanism of Graphite Spheroid Formation in pure Fe-C-Si Alloys. En: Lux B., Minkoff I., Mollard F. (Eds), The Metallurgy of Cast Iron, Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, p. 443-459.

Salzbrenner R. y Sorenson K., 1987. Relationship of Fracture Toughness to Microstructure in Ferritic Ductile Cast Iron. AFS Transactions, 87-137, pp. 757-764.

Salzbrenner R., 1986. Tensile Behavior of Ferritic Ductile Cast Iron. Sandia National Laboratories, Albuquerque, New Mexico.

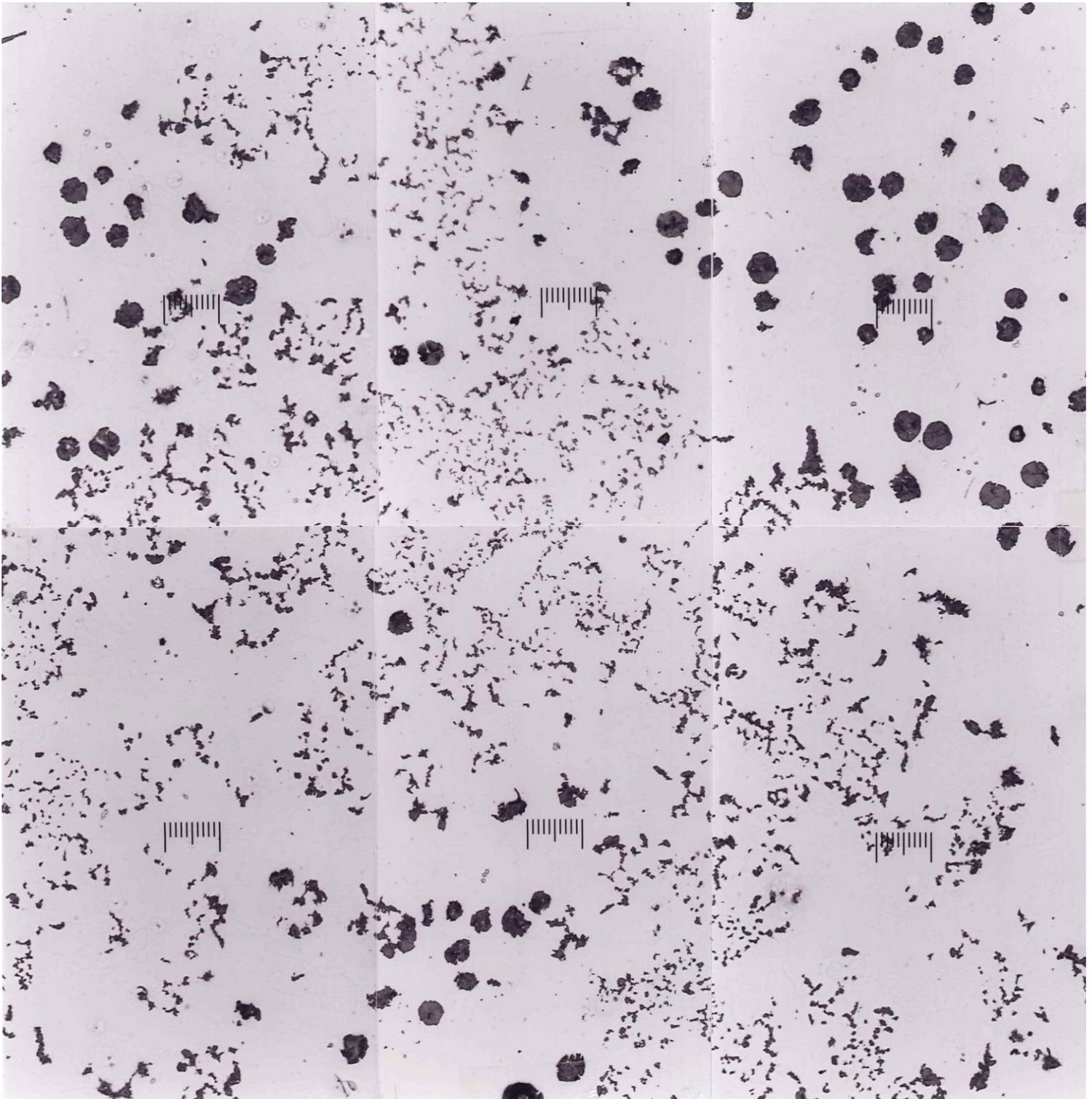
- Salzbrenner R., 1987. Fracture toughness behavior of ferritic ductile cast iron. *Journal of Materials Science* 22, pp. 2135-2147.
- Salzbrenner R., 1989. J_{IC} fracture toughness of ferritic DCI alloys: a comparison of two versions of ASTM E813. Report SAND89-0818, Sandia National Laboratories, Albuquerque, NM, April 1989.
- Salzbrenner R., Van den Avyle J., Lutz T., Bradley W., 1985. Fracture Toughness Testing of Ductile Cast Irons. *Proceedings, Sixteenth Symposium on Fracture Mechanics*. STP 868, ed. Kanninen M., Hopper A., ASTM, Philadelphia, pp. 328-344.
- Seetharamu S., Srinivasan M.N., 1984. Fracture toughness of permanent mould ductile iron castings subjected to heat treatment. *Trans. AFS*, 92, p. 539.
- Seher R.J., James H.M., Maniar G.N., 1972. Quantitative Metallography of the Age Hardening Precipitate in Superalloys by Replica Electron Microscopy. *Stereology and Quantitative Metallography*, ASTM STP 504. pp. 119-137.
- Sertucha J., Lacaze J., Armendáriz S., Larrañaga P., 2013. Communication: Statistical Analysis of the Influence of Some Trace Elements on Chunky Graphite Formation in Heavy Section Nodular Iron Castings. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44A, pp. 1159-1162.
- Sertucha J., Lacaze J., Serrallach J., Suárez R., Osuna F., 2012. Effect of alloying on mechanical properties of as cast ferritic nodular cast irons. *Mat. Sci. Technol.*, vol. 28, pp 184-191.
- Skaland T., Grong O., Grong T., 1993. A model for the graphite Formation in Ductile Cast Iron. Part 1: Inoculation Mechanism. *Metallurgical Transactions A*, 24(10), pp.2321-2345.
- Soeudy, R.I., 2002. The Effect of Graphite Aspect Ratio on the Mechanical and Microstructure Properties of Cast Iron. *Mat.-wiss. U. Werkstofftech.* 33, pp. 73-79.
- Sorenson 1987 es McConnell P., Lombrozo P., Santucci J., Sorensen K., 1987. The 91st AFS Casting Congress, St. Louis, pp. 147-201
- Stefanescu D.M., 1992. Theory of Solidification and Graphite Growth in ductile Iron. En: *Ductile Iron Handbook*, pp. 1-19, American Foundrymen's Society, Inc., Revised 1993. Des Plaines, Illinois, USA.
- Stefanescu D.M., 2005. Solidification and modeling of cast iron-A short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 413-414, pp.322-333.
- Stefanescu D.M., Bandyopadhyay, 1989. On the Solidification of Spheroidal Graphite Cast Iron. *The International Symposium on the Physical Chemistry of Cast Iron*, Tokyo, *Mat. Res. Soc. Proc.*
- Suárez A. y Fernández J., 2006. Microestructura y propiedades mecánicas de una fundición esferoidal ferrítica en bruto de colada para su uso en piezas de grandes dimensiones. *Revista de Metalurgia (CENIM)*, 42 (1), pp. 18-31.
- Sumpter J.D.G., Turner C.E., 1976. Method for Laboratory Determination of J_c . *Cracks and Fracture (Ninth Conference)*. ASTM STP 601, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 3-18.
- Sun G.X., Loper C.R.Jr., 1983. Graphite Flotation in Cast Iron. *AFS Transactions*, 91, pp. 841-854.
- Tang C.X., Fargues J., Hecht M., Margerie J.C., 1984. Formation and Prevention of Chunky Graphite in Slowly Cooled Nodular Irons. En: *Proceedings of the Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*, Stockholm, Sweden, pp. 67-76.

- Thielman T., 1970. Zur Wirkung van Spurenelementen in Gusseisen mit Kugelgraphit. Giessereitechnik (1): 16.
- Tiedje N.S., 2010. Solidification, processing and properties of ductile cast iron (25 year perspective). Materials Science and Technology Vol. 26, No 5, pp.505-514.
- Tsukada H., Iwadate T., Tanaka Y., Ono S., 1980. Static and Dynamic Fracture Toughness Behaviour of Heavy Section Steels for Nuclear Pressure Vessels, in Pressure Vessel Technology, Proc. Conf., London, May 1980, vol.1, pp. 369-374.
- UNE-EN 10002-1, 2002. Materiales Metálicos. Ensayo de Tracción. Parte 1: Método de Ensayo a Temperatura Ambiente. AENOR.
- UNE-EN 10003-1, 1995. Materiales Metálicos. Ensayo de Dureza Brinell. Parte 1: Método de Ensayo. AENOR.
- UNE-EN 1563, 1998. Fundición. Fundición de grafito esferoidal. AENOR.
- UNE-EN ISO 6507-1, 2006. Materiales Metálicos. Ensayo de Dureza Vickers. Parte 1: Método de Ensayo. AENOR.
- UNE-EN ISO 945. Fundición. Designación de la estructura del grafito. AENOR
- Uribe U., Goñi J.A., Izaga J., 2004. Behaviour of Iron Cast Components and Presence of Chunk Graphite, Tabita Conference, Bilbao, Spain, May 2004.
- Vander Voort, G.F., 1999. Metallography; Principles and Practice, ASM International, Materials Park, OH.
- Venugopalan D., Alagarsamy A., 1990. Effect of Alloy Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Commercial Ductile Iron. Trans. AFS., 98, 395-400.
- Villarrubia M., 2012. Ingeniería de la Energía Eólica. Editorial Marcombo.
- Wallace J.F., 1975. The effects of elements on the structure of cast irons. Trans. AFS, 83, pp. 363-378.
- Walton C.F., Opar T.J., 1981. Iron Castings Handbook, Iron Castings Society, Des Plaines, Illinois, USA.
- Yanagisawa O., Lui T.S., 1985. Effect of carbon content and ferrite grain size on the tensile flow stress of ferritic spheroidal graphite cast iron. Metall. Trans. A, 16A, pp. 667-673.
- Zhang X., Qu Y., Li R., 2014. Fracture Mechanism of Ferritic Ductile Iron under Instrumented Impact Load at Low Temperatures. ISIJ International, Vol. 54, No 10, pp. 2309-2313.
- Zhu X.-K., Joyce J.A., 2012. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. Engineering Fracture Mechanics, 85, pp. 1-46.

ANEXO DE RESULTADOS

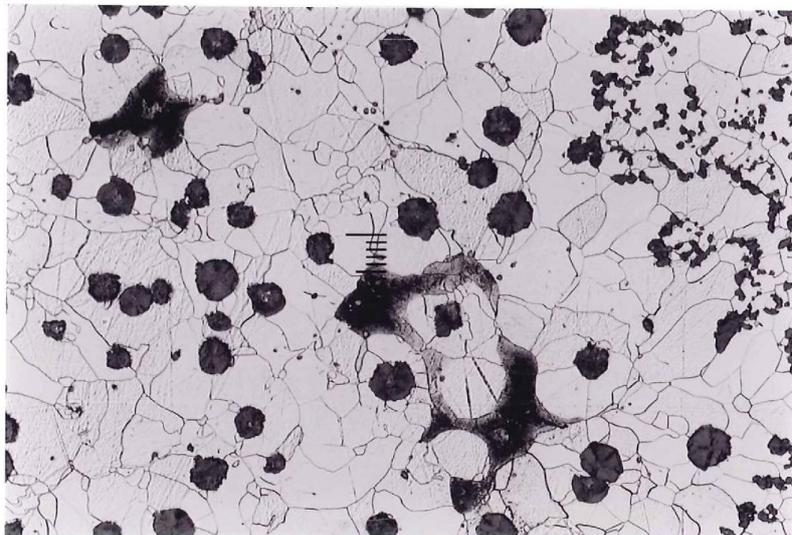
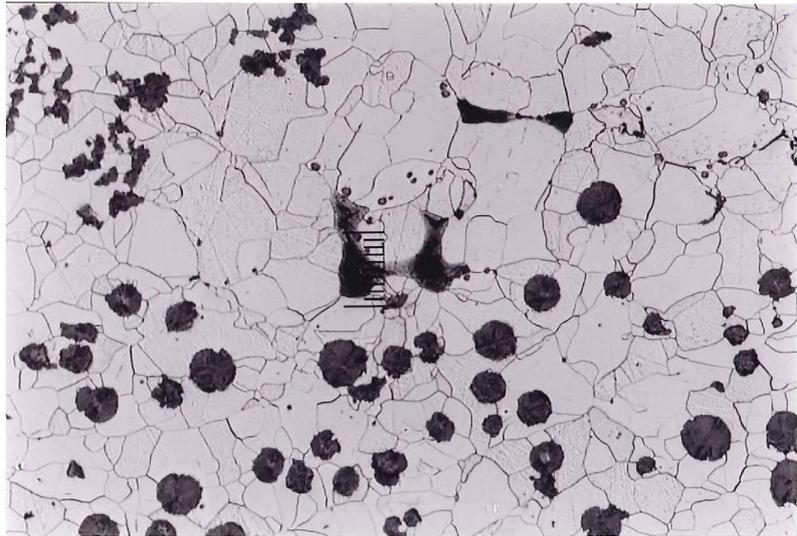
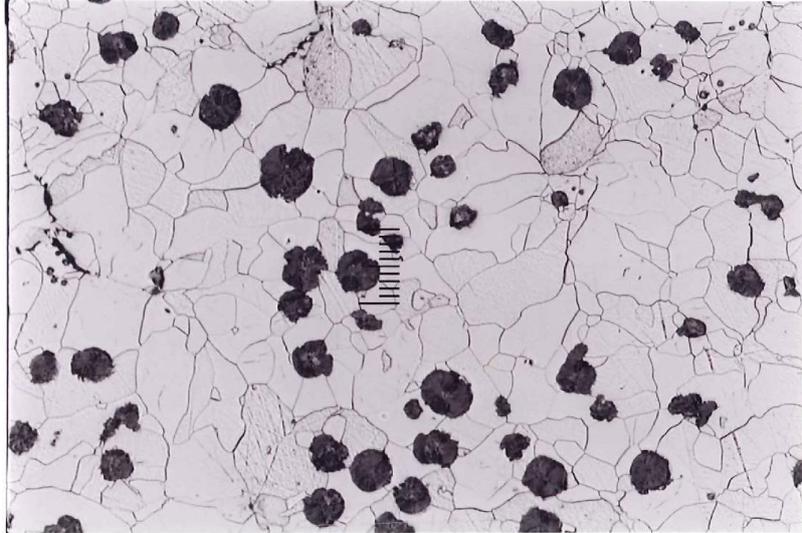
ANEXO I: Micrografías a 100x en estado de pulido y de ataque para las nueve secciones objeto de estudio.

AG, 100x, estado de pulido.

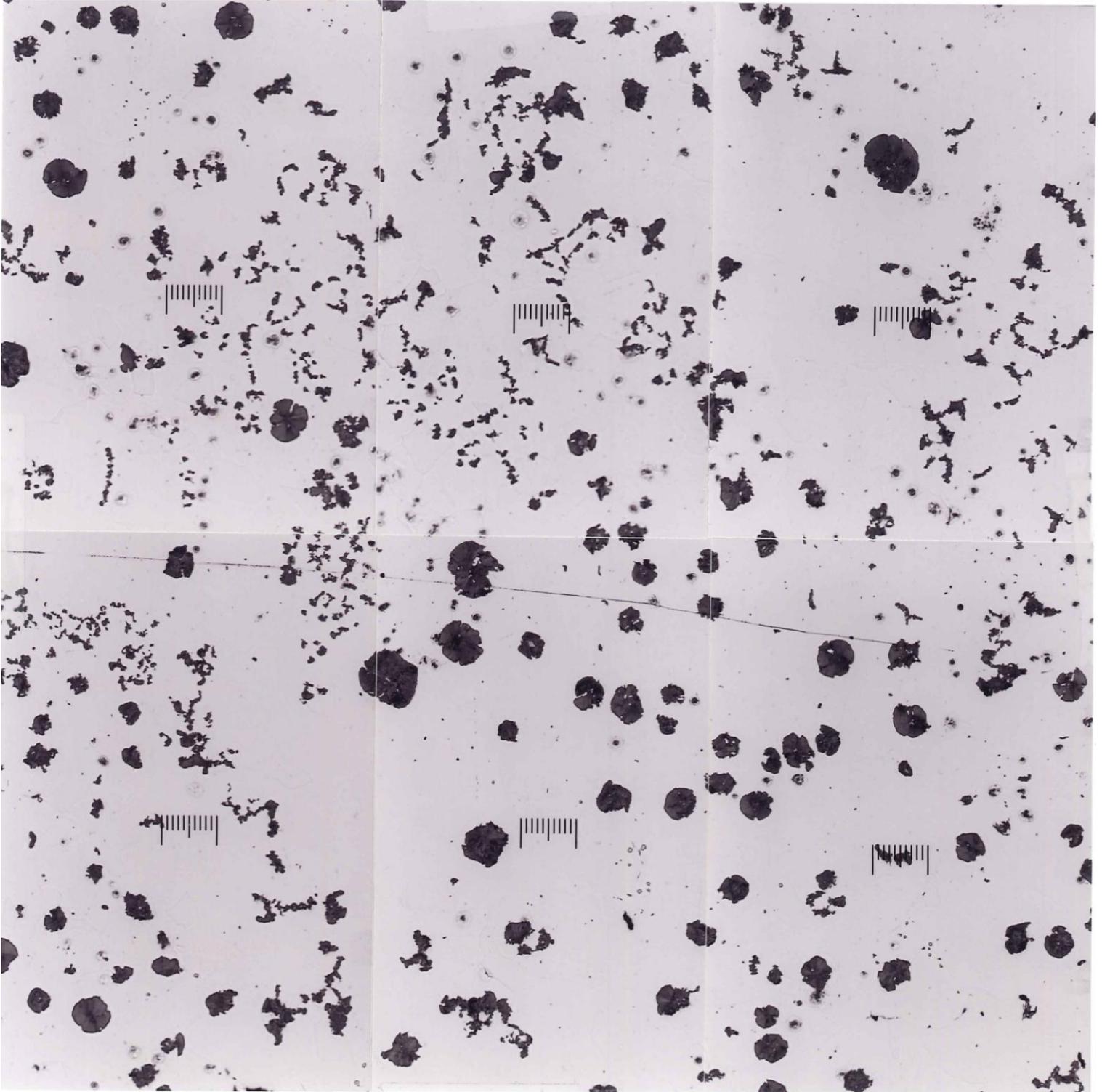


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan 4 mm² reales.

AG, 100x, estado de ataque, escala: 100 μm (0.1 mm)

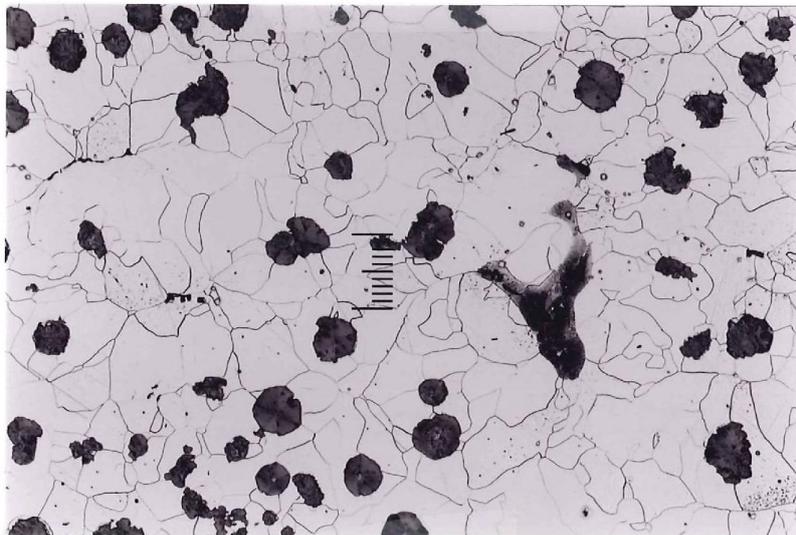
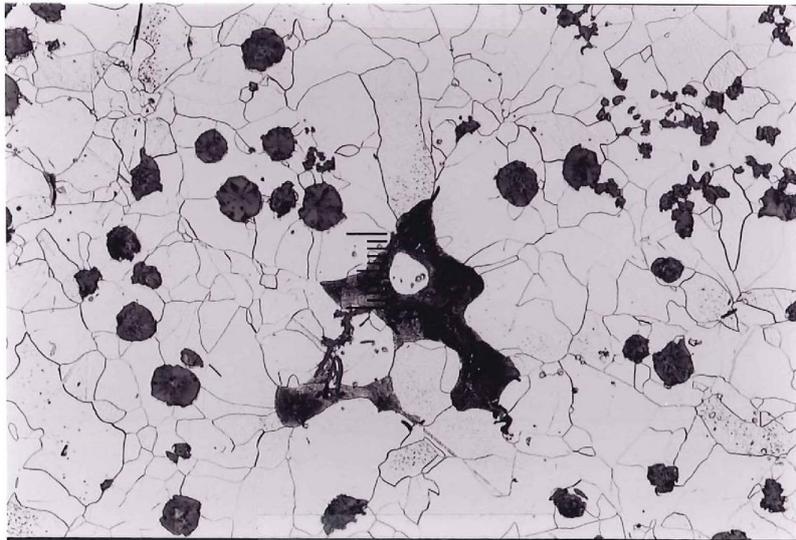
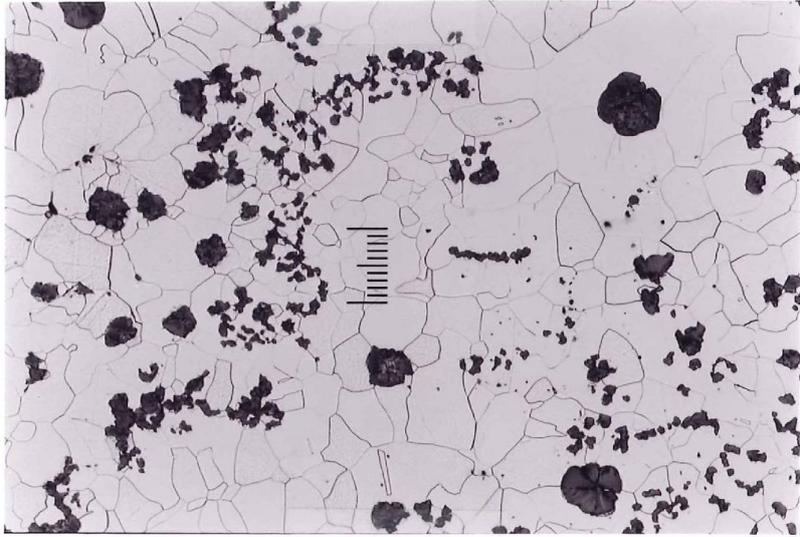


AM, 100x, estado de pulido.

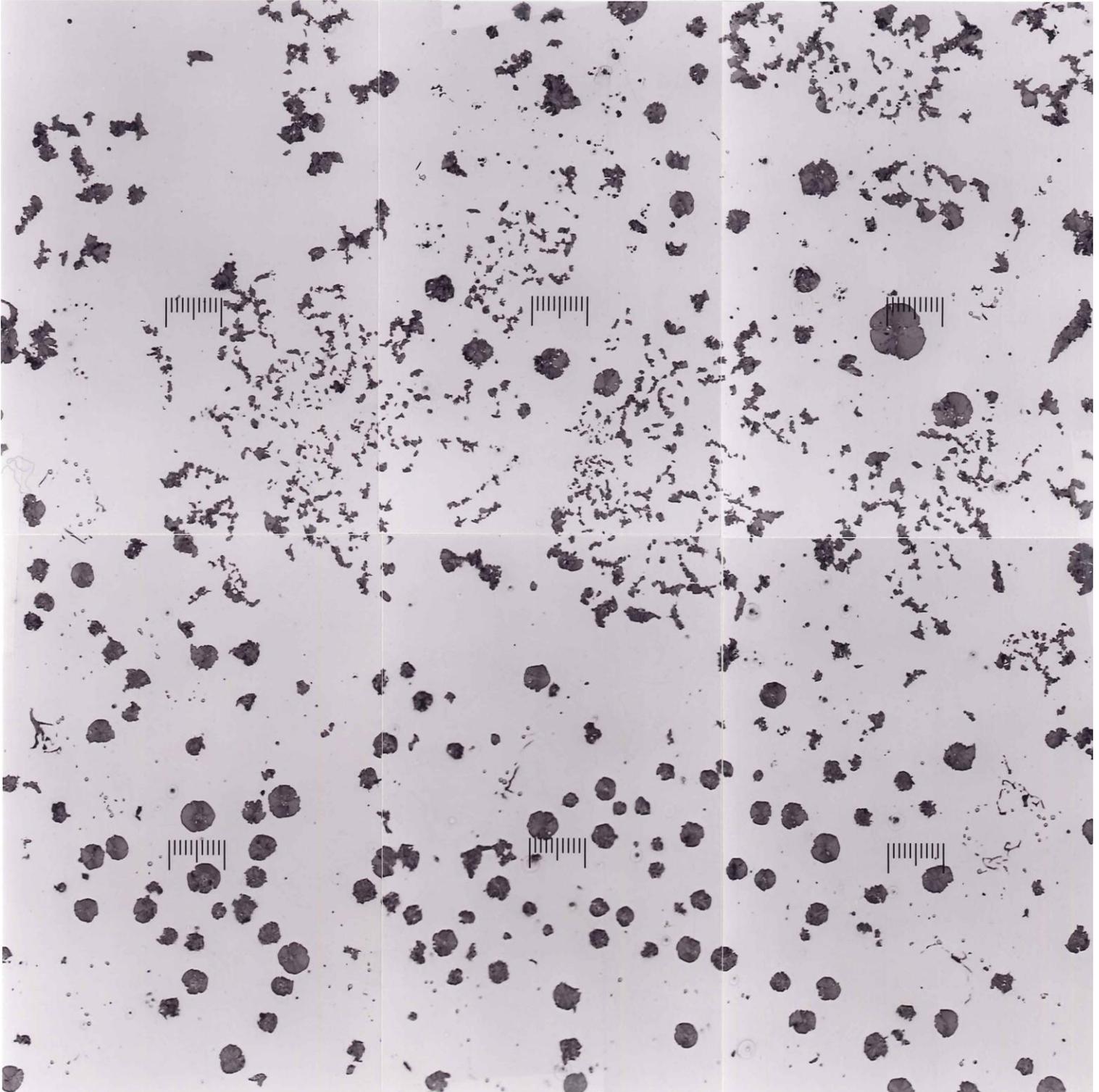


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan 4 mm² reales.

AM, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm (0.1 mm)

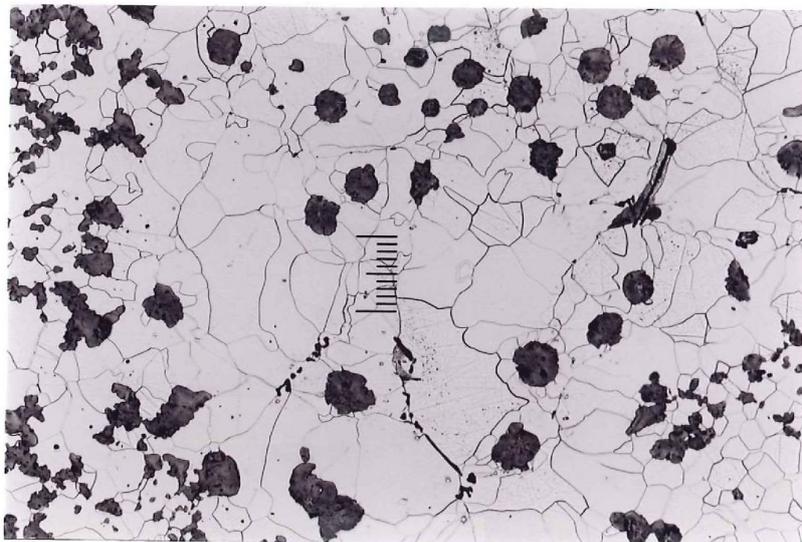
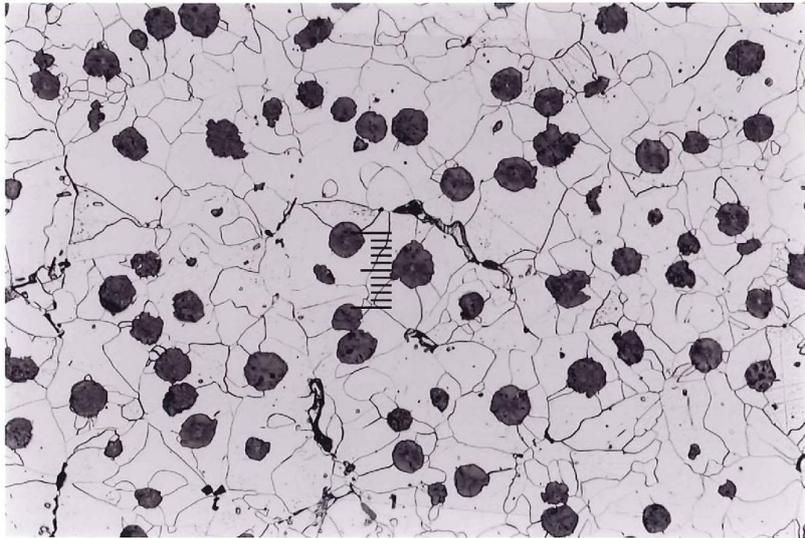
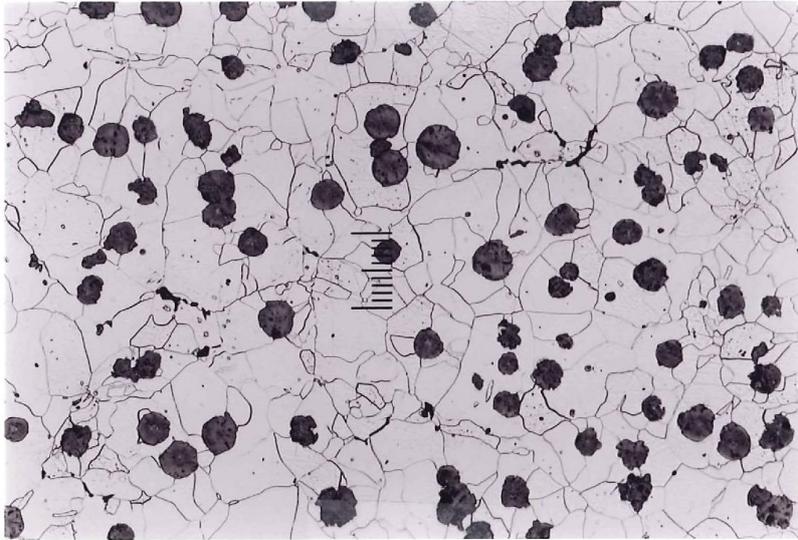


AP, 100x, estado de pulido.

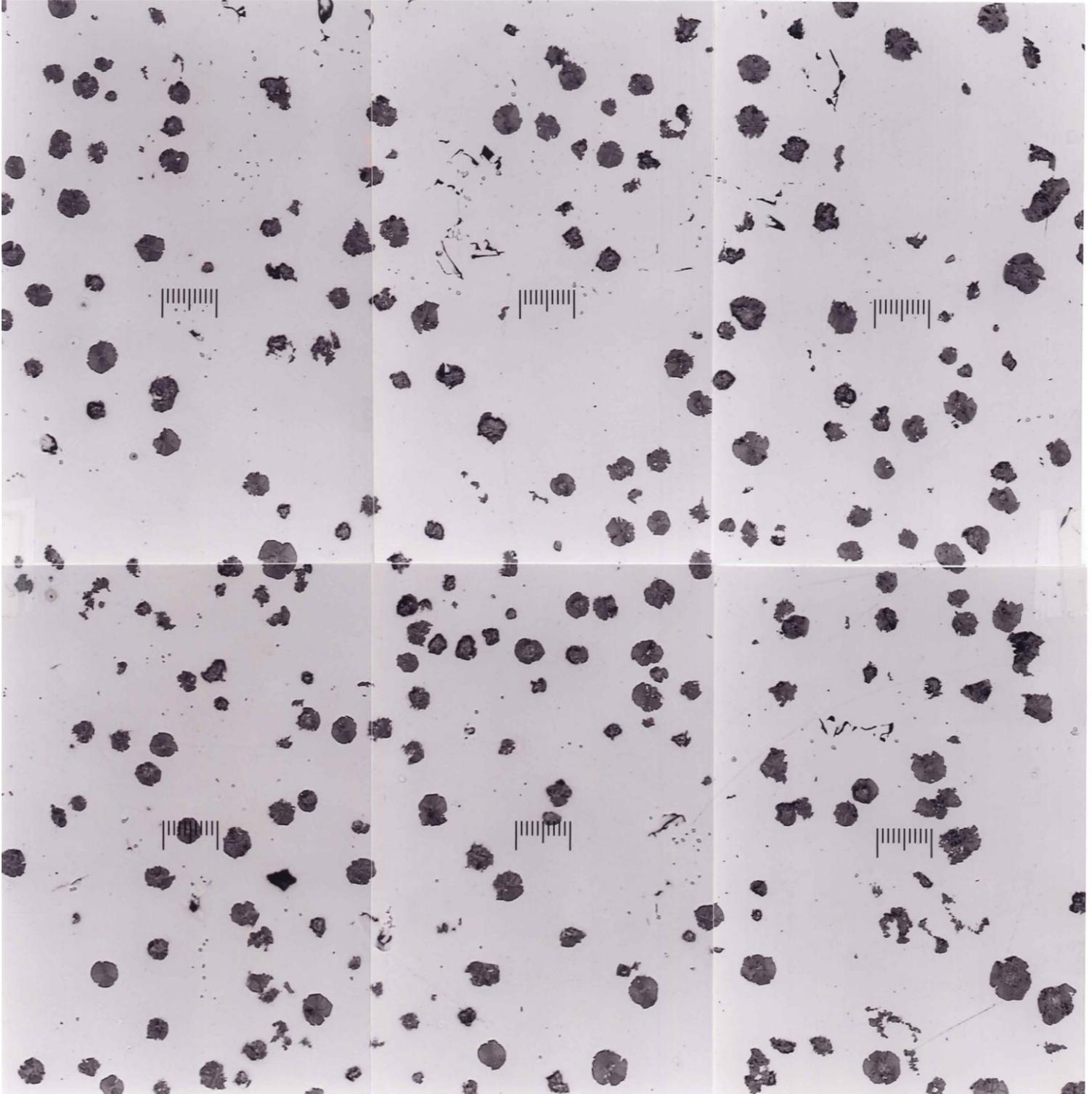


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan 4 mm² reales.

AP, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm (0.1 mm)

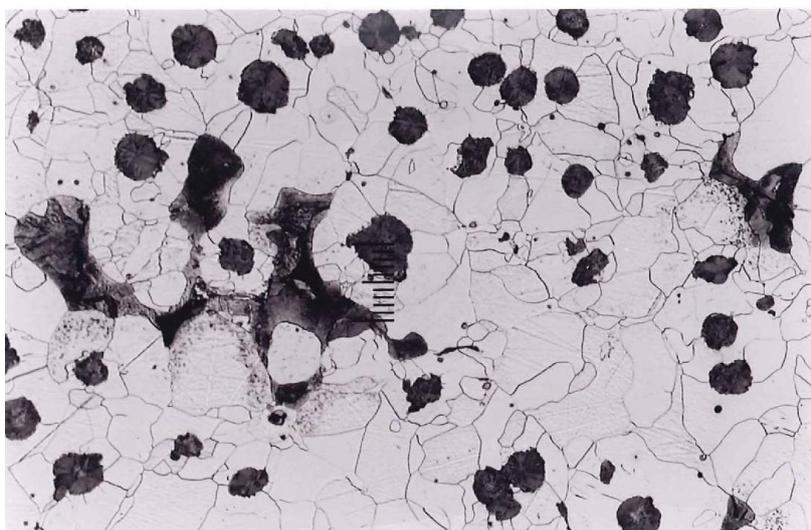
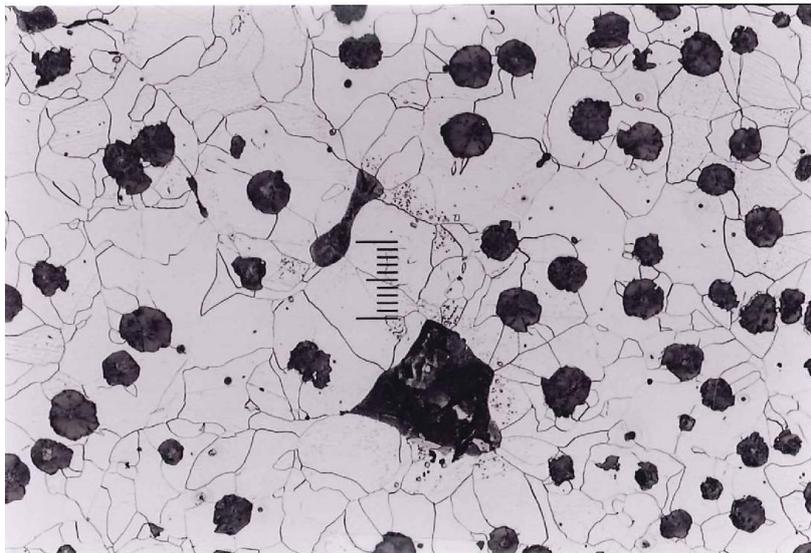
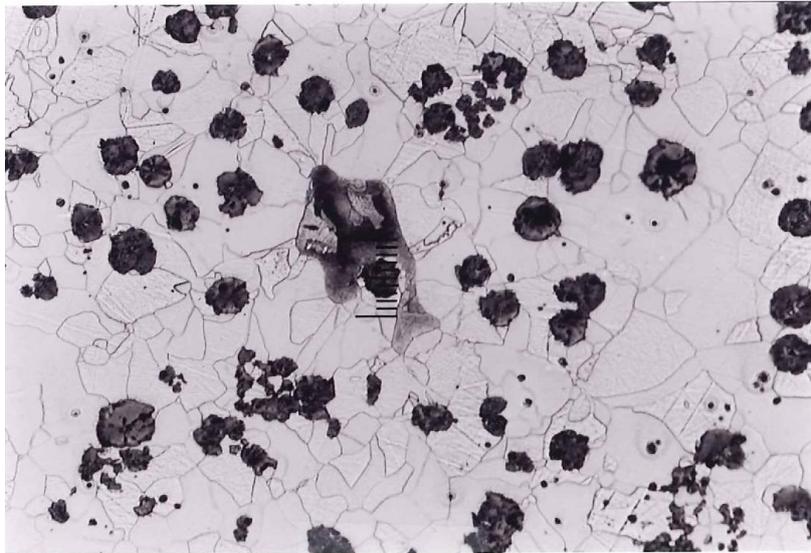


BG, 100x, estado de pulido.

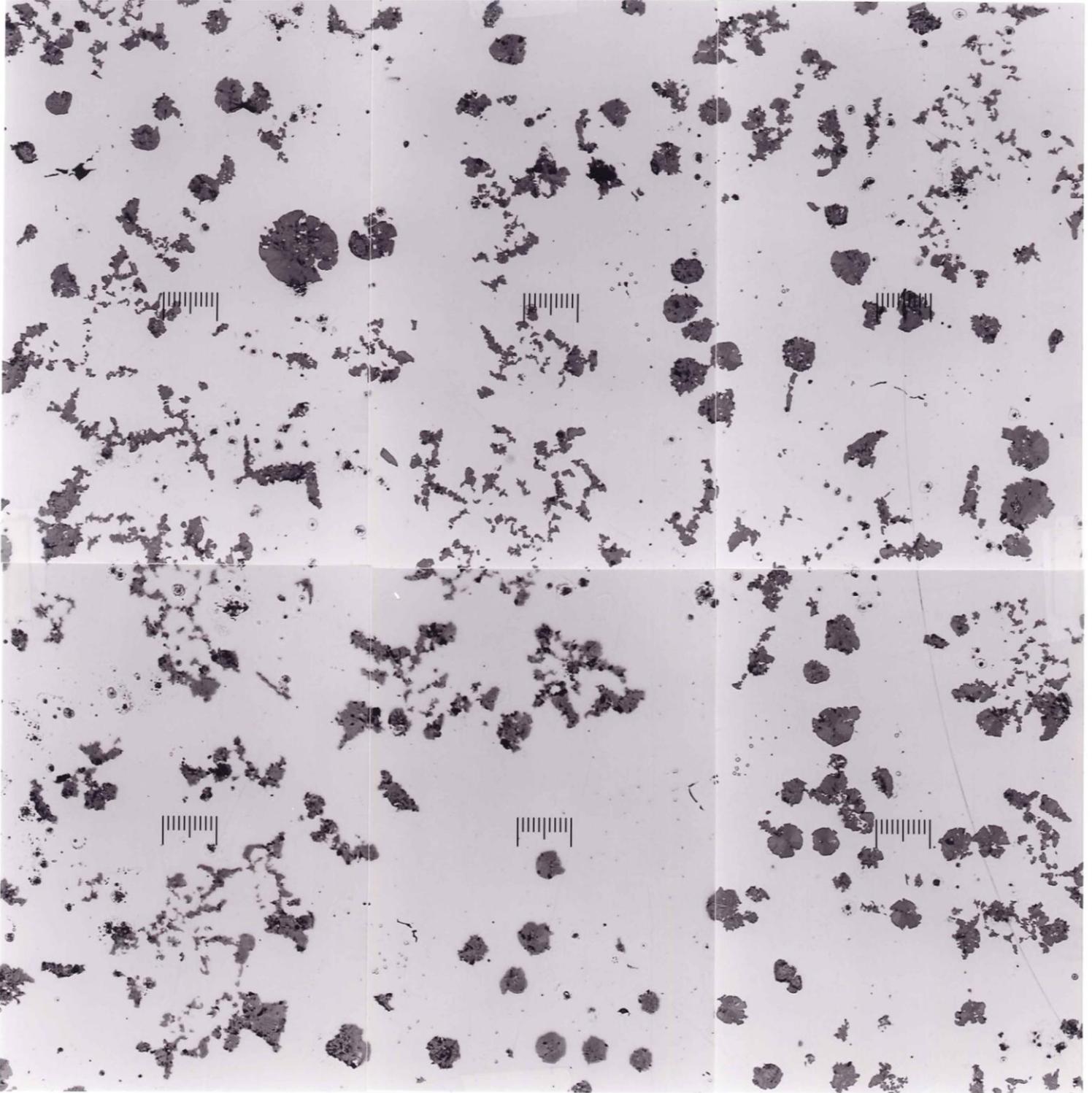


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan 4 mm² reales.

BG, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm

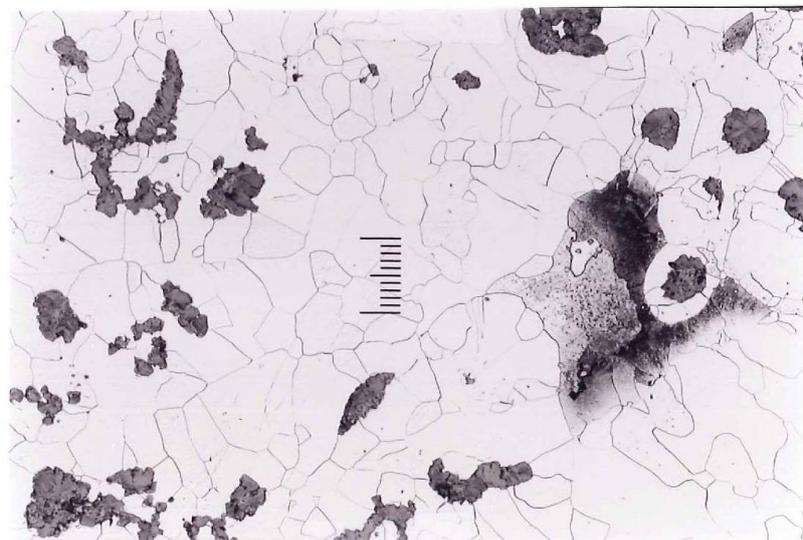
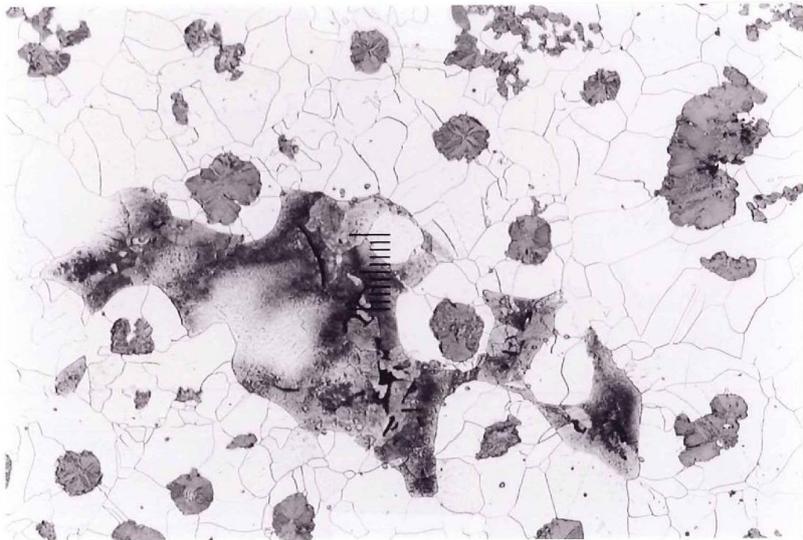


BM, 100x, estado de pulido.

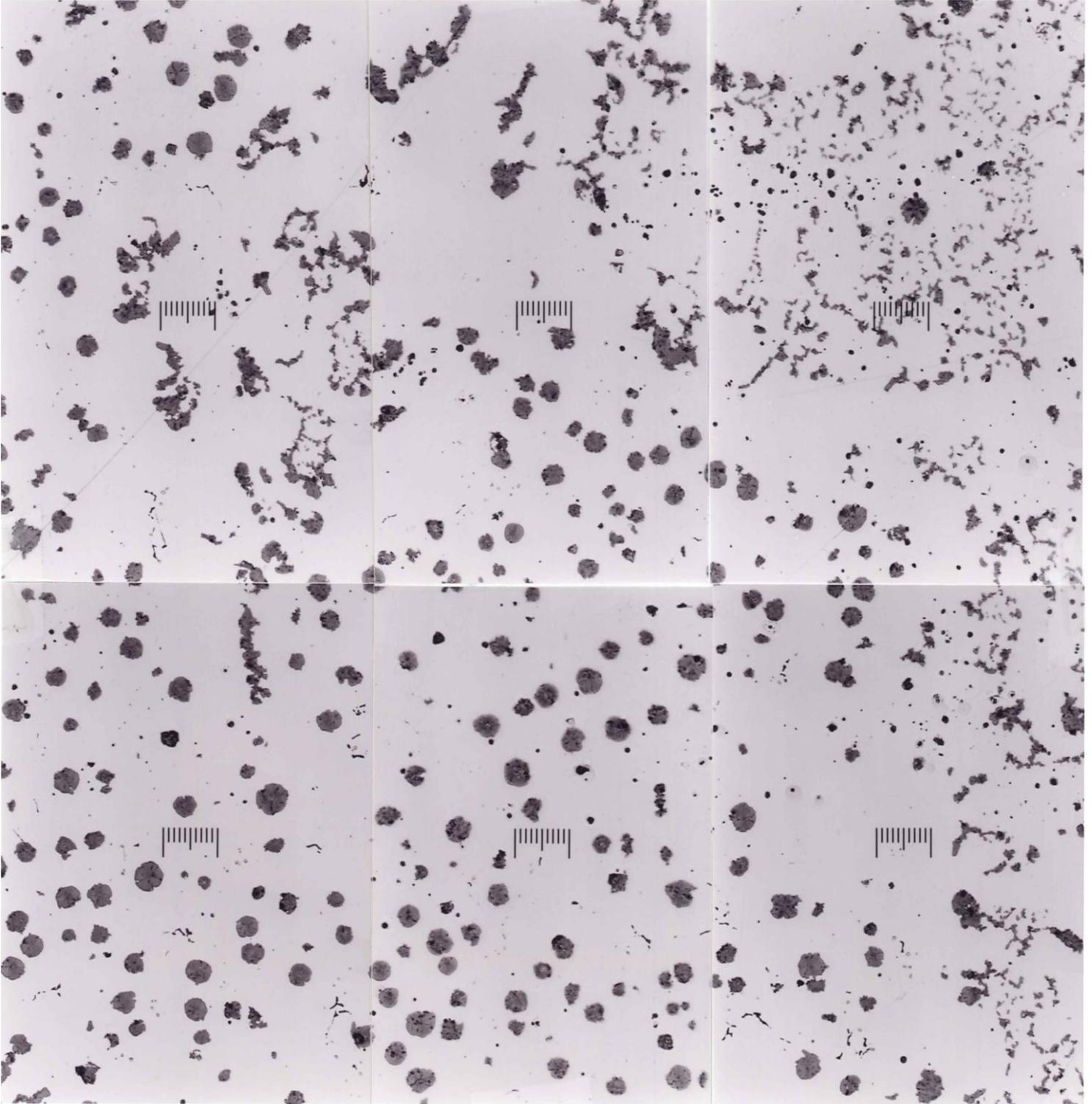


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan aproximadamente 4 mm² reales.

BM, 100x, estado de ataque; escala: 100 μ m

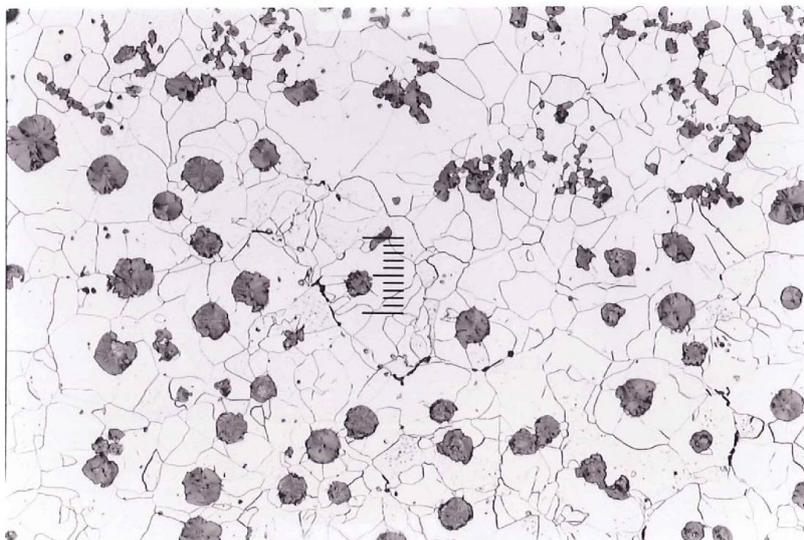
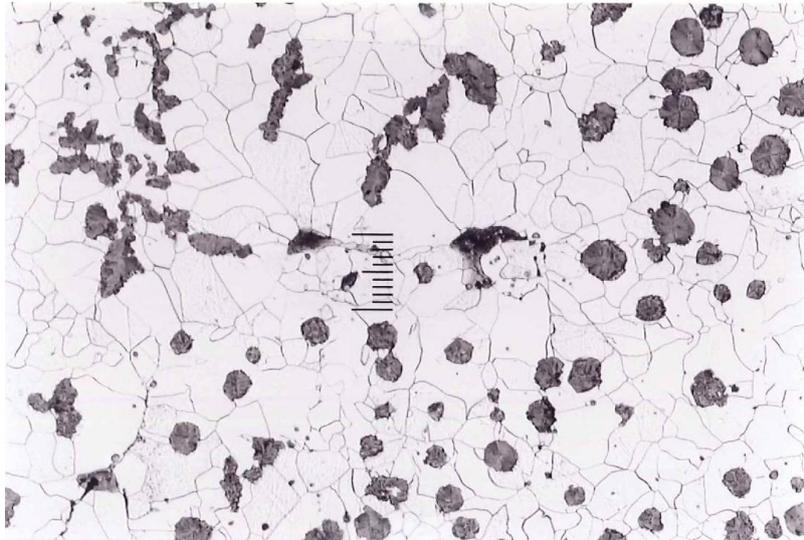
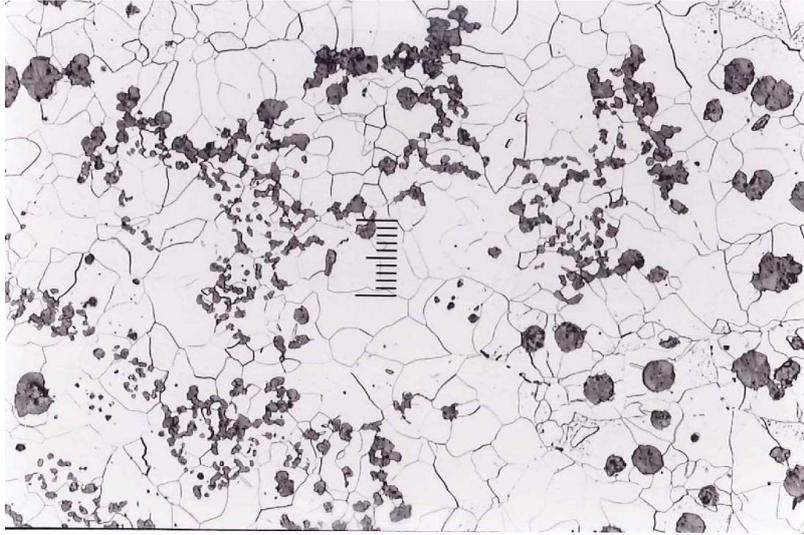


BP, 100x, estado de pulido.

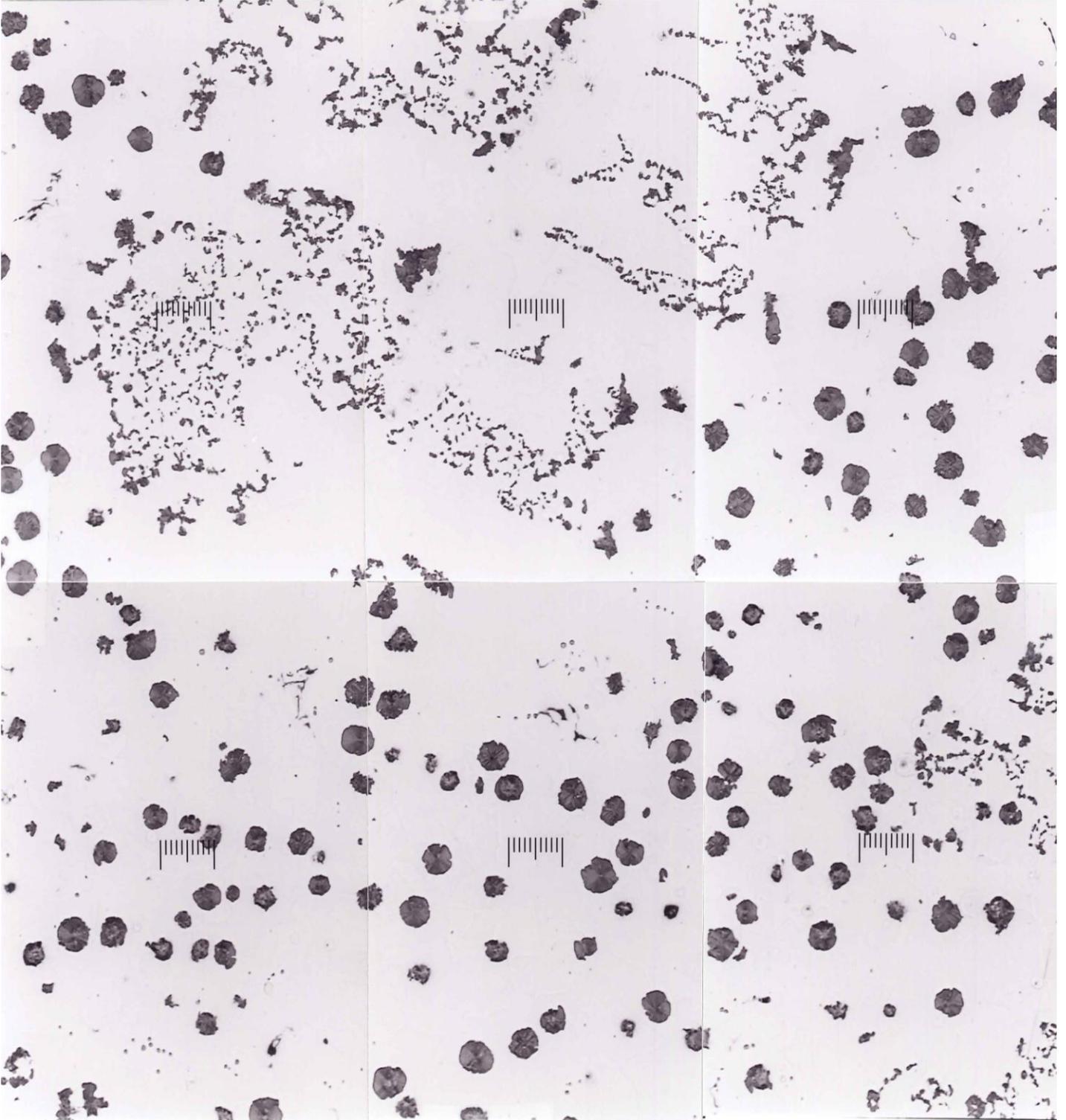


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan aproximadamente 4 mm² reales.

BP, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm

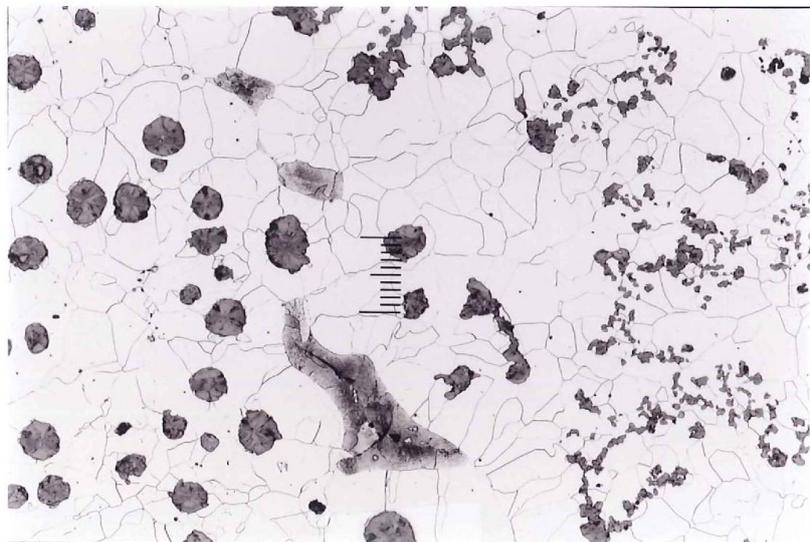
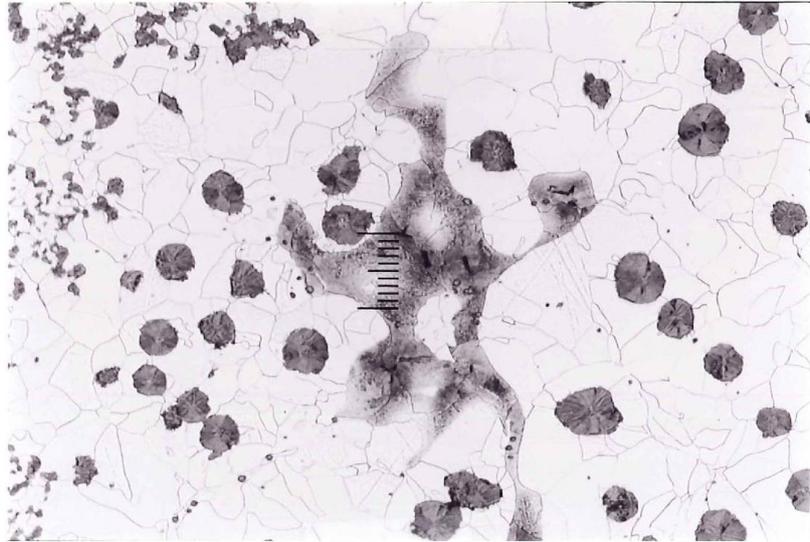
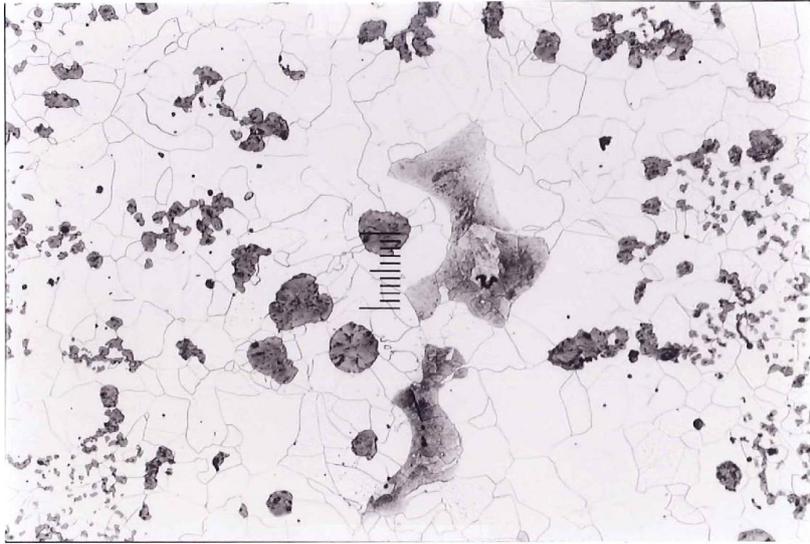


CG, 100x, estado de pulido.

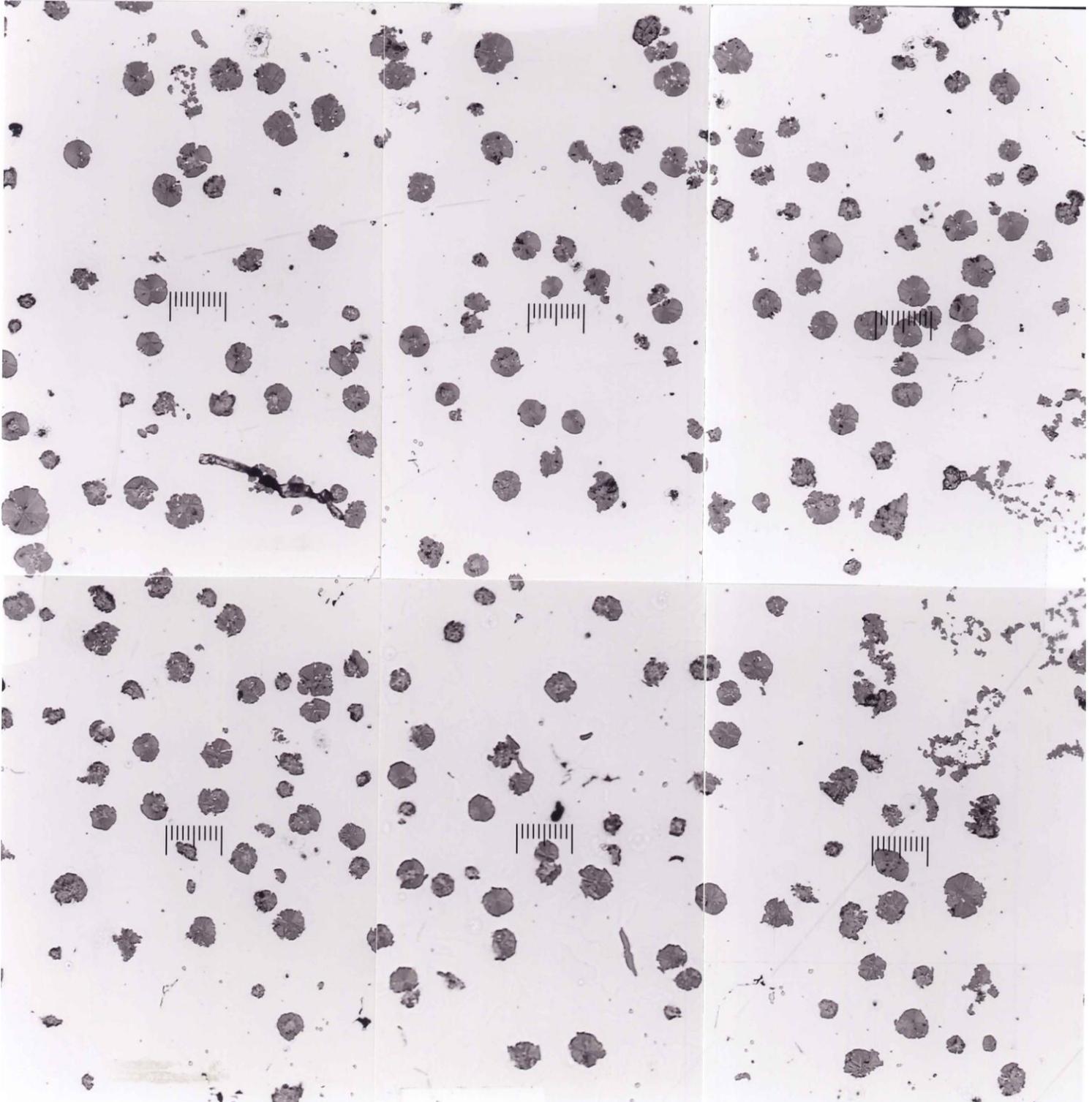


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan aproximadamente 4 mm² reales.

CG, 100x, estado de ataque; escala: 100 μ m

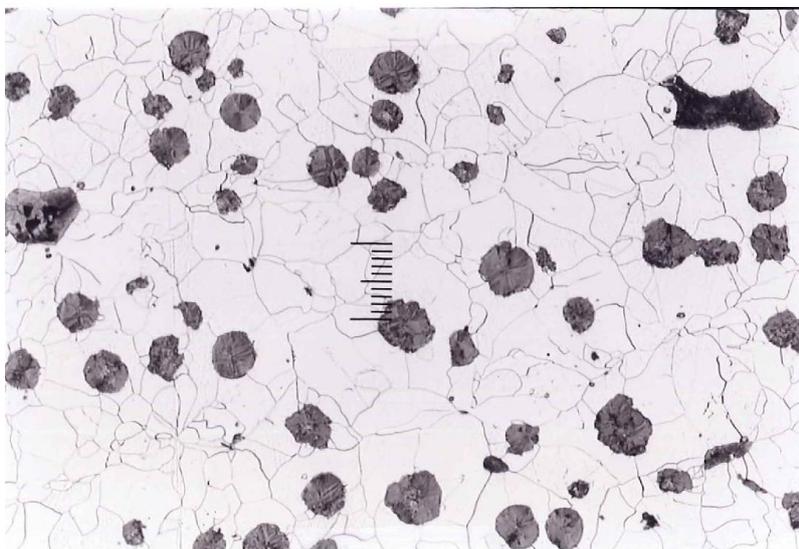
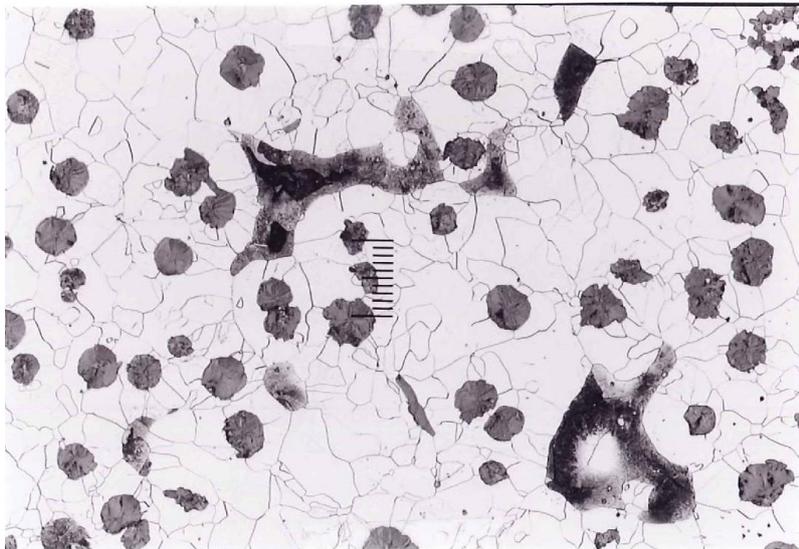
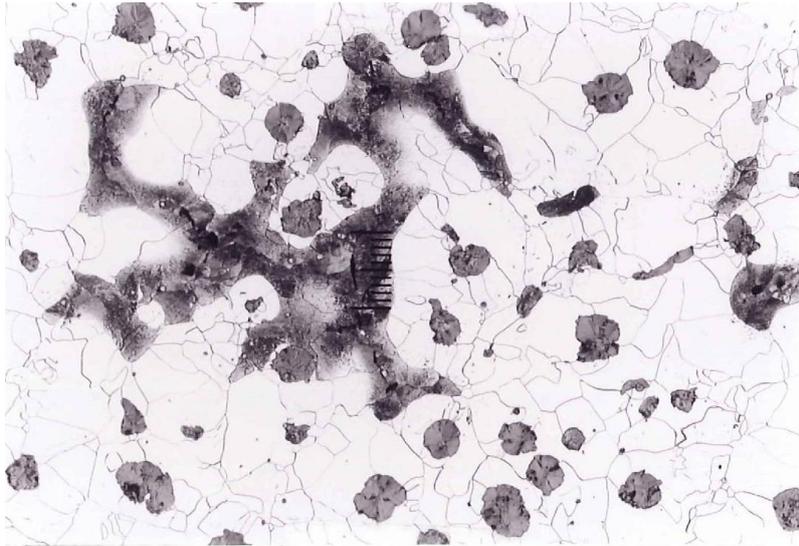


CM, 100x, estado de pulido.

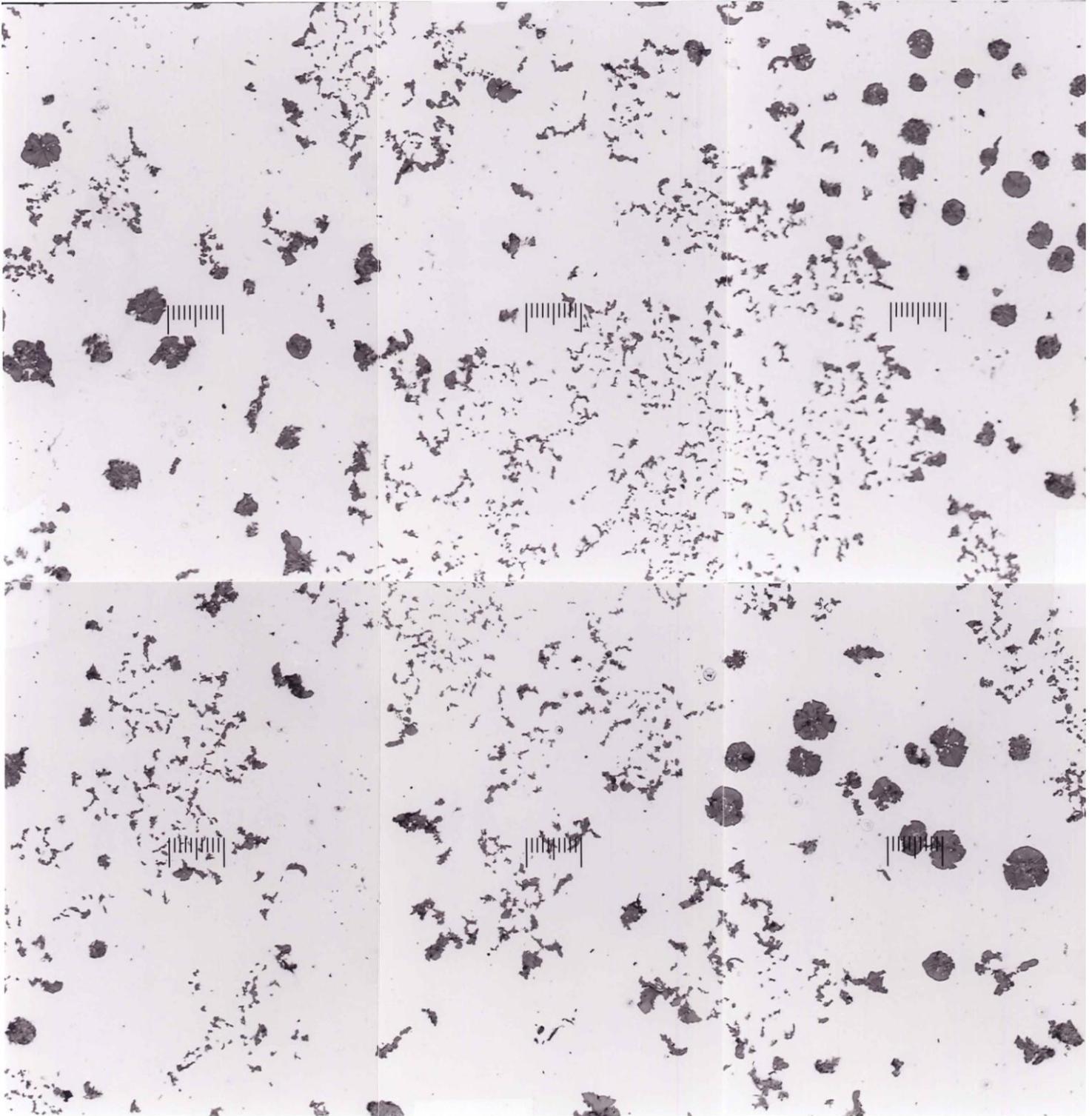


Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan aproximadamente 4 mm² reales.

CM, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm

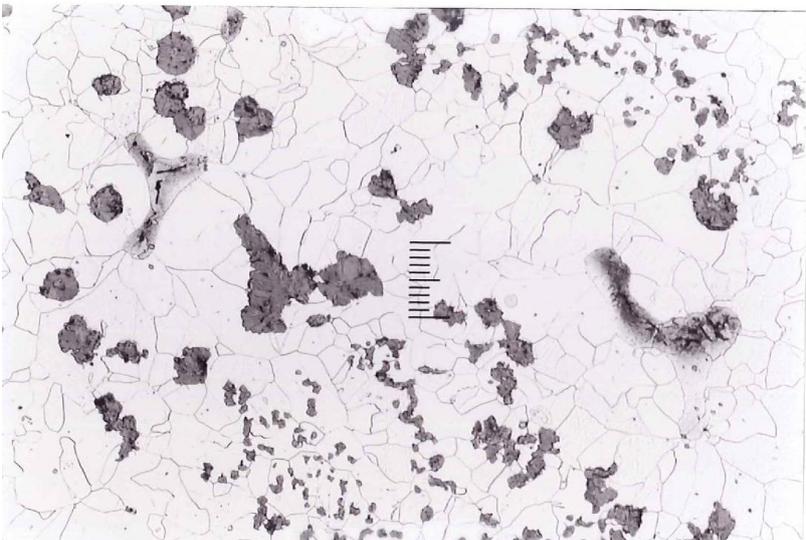
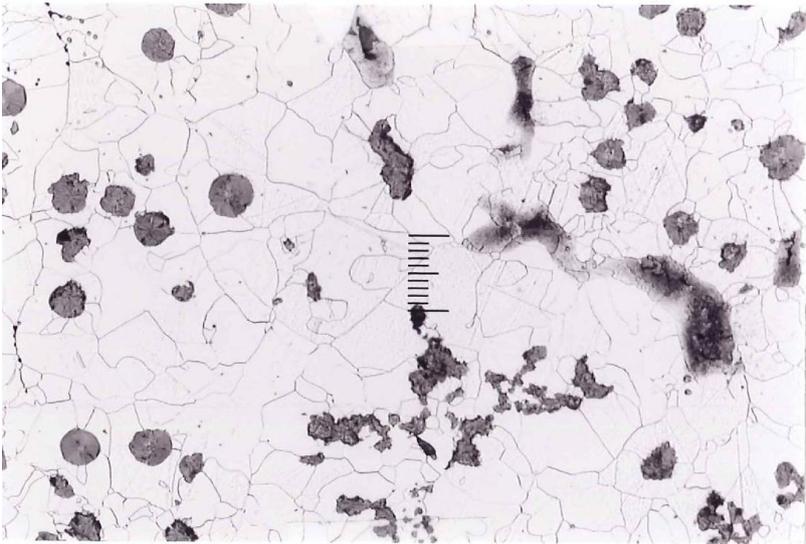
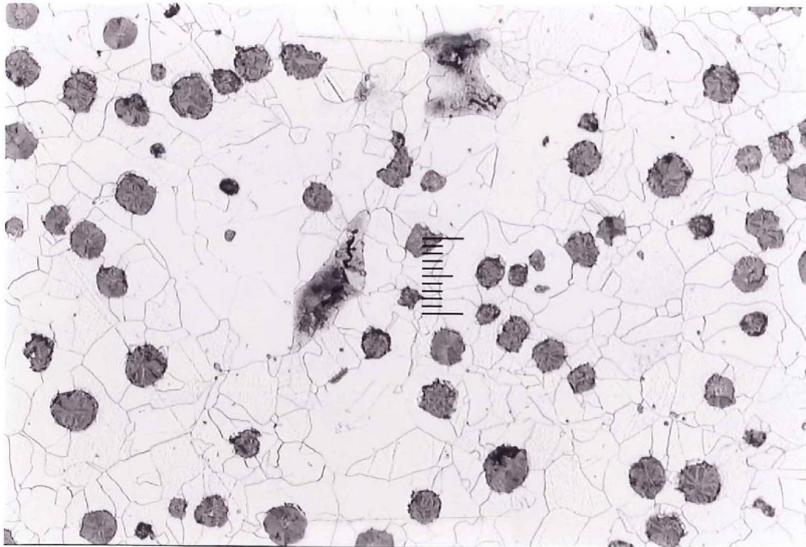


CP, 100x, estado de pulido.



Escala: 100 μm (0.1 mm); se representan aproximadamente 4 mm² reales.

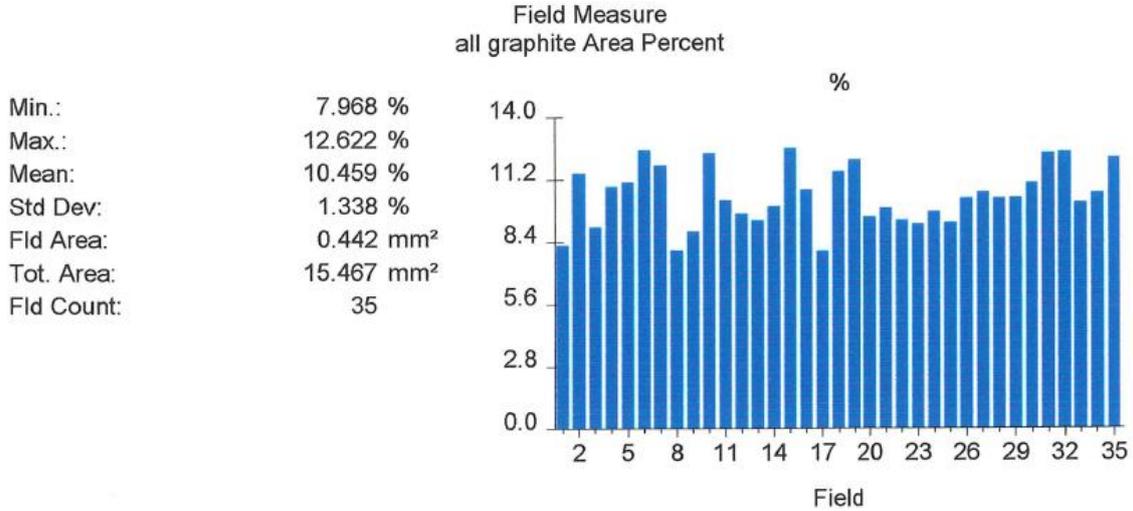
CP, 100x, estado de ataque; escala: 100 μm



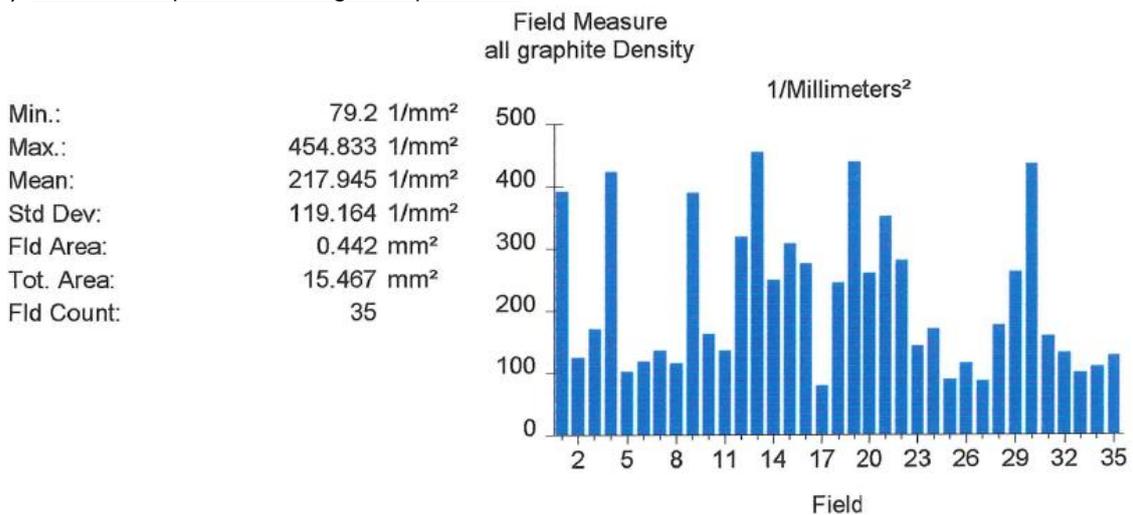
ANEXO II: Gráficas y resultados del Análisis de Imagen para las nueve secciones objeto de estudio.

Escalera A, sección grande (AG)

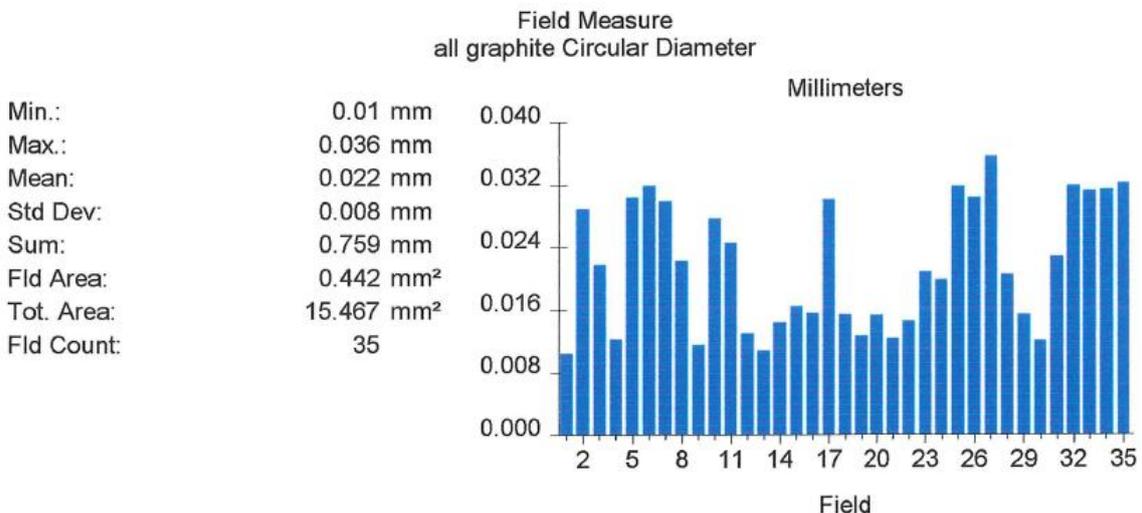
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

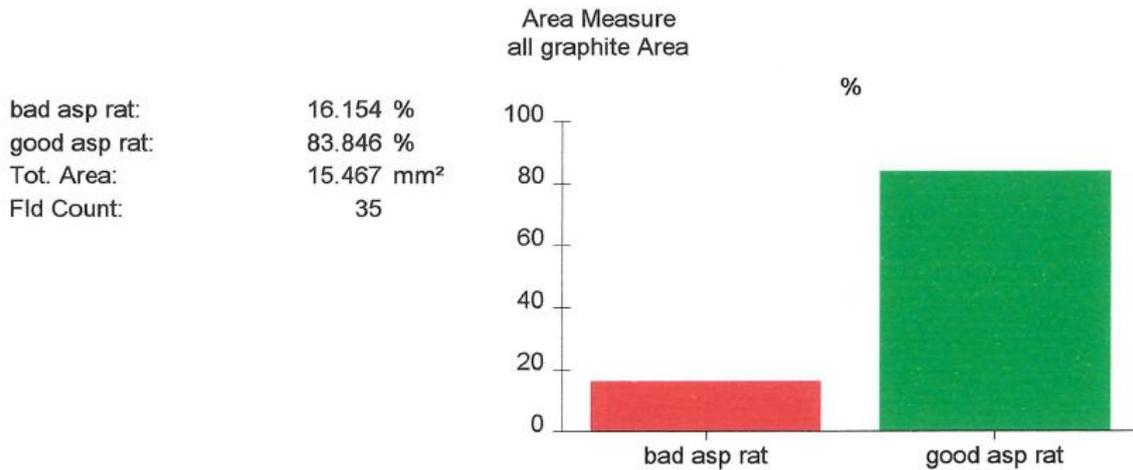


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

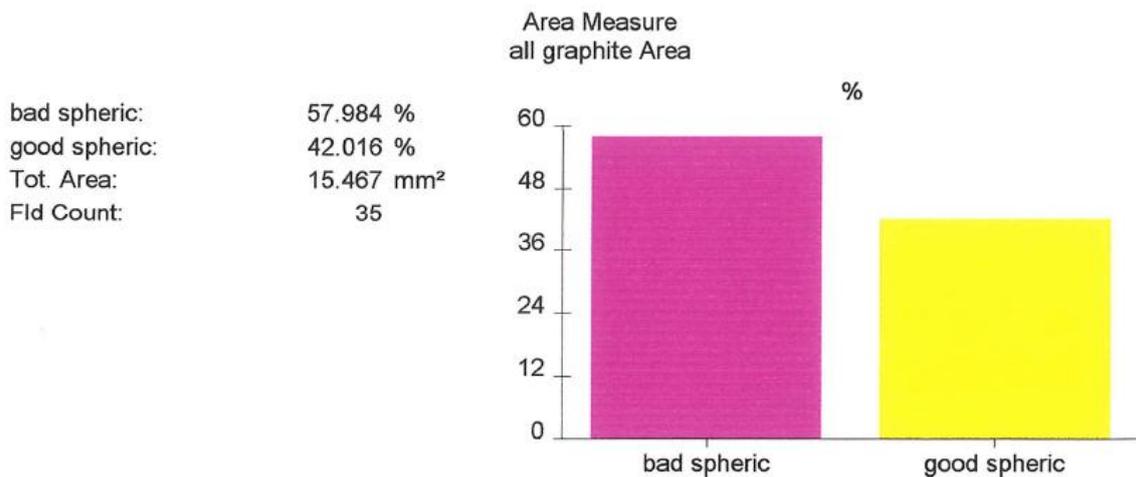


Escalera A, sección grande (AG)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.



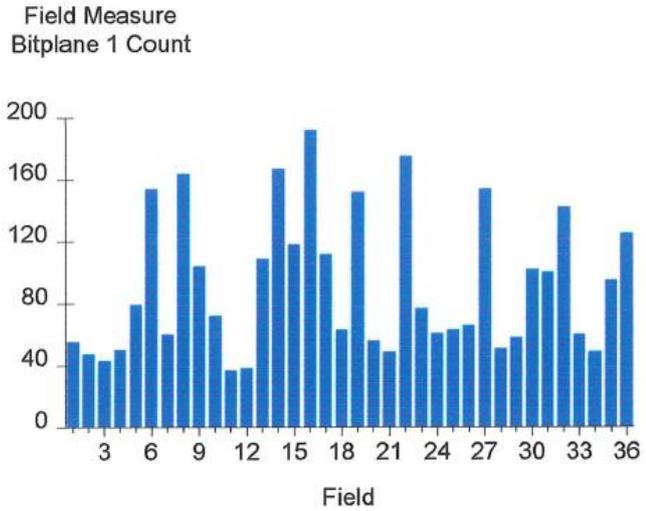
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.



Escalera A, sección grande (AG)

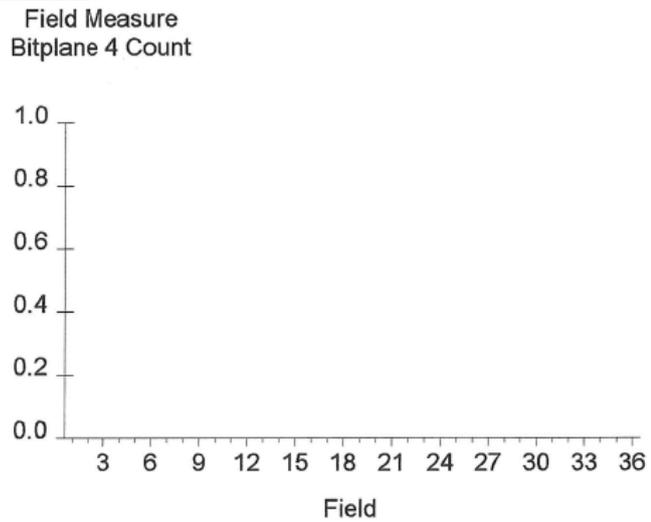
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	37
Max.:	192
Mean:	91.639
Std Dev:	45.275
Sum:	3299
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



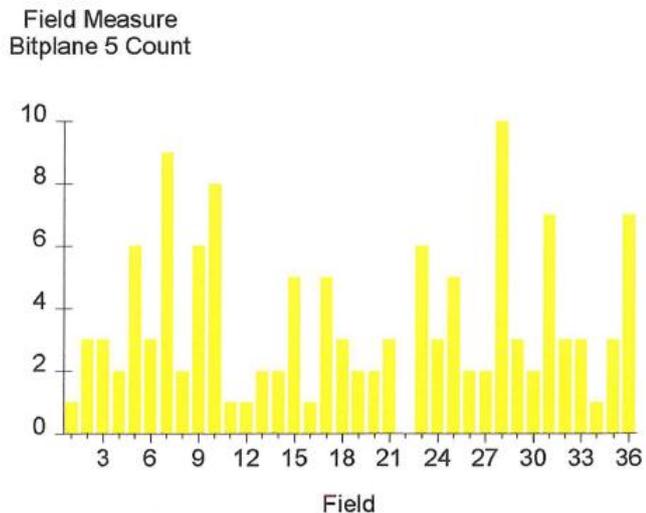
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	0
Mean:	0
Std Dev:	0
Sum:	0
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



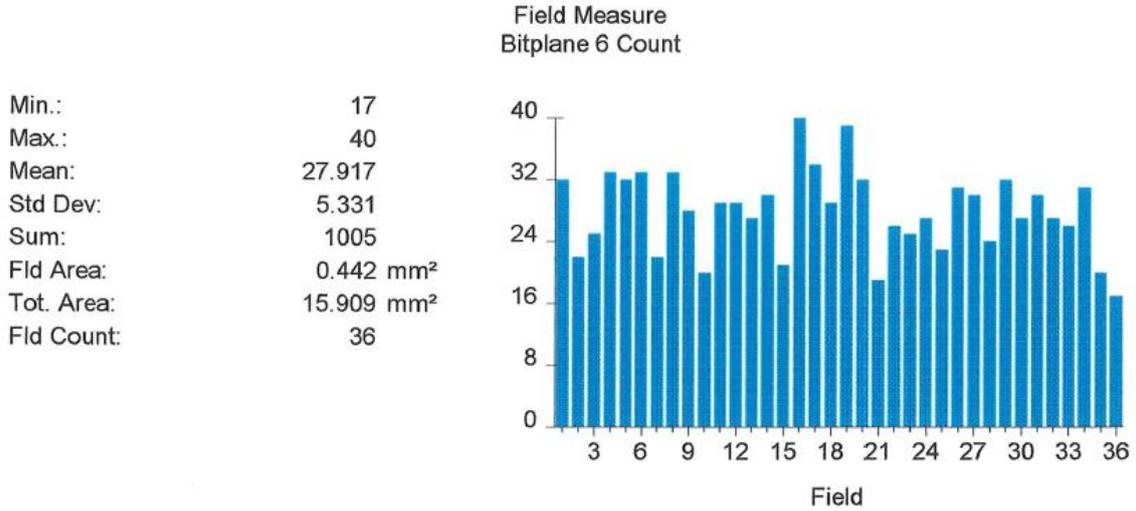
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	0
Max.:	10
Mean:	3.528
Std Dev:	2.443
Sum:	127
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

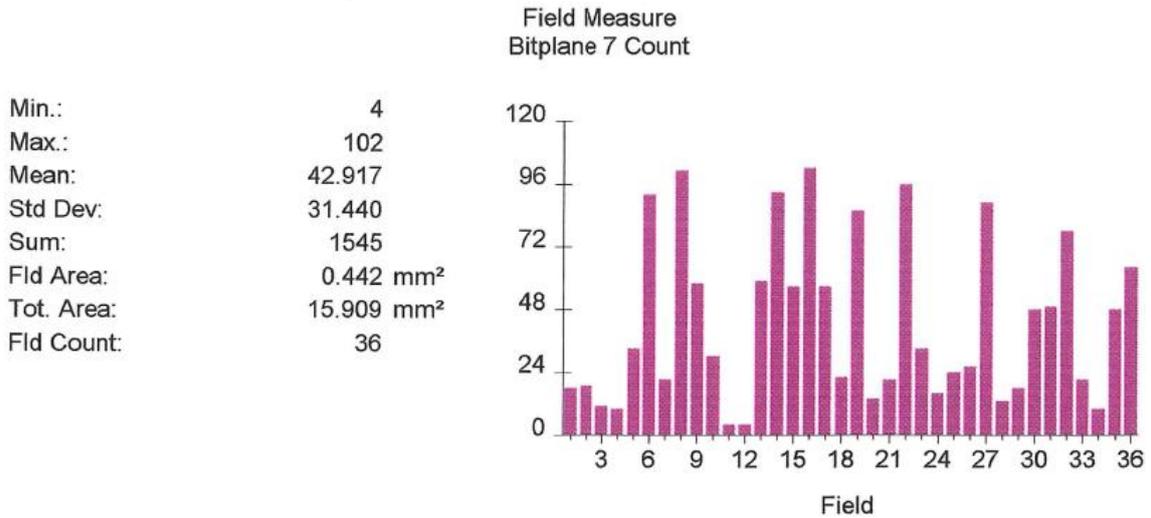


Escalera A, sección grande (AG)

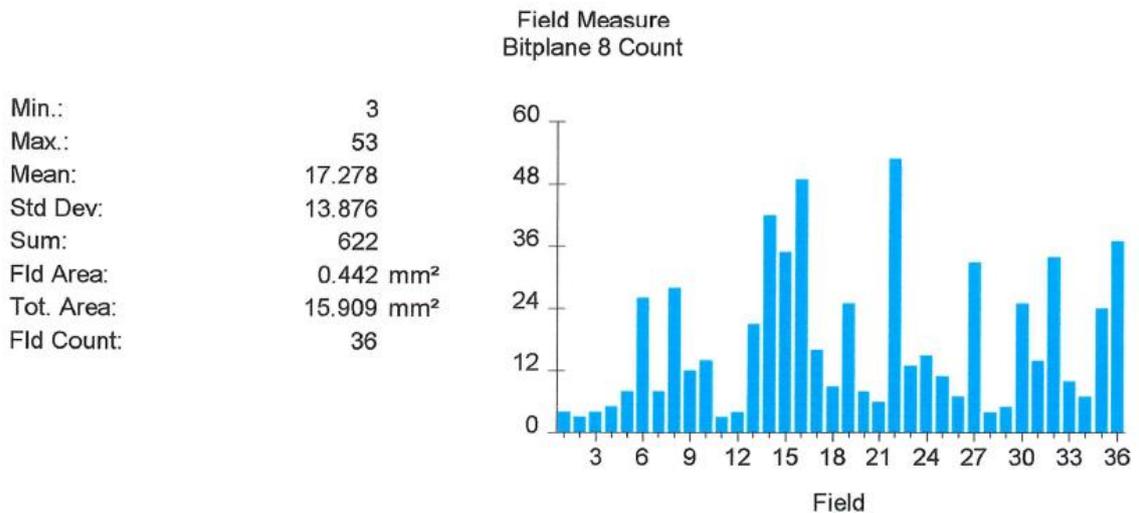
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:



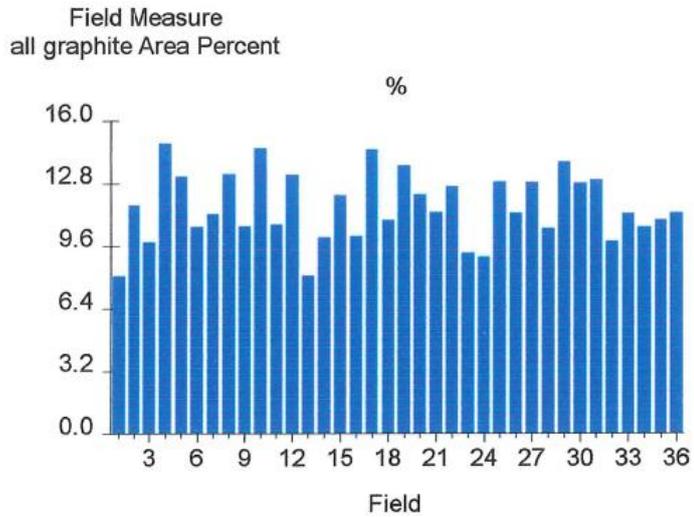
k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:



Escalera A, sección mediana (AM)

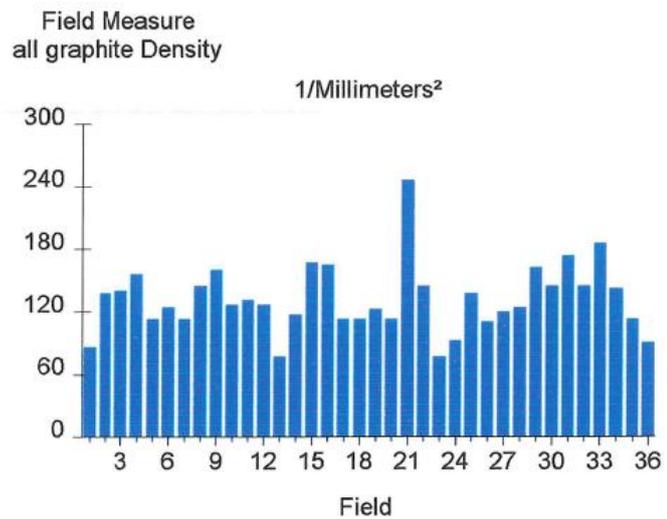
a) Porcentaje de área de grafito:

Min.:	8.067 %
Max.:	14.861 %
Mean:	11.588 %
Std Dev:	1.766 %
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



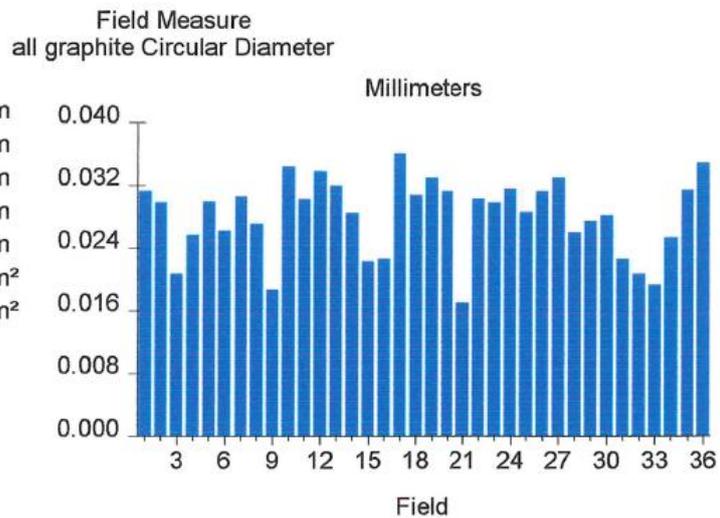
b) Número de partículas de grafito por mm²:

Min.:	76.937 1/mm ²
Max.:	246.651 1/mm ²
Mean:	132.314 1/mm ²
Std Dev:	32.976 1/mm ²
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



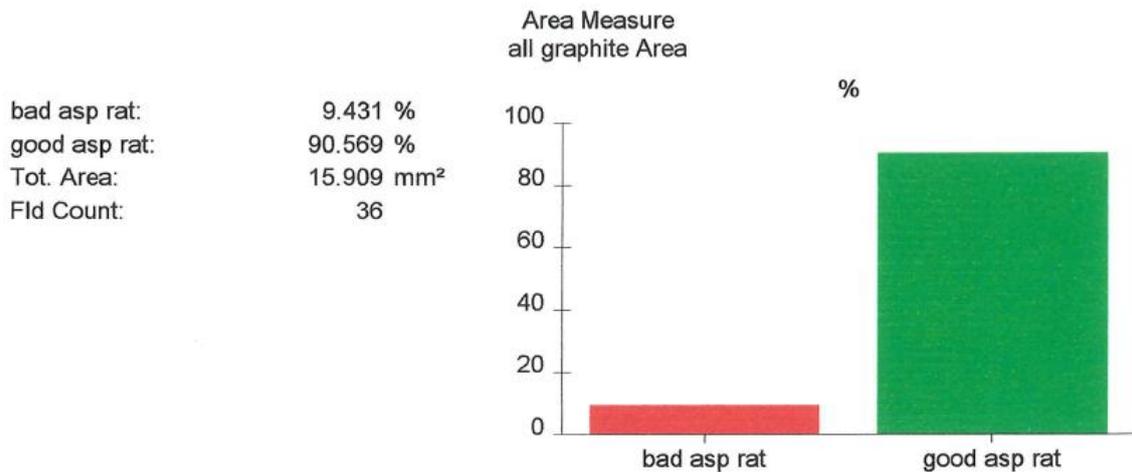
c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

Min.:	0.017 mm
Max.:	0.036 mm
Mean:	0.028 mm
Std Dev:	0.005 mm
Sum:	1.012 mm
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

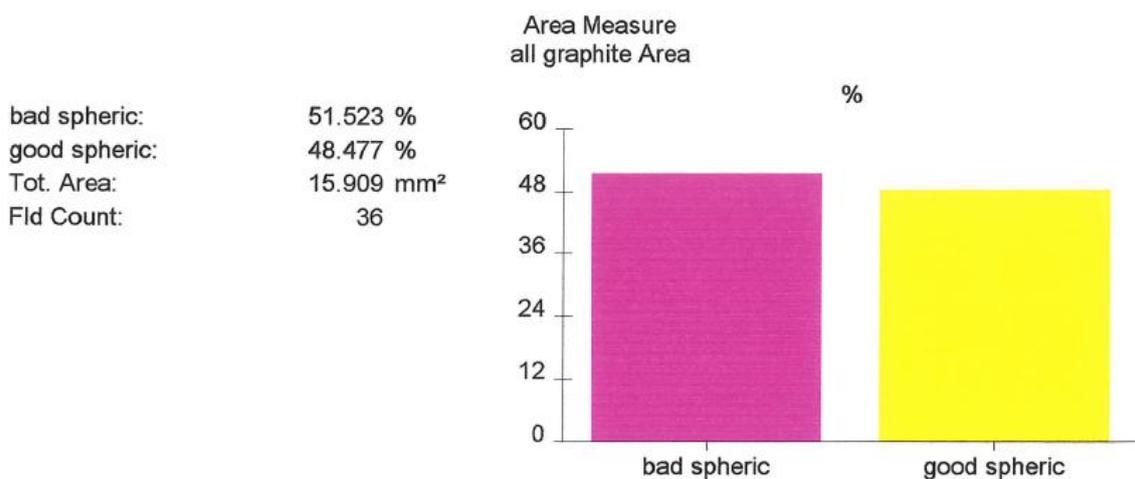


Escalera A, sección mediana (AM)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.



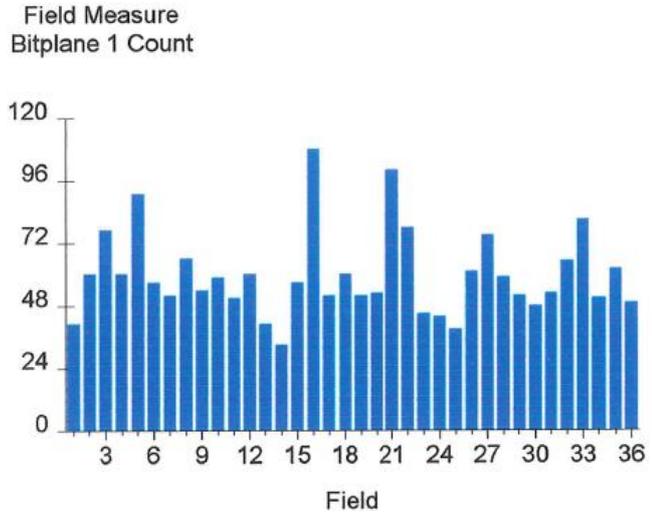
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.



Escalera A, sección mediana (AM)

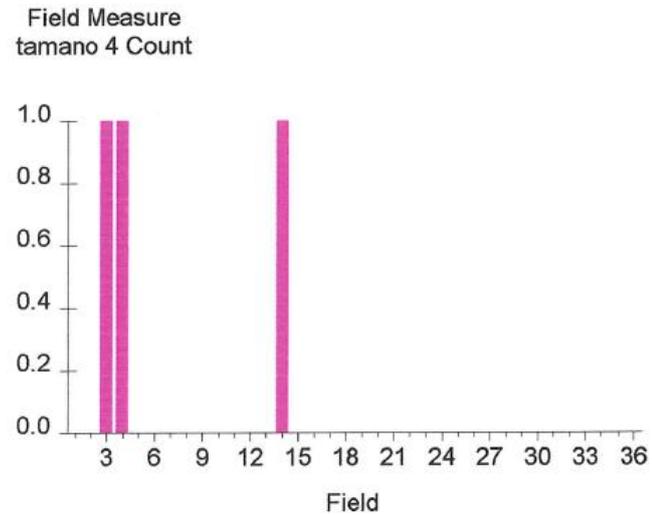
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	33
Max.:	108
Mean:	59.611
Std Dev:	16.401
Sum:	2146
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



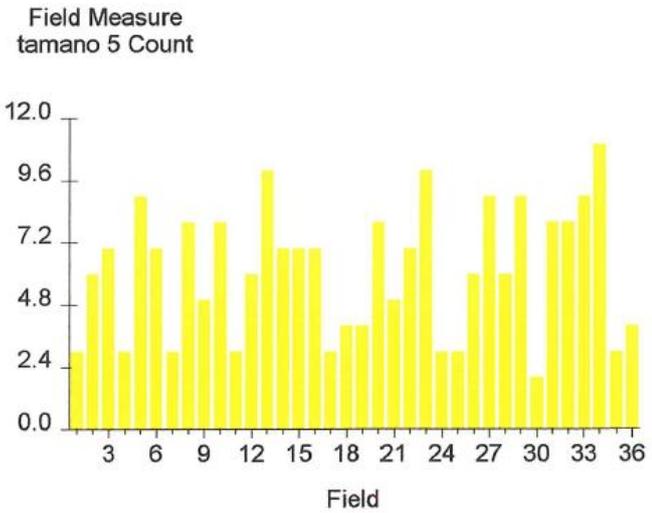
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	1
Mean:	0.083
Std Dev:	0.280
Sum:	3
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



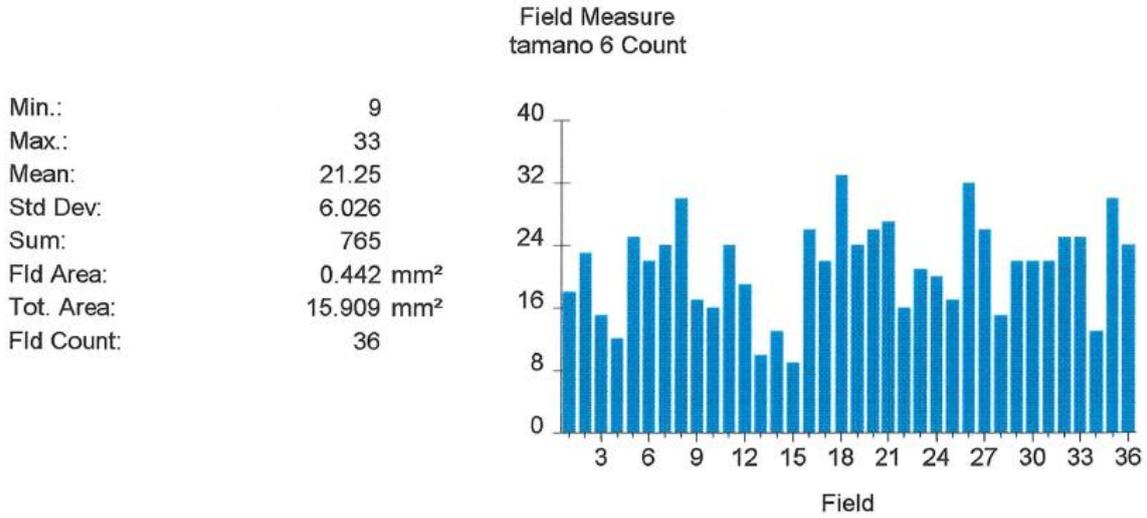
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	2
Max.:	11
Mean:	6.139
Std Dev:	2.509
Sum:	221
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

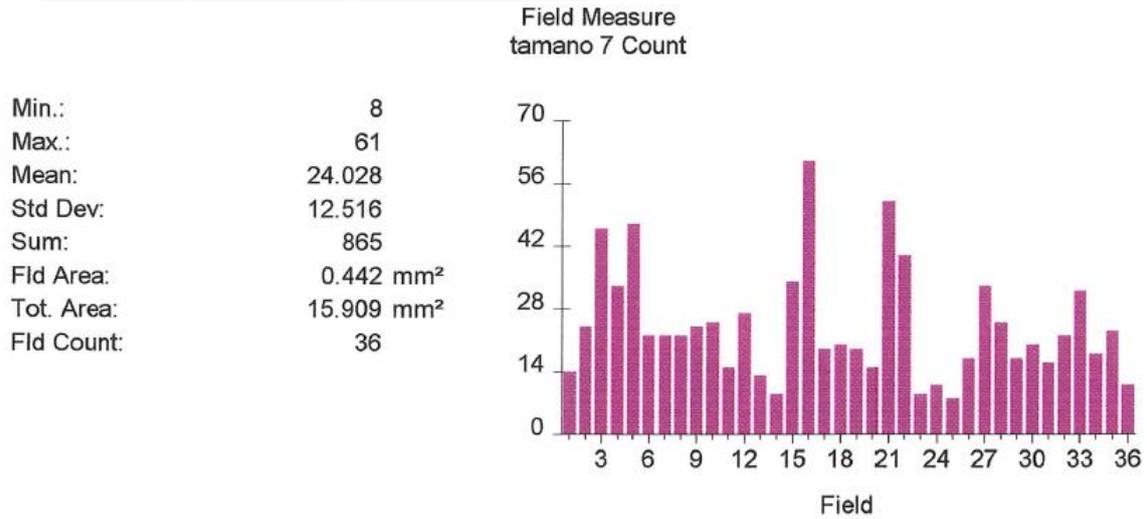


Escalera A, sección mediana (AM)

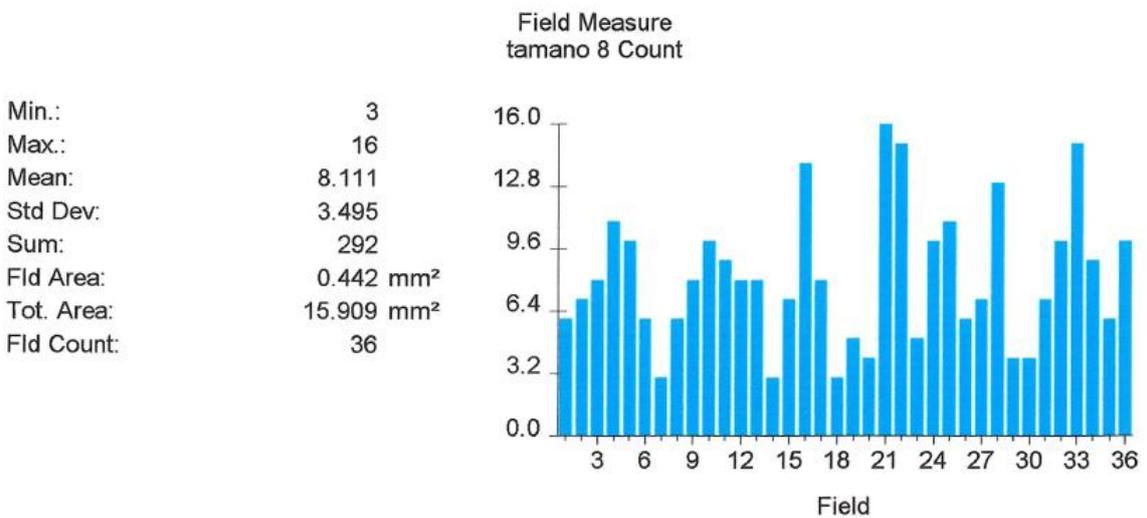
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

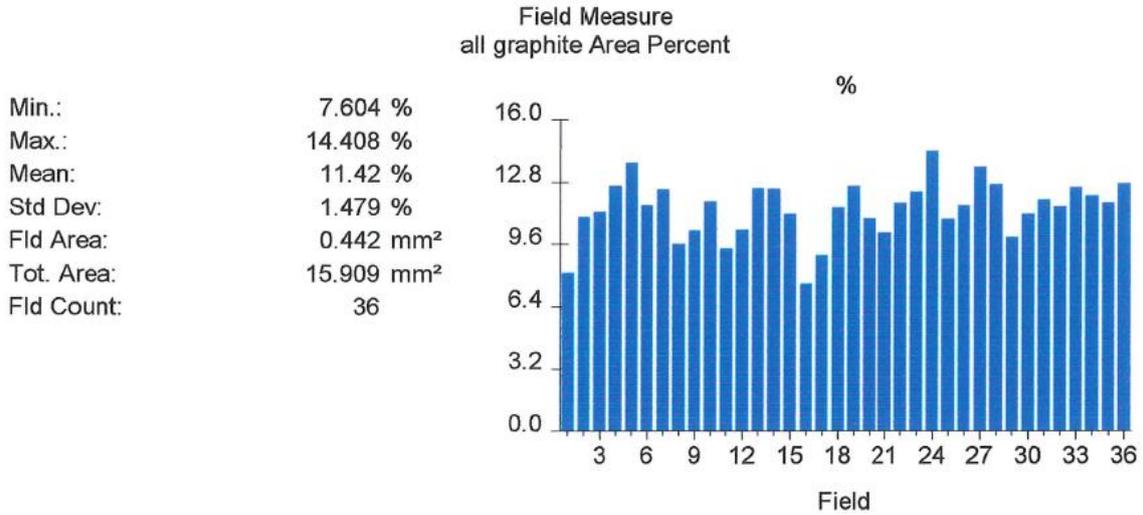


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

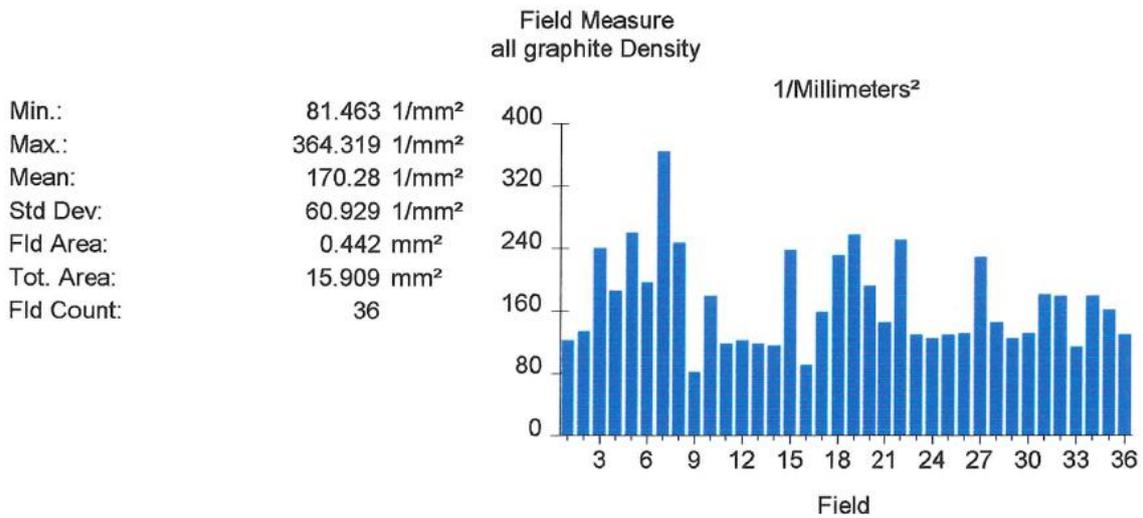


Escalera A, sección pequeña (AP)

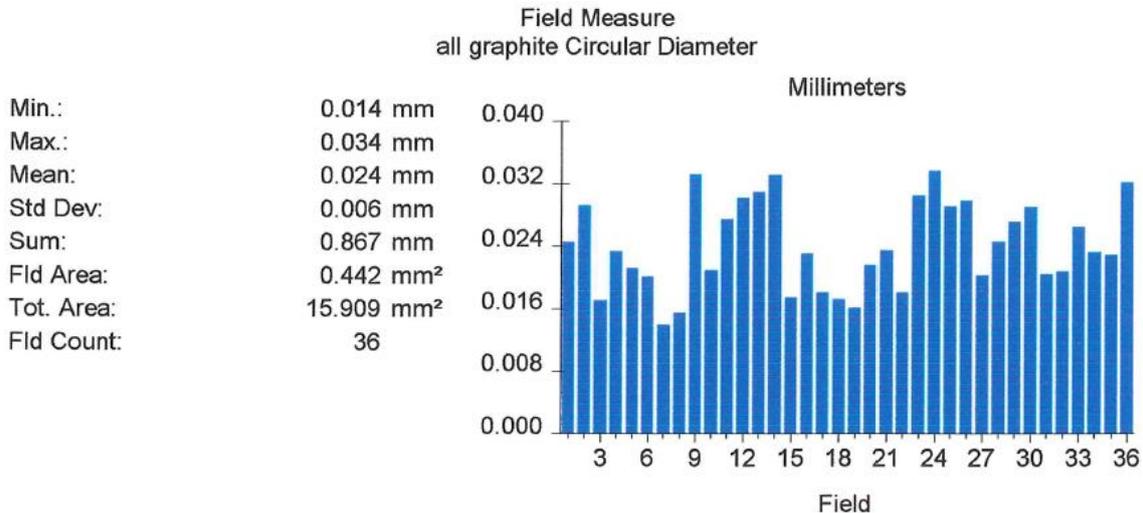
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

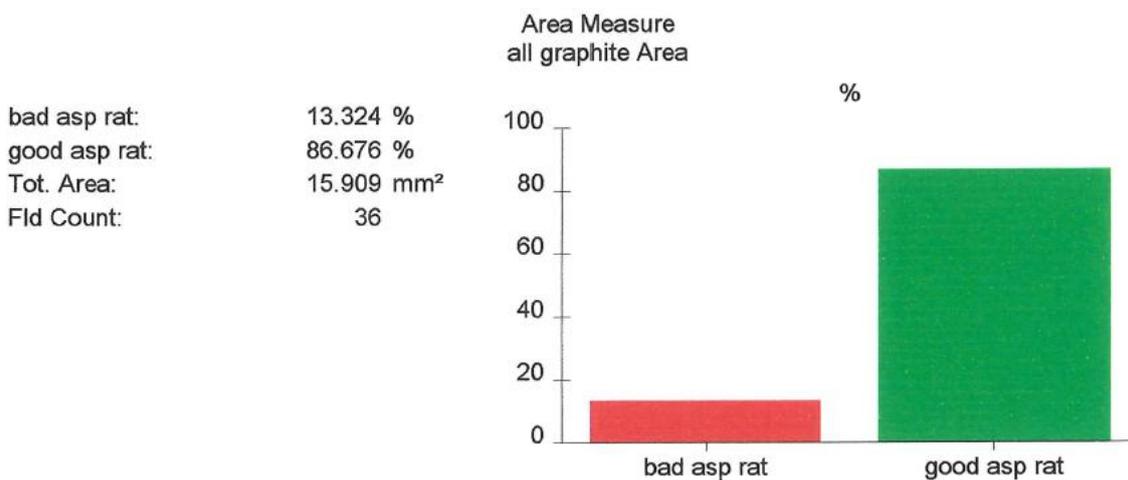


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

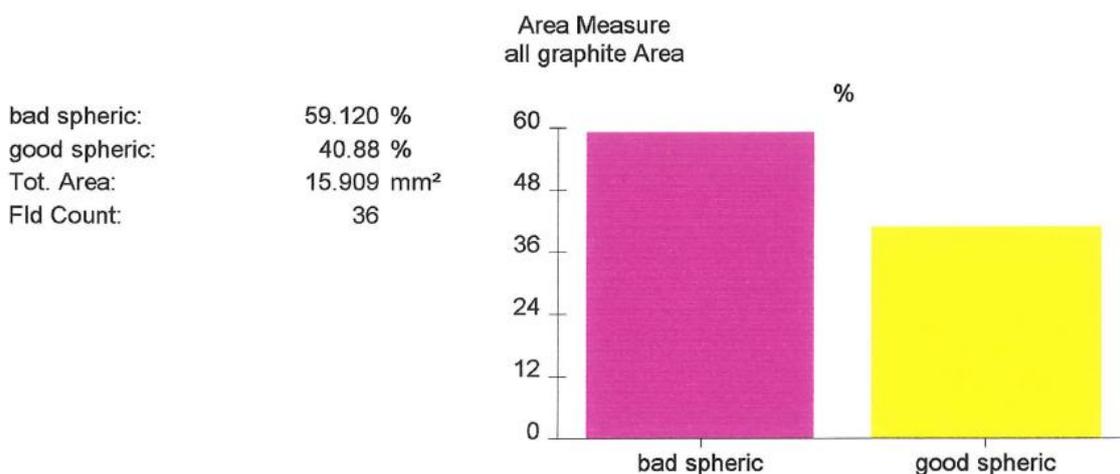


Escalera A, sección pequeña (AP)

- d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.

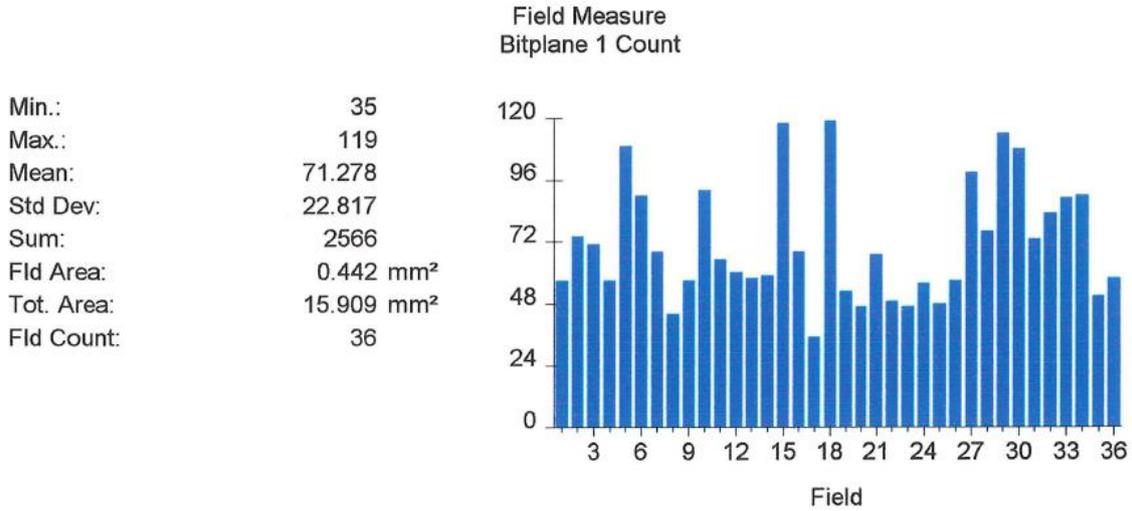


- e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.

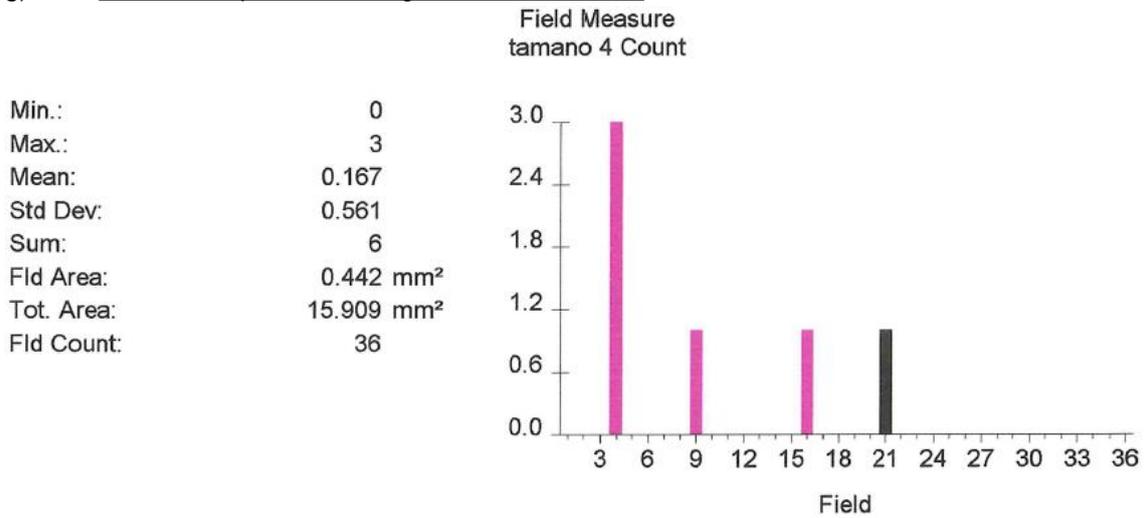


Escalera A, sección pequeña (AP)

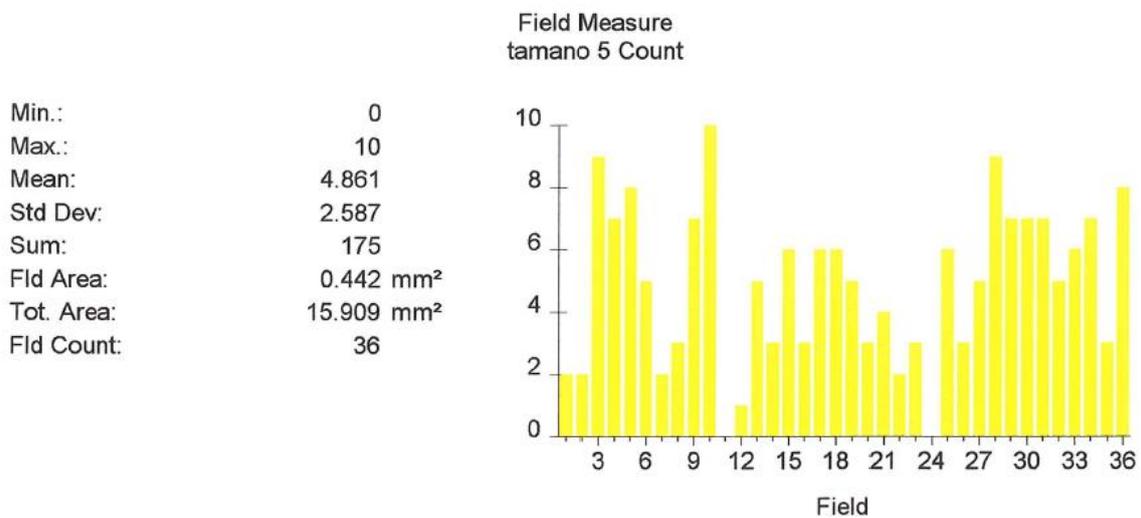
f) Número total de partículas de grafito:



g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

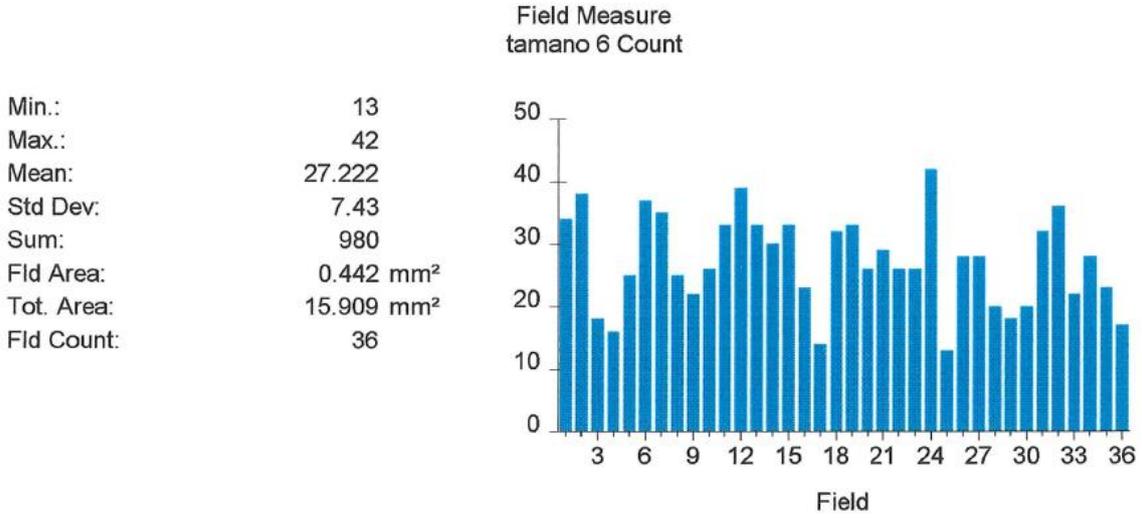


h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

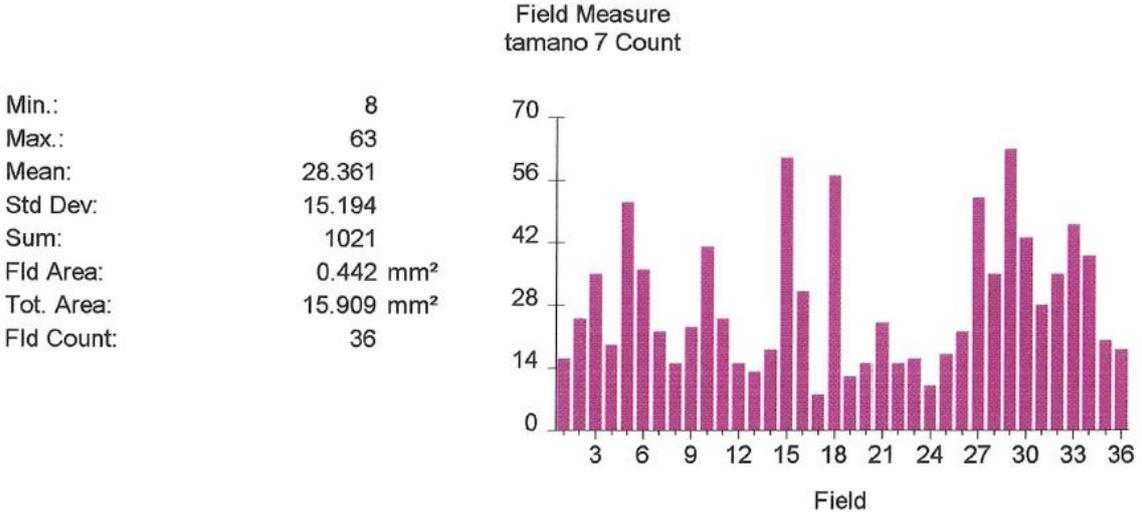


Escalera A, sección pequeña (AP)

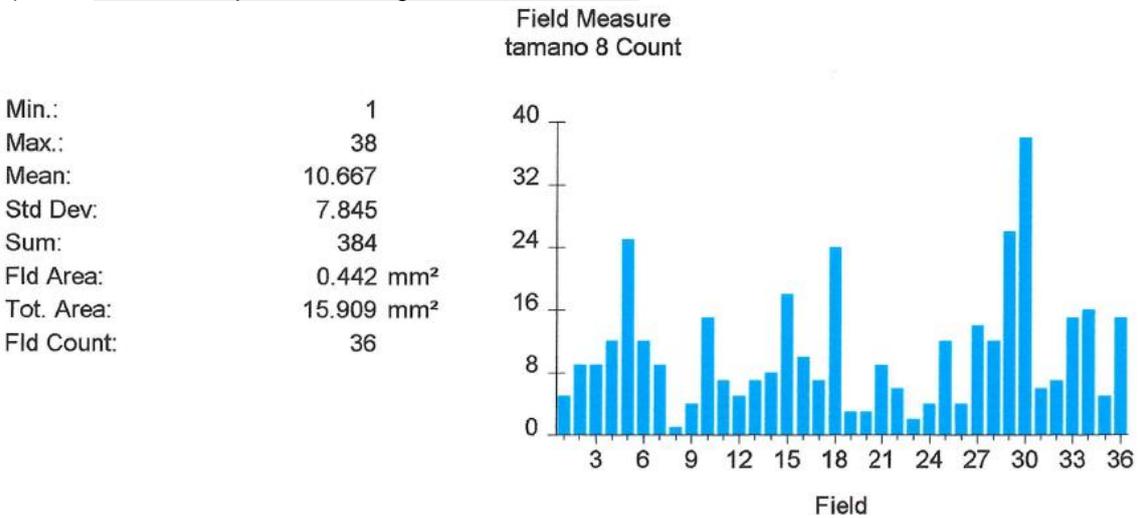
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

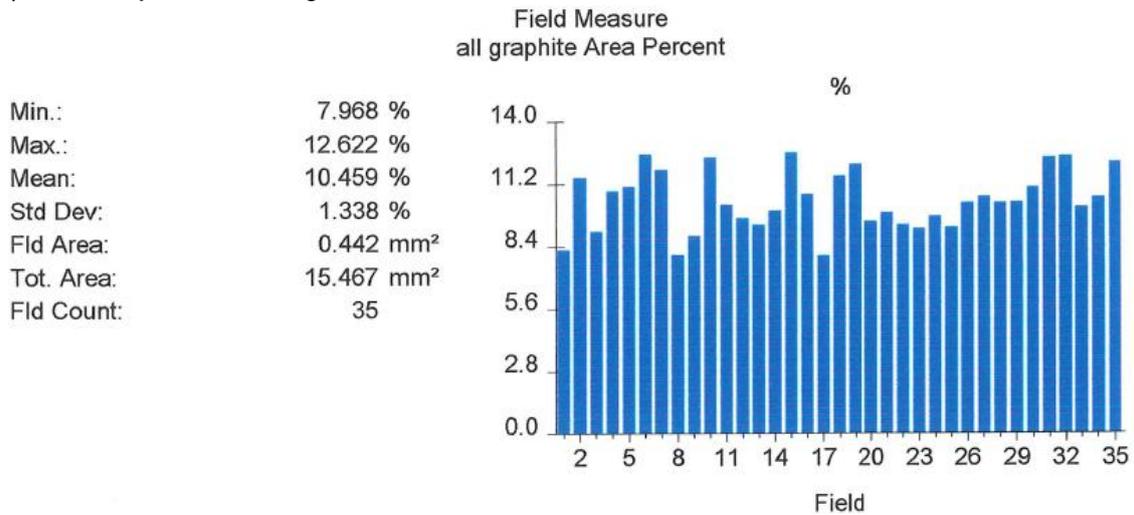


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

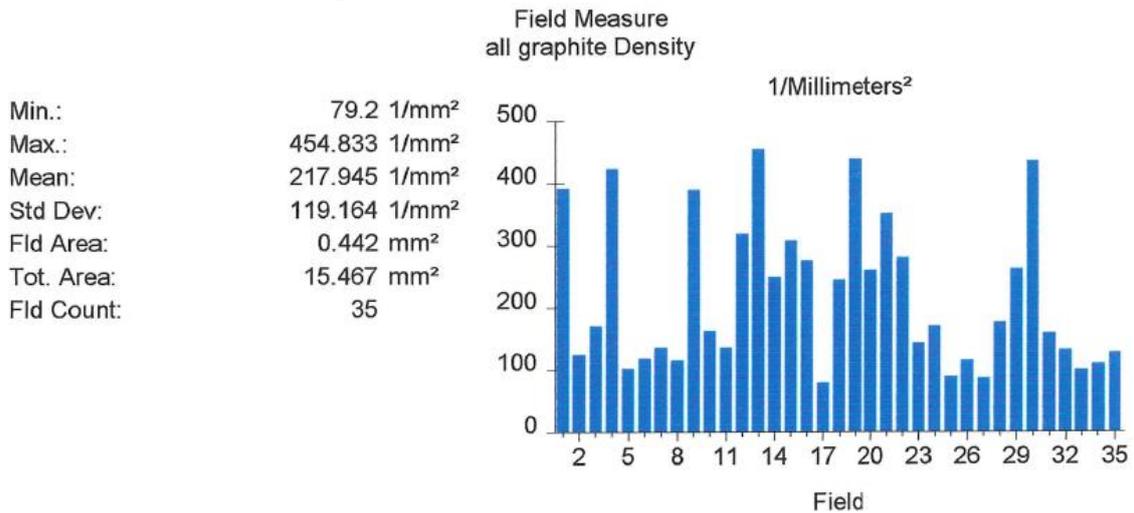


Escalera B, sección grande (BG)

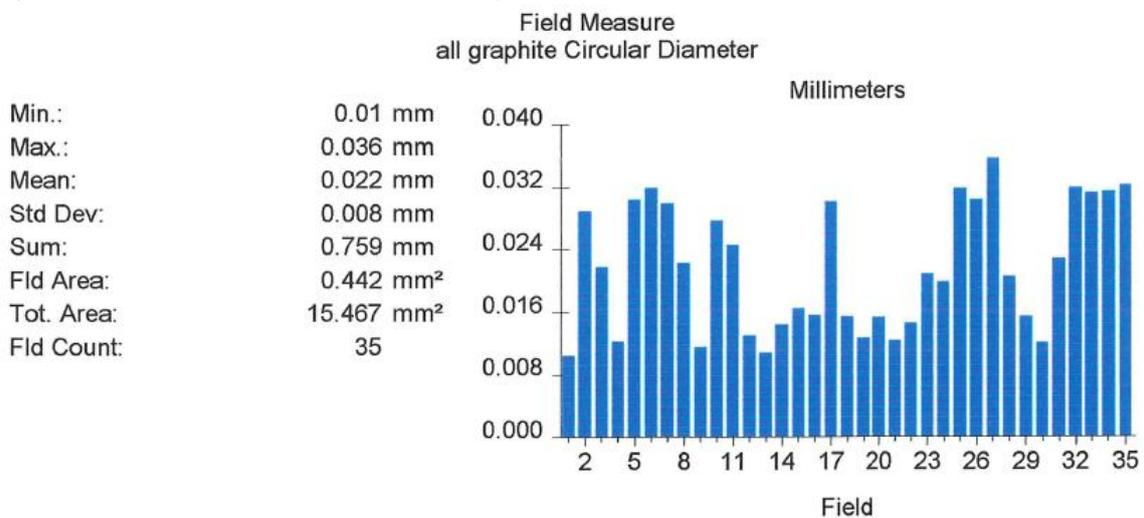
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

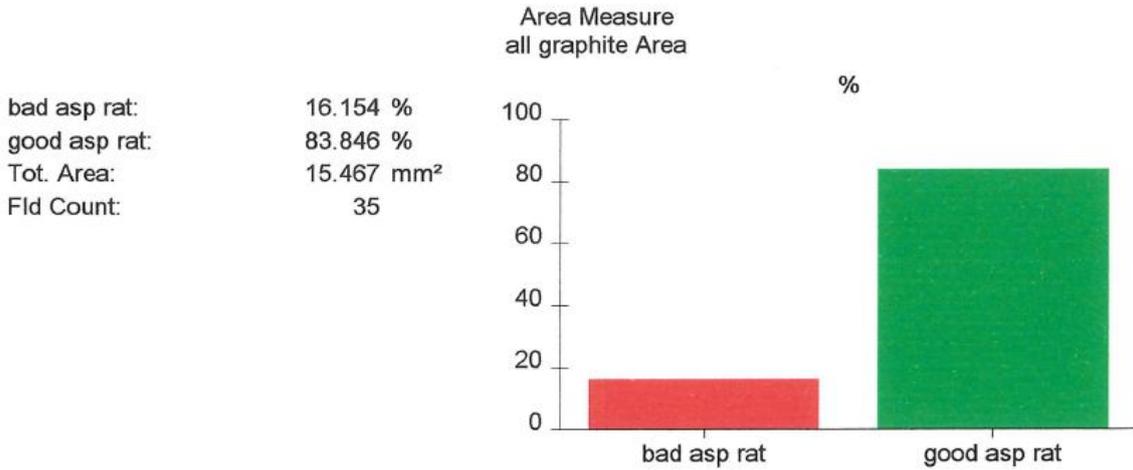


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

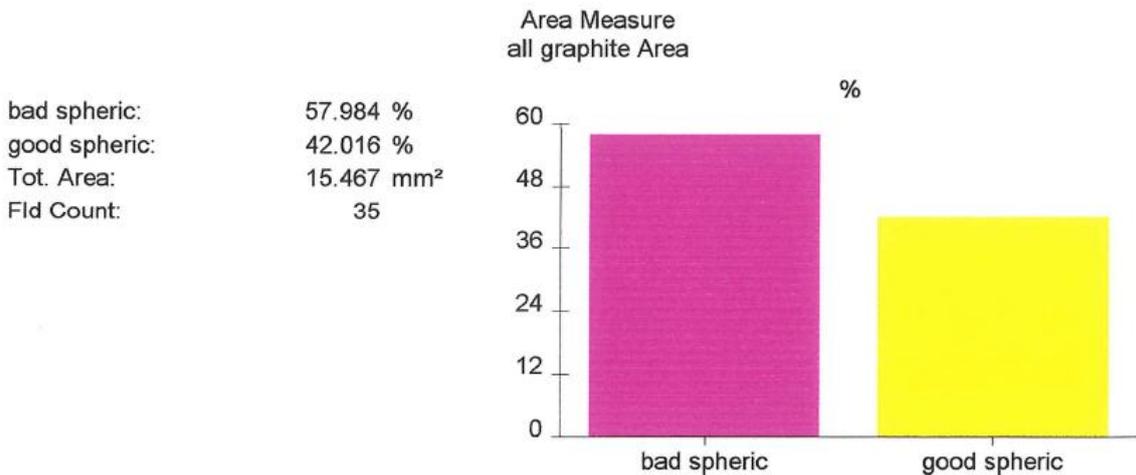


Escalera B, sección grande (BG)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.



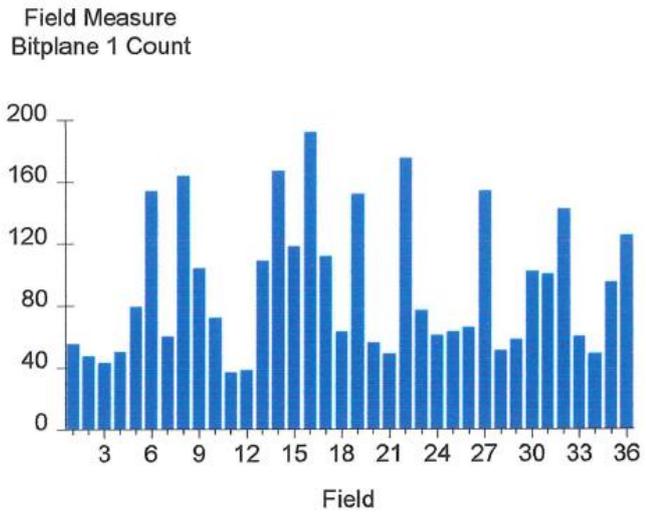
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.



Escalera B, sección grande (BG)

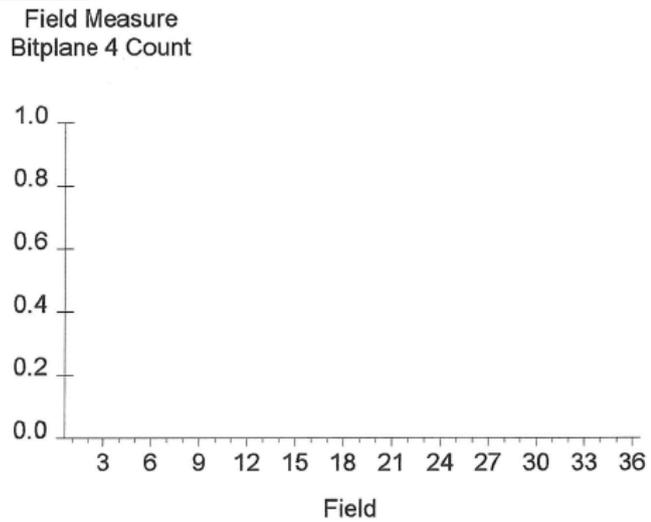
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	37
Max.:	192
Mean:	91.639
Std Dev:	45.275
Sum:	3299
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



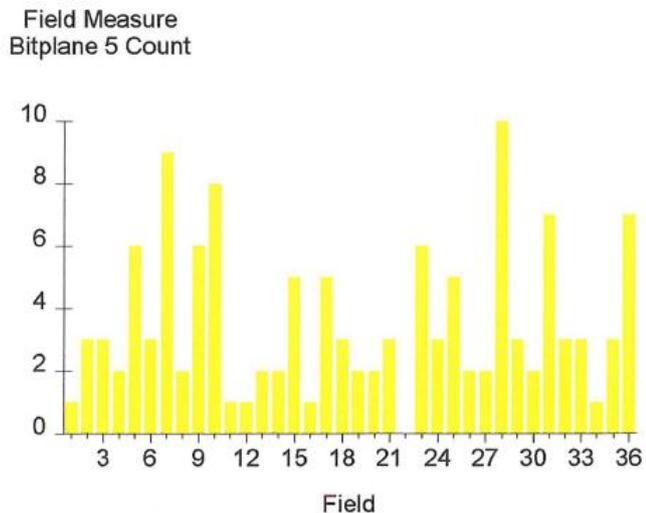
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	0
Mean:	0
Std Dev:	0
Sum:	0
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



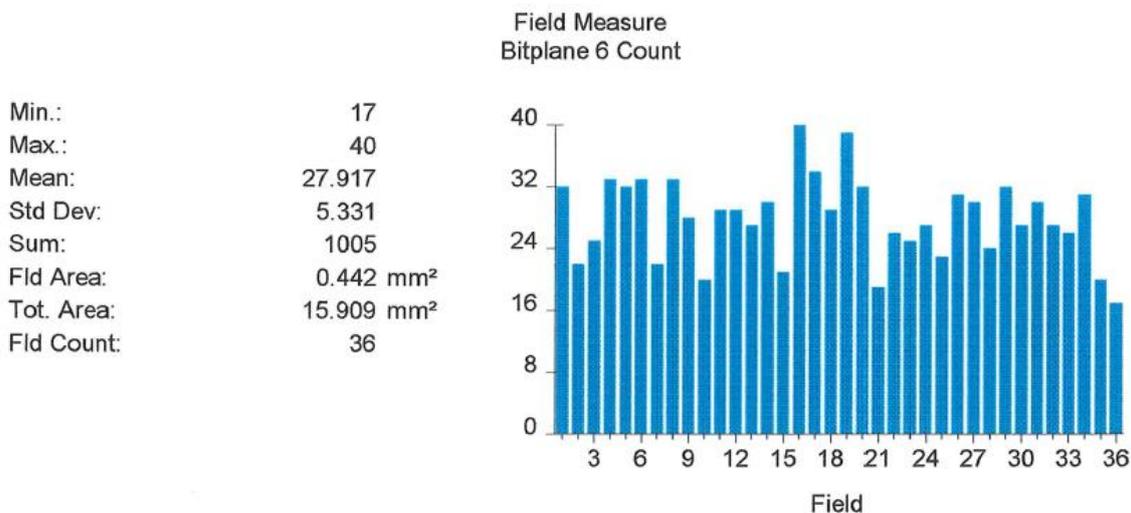
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	0
Max.:	10
Mean:	3.528
Std Dev:	2.443
Sum:	127
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

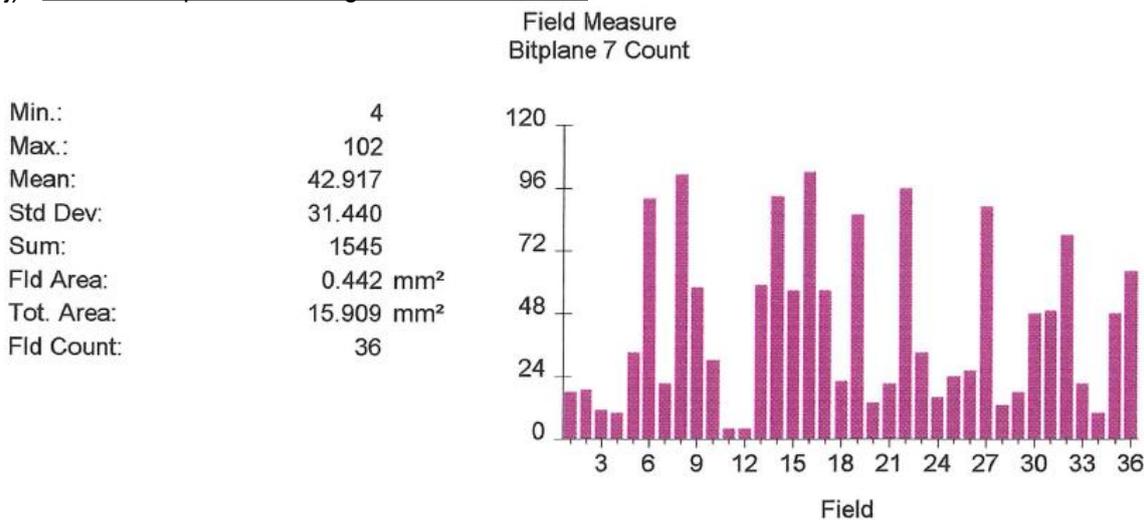


Escalera B, sección grande (BG)

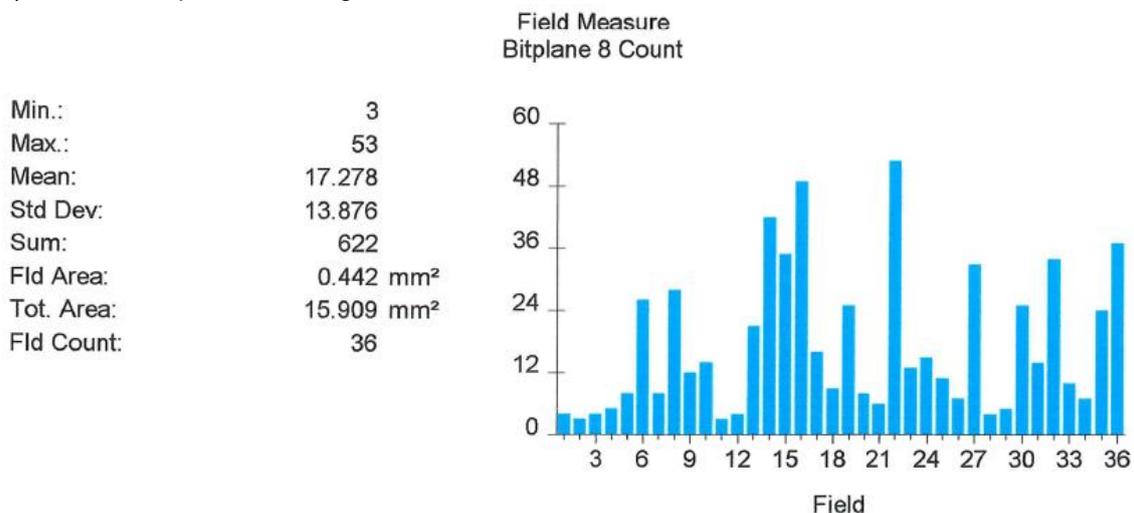
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

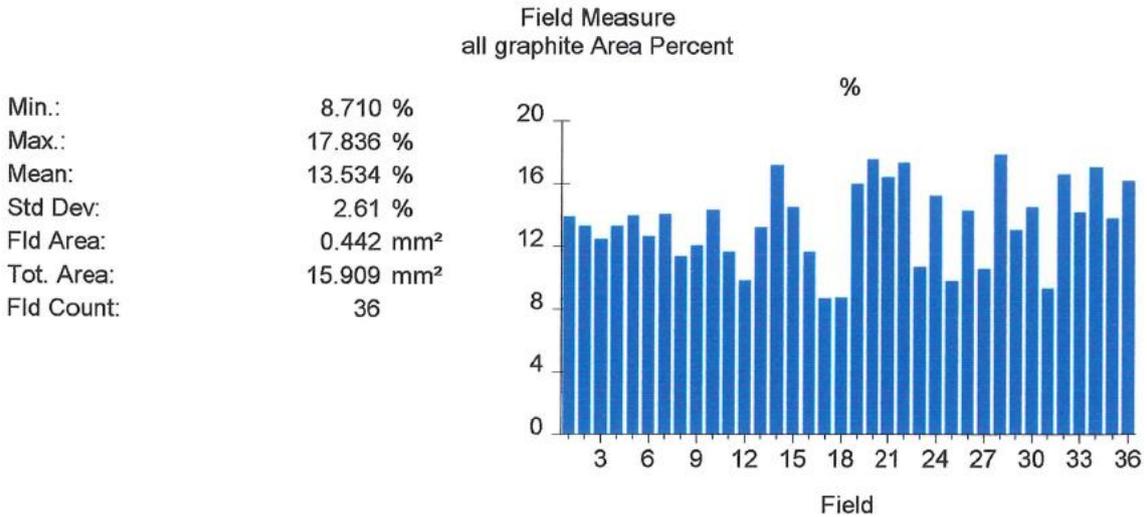


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

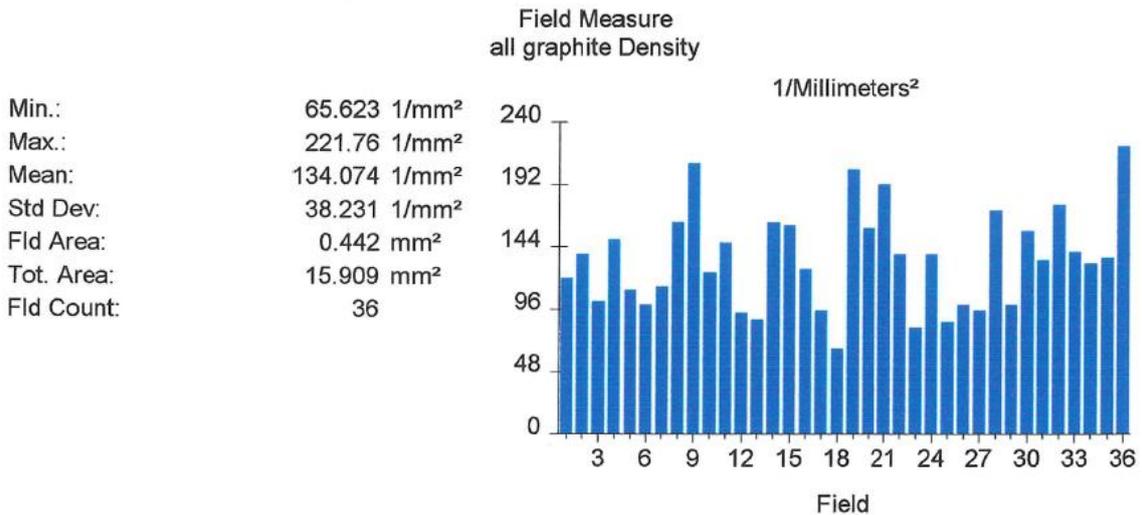


Escalera B, sección mediana (BM)

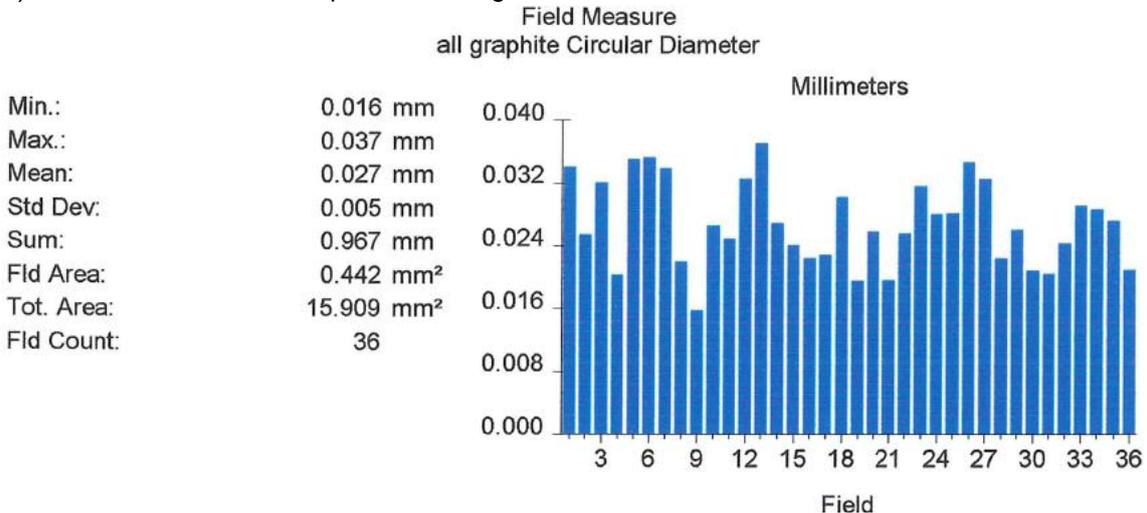
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

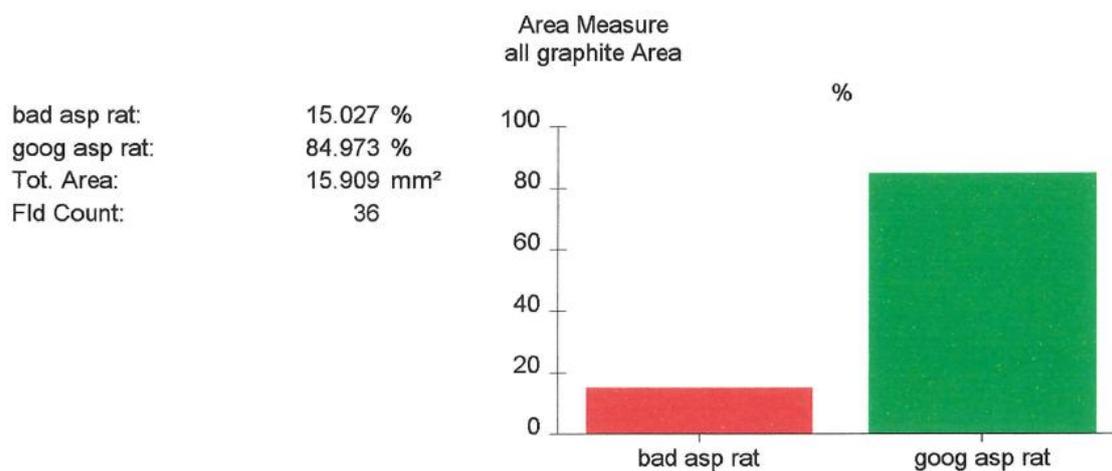


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

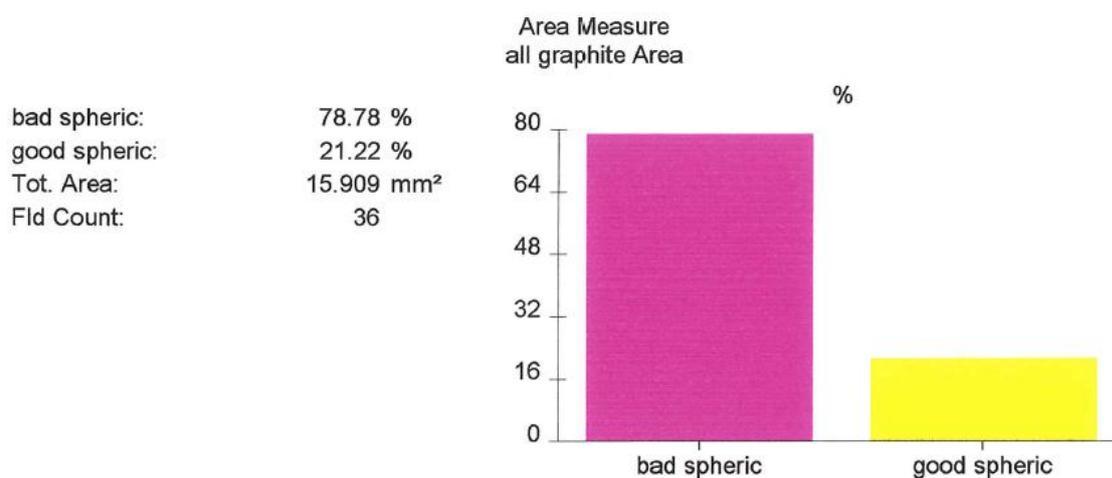


Escalera B, sección mediana (BM)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el "ratio de aspecto" ("aspect ratio"). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo "aspect ratio" sea menor de 2.



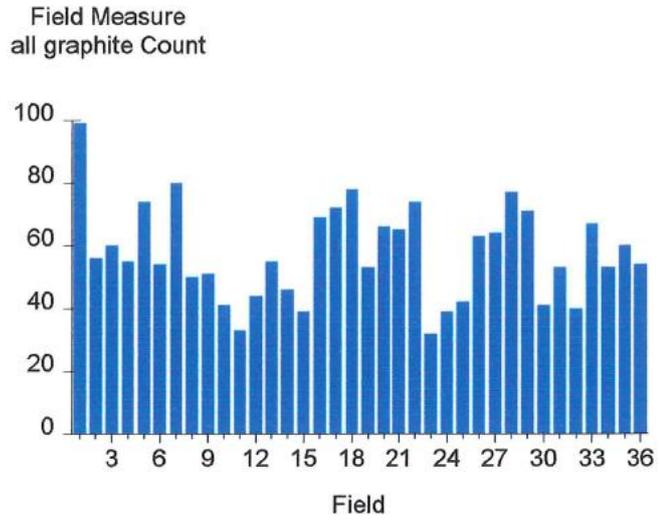
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la "esferoidicidad" ("sphericity"). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya "sphericity" sea mayor de 0.65.



Escalera B, sección mediana (BM)

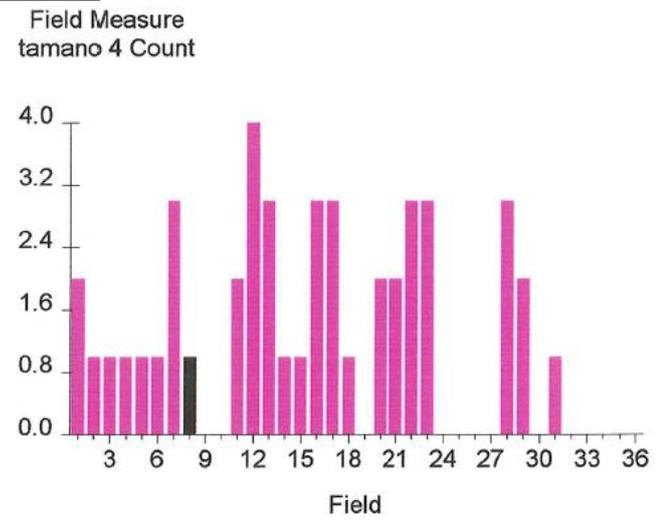
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	32
Max.:	99
Mean:	57.5
Std Dev:	15.063
Sum:	2070
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



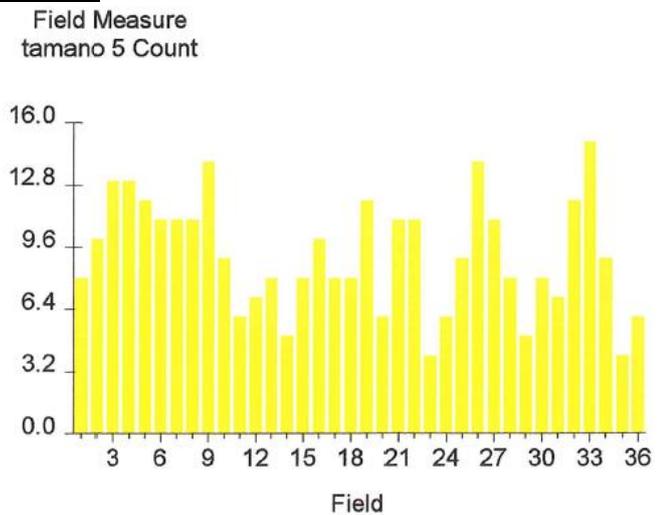
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	4
Mean:	1.225
Std Dev:	1.228
Sum:	45
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



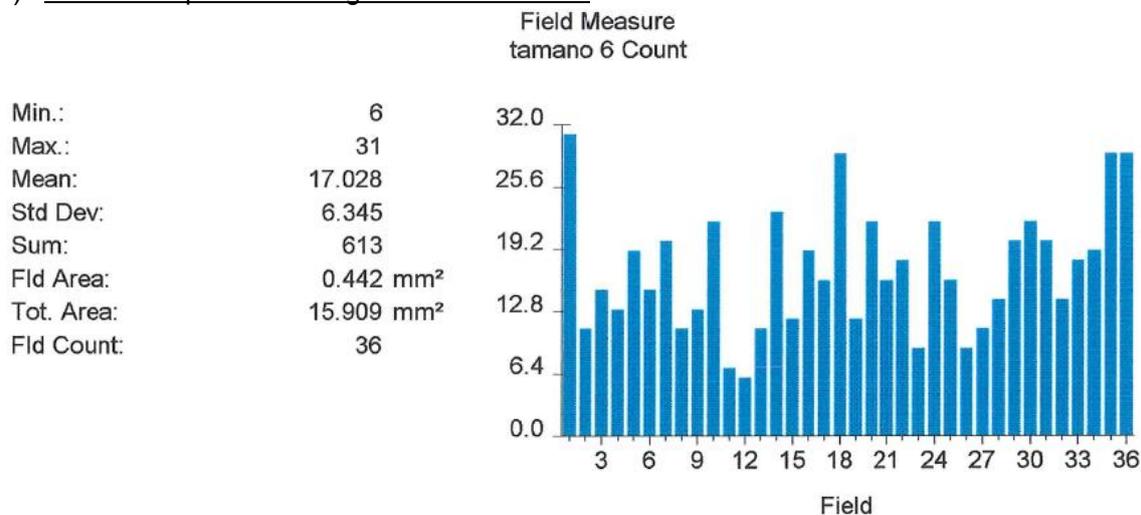
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	4
Max.:	15
Mean:	9.167
Std Dev:	2.942
Sum:	330
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

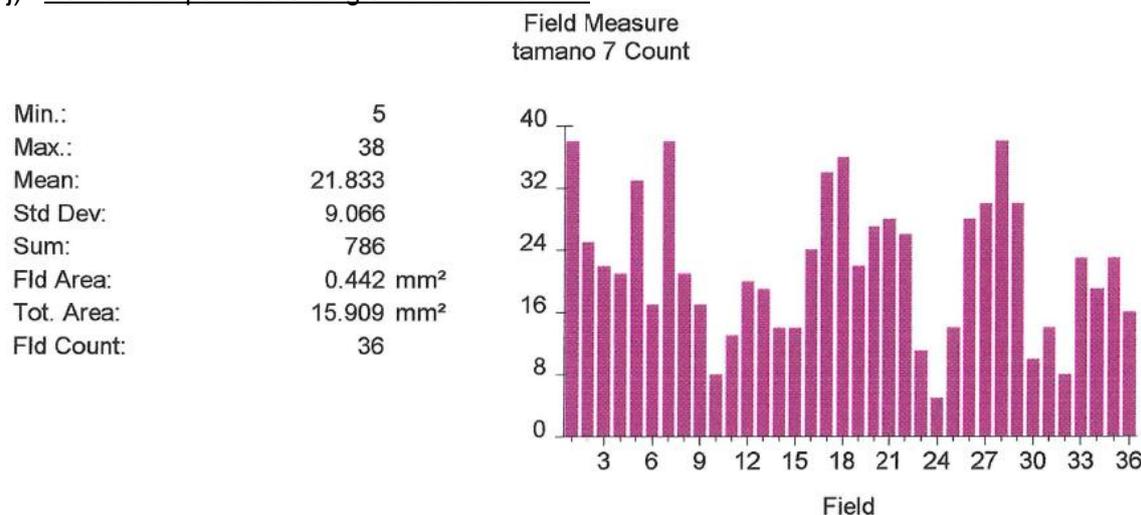


Escalera B, sección mediana (BM)

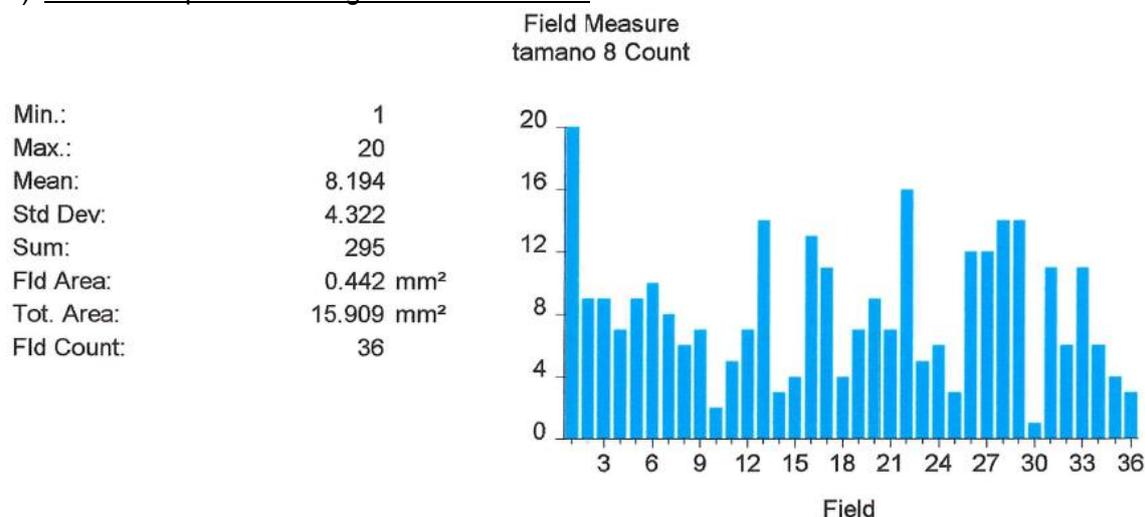
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

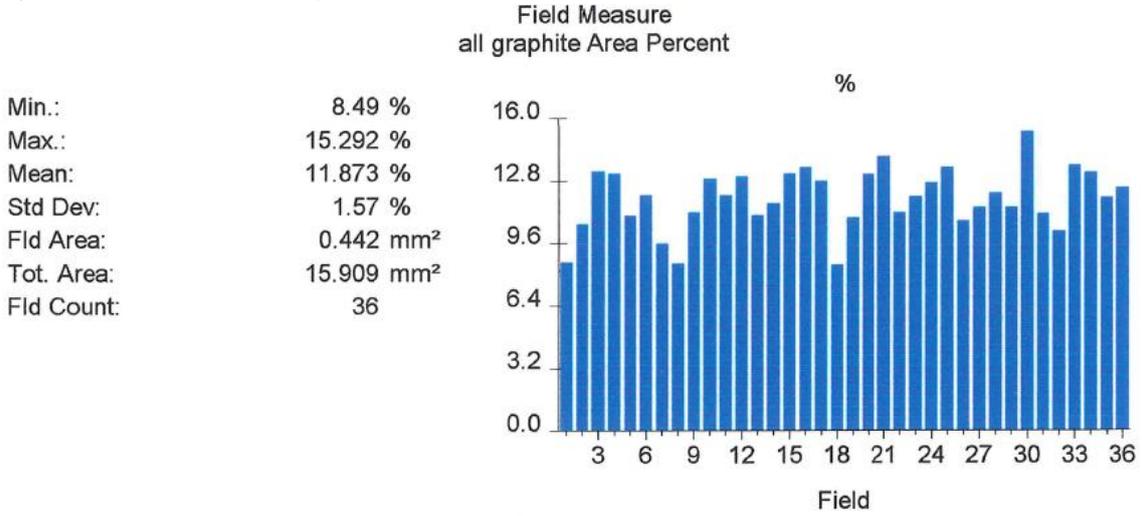


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

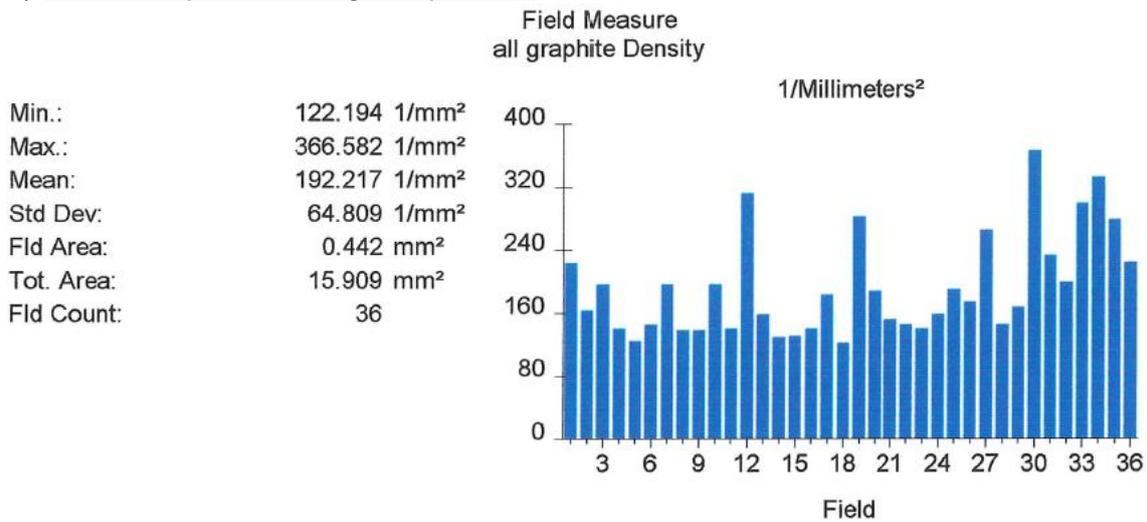


Escalera B, sección pequeña (BP)

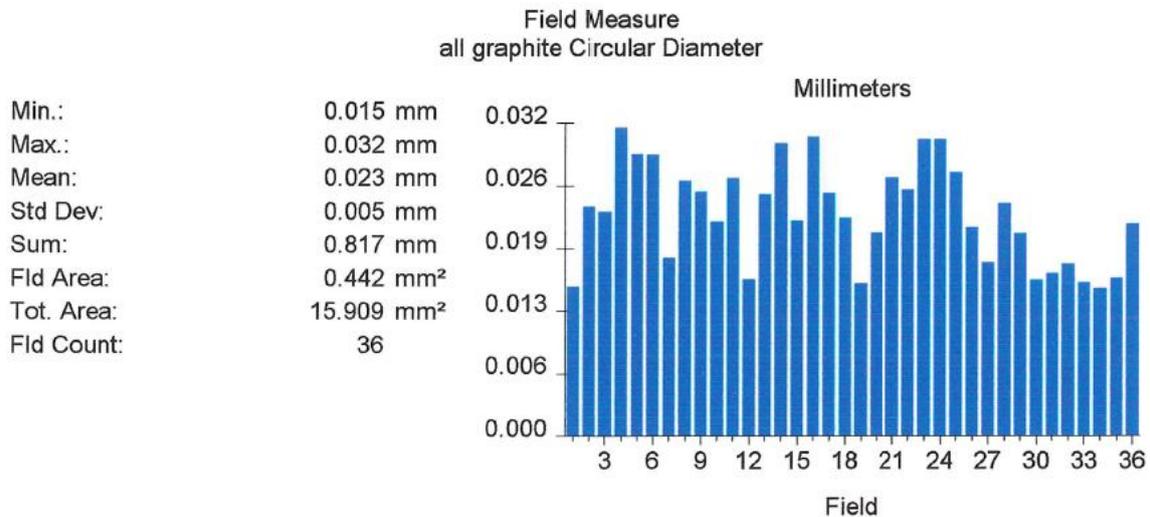
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

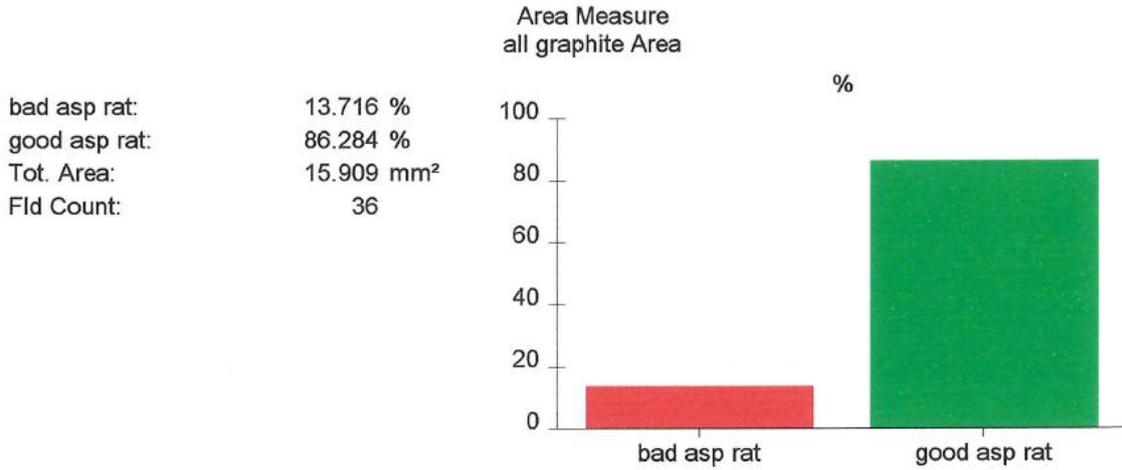


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

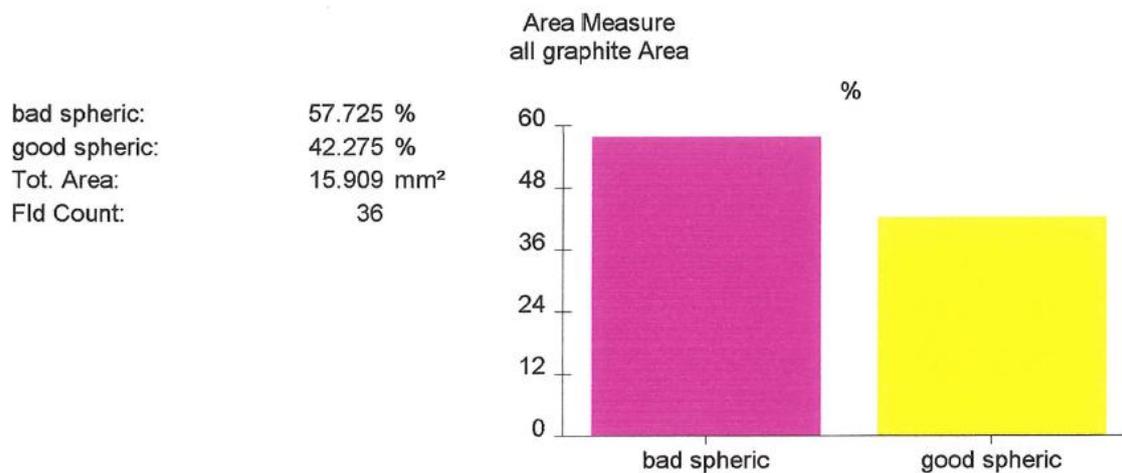


Escalera B, sección pequeña (BP)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.



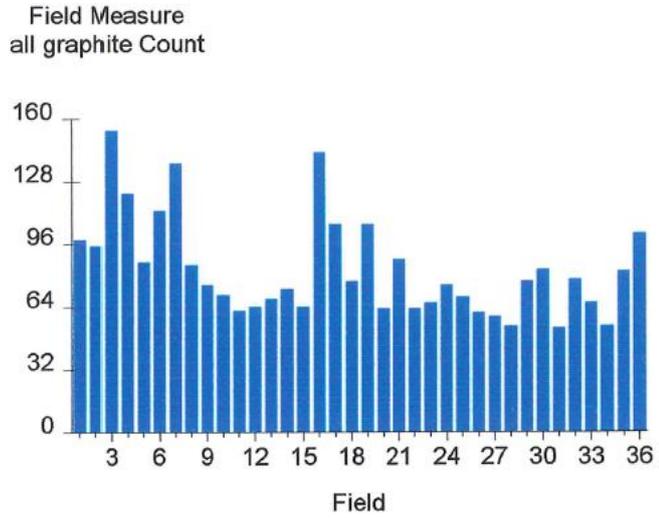
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.



Escalera B, sección pequeña (BP)

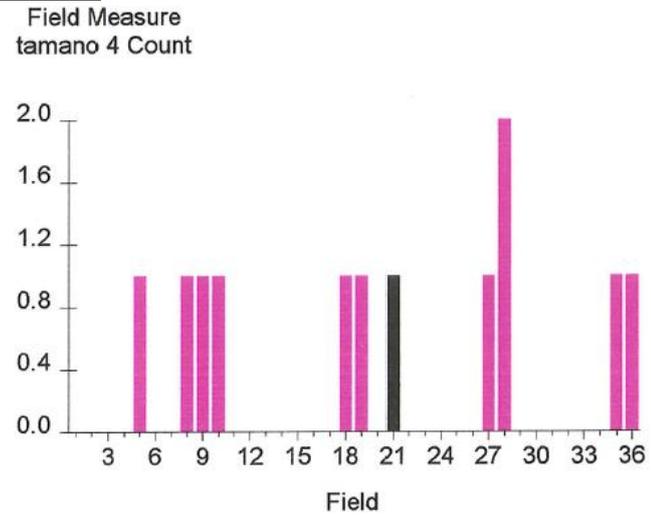
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	53
Max.:	154
Mean:	83.083
Std Dev:	25.564
Sum:	2991
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



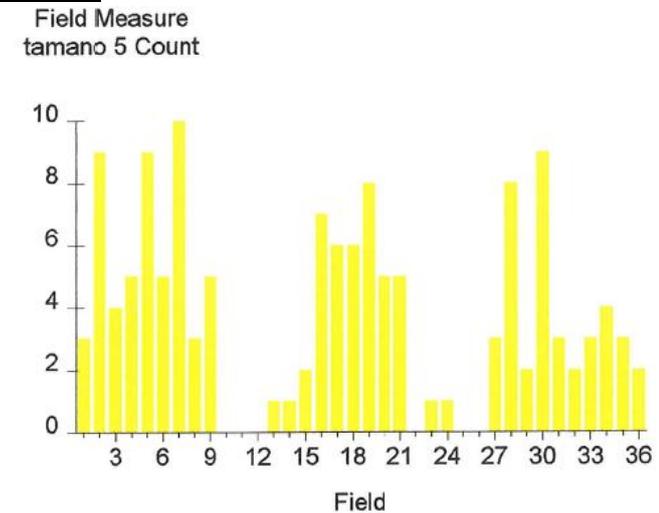
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	2
Mean:	0.333
Std Dev:	0.535
Sum:	12
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



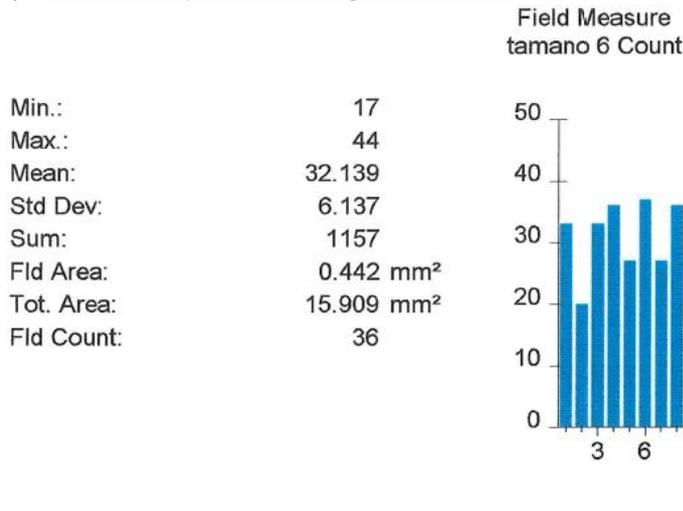
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	0
Max.:	10
Mean:	3.75
Std Dev:	3.008
Sum:	135
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

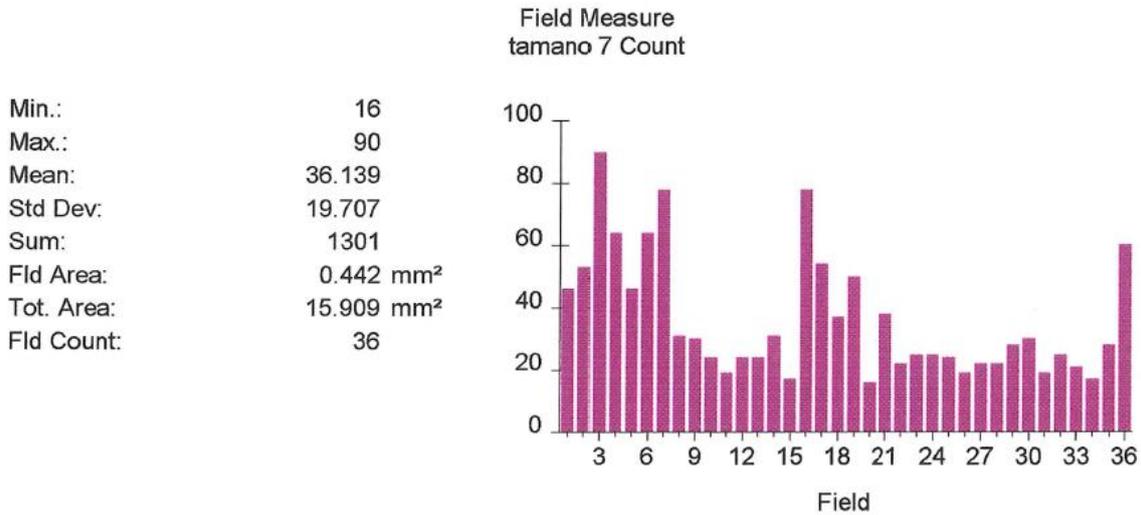


Escalera B, sección pequeña (BP)

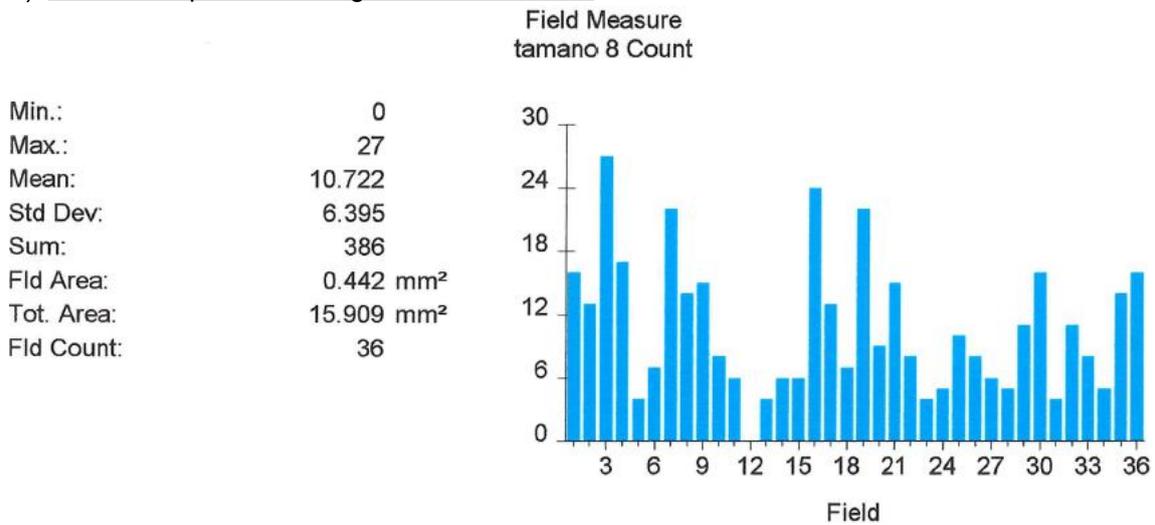
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

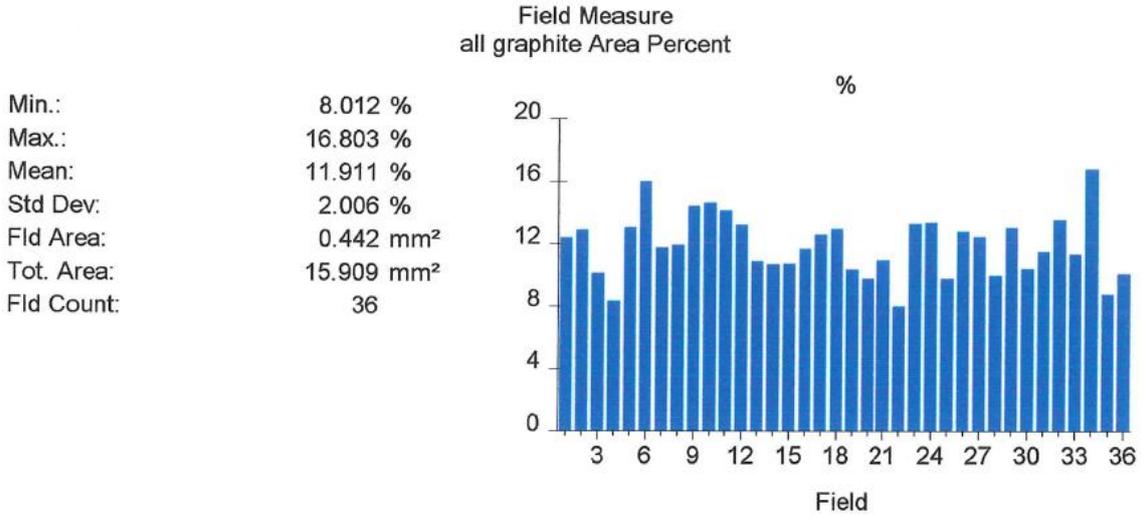


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

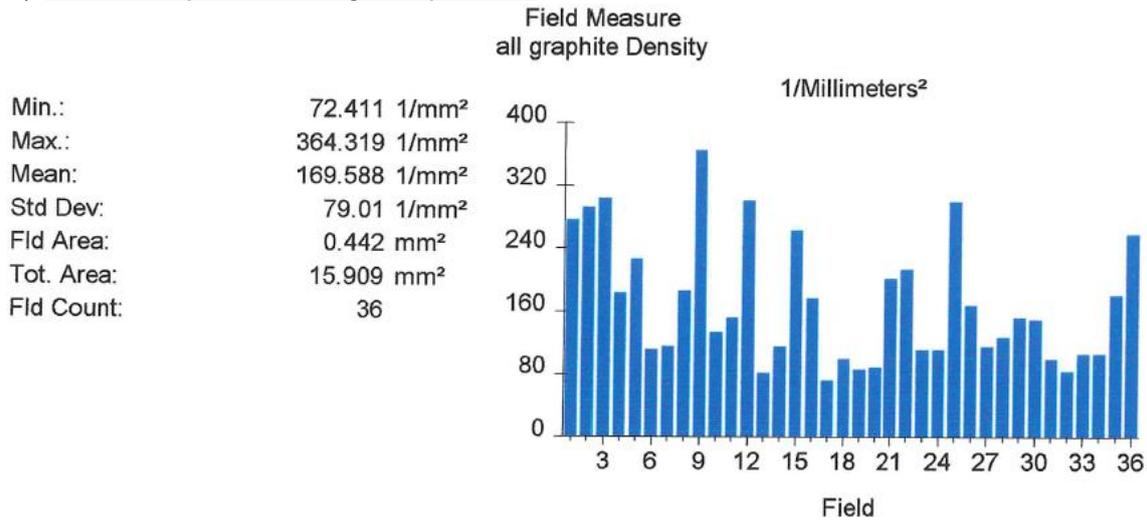


Escalera C, sección grande (CG)

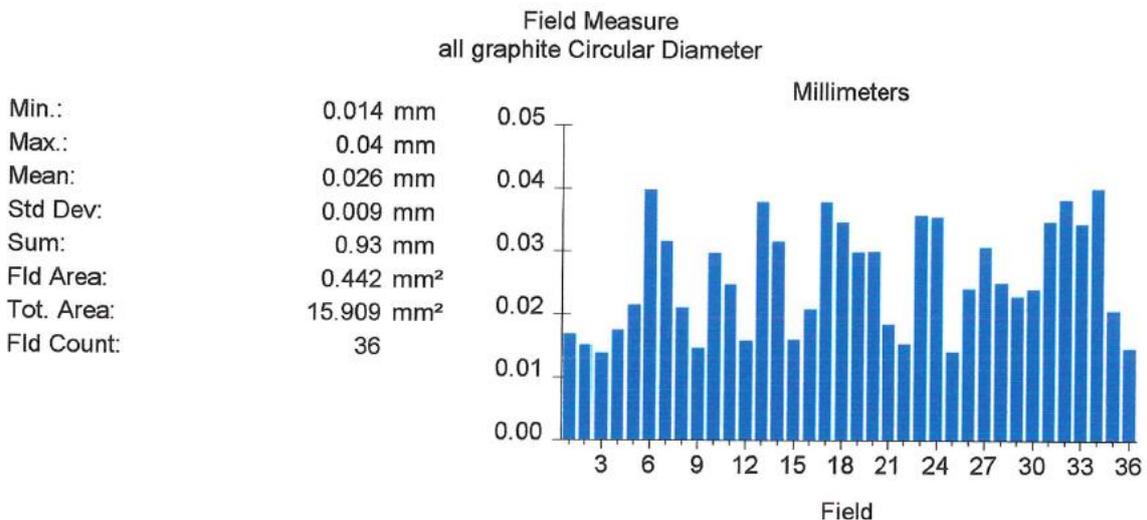
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

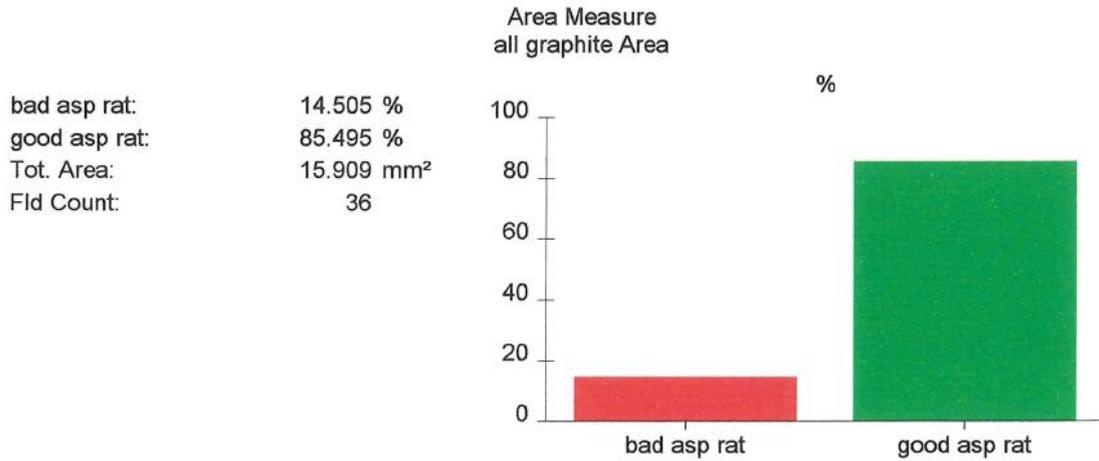


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

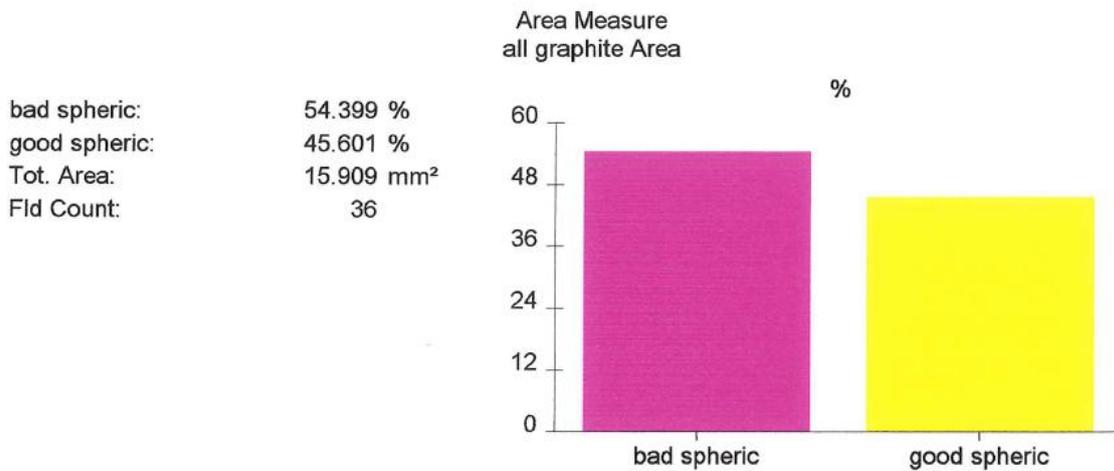


Escalera C, sección grande (CG)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.



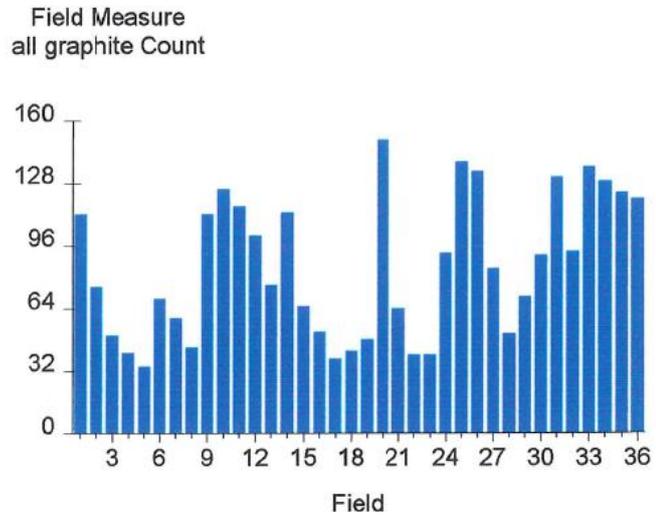
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.



Escalera C, sección grande (CG)

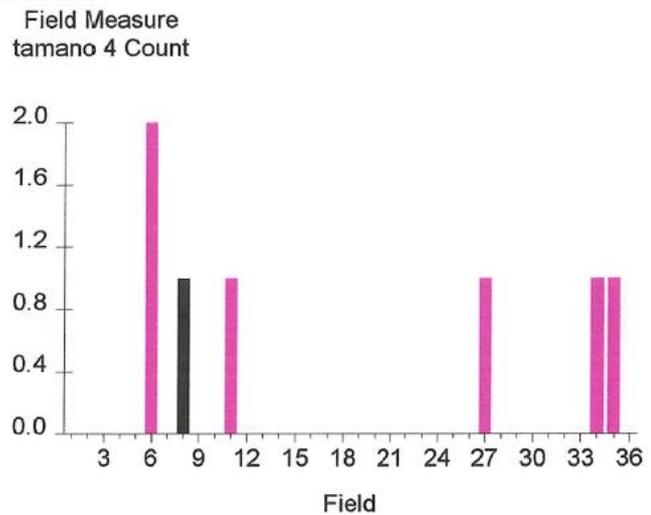
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	34
Max.:	150
Mean:	84.972
Std Dev:	36.023
Sum:	3059
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



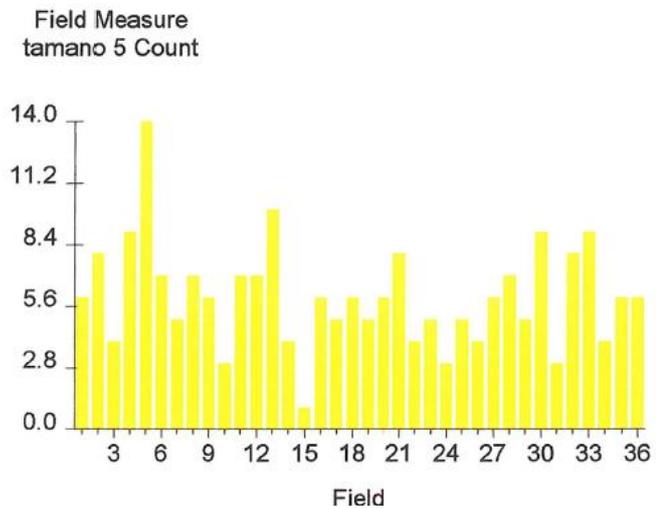
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	2
Mean:	0.194
Std Dev:	0.467
Sum:	7
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



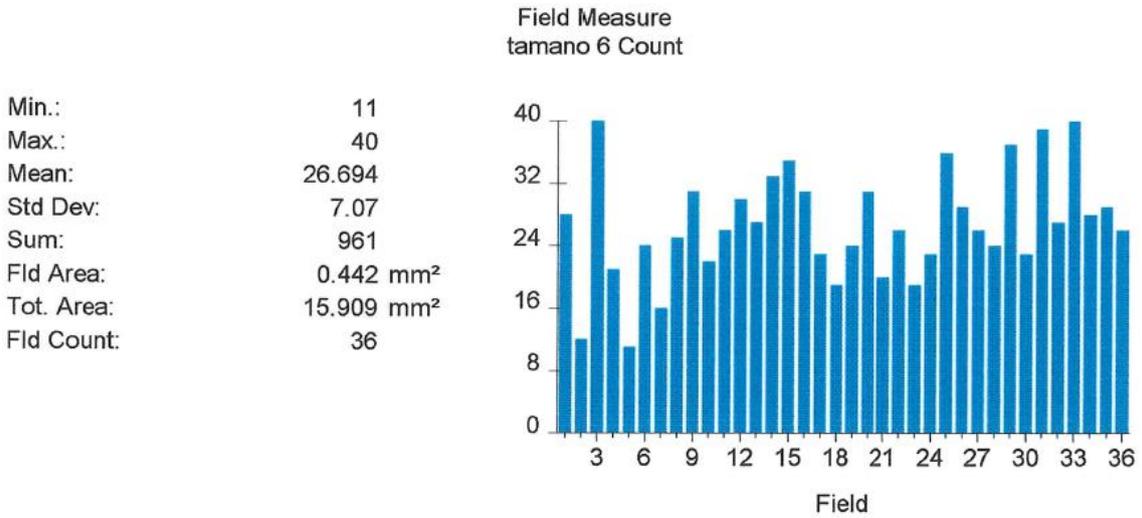
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	1
Max.:	14
Mean:	6.056
Std Dev:	2.402
Sum:	218
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

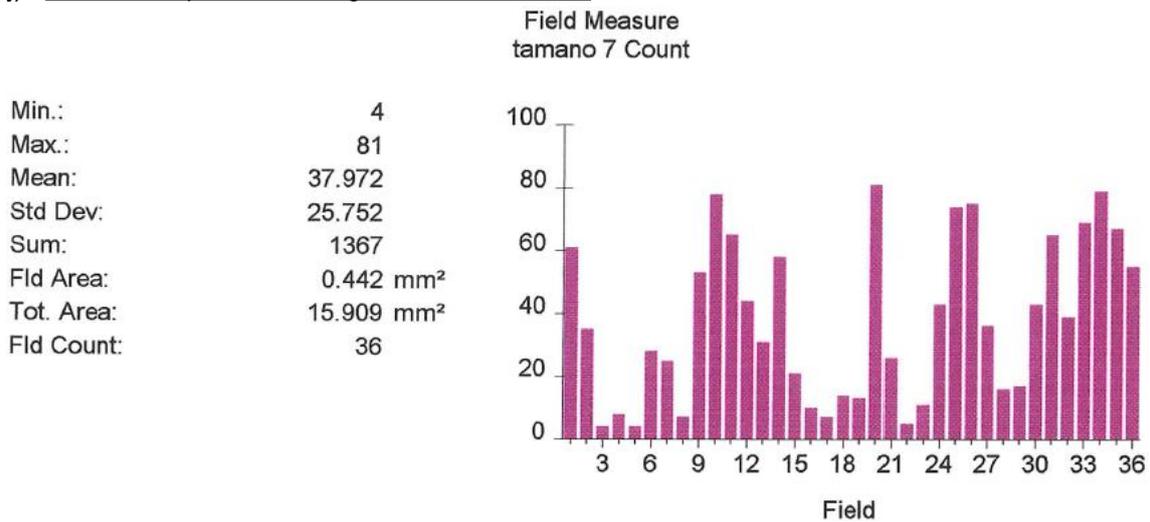


Escalera C, sección grande (CG)

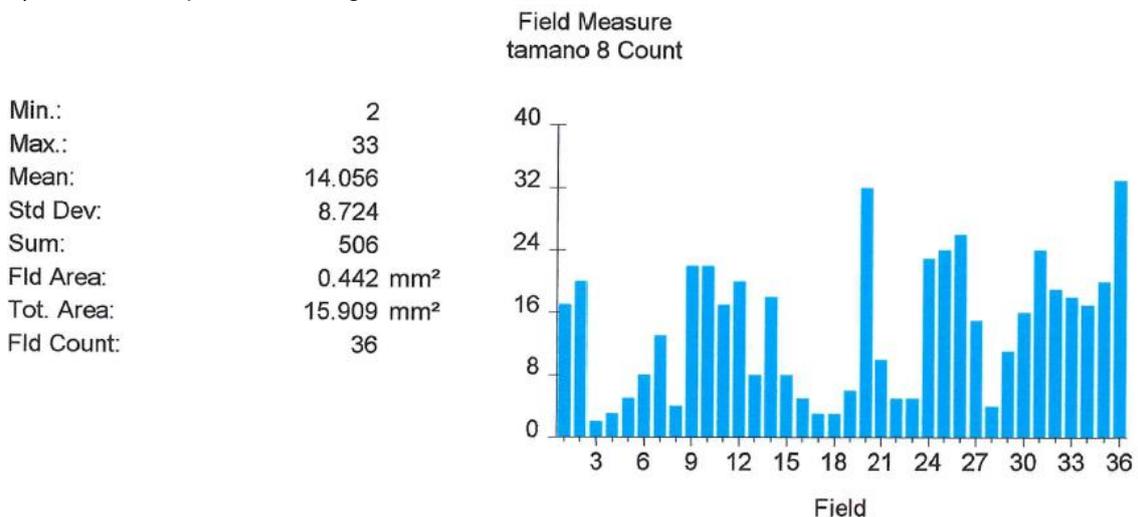
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:



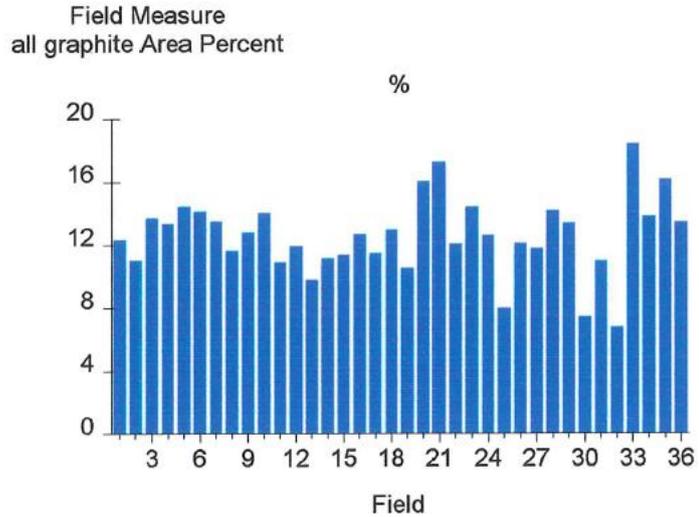
k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:



Escalera C, sección mediana (CM)

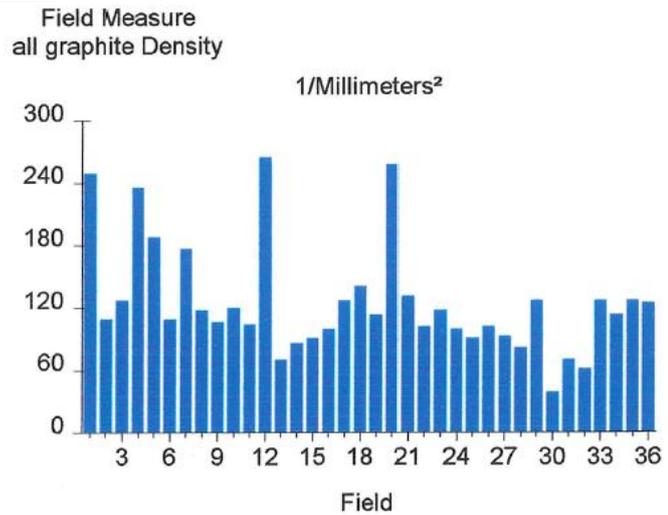
a) Porcentaje de área de grafito:

Min.:	6.741 %
Max.:	18.387 %
Mean:	12.562 %
Std Dev:	2.45 %
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



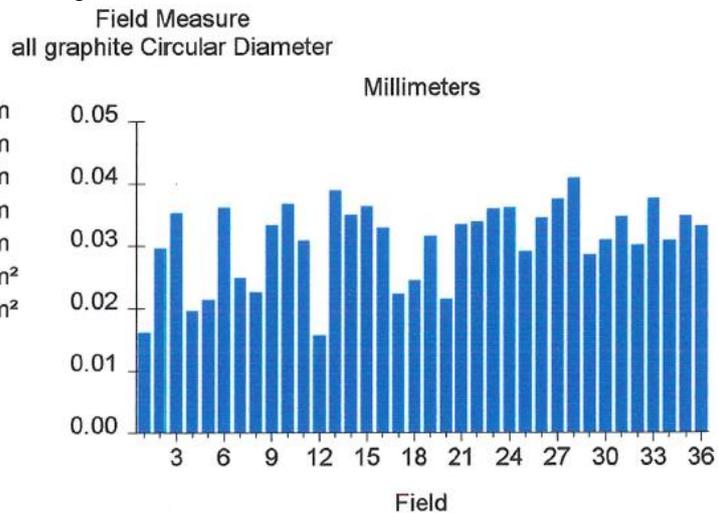
b) Número de partículas de grafito por mm²:

Min.:	38.468 1/mm ²
Max.:	264.754 1/mm ²
Mean:	124.834 1/mm ²
Std Dev:	53.493 1/mm ²
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



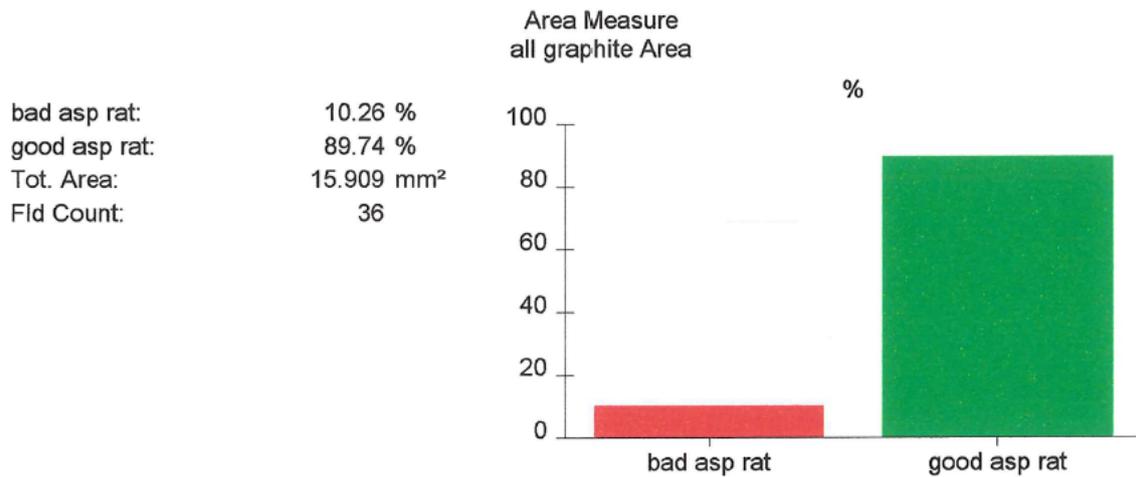
c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

Min.:	0.016 mm
Max.:	0.041 mm
Mean:	0.031 mm
Std Dev:	0.007 mm
Sum:	1.107 mm
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

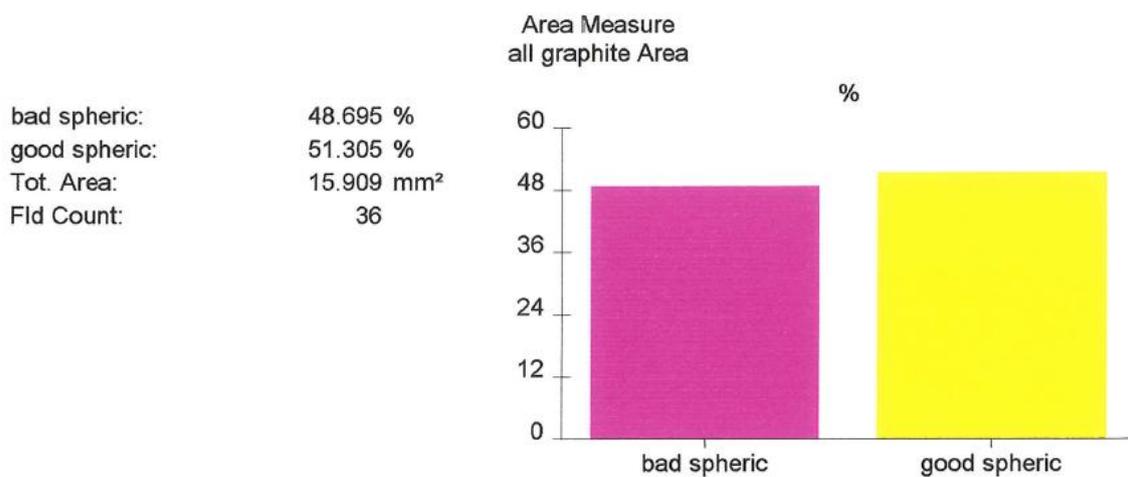


Escalera C, sección mediana (CM)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el "ratio de aspecto" ("aspect ratio"). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo "aspect ratio" sea menor de 2.



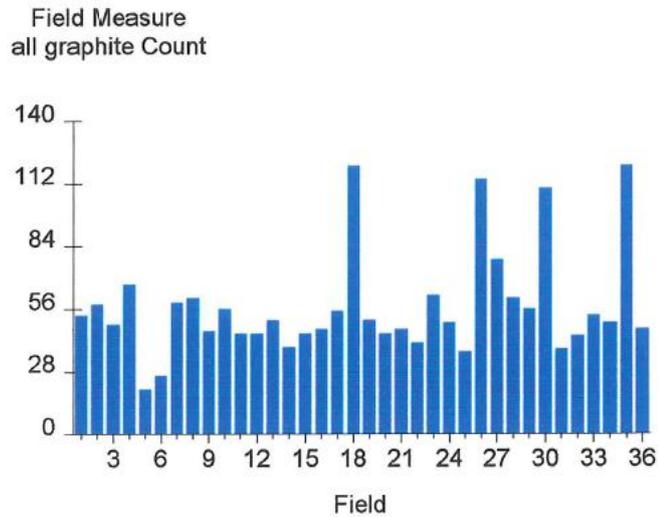
e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la "esferoidicidad" ("sphericity"). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya "sphericity" sea mayor de 0.65.



Escalera C, sección mediana (CM)

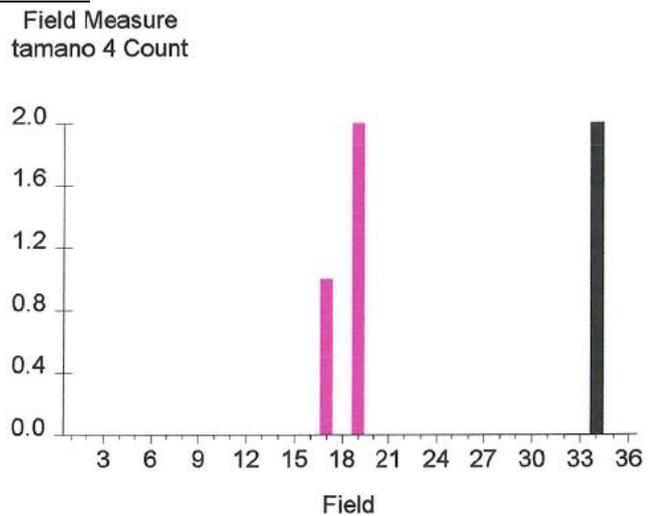
f) Número total de partículas de grafito:

Min.:	20
Max.:	120
Mean:	56.833
Std Dev:	23.729
Sum:	2046
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



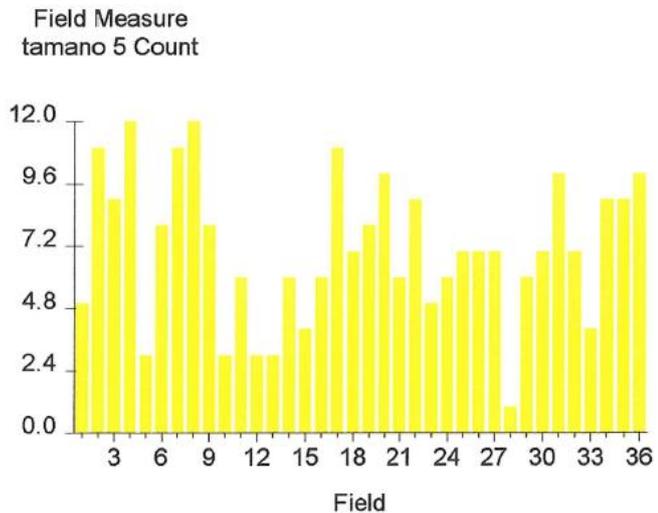
g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

Min.:	0
Max.:	2
Mean:	0.139
Std Dev:	0.487
Sum:	5
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36



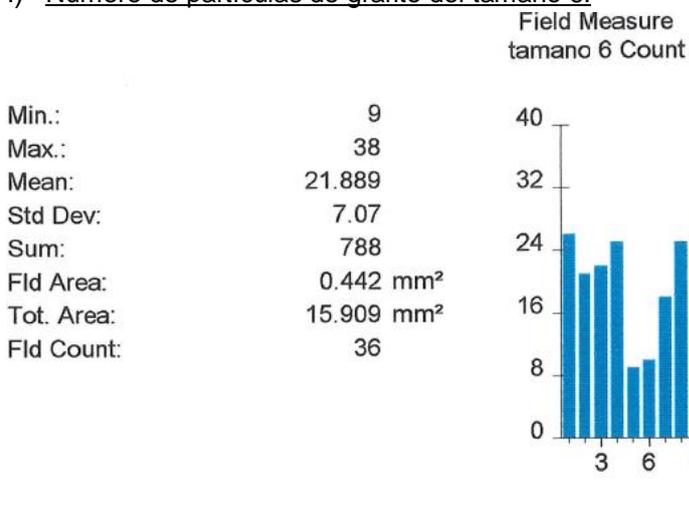
h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

Min.:	1
Max.:	12
Mean:	7.111
Std Dev:	2.806
Sum:	256
Fld Area:	0.442 mm ²
Tot. Area:	15.909 mm ²
Fld Count:	36

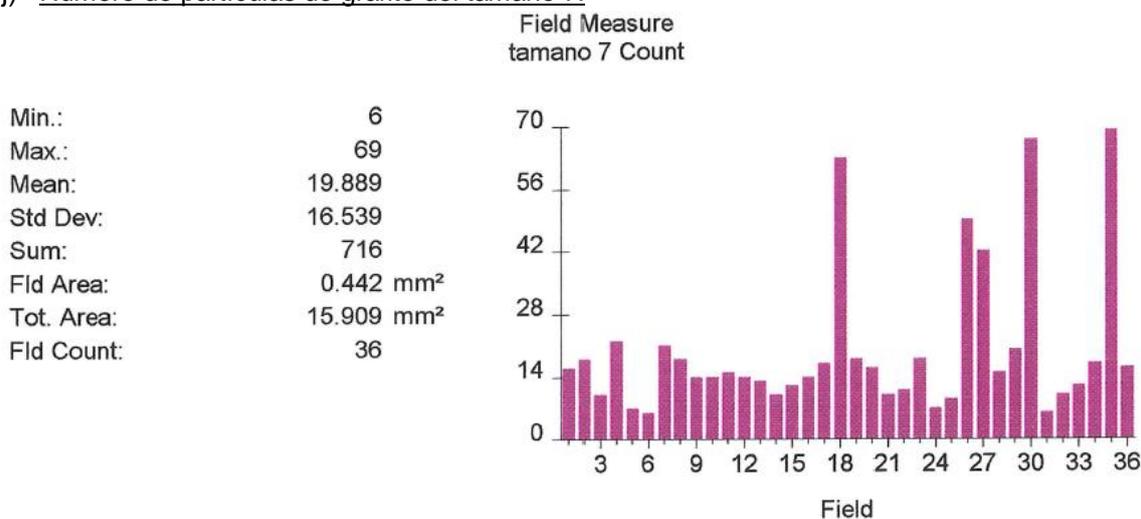


Escalera C, sección mediana (CM)

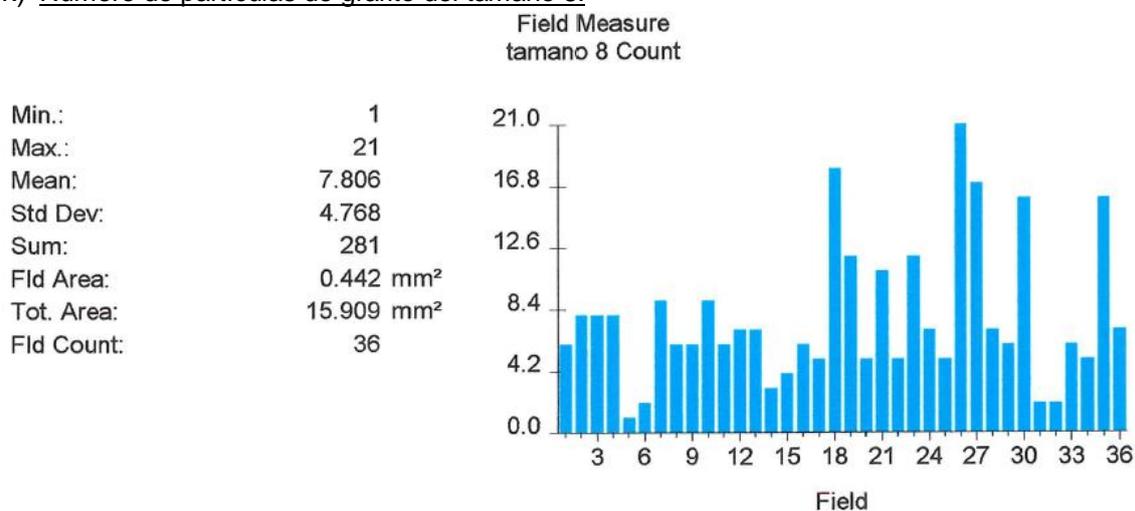
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:

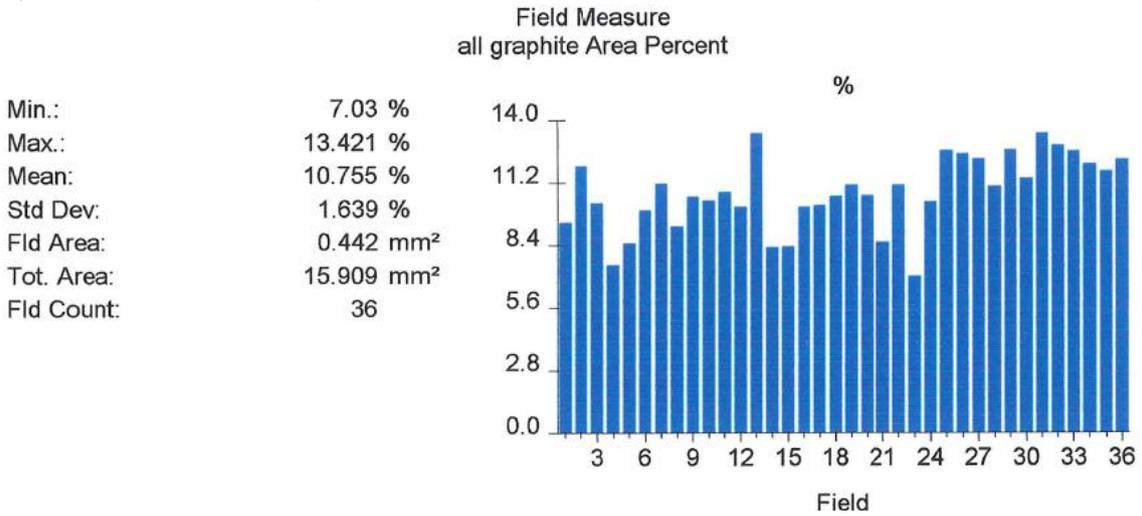


k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:

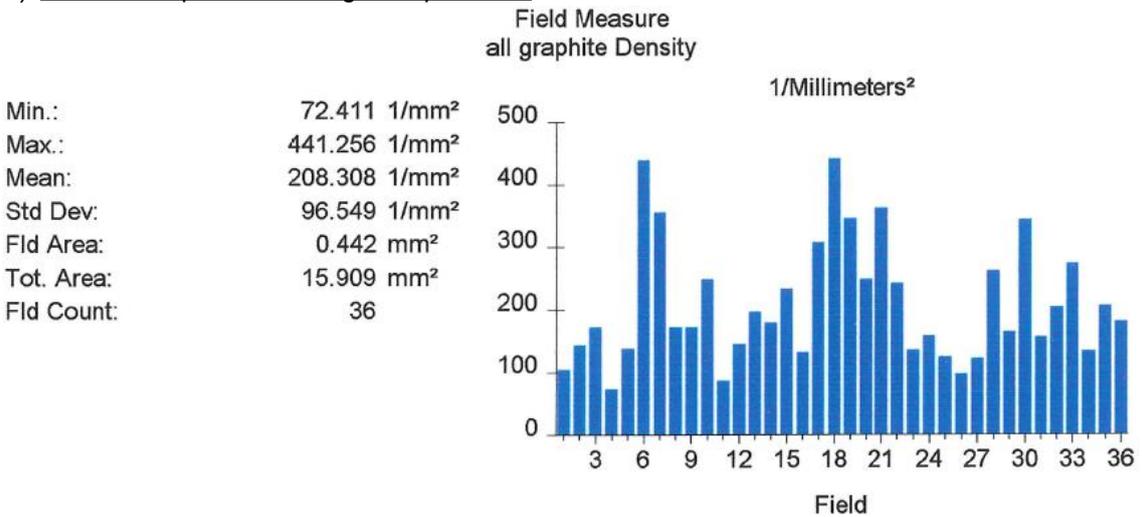


Escalera C, sección pequeña (CP)

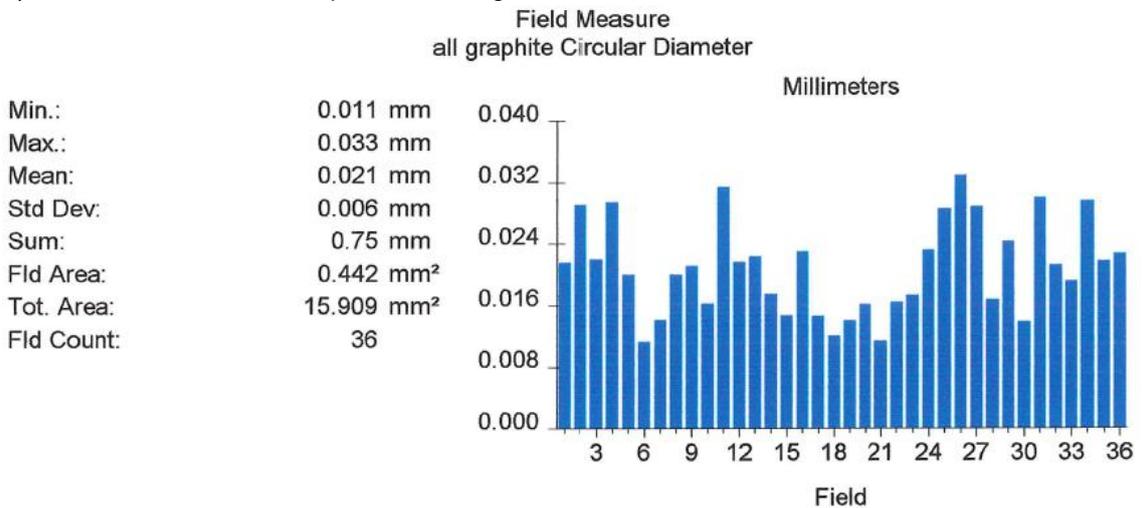
a) Porcentaje de área de grafito:



b) Número de partículas de grafito por mm²:

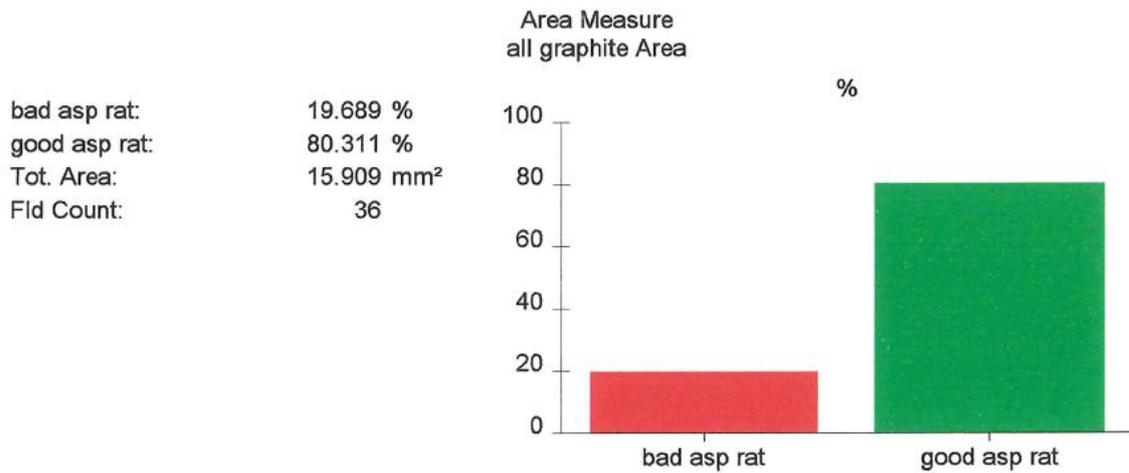


c) Diámetro circular de las partículas de grafito:

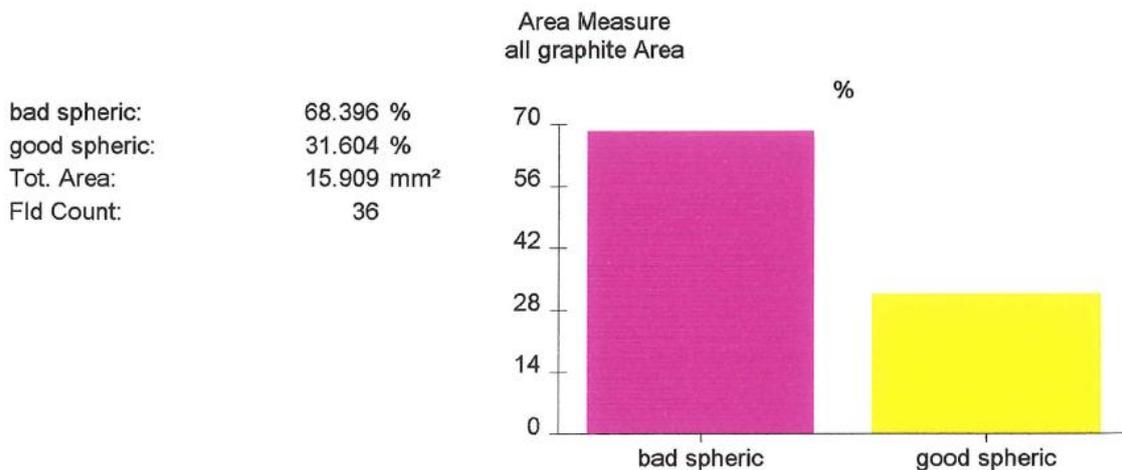


Escalera C, sección pequeña (CP)

d) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio el “ratio de aspecto” (“aspect ratio”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuyo “aspect ratio” sea menor de 2.

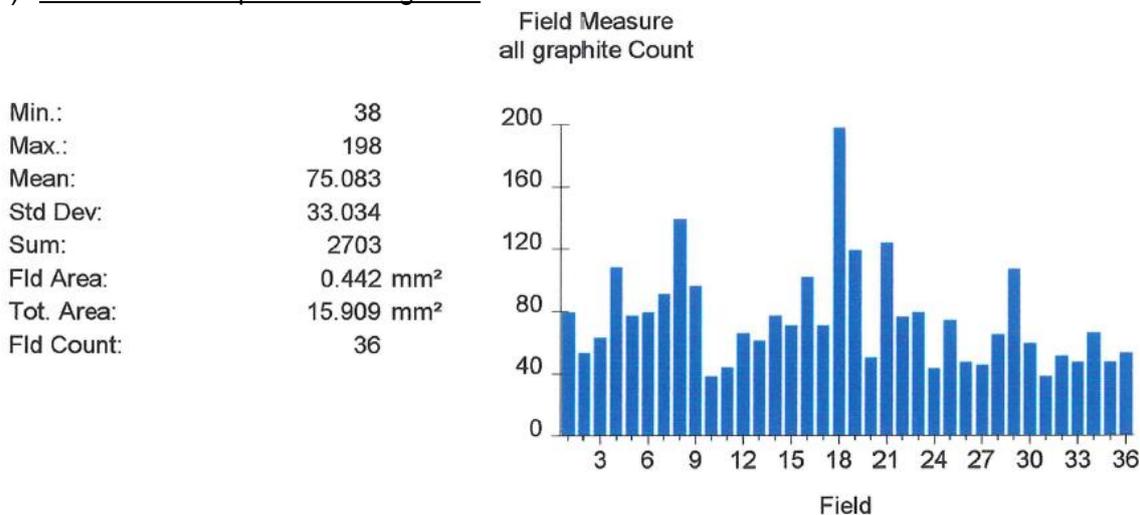


e) Porcentaje de nodularidad, usando como criterio la “esferoidicidad” (“sphericity”). Se consideran esferoidales aquellas partículas de grafito cuya “sphericity” sea mayor de 0.65.

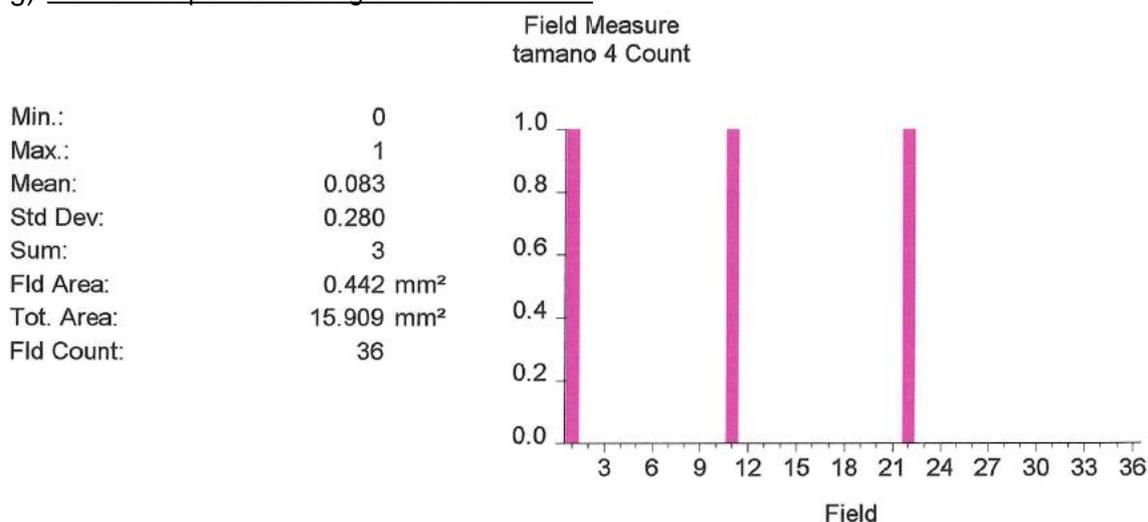


Escalera C, sección pequeña (CP)

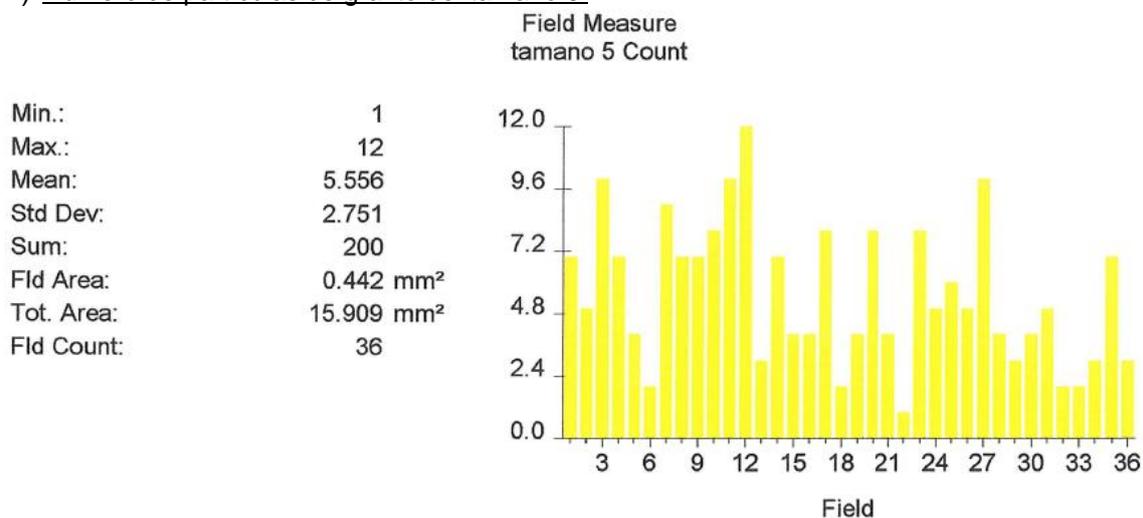
f) Número total de partículas de grafito:



g) Número de partículas de grafito del tamaño 4:

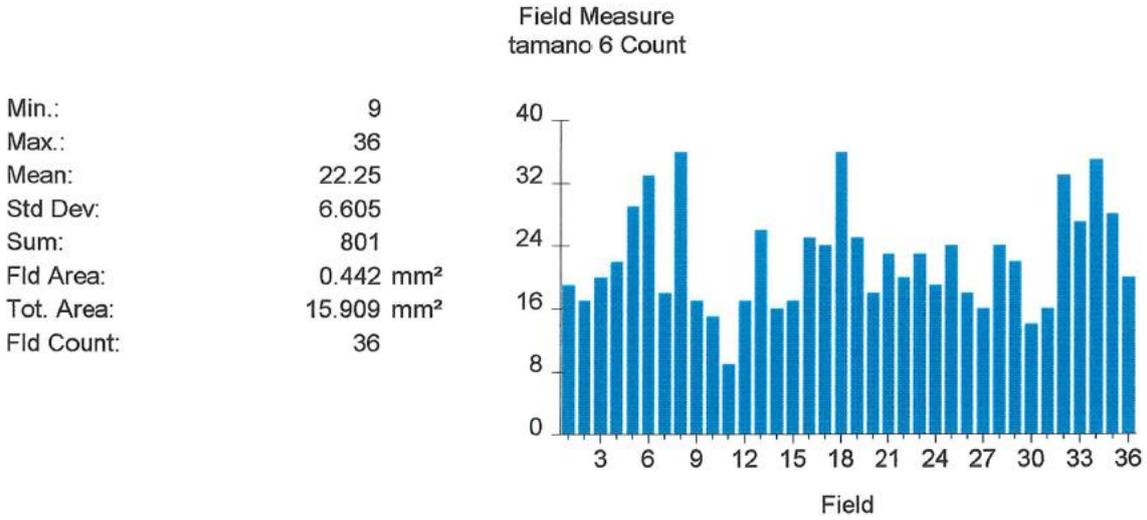


h) Número de partículas de grafito del tamaño 5:

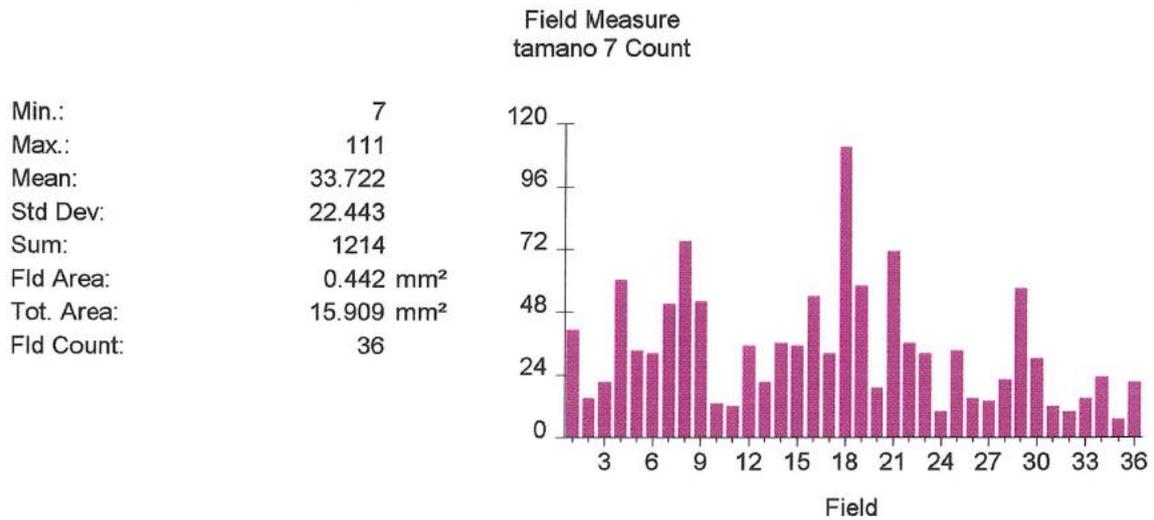


Escalera C, sección pequeña (CP)

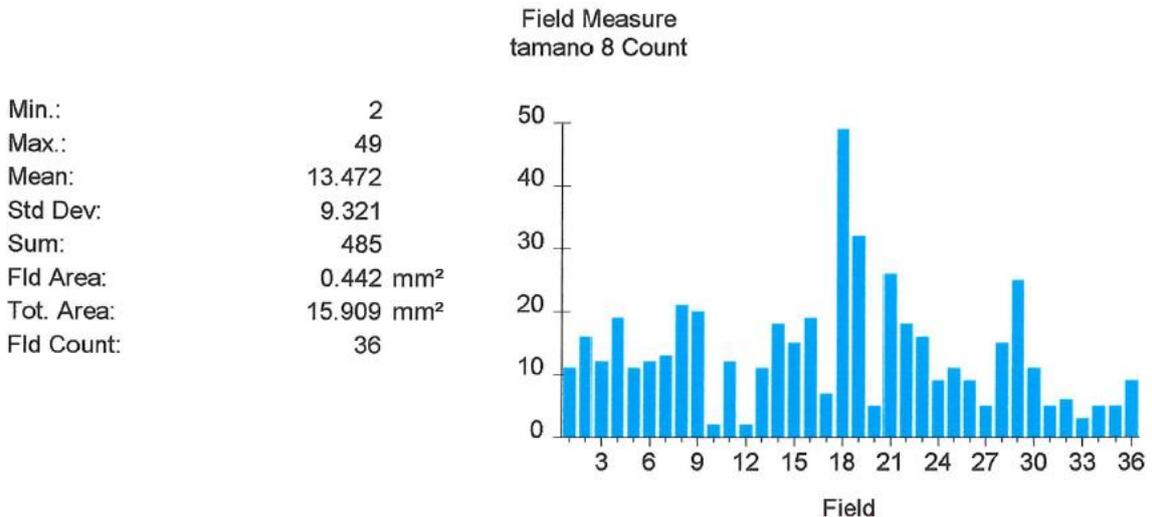
i) Número de partículas de grafito del tamaño 6:



j) Número de partículas de grafito del tamaño 7:



k) Número de partículas de grafito del tamaño 8:



ANEXO III: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX para las nueve secciones objeto de estudio de: matriz de ferrita con grafito esferoidal; matriz de ferrita con grafito degenerado; microinclusión en una zona con microporosidad y perlita.

AG (escalera A, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

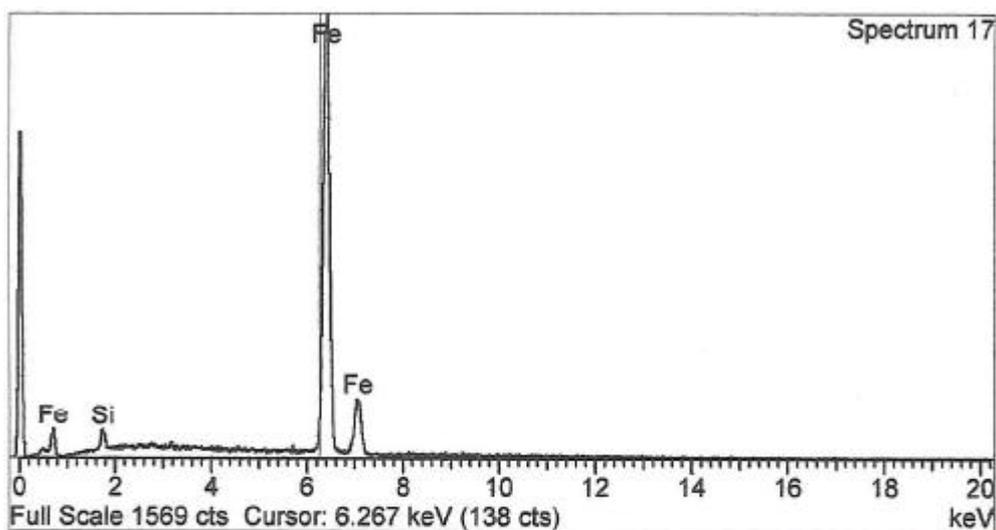
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.97	3.84
Fe K	98.03	96.16

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



AG (escalera A, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

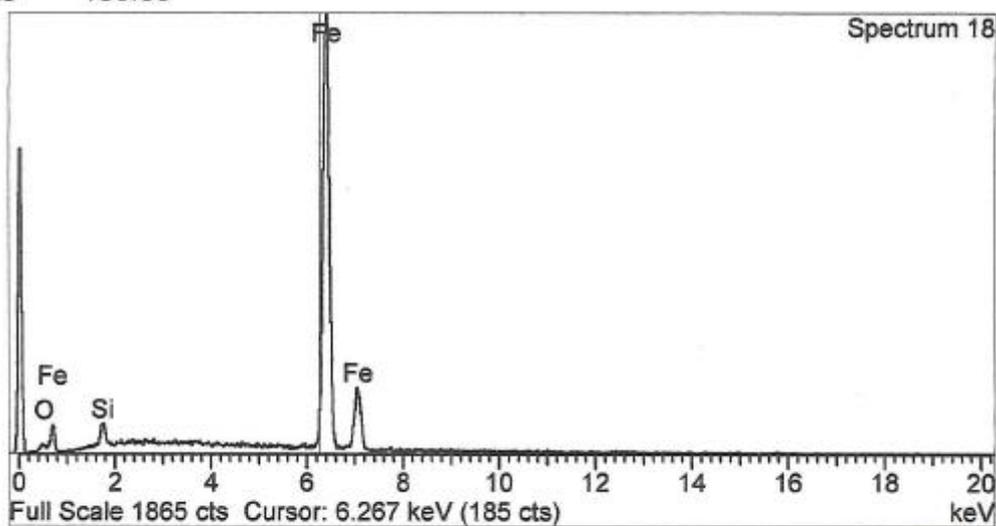
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.17	3.90
Si K	2.07	3.93
Fe K	96.75	92.17

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



AG (escalera A, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 10.840 keV

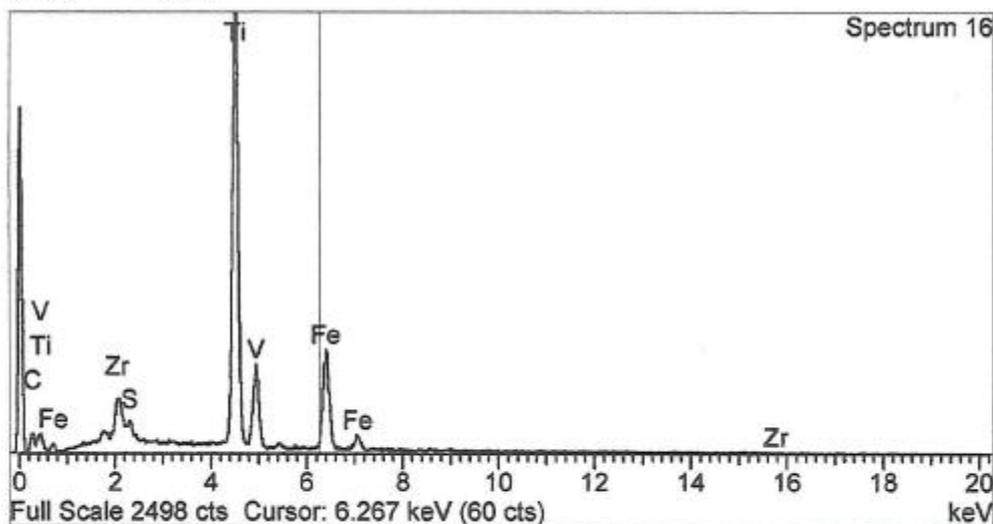
Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	10.48	33.43
S K	0.91	1.09
Ti K	53.62	42.88
V K	4.05	3.04
Fe K	24.65	16.91
Zr L	6.30	2.65

Totals 100.00

Comment 35.000 Aumentos



AM (escalera A, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 12.790 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

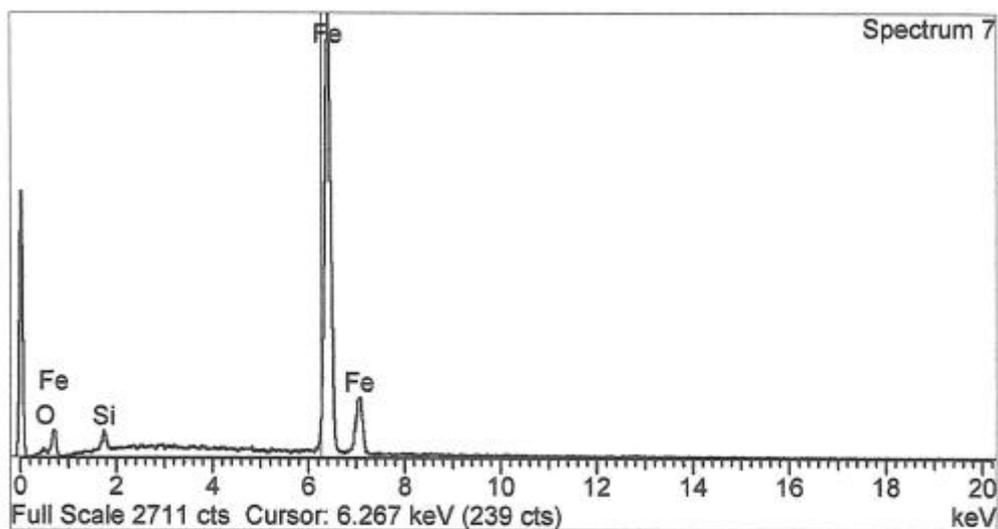
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.11	3.70
Si K	1.66	3.16
Fe K	97.23	93.14

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



INCA

AM (escalera A, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

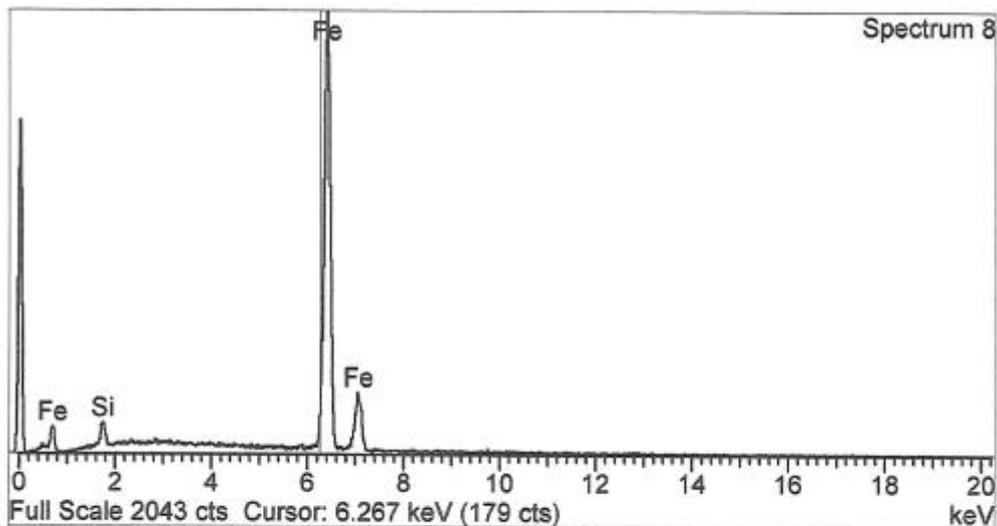
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	2.30	4.47
Fe K	97.70	95.53

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



AM (escalera A, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 12.780 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

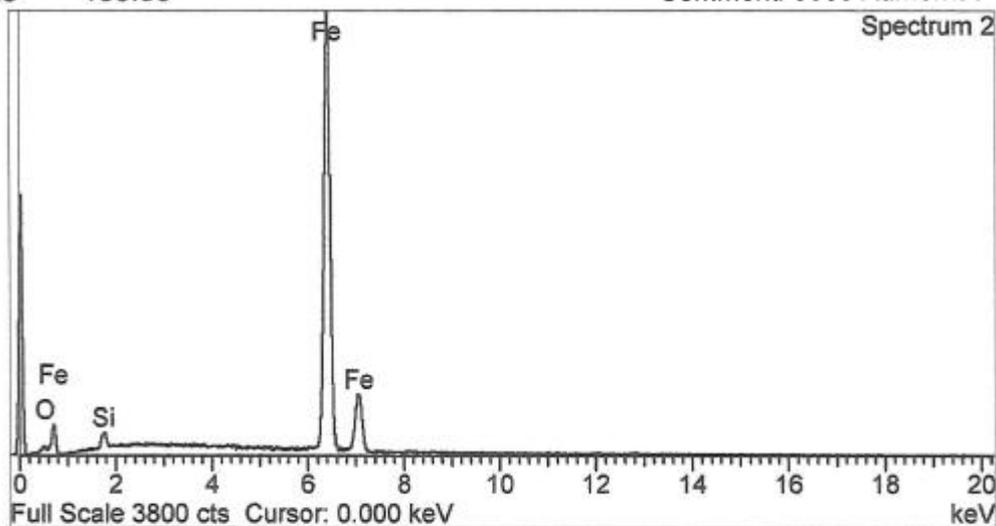
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.38	4.61
Si K	1.52	2.88
Fe K	97.10	92.51

Totals 100.00

Comment: 3000 Aumentos



INCA

AP (escalera A, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

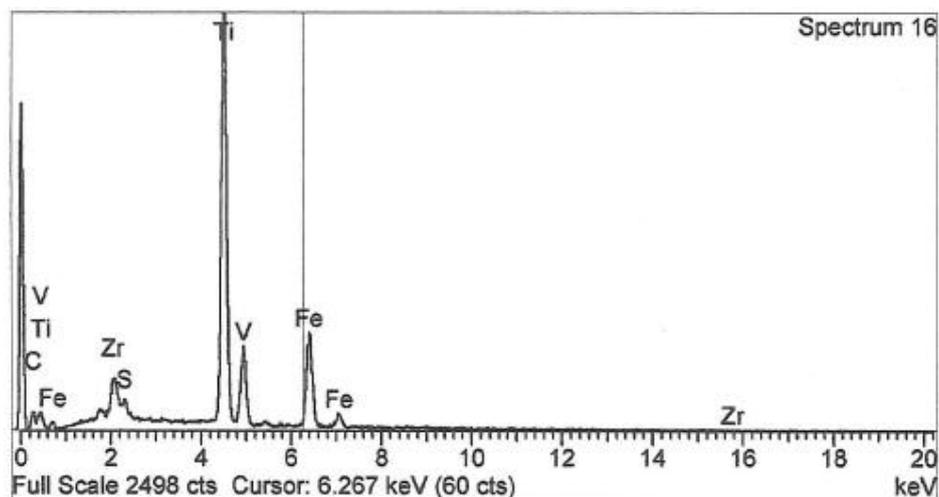
Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 10.840 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	10.48	33.43
S K	0.91	1.09
Ti K	53.62	42.88
V K	4.05	3.04
Fe K	24.65	16.91
Zr L	6.30	2.65
Totals	100.00	

Comment 35.000 Aumentos



BG (escalera B, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 12.780 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

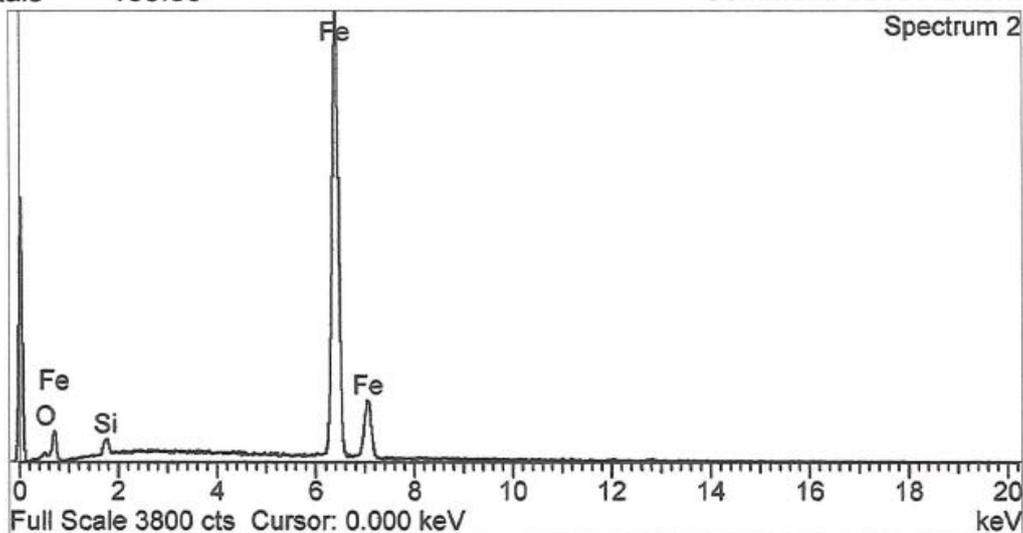
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.38	4.61
Si K	1.52	2.88
Fe K	97.10	92.51

Totals 100.00

Comment: 3000 Aumentos



BG (escalera B, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

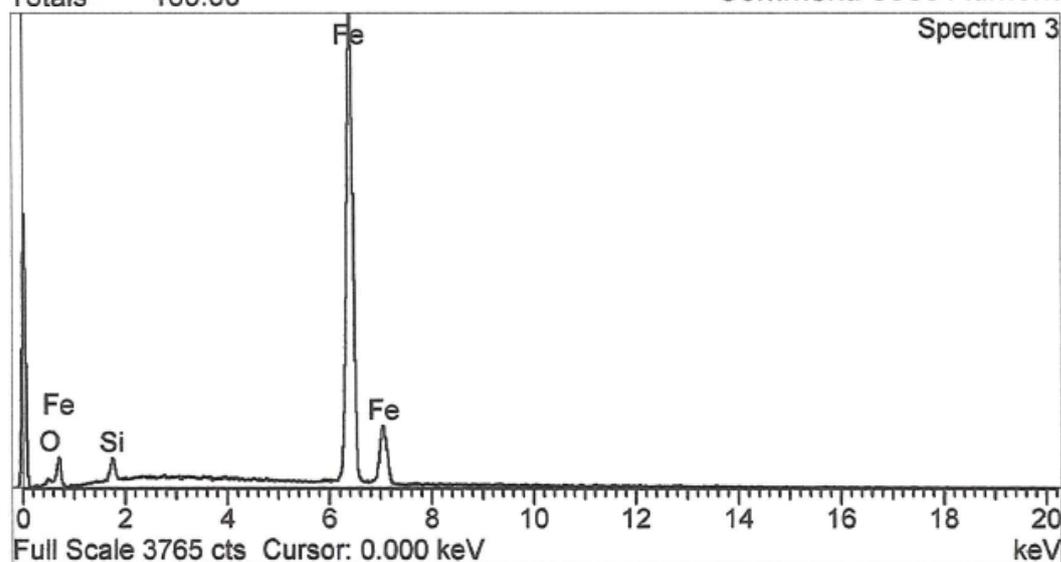
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.41	4.67
Si K	1.93	3.64
Fe K	96.66	91.69

Totals 100.00

Comment: 3000 Aumentos



INCA

BM (escalera B, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

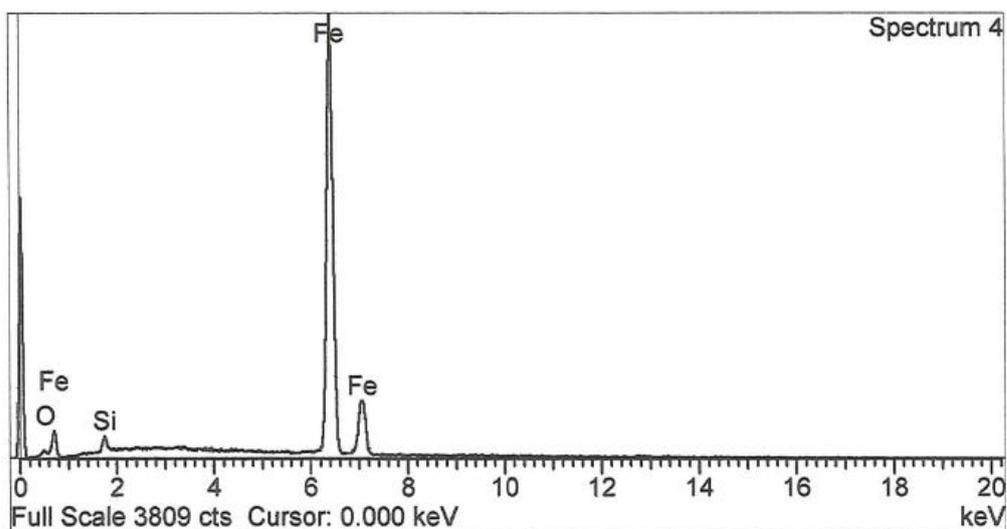
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.06	3.57
Si K	1.41	2.69
Fe K	97.53	93.73

Totals 100.00

Comment: 3000 Aumentos



INCA

BM (escalera B, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 2

Standard :

Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM

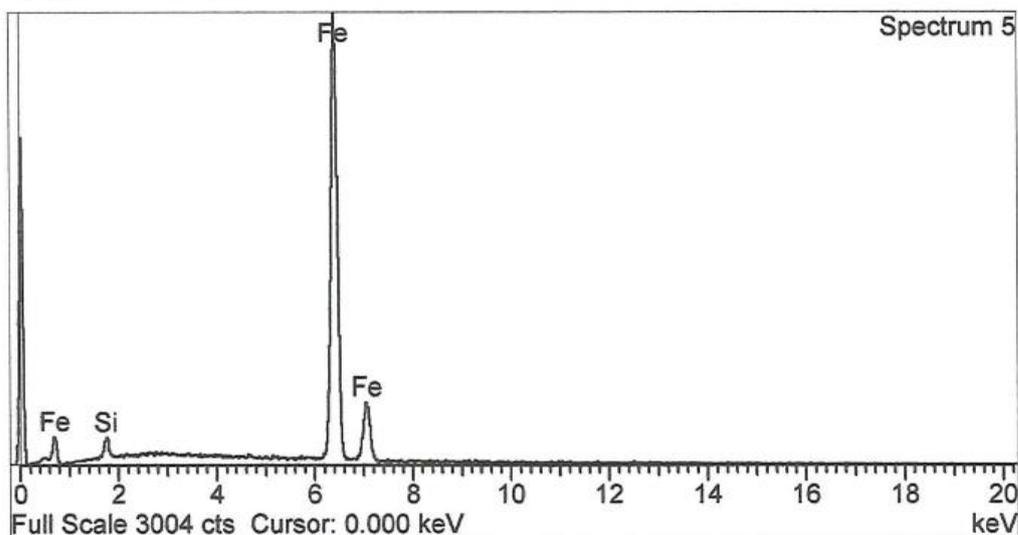
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.82	3.55
Fe K	98.18	96.45

Totals 100.00

Comment: 3000 Aumentos



BM (escalera B, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

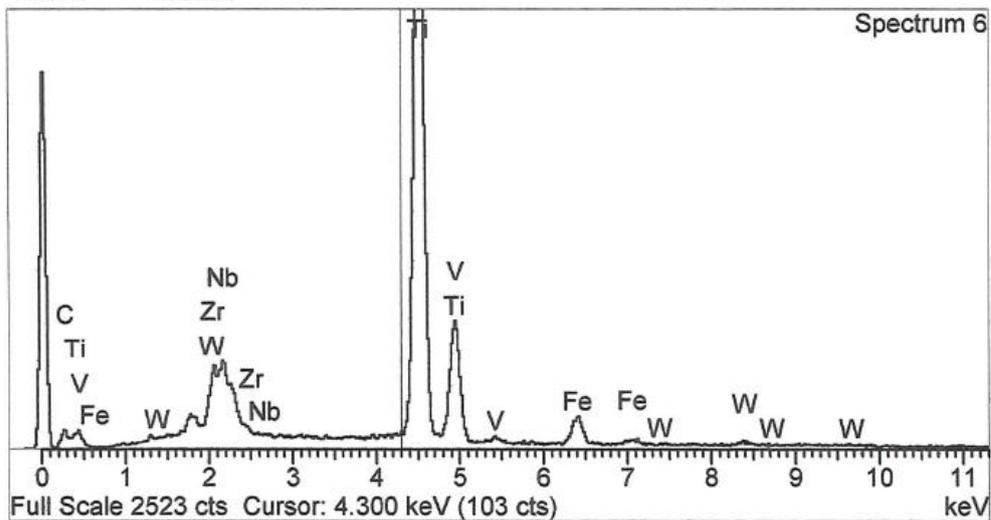
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM
Nb Nb 1-Jun-1999 12:00 AM
W W 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	6.54	23.44
Ti K	69.37	62.39
V K	4.52	3.82
Fe K	5.89	4.55
Zr L	6.31	2.98
Nb L	4.77	2.21
W M	2.61	0.61

Totals 100.00

Comment 43.000 Aumentos



BP (escalera B, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

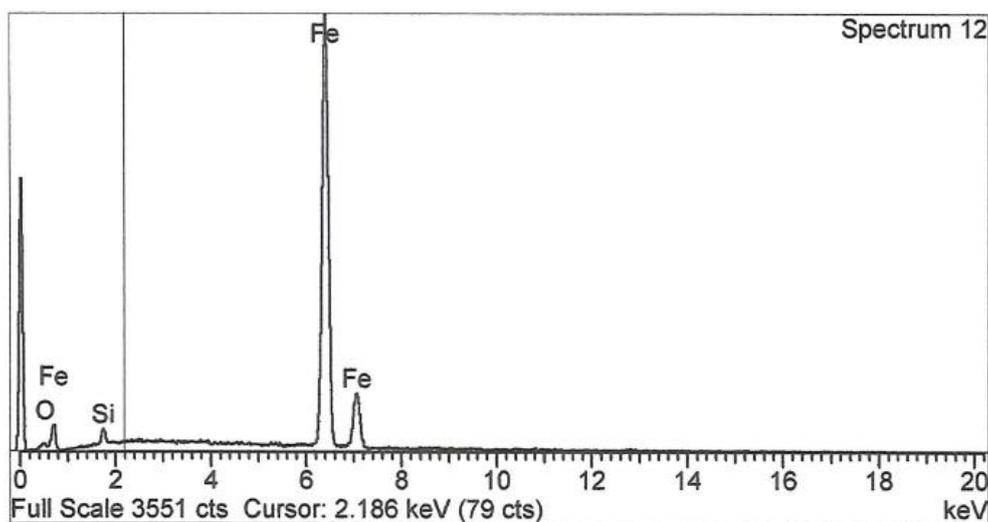
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.05	3.50
Si K	1.56	2.98
Fe K	97.40	93.52

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



BP (escalera B, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

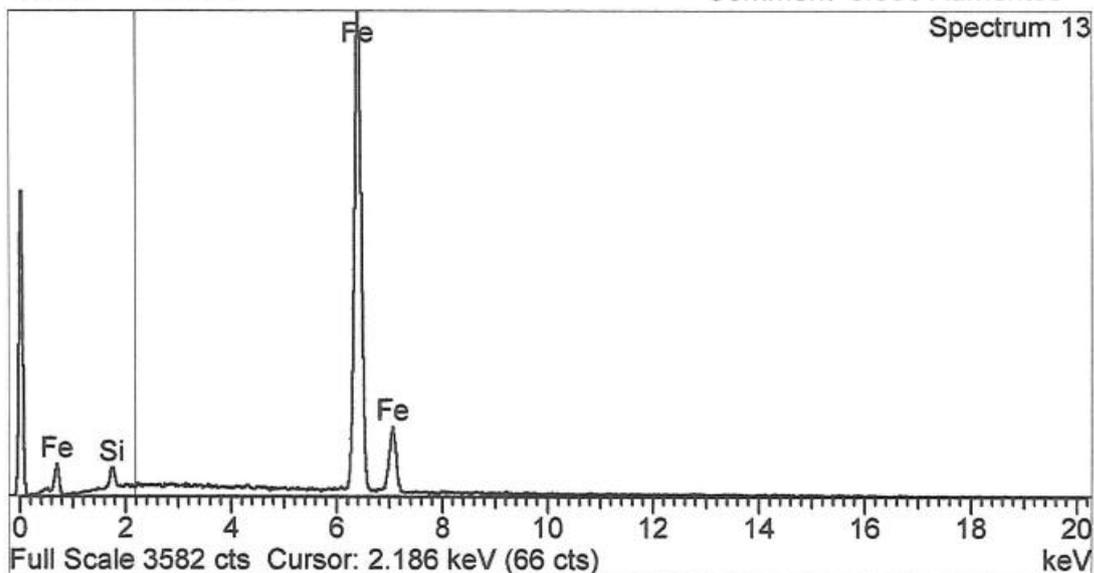
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.84	3.60
Fe K	98.16	96.40

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



BP (escalera B, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

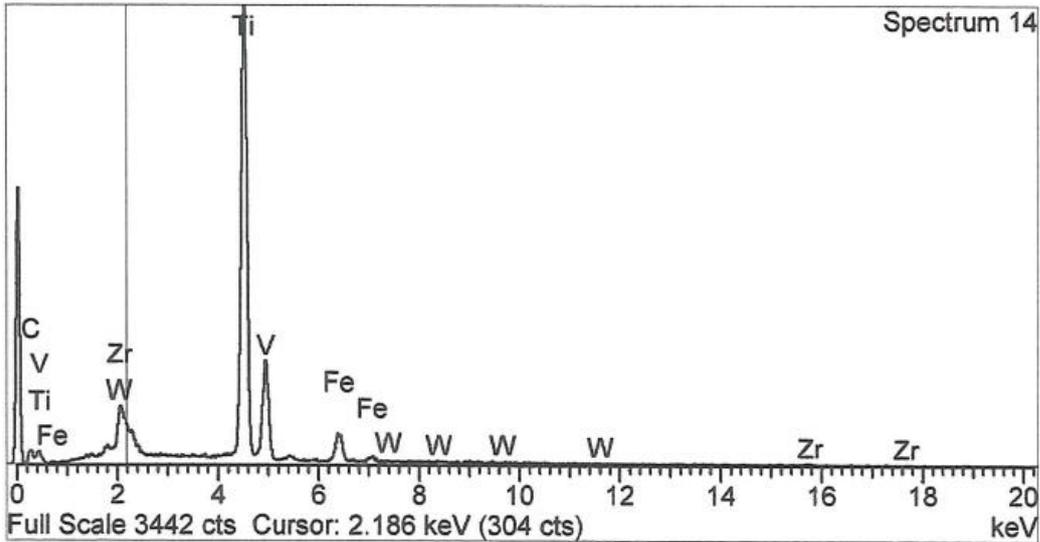
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM
W W 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	7.77	26.43
Ti K	68.42	58.37
V K	6.60	5.30
Fe K	9.00	6.58
Zr L	6.61	2.96
W M	1.61	0.36

Totals 100.00

Comment 33.000 Aumentos



CG (escalera C, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

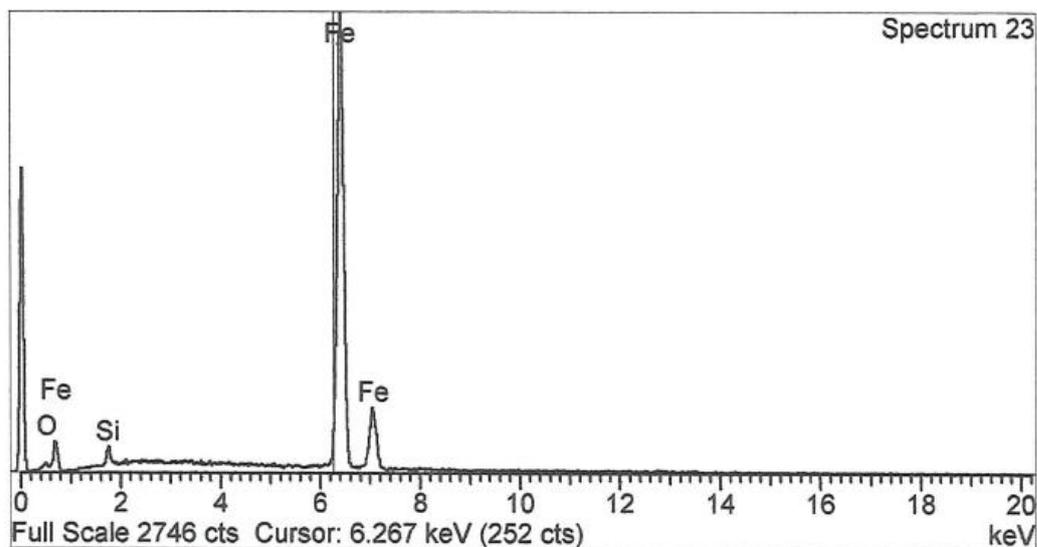
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.24	4.15
Si K	1.58	3.01
Fe K	97.17	92.84

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



INCA

CG (escalera C, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 7.460 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

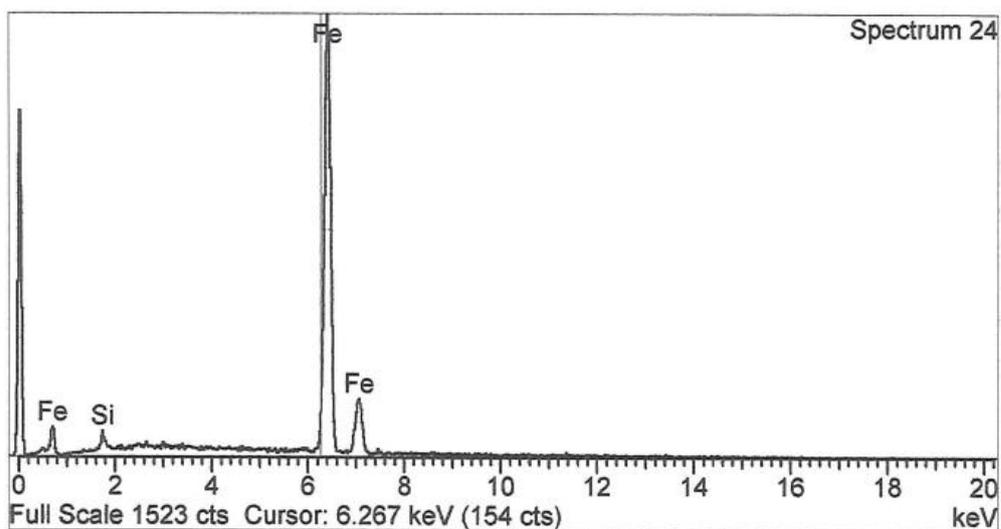
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.39	2.73
Fe K	98.61	97.27

Totals 100.00

Comment 3000 Aumentos



CG (escalera C, sección grande), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 2.178 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

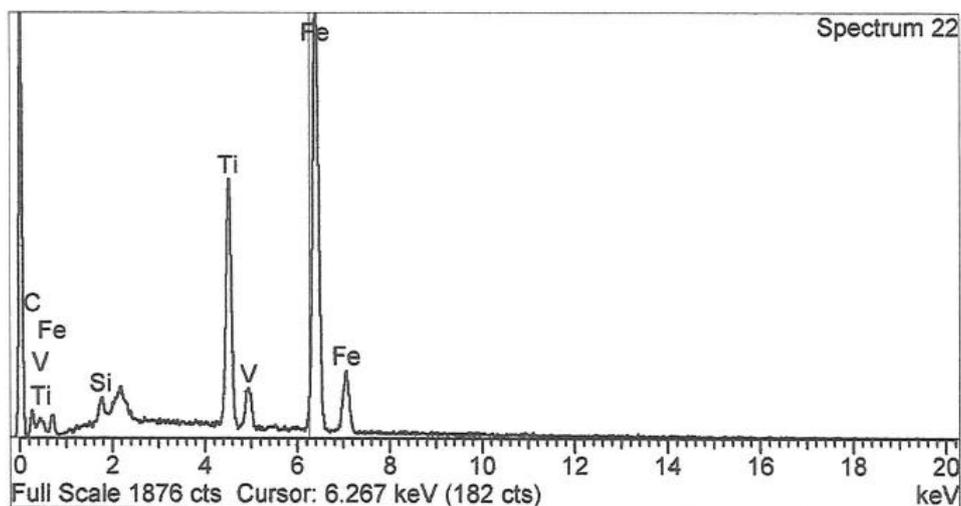
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	9.56	31.88
Si K	1.21	1.72
Ti K	19.67	16.44
V K	1.04	0.82
Fe K	68.52	49.14

Totals 100.00

Comment 60.000 Aumentos



CM (escalera C, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

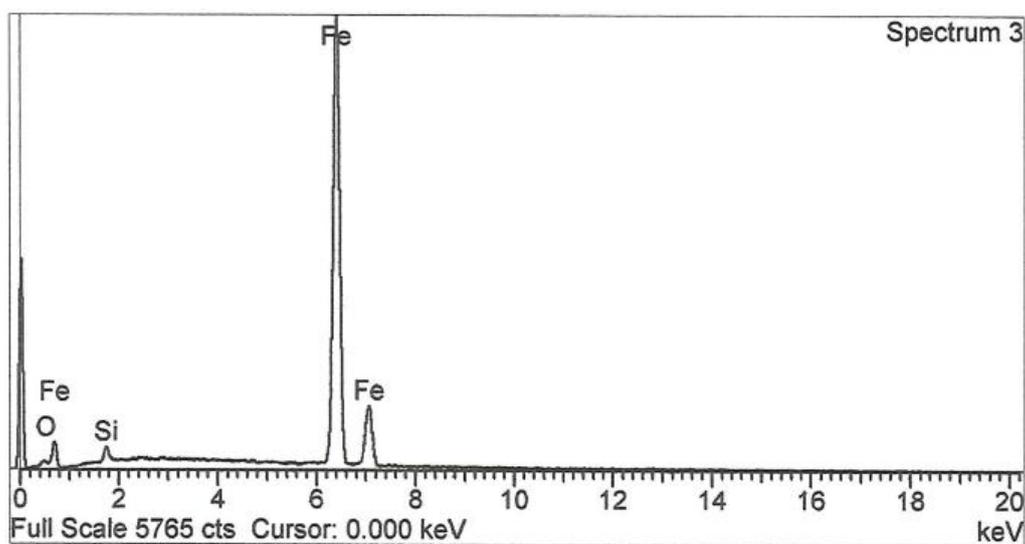
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.01	3.38
Si K	1.35	2.58
Fe K	97.65	94.04

Totals 100.00

Comment: 3.000 Aumentos



CM (escalera C, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 7.460 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

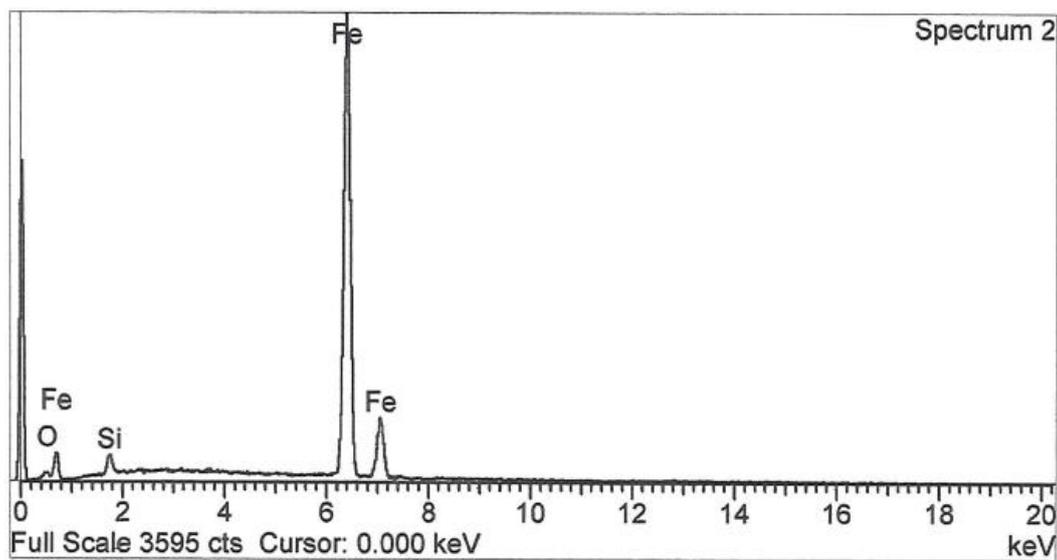
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	1.40	4.64
Si K	1.76	3.33
Fe K	96.84	92.03

Totals 100.00

Comment: 3.000 Aumentos



CM (escalera C, sección mediana), microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

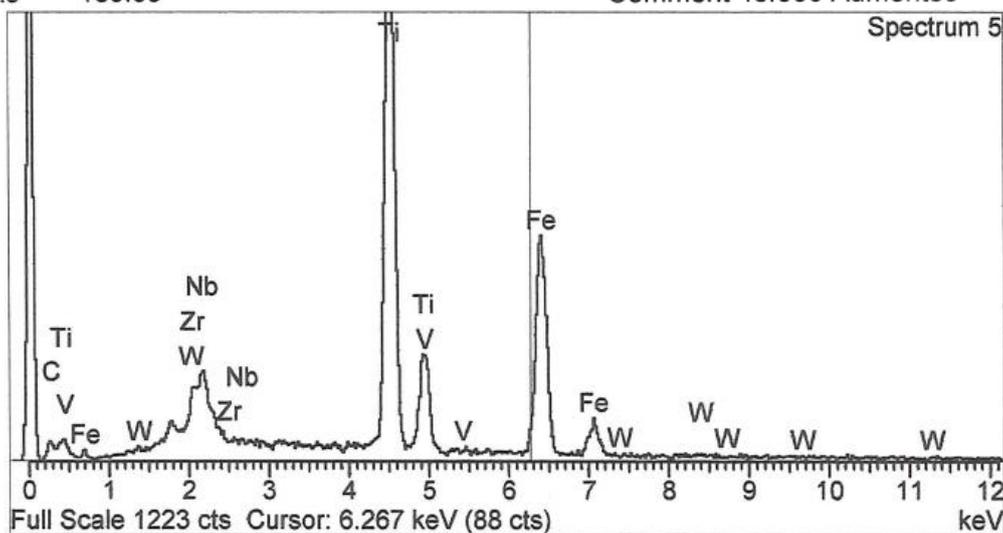
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM
Nb Nb 1-Jun-1999 12:00 AM
W W 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	4.37	17.10
Ti K	46.90	46.00
V K	2.37	2.19
Fe K	34.97	29.42
Zr L	4.37	2.25
Nb L	4.99	2.52
W M	2.03	0.52

Totals 100.00

Comment 40.000 Aumentos



CP (escalera C, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con nódulos de grafito aceptables

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

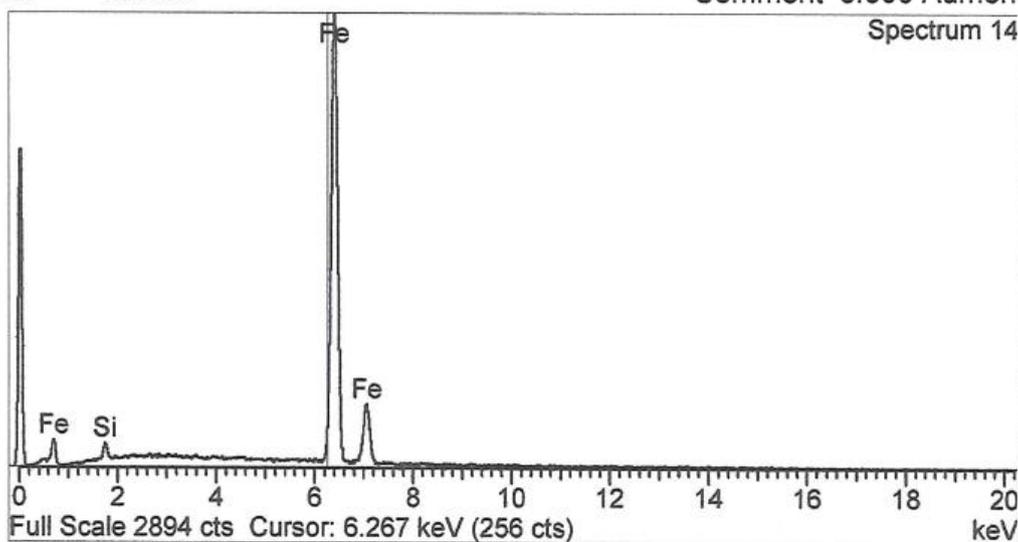
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.52	2.97
Fe K	98.48	97.03

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos
Spectrum 14



CP (escalera C, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX de una zona de la matriz con partículas de grafito degeneradas

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 2

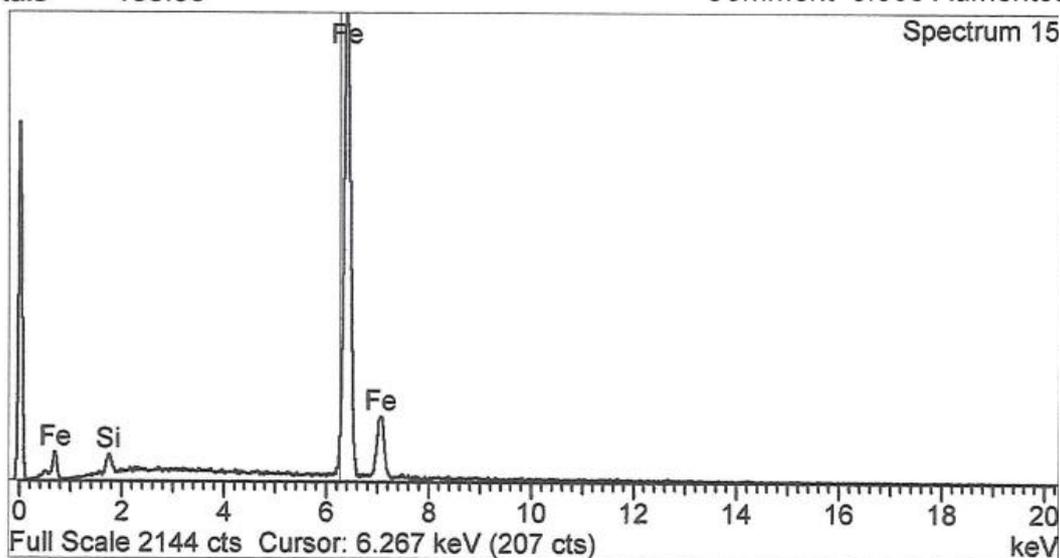
Standard :
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

Si K	1.61	3.15
Fe K	98.39	96.85

Totals 100.00

Comment 3.000 Aumentos



CP(escalera C, sección pequeña),microanálisis semicuantitativo EDX de una microinclusión en una zona con microporosidades y perlita.

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 10.452 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

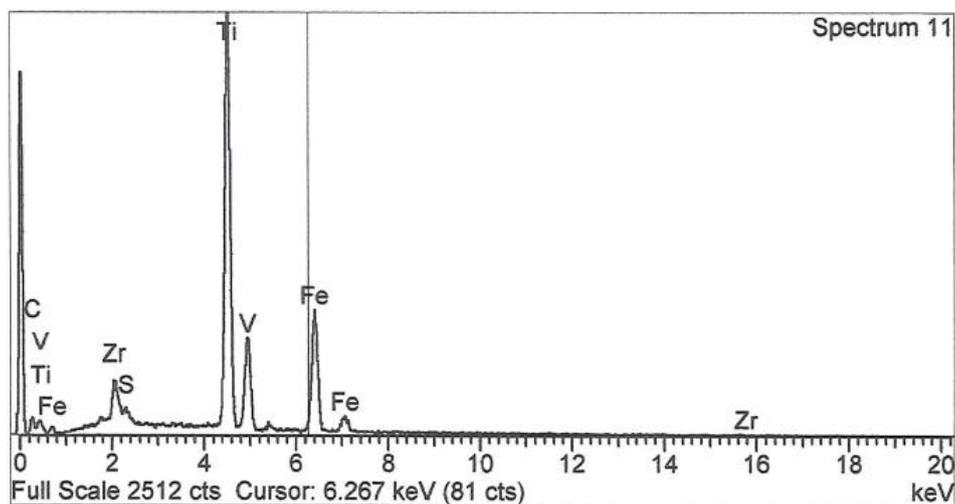
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	9.05	30.12
S K	0.62	0.77
Ti K	49.26	41.09
V K	5.94	4.66
Fe K	28.72	20.55
Zr L	6.41	2.81

Totals 100.00

Comment 50.000 Aumentos



ANEXO IV: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX de una zona con microporosidades, microinclusiones y perlita de la sección AP.

AP (escalera A, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX en el punto A de la figura 4.48 (grano de ferrita próximo a una microporosidad)

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 4.923 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

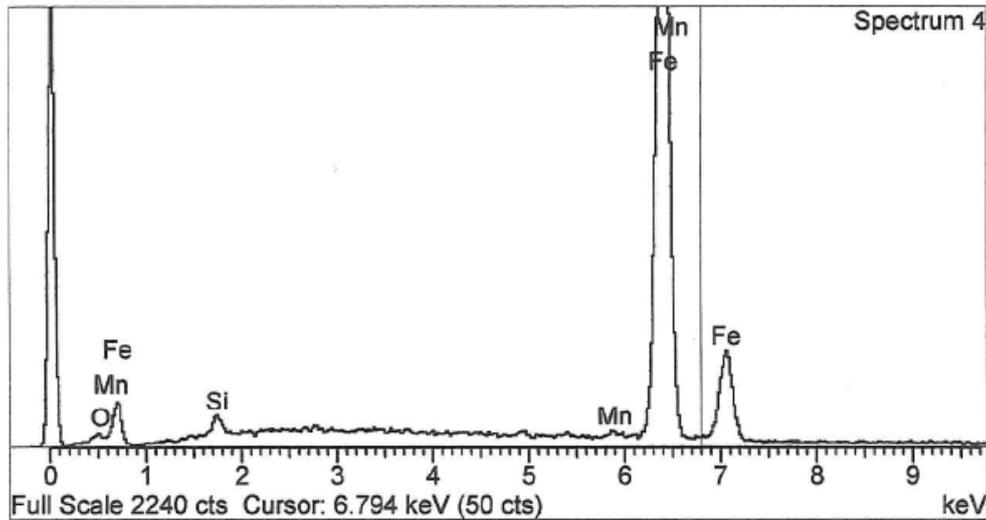
Standard :
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

O K	0.98	3.31
Si K	1.12	2.15
Mn K	0.65	0.64
Fe K	97.25	93.91

Totals 100.00

Comment: 11.000 Aumentos



INCA

AP (escalera A, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX en el punto B de la figura 4.48 (microporosidad)

Spectrum processing :
Peaks possibly omitted : 2.640, 3.660 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 5

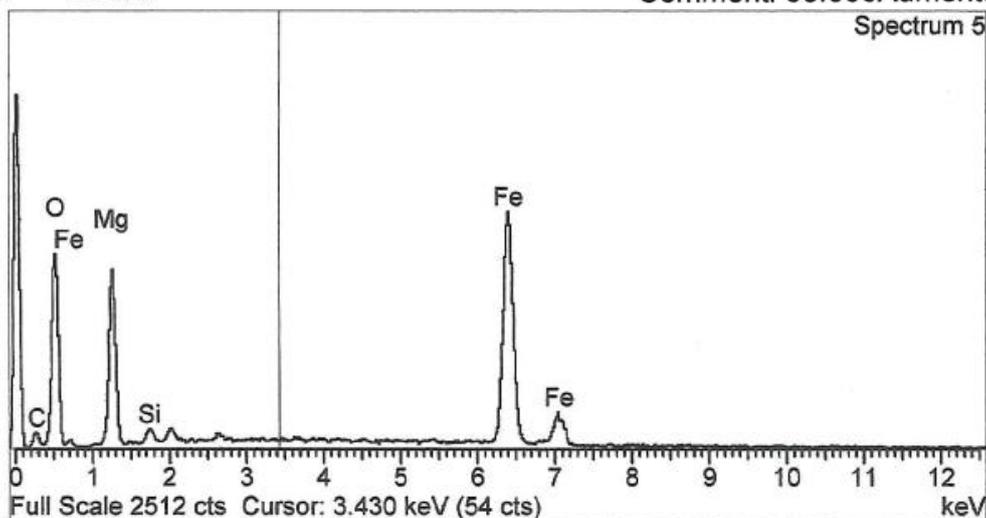
Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem... Weight% Atomic%

C K	9.03	18.25
O K	30.15	45.75
Mg K	16.14	16.12
Si K	1.08	0.93
Fe K	43.80	18.95

Totals 100.00

Comment: 65.000Aumentos



INCA

AP (escalera A, sección pequeña), microanálisis semicuantitativo EDX en el punto C de la figura 4.48 (microinclusión)

Spectrum processing :
No peaks omitted

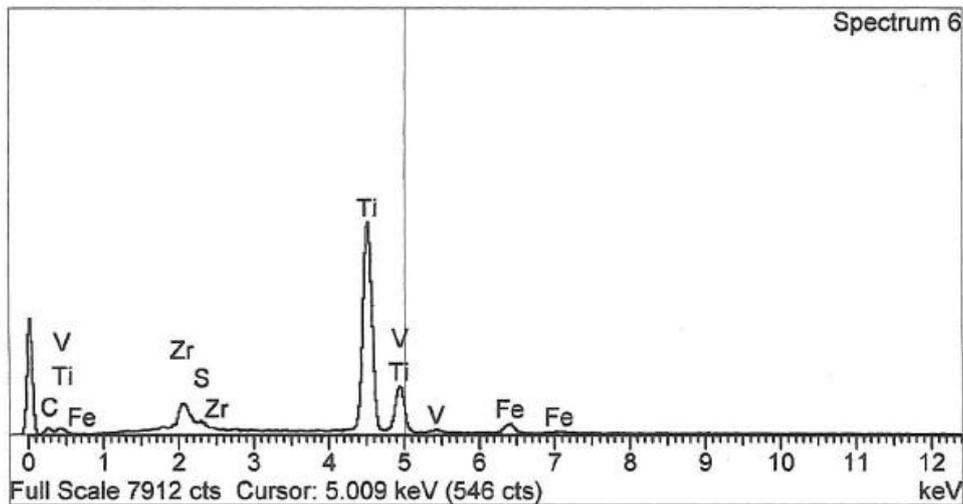
Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
V V 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Zr Zr 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	9.05	29.63
S K	0.78	0.96
Ti K	67.70	55.60
V K	7.14	5.51
Fe K	6.19	4.36
Zr L	9.15	3.95

Totals 100.00

Comment: 27.000Aumentos

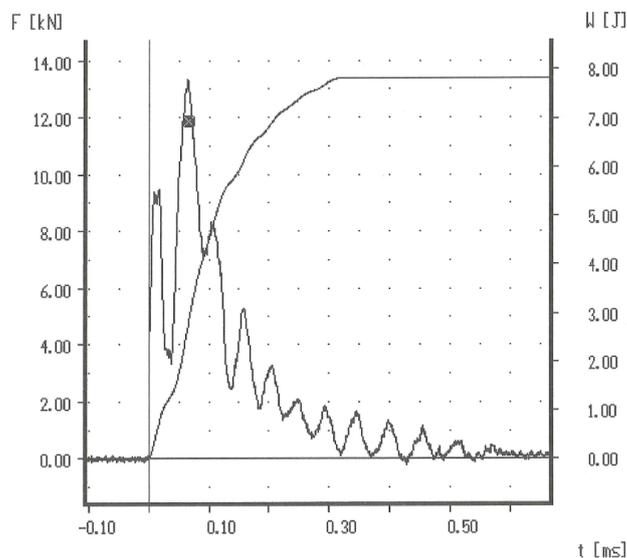


ANEXO V: Gráficas y resultados del ensayo de impacto Charpy instrumentado para las nueve secciones objeto de estudio.

AG (escalera A, sección grande), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

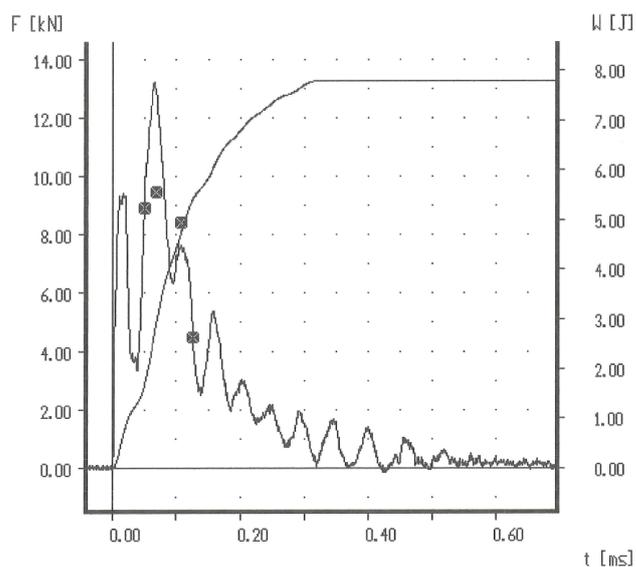
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 11.87 kN	W _m = 2.74 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 7.83 J



AG (escalera A, sección grande), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

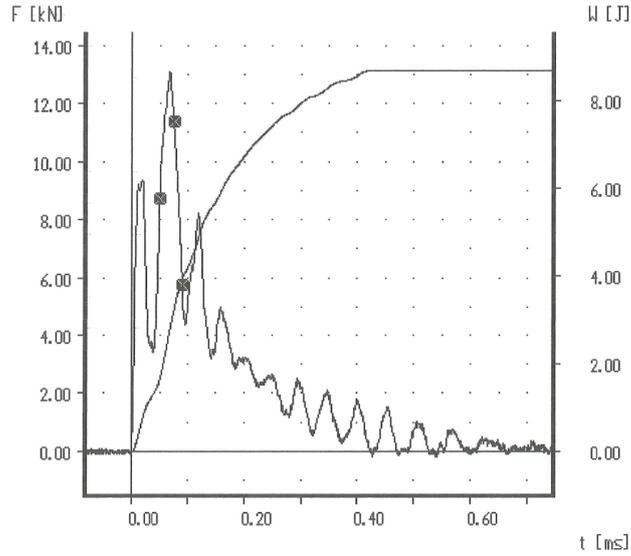
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 9.49 kN	W _m = 2.88 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.11 ms	F _{iu} = 8.44 kN	W _{iu} = 4.74 J
L = 55.00 mm		F _a = 4.47 kN	W _a = 5.44 J
S = 40.00 mm			W _t = 7.80 J



AG (escalera A, sección grande), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

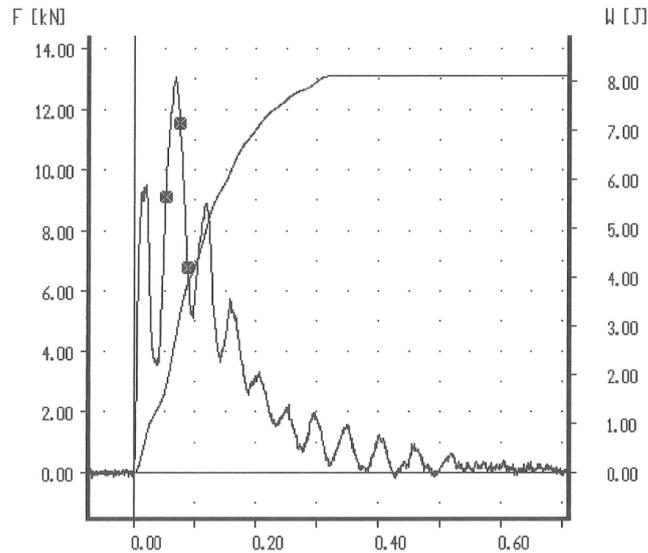
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.08 ms	F _m = 11.39 kN	W _m = 3.23 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.08 ms	F _{iu} = 11.39 kN	W _{iu} = 3.23 J
L = 55.00 mm		F _a = 5.75 kN	W _a = 3.95 J
S = 40.00 mm			W _t = 8.69 J



AM (escalera A, sección mediana), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

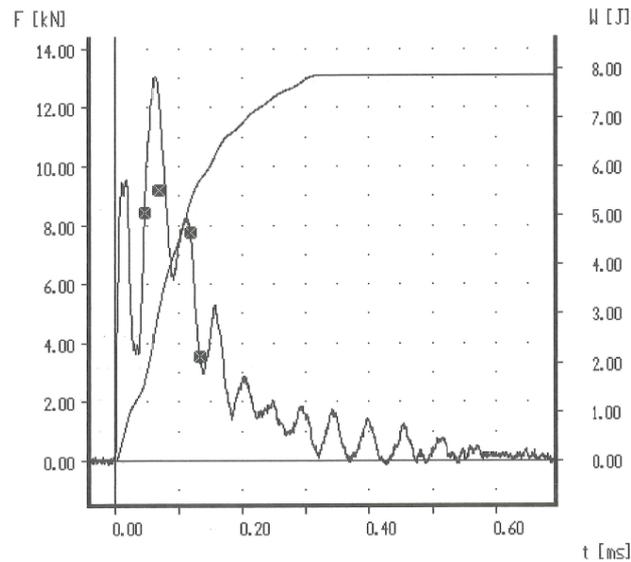
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.08 ms	F _m = 11.51 kN	W _m = 3.24 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.08 ms	F _{iu} = 11.51 kN	W _{iu} = 3.24 J
L = 55.00 mm		F _a = 6.76 kN	W _a = 3.85 J
S = 40.00 mm			W _t = 8.13 J



AM (escalera A, sección mediana), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

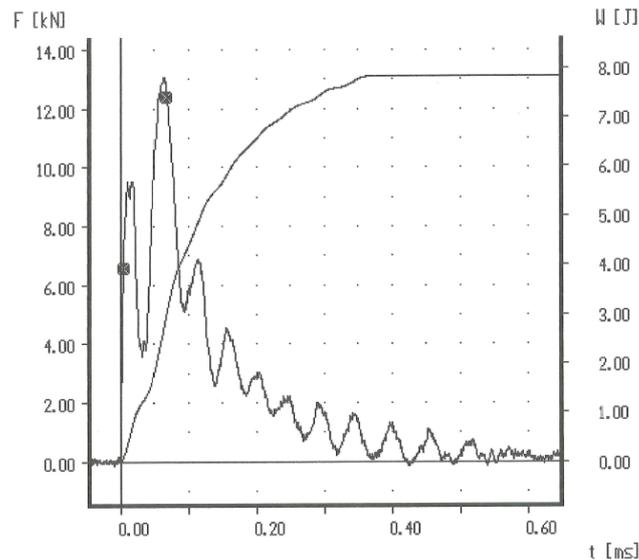
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 9.18 kN	W _m = 3.07 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.12 ms	F _{iu} = 7.76 kN	W _{iu} = 5.32 J
L = 55.00 mm		F _a = 3.55 kN	W _a = 5.72 J
S = 40.00 mm			W _t = 7.86 J



AM (escalera A, sección mediana), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 12.40 kN	W _m = 2.92 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 7.84 J

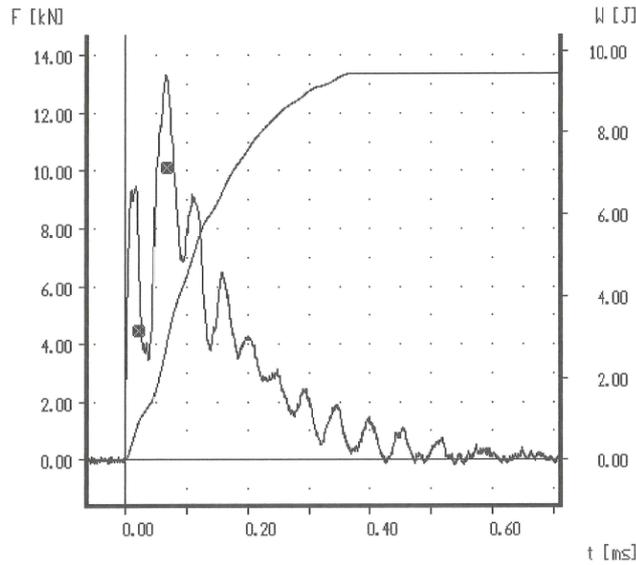


AP (escalera A, sección pequeña), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm   t_m = 0.07 ms  F_m = 10.10 kN  W_m = 2.88 J
B = 10.00 mm   t_iu = -- ms   F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm   F_a = -- kN   W_a = -- J
S = 40.00 mm   W_t = 9.45 J
    
```

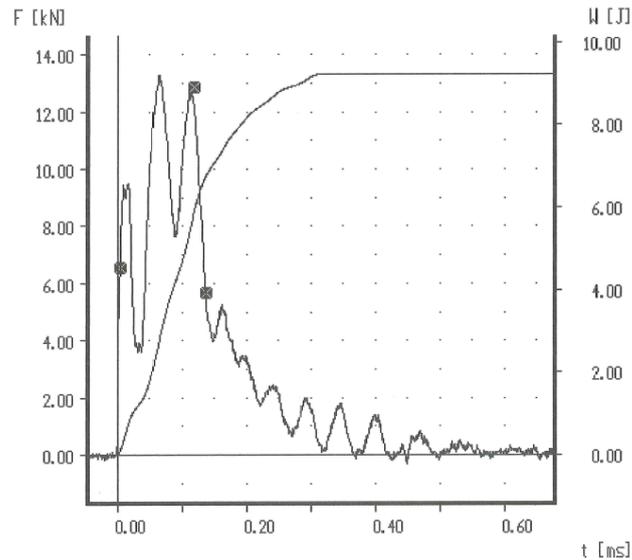


AP (escalera A, sección pequeña), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm   t_m = 0.12 ms  F_m = 12.84 kN  W_m = 5.84 J
B = 10.00 mm   t_iu = 0.12 ms  F_iu = 12.84 kN  W_iu = 5.84 J
L = 55.00 mm   F_a = 5.68 kN  W_a = 6.76 J
S = 40.00 mm   W_t = 9.24 J
    
```

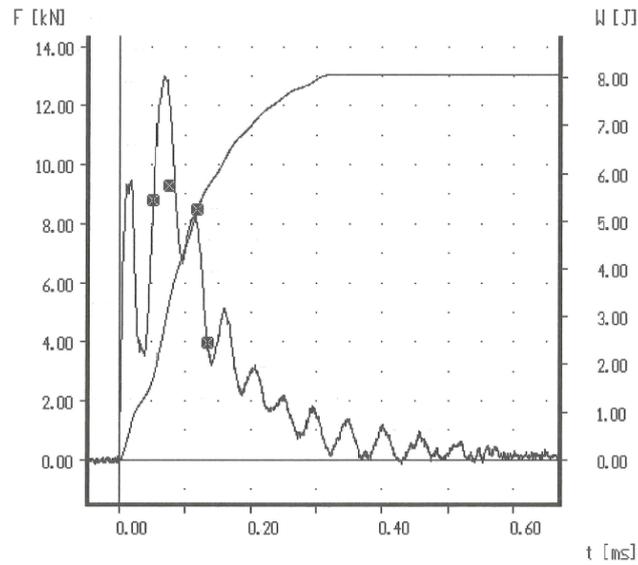


AP (escalera A, sección pequeña), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

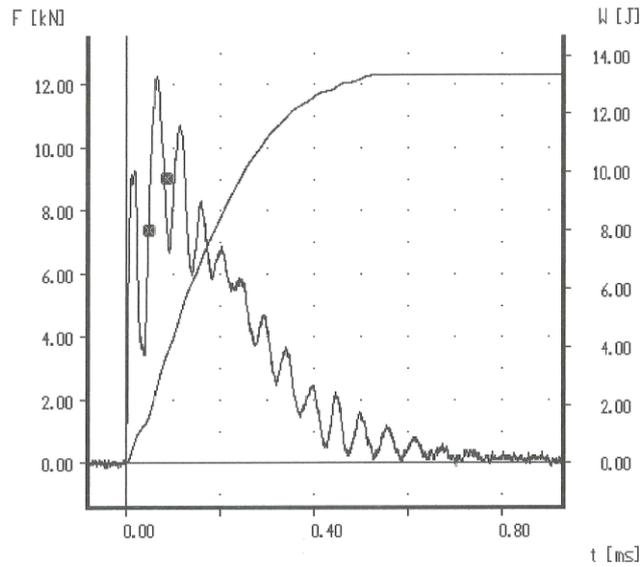
-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm    t_m =    0.07 ms    F_m =    9.27 kN    W_m =    3.19 J
B = 10.00 mm    t_iu =   0.12 ms    F_iu =    8.46 kN    W_iu =    5.24 J
L = 55.00 mm                    F_a =    3.98 kN    W_a =    5.72 J
S = 40.00 mm                                W_t =    8.06 J
-----
    
```



BG (escalera B, sección grande), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

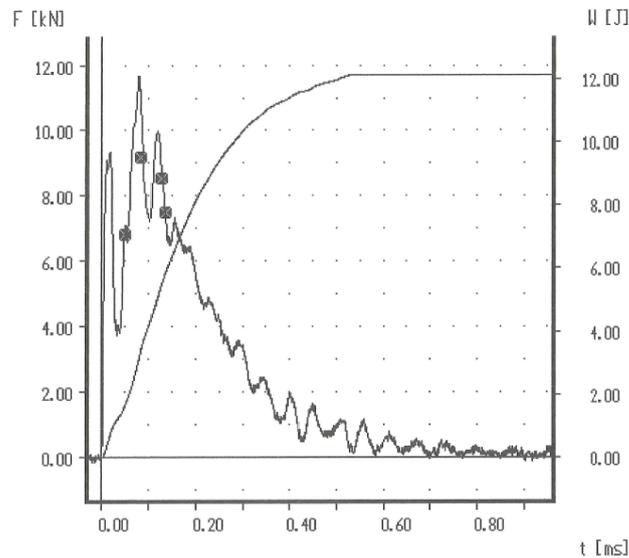
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.09 ms	F _m = 9.03 kN	W _m = 3.75 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 13.35 J



BG (escalera B, sección grande), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

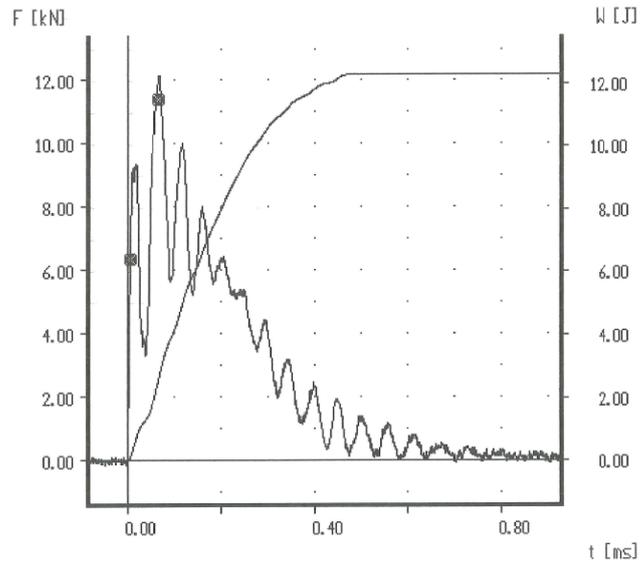
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.08 ms	F _m = 9.18 kN	W _m = 3.35 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.13 ms	F _{iu} = 8.54 kN	W _{iu} = 5.54 J
L = 55.00 mm		F _a = 7.51 kN	W _a = 5.82 J
S = 40.00 mm			W _t = 12.11 J



BG (escalera B, sección grande), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

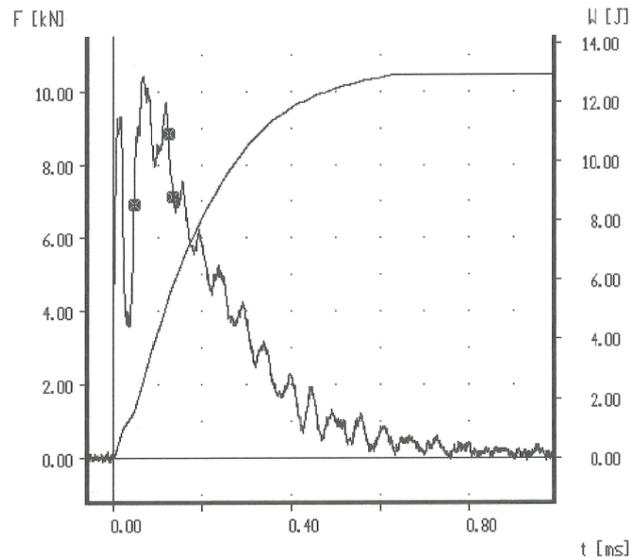
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 11.39 kN	W _m = 2.61 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 12.28 J



BM (escalera B, sección grande), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

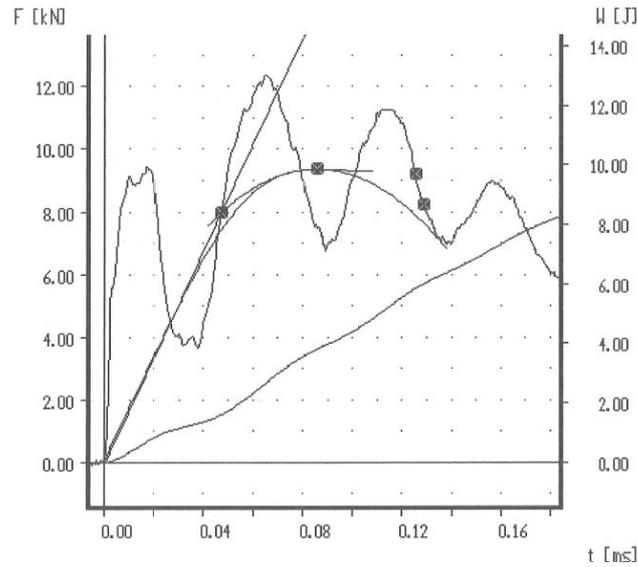
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.12 ms	F _m = 8.86 kN	W _m = 5.38 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.12 ms	F _{iu} = 8.86 kN	W _{iu} = 5.38 J
L = 55.00 mm		F _a = 7.12 kN	W _a = 5.83 J
S = 40.00 mm			W _t = 12.93 J



BM (escalera B, sección grande), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

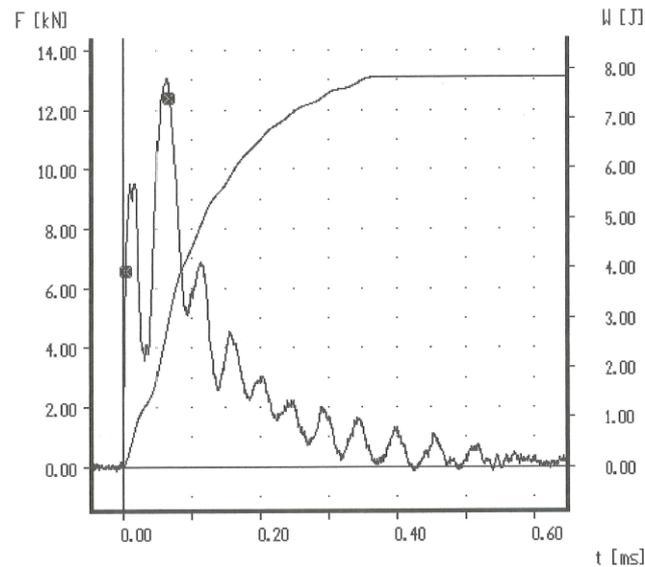
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.09 ms	F _m = 9.37 kN	W _m = 3.81 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.13 ms	F _{iu} = 9.21 kN	W _{iu} = 5.87 J
L = 55.00 mm		F _a = 8.24 kN	W _a = 6.01 J
S = 40.00 mm			W _t = 13.06 J



BM (escalera B, sección grande), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

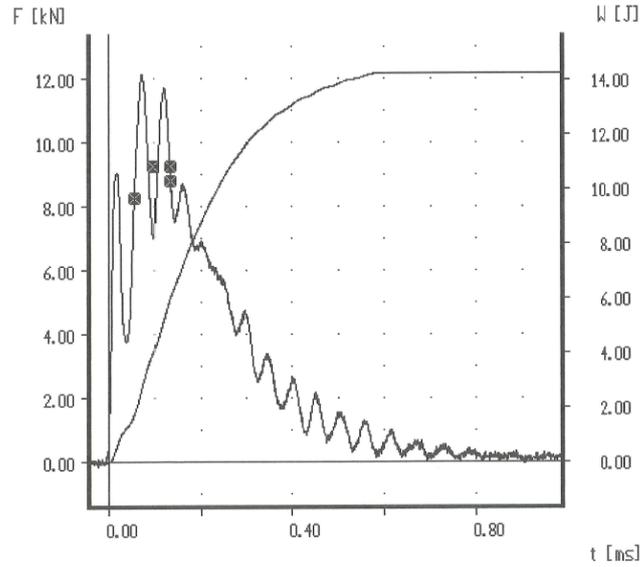
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 12.40 kN	W _m = 2.92 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 7.84 J



BP (escalera B, sección pequeña), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

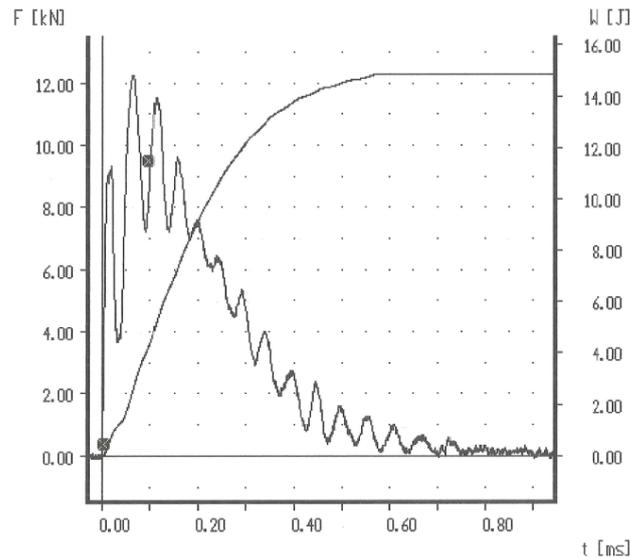
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.10 ms	F _m = 9.25 kN	W _m = 4.01 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.13 ms	F _{iu} = 9.24 kN	W _{iu} = 6.02 J
L = 55.00 mm		F _a = 8.78 kN	W _a = 6.04 J
S = 40.00 mm			W _t = 14.23 J



BP (escalera B, sección pequeña), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.10 ms	F _m = 9.50 kN	W _m = 4.18 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 14.86 J

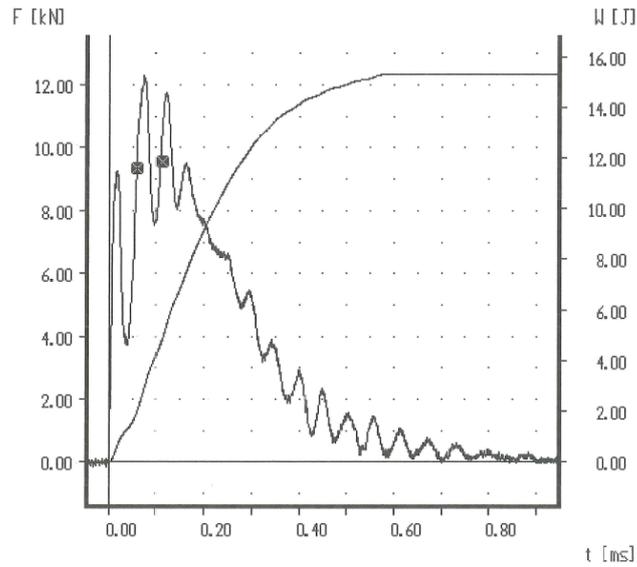


BP (escalera B, sección pequeña), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm   t_m = 0.11 ms  F_m = 9.57 kN  W_m = 4.80 J
B = 10.00 mm   t_iu = -- ms   F_iu = -- kN  W_iu = -- J
L = 55.00 mm   F_a = -- kN   W_a = -- J
S = 40.00 mm   W_t = 15.31 J
-----
    
```

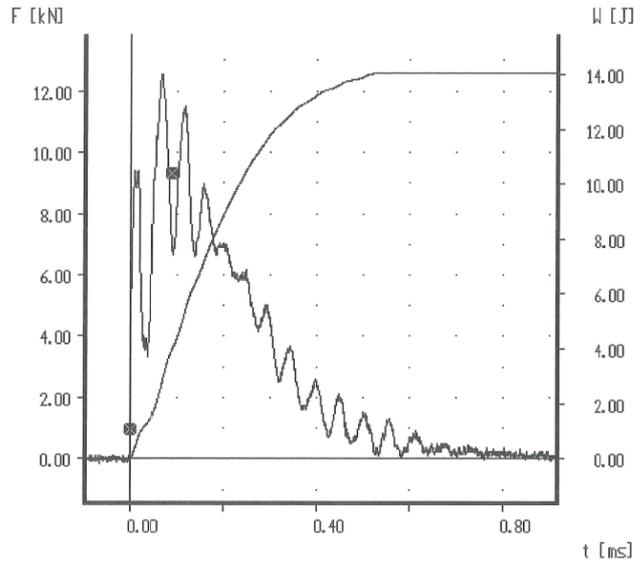


CG (escalera C, sección grande), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm   t_m = 0.09 ms   F_m = 9.30 kN   W_m = 3.95 J
B = 10.00 mm   t_iu = -- ms    F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm   F_a = -- kN     W_a = -- J
S = 40.00 mm   W_t = 14.05 J
    
```

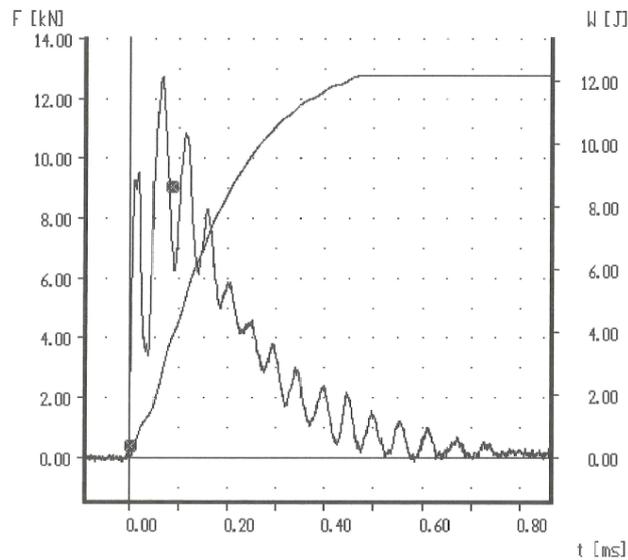


CG (escalera C, sección grande), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

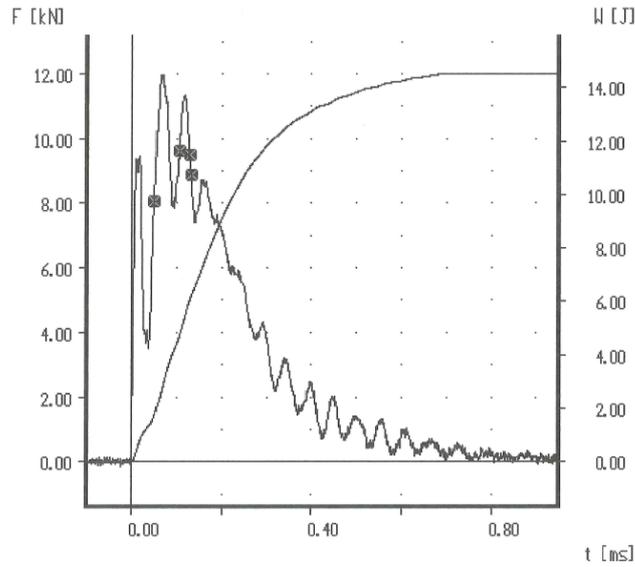
-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm   t_m = 0.09 ms   F_m = 9.03 kN   W_m = 3.78 J
B = 10.00 mm   t_iu = -- ms    F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm   F_a = -- kN     W_a = -- J
S = 40.00 mm   W_t = 12.17 J
    
```



CG (escalera C, sección grande), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

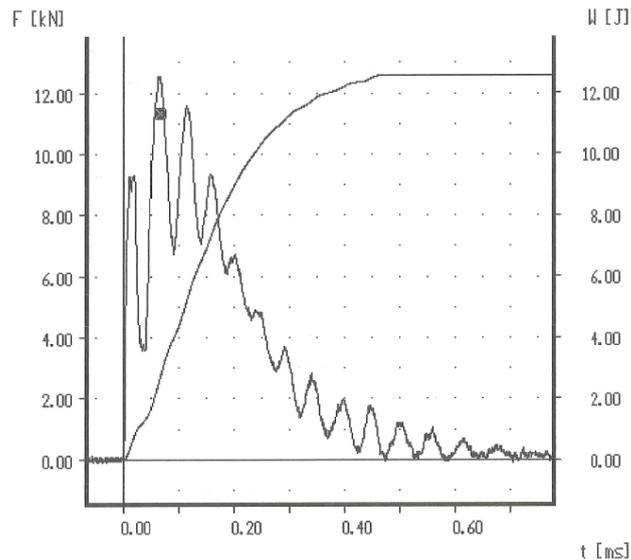
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.10 ms	F _m = 9.62 kN	W _m = 4.64 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.13 ms	F _{iu} = 9.48 kN	W _{iu} = 6.02 J
L = 55.00 mm		F _a = 8.88 kN	W _a = 6.20 J
S = 40.00 mm			W _t = 14.52 J



CM (escalera C, sección mediana), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.07 ms	F _m = 11.34 kN	W _m = 2.64 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 12.56 J

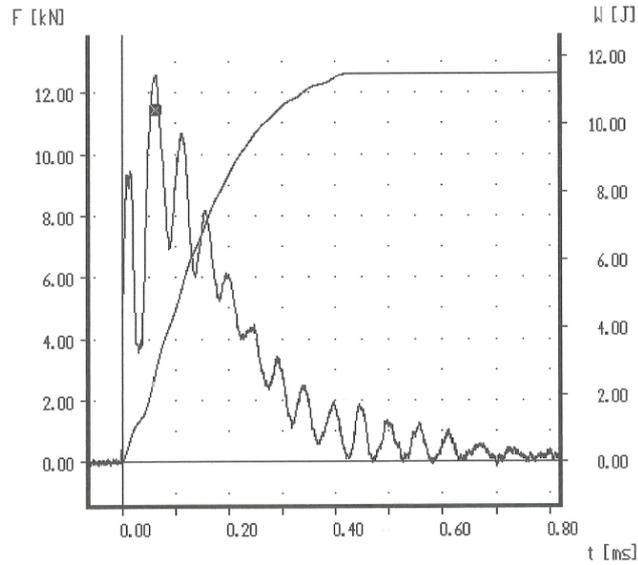


CM (escalera C, sección mediana), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm    t_m = 0.06 ms  F_m = 11.45 kN  W_m = 2.67 J
B = 10.00 mm    t_iu = -- ms   F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm    F_a = -- kN   W_a = -- J
S = 40.00 mm    W_t = 11.50 J
    
```

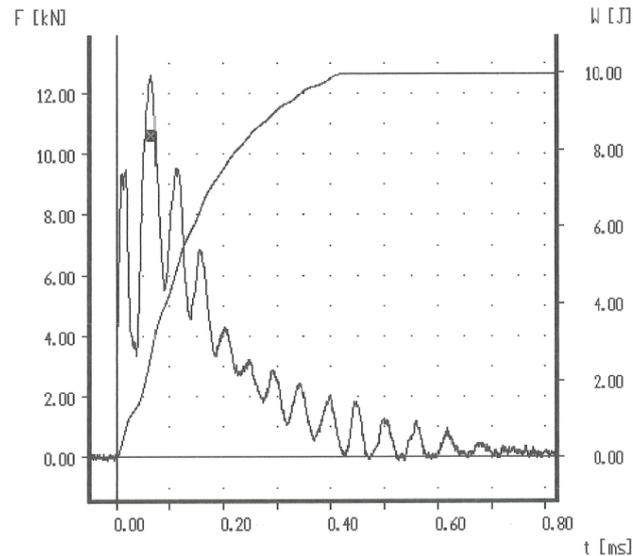


CM (escalera C, sección mediana), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

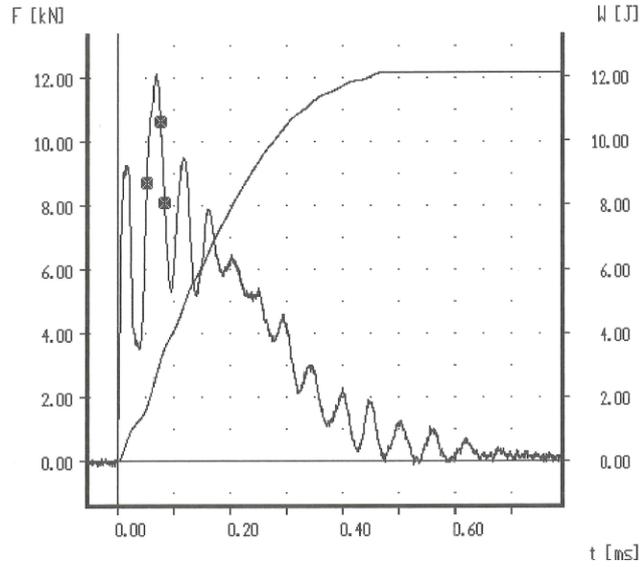
-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm    t_m = 0.07 ms  F_m = 10.60 kN  W_m = 2.65 J
B = 10.00 mm    t_iu = -- ms   F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm    F_a = -- kN   W_a = -- J
S = 40.00 mm    W_t = 9.96 J
    
```



CP (escalera C, sección pequeña), 1ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

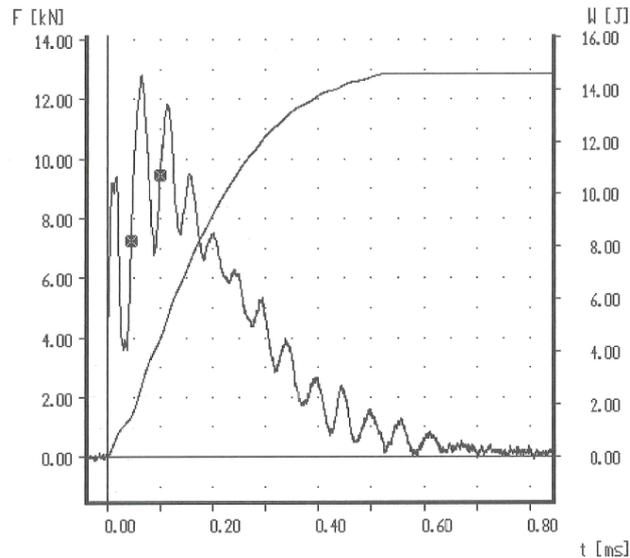
Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.08 ms	F _m = 10.62 kN	W _m = 3.16 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = 0.08 ms	F _{iu} = 10.62 kN	W _{iu} = 3.16 J
L = 55.00 mm		F _a = 8.09 kN	W _a = 3.52 J
S = 40.00 mm			W _t = 12.12 J



CP (escalera C, sección pequeña), 2ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

Dimensions	Time	Force	Energy
W = 10.00 mm	t _m = 0.10 ms	F _m = 9.46 kN	W _m = 4.49 J
B = 10.00 mm	t _{iu} = -- ms	F _{iu} = -- kN	W _{iu} = -- J
L = 55.00 mm		F _a = -- kN	W _a = -- J
S = 40.00 mm			W _t = 14.59 J

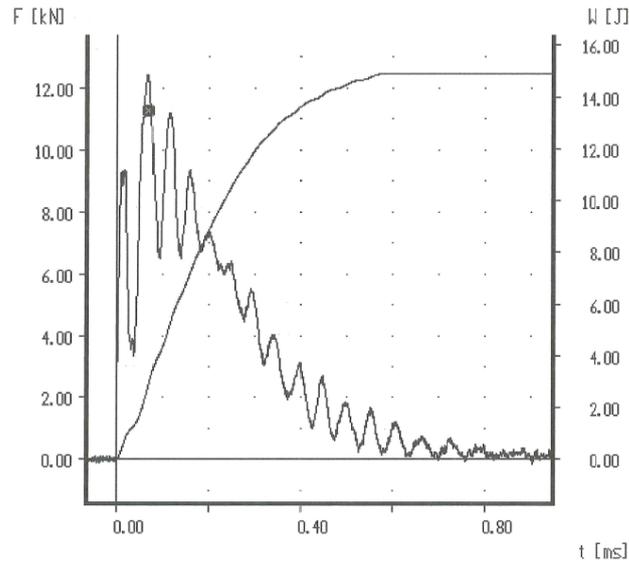


CP (escalera C, sección pequeña), 3ª probeta, ensayo de impacto Charpy instrumentado.

Impact Velocity : 5.52 m/s
 Potential Energy : 149.99 J
 Temperature : -20.00 °C

```

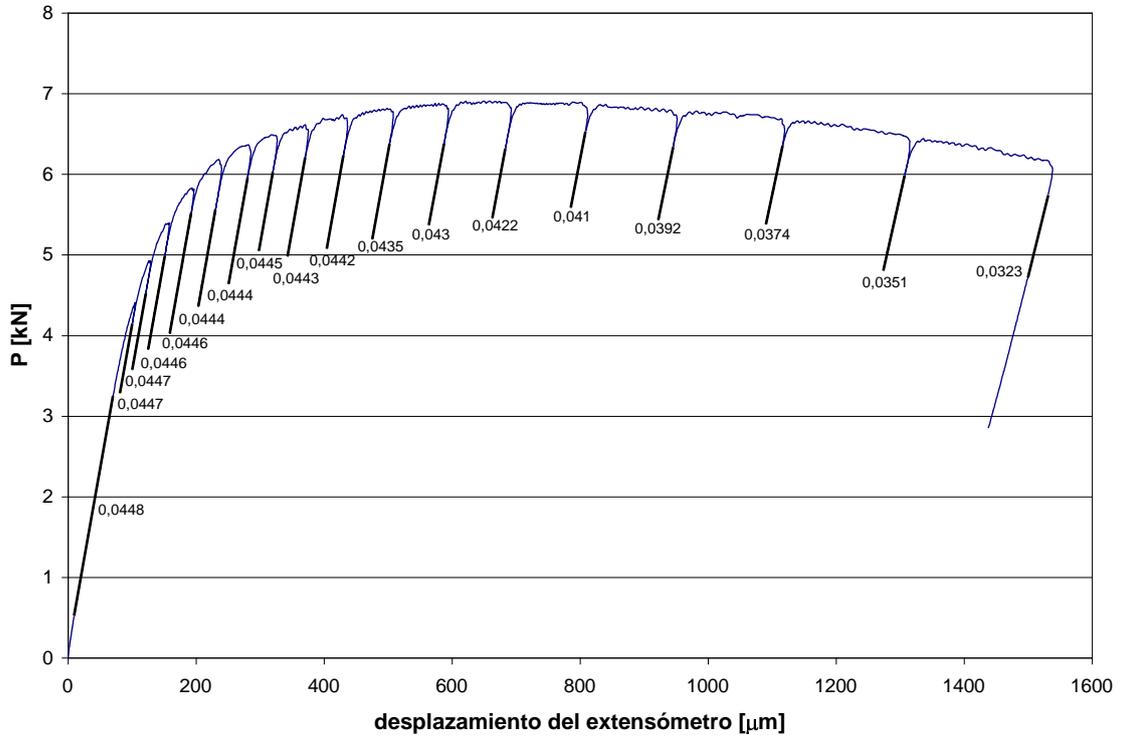
-----
Dimensions      Time      Force      Energy
W = 10.00 mm    t_m = 0.07 ms  F_m = 11.29 kN  W_m = 2.73 J
B = 10.00 mm    t_iu = -- ms   F_iu = -- kN   W_iu = -- J
L = 55.00 mm    F_a = -- kN   W_a = -- J
S = 40.00 mm    W_t = 14.91 J
    
```



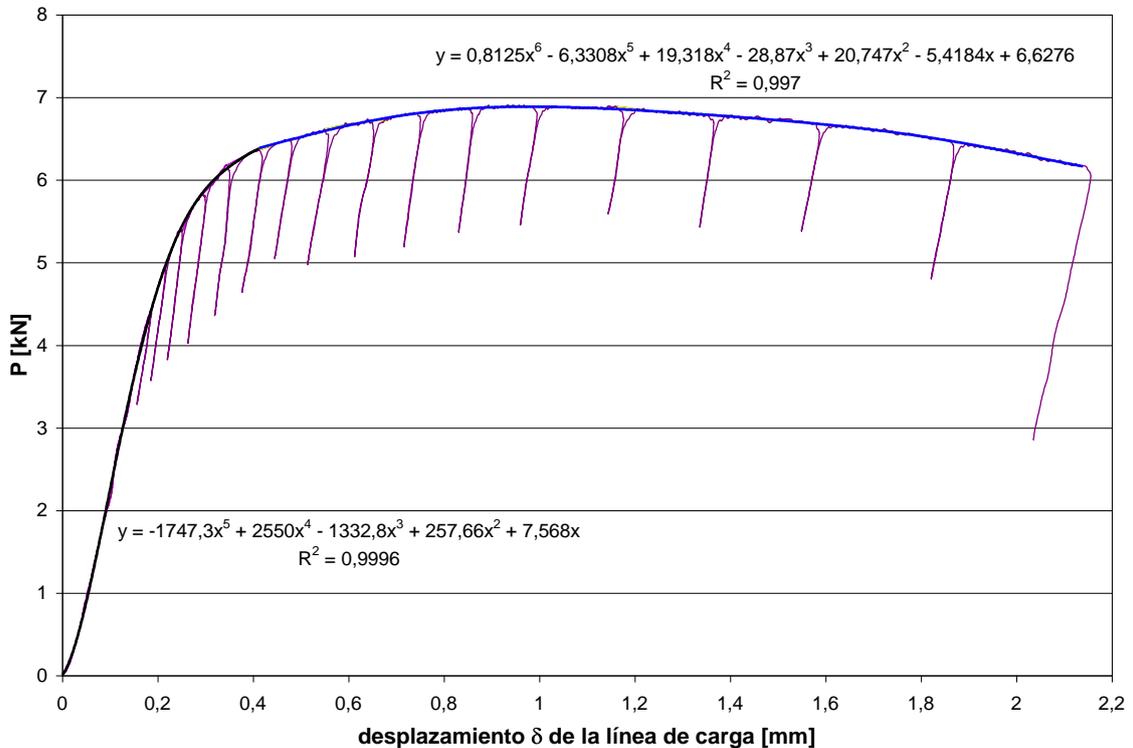
ANEXO VI: Gráficas y resultados del ensayo de tenacidad de fractura (J_{IC}) para las nueve secciones objeto de estudio.

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “AG (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

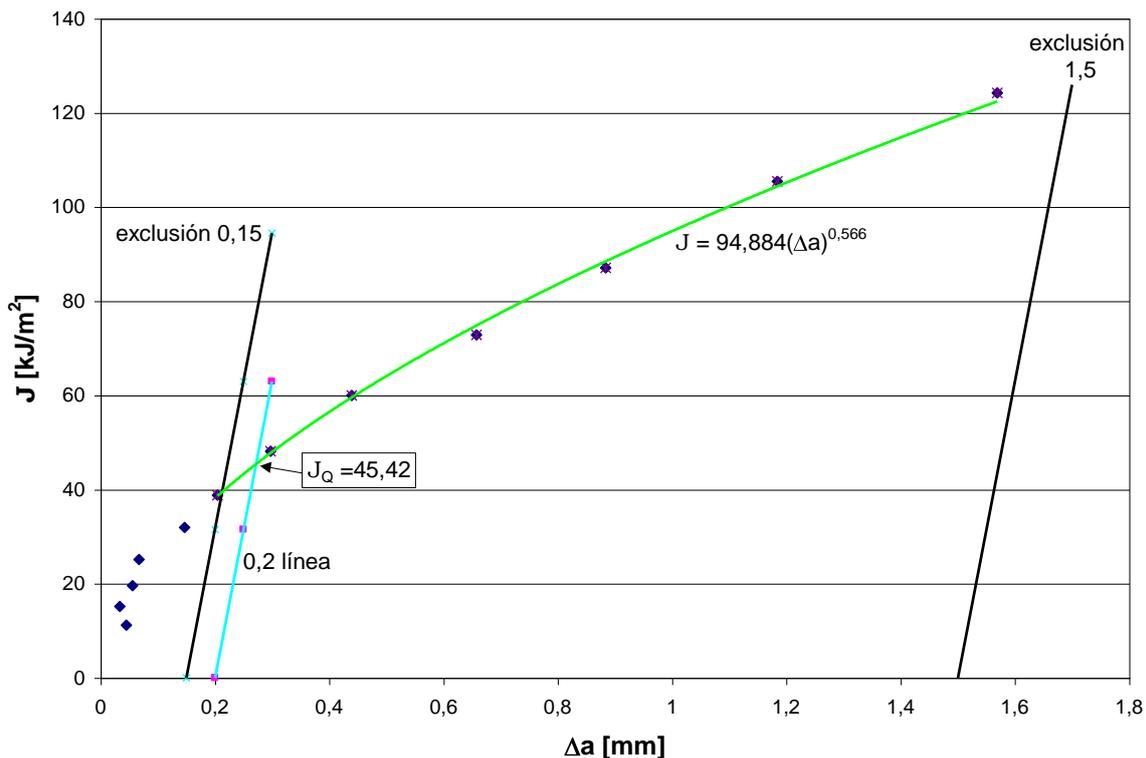


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
6,36067	0,41295642	22,5225	19,0832112	26,34	19,23	0,11008602	19,1279329
6,47404	0,47806631	22,4719	19,0832112	26,34	19,23	0,11019624	19,1166704
6,61123	0,55015815	22,5734	19,0832112	26,34	19,23	0,1099755	19,1392299
6,70995	0,63626976	22,6244	19,0832112	26,34	19,23	0,1098651	19,1505169
6,80059	0,74210675	22,9885	19,0832112	26,34	19,23	0,10908687	19,2301735
6,85904	0,84489276	23,2558	19,0832112	26,34	19,23	0,10852638	19,2876427
6,88726	0,98398009	23,6967	19,0832112	26,34	19,23	0,10762119	19,3806287
6,88696	1,15976586	24,3902	19,0832112	26,34	19,23	0,10624385	19,5225255
6,79174	1,35054694	25,5102	19,0832112	26,34	19,23	0,104131	19,7411552
6,69042	1,56478532	26,738	19,0832112	26,34	19,23	0,1019587	19,9671333
6,4919	1,84373286	28,49	19,0832112	26,34	19,23	0,09908955	20,2674452
6,17084	2,13944685	30,9598	19,0832112	26,34	19,23	0,09544007	20,6524226
1		22,3214				0,11052612	19,0832112

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03337297	1,00915002	1,61279973	0,45945414	1,15463794	10,0528669	11,2075048	0,04472166
0,03331218	1,40512372	1,61279973	0,46764326	1,19616434	13,9974448	15,1936092	0,03345917
0,03343413	1,84399449	1,61279973	0,47755299	1,2473968	18,3693512	19,616748	0,05601873
0,03349539	2,39320295	1,61279973	0,48468389	1,28492761	23,8404105	25,1253381	0,06730574
0,03393258	3,07765594	1,61279973	0,49123115	1,31987644	30,6587375	31,9786139	0,14696232
0,03425333	3,75916014	1,61279973	0,4954532	1,34266221	37,4476895	38,7903517	0,2044315
0,034782	4,69668219	1,61279973	0,49749163	1,35373311	46,7870189	48,140752	0,29741745
0,03561259	5,88572527	1,61279973	0,49746996	1,35361517	58,6319295	59,9855446	0,43931435
0,0369516	7,18006775	1,61279973	0,49059188	1,31644342	71,5258029	72,8422463	0,65794399
0,03841627	8,61673902	1,61279973	0,48327317	1,27745867	85,8375155	87,1149742	0,88392207
0,04050079	10,4636499	1,61279973	0,46893335	1,20277318	104,235919	105,438692	1,18423405
0,04342927	12,3617072	1,61279973	0,44574203	1,08674754	123,143828	124,230576	1,56921142

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

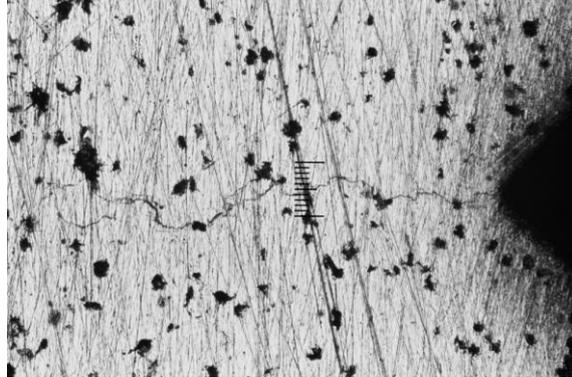


Figura e.2. Escala=200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 45.42$ MPa·mm y $\sigma_Y = 314.9$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 3.6$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 3.6 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 53.704(\Delta a)^{-0.434}$, y su valor en Δa_Q (0.272 mm) es 94.48 Mpa, menor que σ_Y (314.9 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

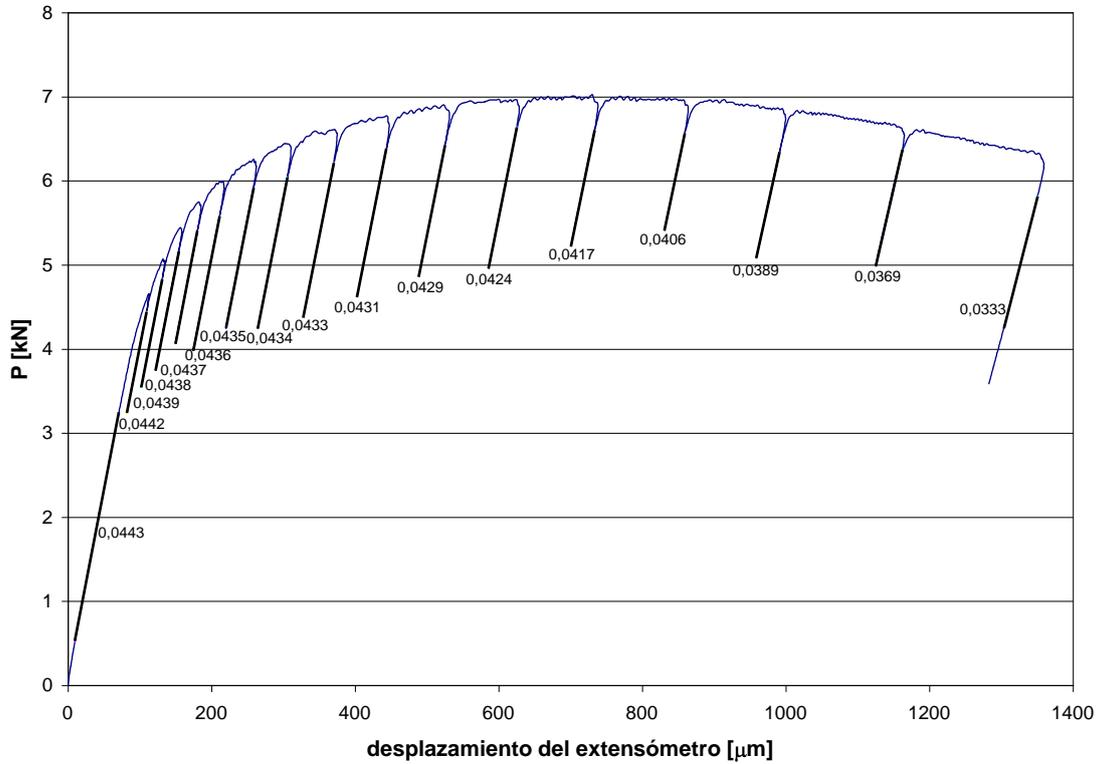
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{IC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 45.42$ MPa·mm:

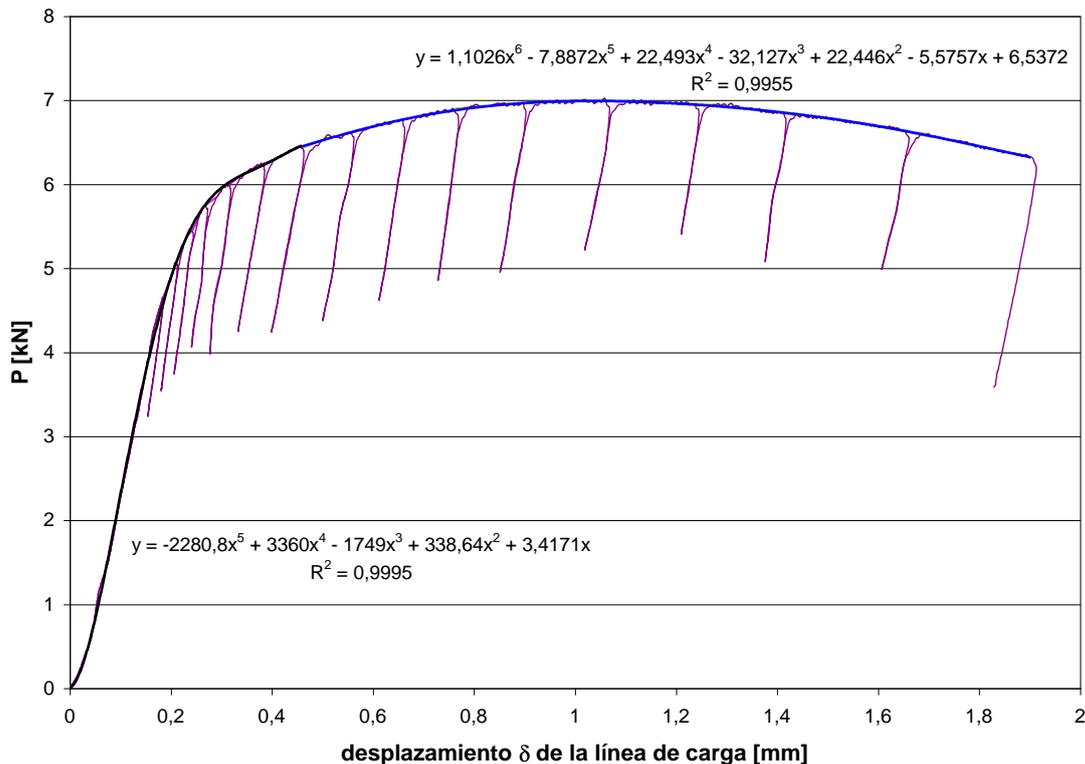
$$K_{IC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 91.1 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “AG (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

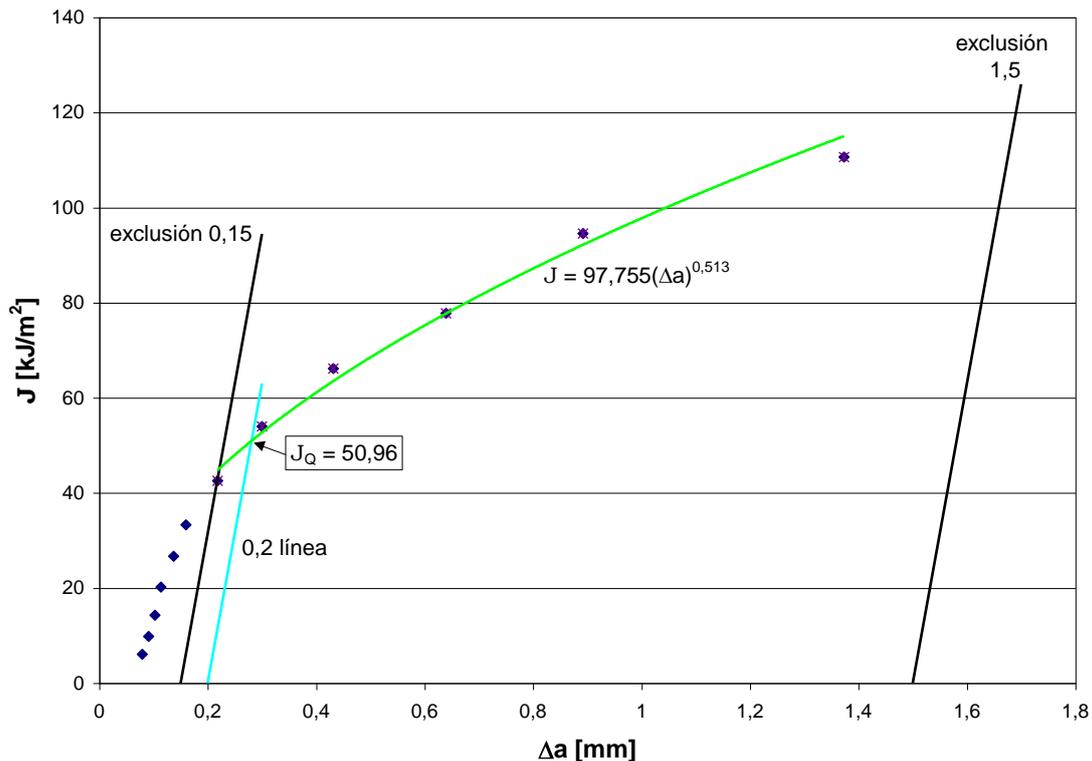


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_0 [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,99155	0,31616094	22,9358	19,1392299	26,34	19,23	0,10919845	19,2187432
6,22654	0,38419209	22,9885	19,1392299	26,34	19,23	0,10908687	19,2301735
6,42781	0,45986166	23,0415	19,1392299	26,34	19,23	0,10897502	19,2416355
6,60726	0,55587084	23,0947	19,1392299	26,34	19,23	0,1088631	19,2531073
6,7687	0,65690635	23,2019	19,1392299	26,34	19,23	0,10863868	19,2761219
6,9013	0,75815645	23,31	19,1392299	26,34	19,23	0,10841382	19,2991936
6,96432	0,89508458	23,5849	19,1392299	26,34	19,23	0,10784849	19,357259
6,99423	1,06055941	23,9808	19,1392299	26,34	19,23	0,10705024	19,4393892
6,95669	1,2371913	24,6305	19,1392299	26,34	19,23	0,10577927	19,5704995
6,84896	1,40703295	25,7069	19,1392299	26,34	19,23	0,10377327	19,7782857
6,62709	1,65277951	27,1003	19,1392299	26,34	19,23	0,10134418	20,0312796
6,32145	1,90218697	30,03	19,1392299	26,34	19,23	0,09676445	20,5123324
1		22,5734				0,1099755	19,1392299

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_0/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03386932	0,50451688	1,6170621	0,43393507	1,02993776	5,04817986	6,07811762	0,07951327
0,03393258	0,87175619	1,6170621	0,4509541	1,11231084	8,72276474	9,83507558	0,09094362
0,03399619	1,30715764	1,6170621	0,46553098	1,18538292	13,0793779	14,2647608	0,10240563
0,03406004	1,89339006	1,6170621	0,47852756	1,25249326	18,9452009	20,1976941	0,11387736
0,03418867	2,53001925	1,6170621	0,49021977	1,31444717	25,3152923	26,6297395	0,13689196
0,03431834	3,18693228	1,6170621	0,49982326	1,36645212	31,8883432	33,2547953	0,15996369
0,03464799	4,11232417	1,6170621	0,50438746	1,39152188	41,1477851	42,539307	0,21802914
0,0351224	5,24902595	1,6170621	0,50655367	1,40350002	52,5215871	53,9250871	0,30015927
0,03590012	6,47113753	1,6170621	0,50383486	1,38847449	64,7499967	66,1384712	0,43126959
0,03718647	7,64054411	1,6170621	0,49603256	1,34580415	76,4510418	77,796846	0,63905579
0,03884785	9,31950211	1,6170621	0,47996374	1,26002262	93,2506423	94,5106649	0,89204972
0,04232811	10,9428892	1,6170621	0,45782791	1,14647877	109,494201	110,64068	1,37310253

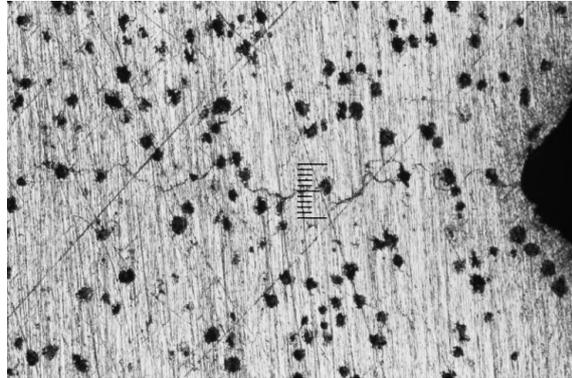
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 50.96$ MPa·mm y $\sigma_Y = 314.9$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 50.148(\Delta a)^{-0.487}$, y su valor en Δa_Q (0.281 mm) es 93.1 Mpa, menor que σ_Y (314.9 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

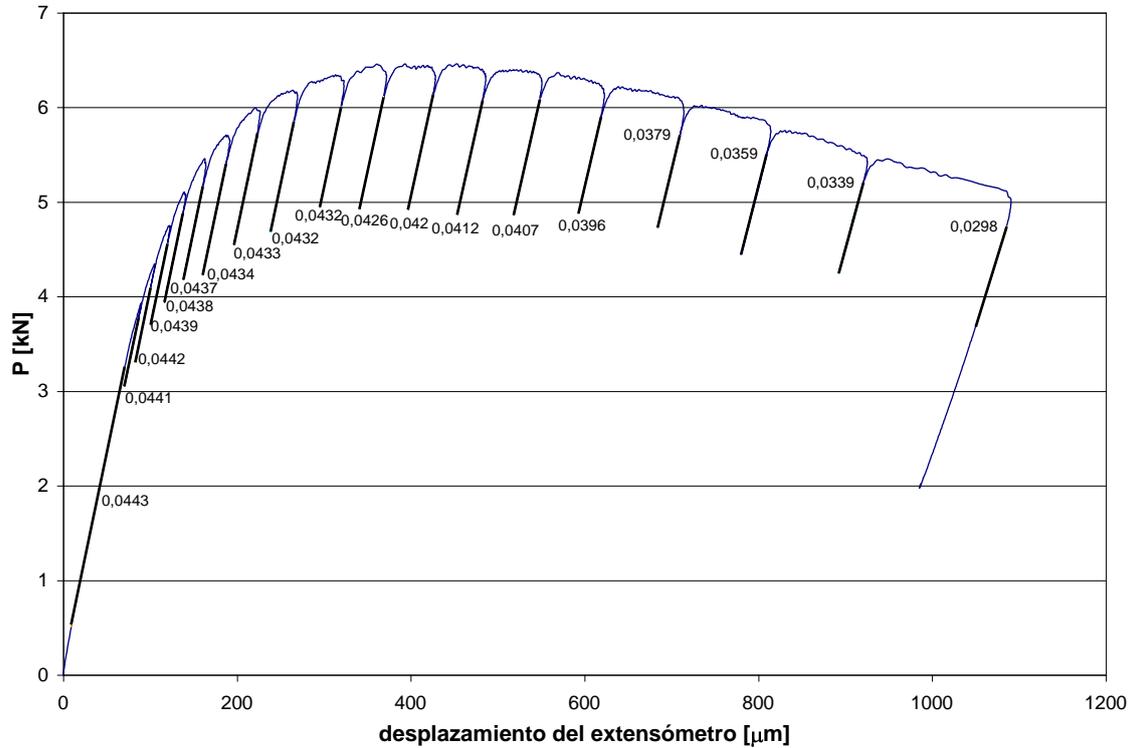
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{IC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 50.96$ MPa·mm:

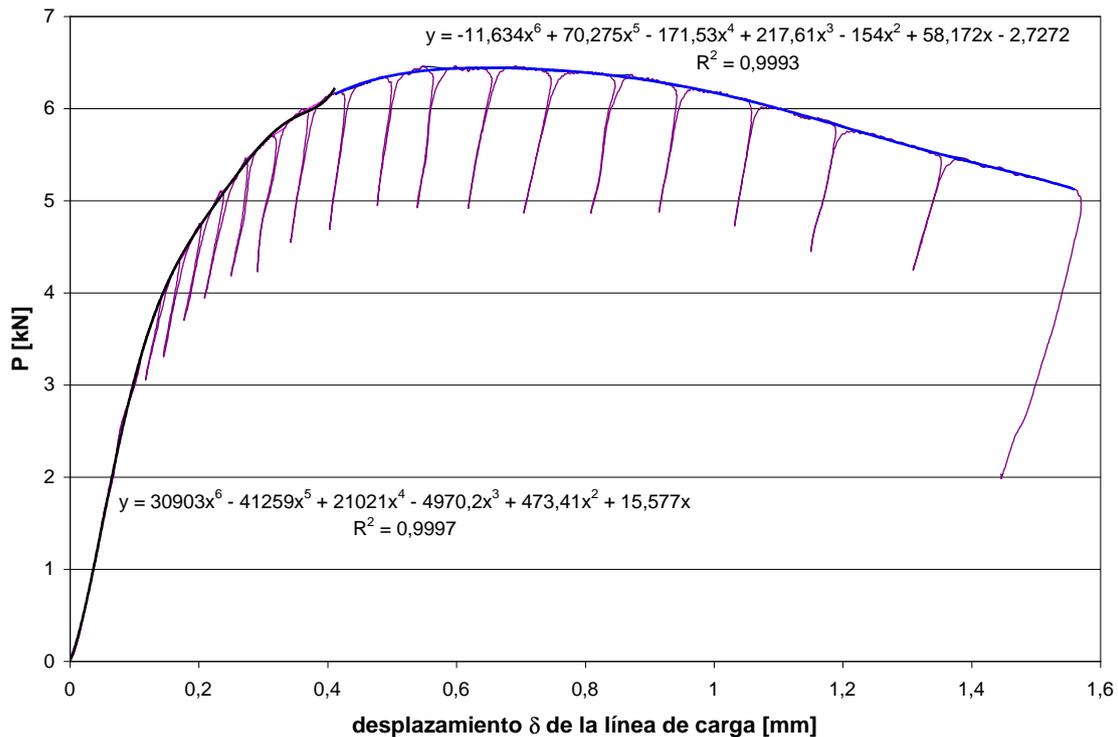
$$K_{IC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 96.5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA AM (primera)

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

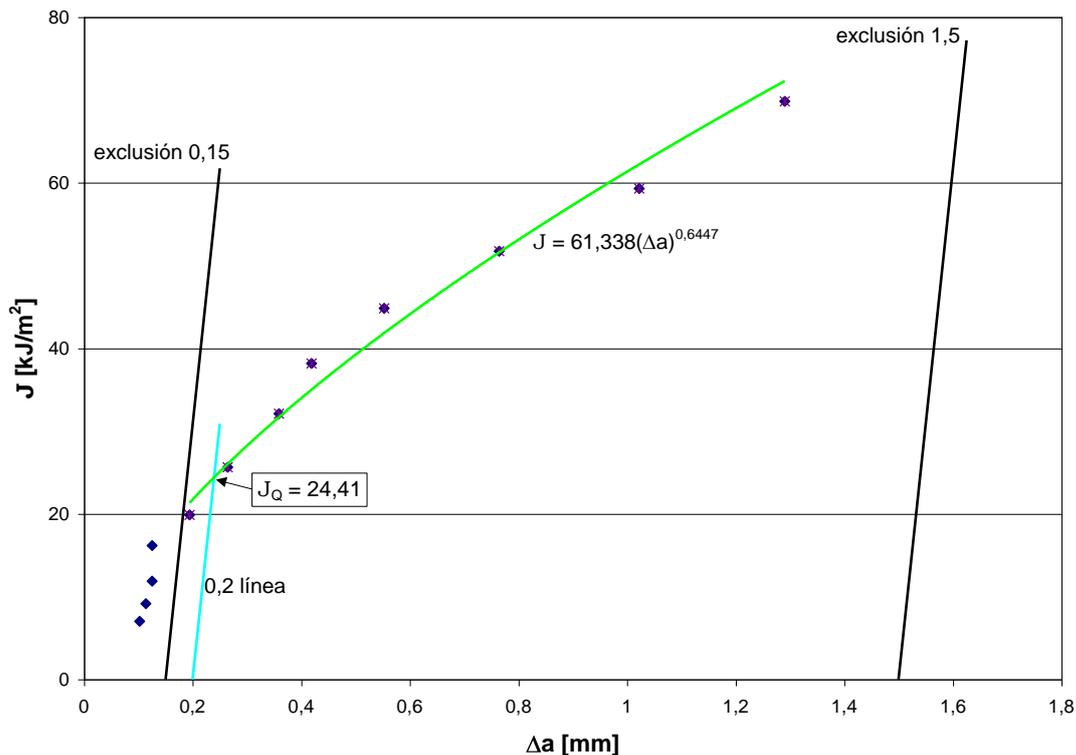


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,70223	0,31705001	23,0415	19,1394545	27,78	20,67	0,10897502	19,2416355
5,9917	0,36176666	23,0947	19,1394545	27,78	20,67	0,1088631	19,2531073
6,16993	0,41176265	23,1481	19,1394545	27,78	20,67	0,10875113	19,2645885
6,34358	0,4851933	23,1481	19,1394545	27,78	20,67	0,10875113	19,2645885
6,45634	0,54775255	23,4742	19,1394545	27,78	20,67	0,10807503	19,3339804
6,442	0,63822896	23,8095	19,1394545	27,78	20,67	0,10739336	19,4040658
6,404	0,73961442	24,2718	19,1394545	27,78	20,67	0,10647511	19,4986659
6,35578	0,83422113	24,57	19,1394545	27,78	20,67	0,10589564	19,5584775
6,2273	0,93827681	25,2525	19,1394545	27,78	20,67	0,10460554	19,6919515
6,1005	1,04996777	26,3852	19,1394545	27,78	20,67	0,10256841	19,9035854
5,86795	1,17436457	27,8551	19,1394545	27,78	20,67	0,10010006	20,1614387
5,46999	1,35185041	29,4985	19,1394545	27,78	20,67	0,09754764	20,4296928
3		22,5734				0,1099755	19,1394545

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03399619	0,60995058	1,61707922	0,41298558	0,93289177	6,1032548	7,03614657	0,10218103
0,03406004	0,8129991	1,61707922	0,43395052	1,03001114	8,1349881	9,16499924	0,11365276
0,03412412	1,07716167	1,61707922	0,44685888	1,09220025	10,7782375	11,8704377	0,125134
0,03412412	1,49919551	1,61707922	0,45943553	1,15454441	15,0011698	16,1557142	0,125134
0,03451526	1,86506726	1,61707922	0,4676022	1,1959543	18,6621362	19,8580905	0,19452586
0,03491717	2,44135345	1,61707922	0,46656363	1,1906476	24,4285402	25,6191878	0,26461127
0,03547086	3,09063325	1,61707922	0,46381146	1,17664227	30,925329	32,1019713	0,35921138
0,03582774	3,69913011	1,61707922	0,46031912	1,15898953	37,0140377	38,1730272	0,41902304
0,03664377	4,36896352	1,61707922	0,45101392	1,11260594	43,7164889	44,8290948	0,55249703
0,03799575	5,06187054	1,61707922	0,44183039	1,06775758	50,649818	51,7175756	0,76413091
0,03974611	5,82691499	1,61707922	0,4249879	0,98790369	58,3049648	59,2928685	1,02198425
0,04169795	6,89281955	1,61707922	0,39616553	0,85844972	68,9705619	69,8290117	1,29023833

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

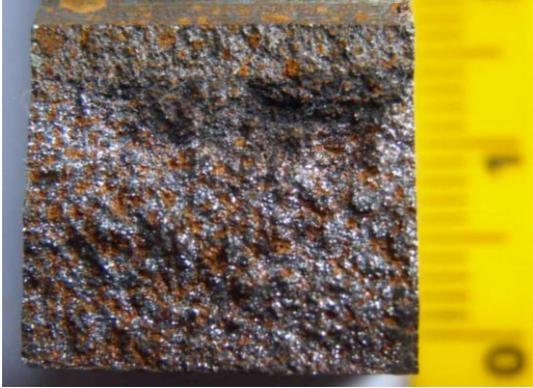


Figura e.1

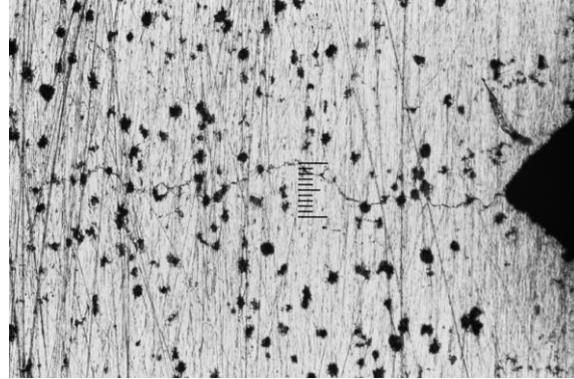


Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 24.41$ MPa·mm y $\sigma_Y = 308.75$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 39.545(\Delta a)^{-0.3553}$, y su valor en Δa_Q (0.239 mm) es 65.7 Mpa, menor que σ_Y (308.75 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

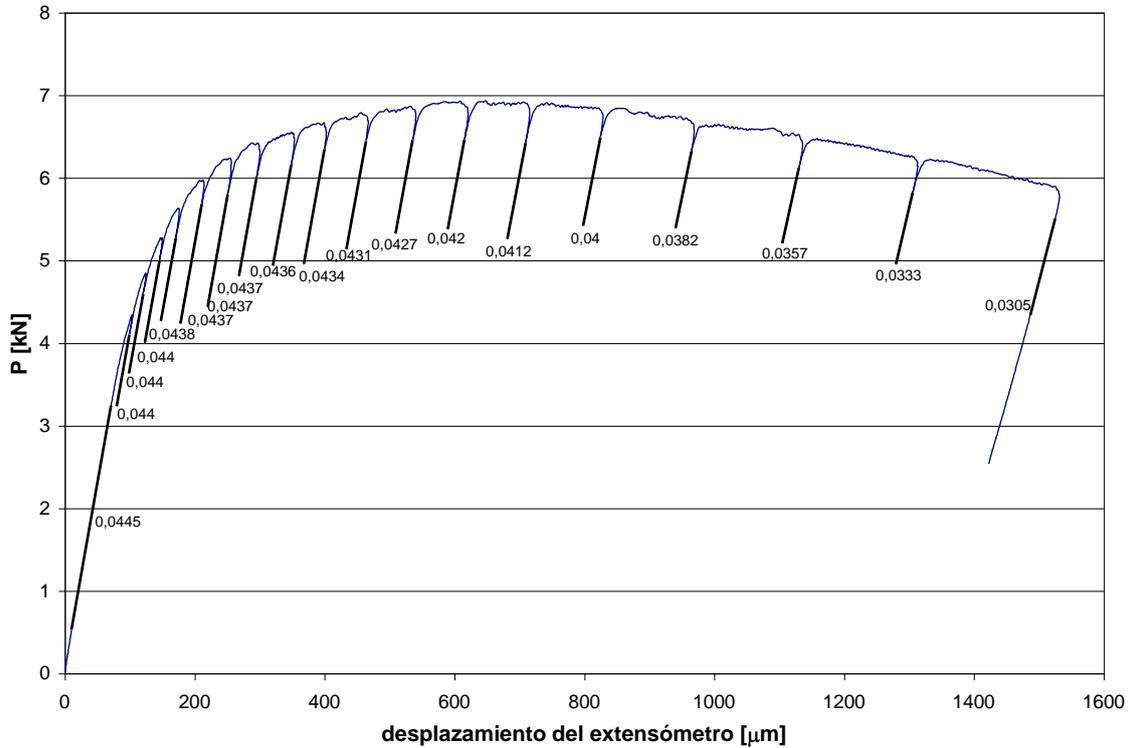
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{IC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 24.41$ MPa·mm:

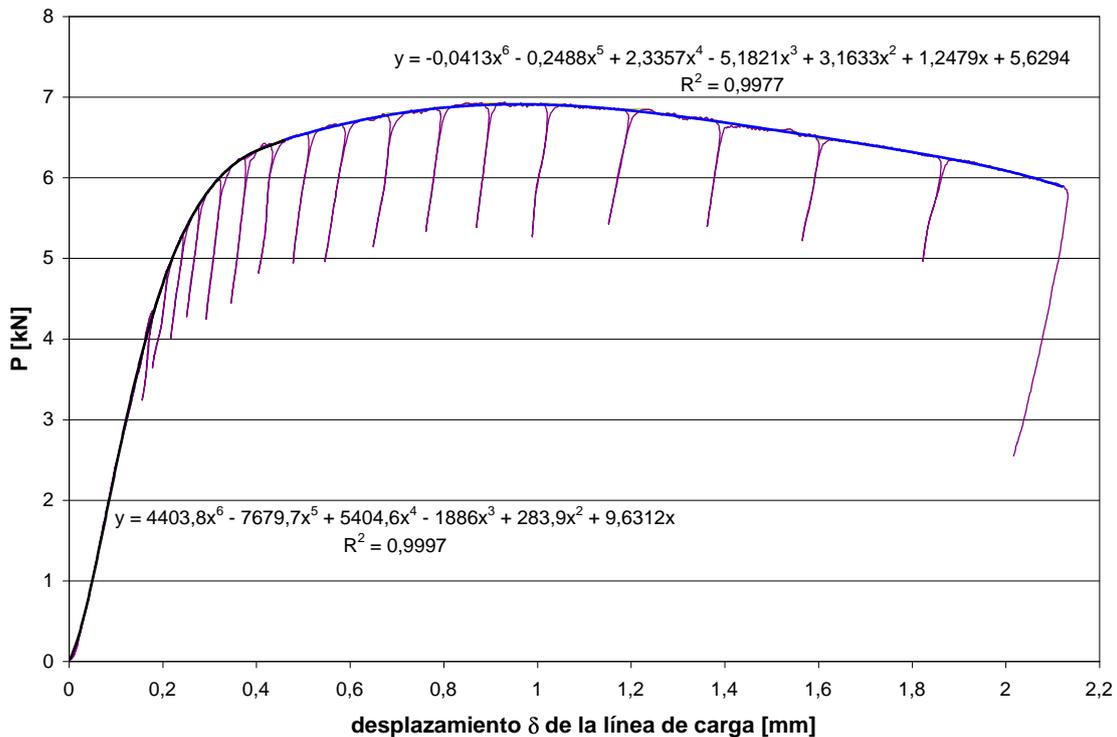
$$K_{IC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 66.8 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “AM (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

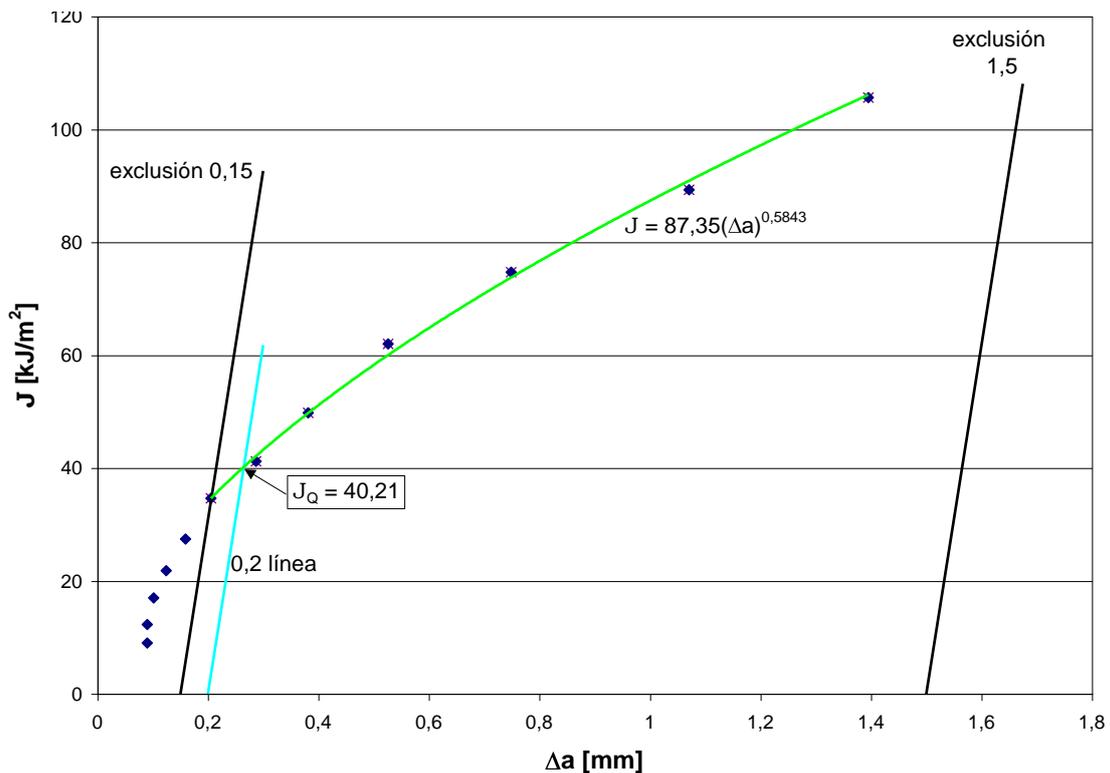


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
6,23859	0,37381737	22,8833	19,1168968	27,78	20,67	0,10930996	19,2073231
6,41011	0,43058205	22,8833	19,1168968	27,78	20,67	0,10930996	19,2073231
6,55339	0,50716045	22,9358	19,1168968	27,78	20,67	0,10919845	19,2187432
6,66707	0,58378068	23,0415	19,1168968	27,78	20,67	0,10897502	19,2416355
6,78899	0,6715606	23,2019	19,1168968	27,78	20,67	0,10863868	19,2761219
6,86636	0,78120136	23,4192	19,1168968	27,78	20,67	0,10818814	19,3223627
6,92679	0,88020227	23,8095	19,1168968	27,78	20,67	0,10739336	19,4040658
6,91397	1,00612726	24,2718	19,1168968	27,78	20,67	0,10647511	19,4986659
6,84454	1,18426238	25	19,1168968	27,78	20,67	0,1050771	19,6431139
6,7246	1,37306154	26,178	19,1168968	27,78	20,67	0,10293182	19,8657526
6,50883	1,5948515	28,0112	19,1168968	27,78	20,67	0,09984864	20,1877896
6,26224	1,84931852	30,03	19,1168968	27,78	20,67	0,09676445	20,5123324
1		22,4719				0,11019624	19,1168968

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,0338063	0,79075667	1,6153611	0,45135154	1,1142723	7,89829865	9,01257095	0,09042629
0,0338063	1,1134093	1,6153611	0,46376072	1,17638482	11,1210432	12,297428	0,09042629
0,03386932	1,57669864	1,6153611	0,47412679	1,22956212	15,7485067	16,9780688	0,10184637
0,03399619	2,05436188	1,6153611	0,48235135	1,27258991	20,5195405	21,7921304	0,12473873
0,03418867	2,61122649	1,6153611	0,49117205	1,31955891	26,0816599	27,4012189	0,15922506
0,03444931	3,33376421	1,6153611	0,49676964	1,34980672	33,2985686	34,6483754	0,20546595
0,03491717	3,98902365	1,6153611	0,50114165	1,37367024	39,8434831	41,2171533	0,28716897
0,03547086	4,84826353	1,6153611	0,50021415	1,36859021	48,4258111	49,7944013	0,38176908
0,03634199	6,06979661	1,6153611	0,495191	1,34124148	60,6268248	61,9680663	0,52621711
0,03774864	7,34651899	1,6153611	0,48651354	1,29464697	73,3790847	74,6737317	0,74885578
0,03993173	8,81959402	1,6153611	0,47090295	1,21289806	88,0925699	89,3054679	1,07089279
0,04232811	10,4614646	1,6153611	0,45306257	1,12273655	104,492032	105,614769	1,39543563

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

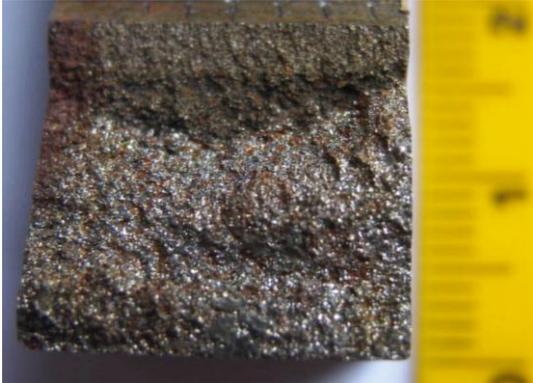
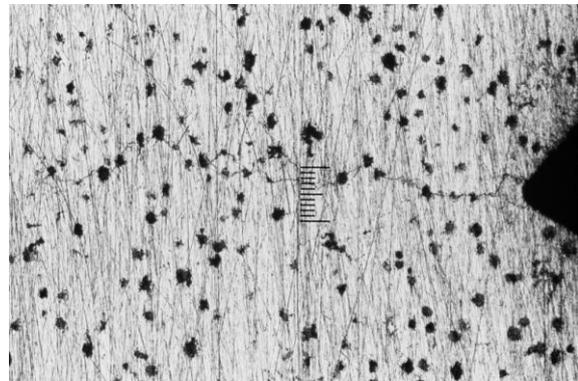


Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 40.21$ MPa·mm y $\sigma_Y = 308.75$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 3.3$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 3.3 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 51.126(\Delta a)^{-0.4157}$, y su valor en Δa_Q (0.265 mm) es 88.8 Mpa, menor que σ_Y (308.75 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

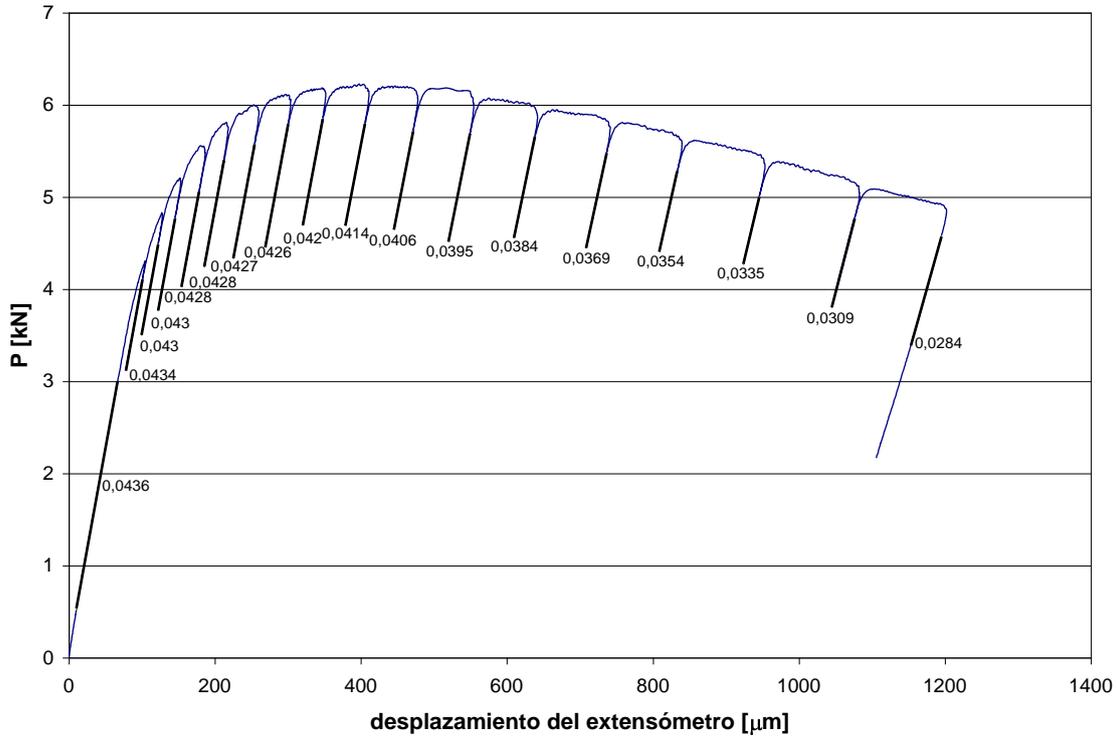
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 40.21$ MPa·mm:

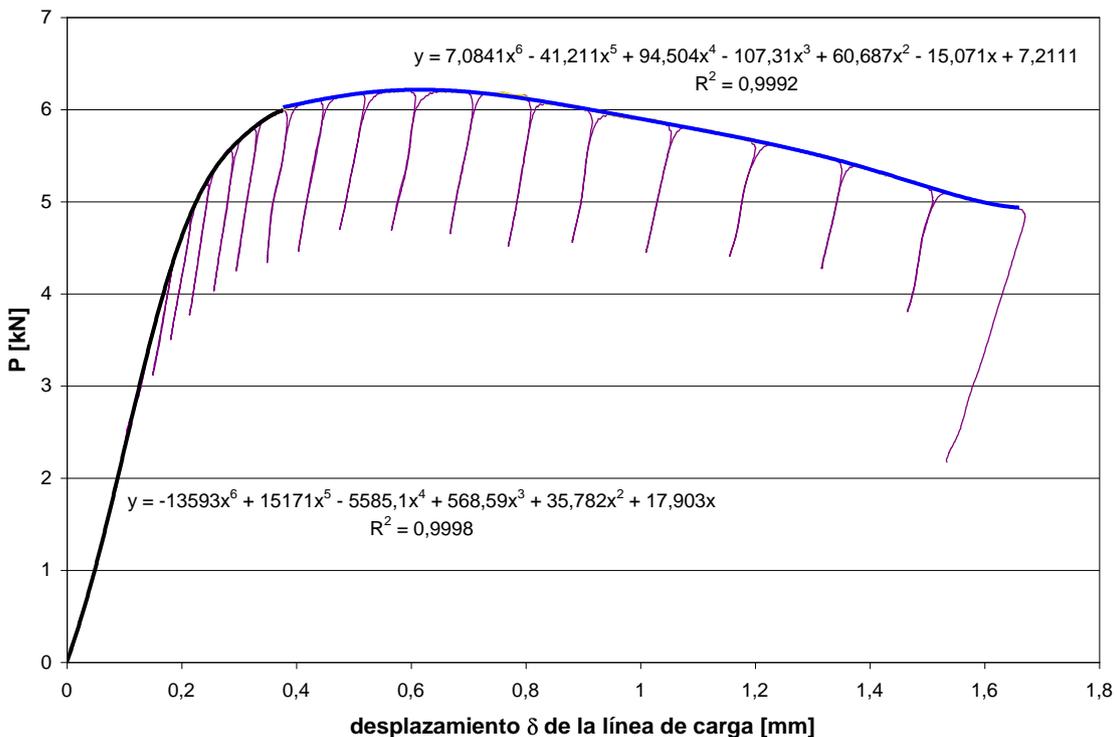
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 85.7 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “AP (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad.



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus valores de R^2 .

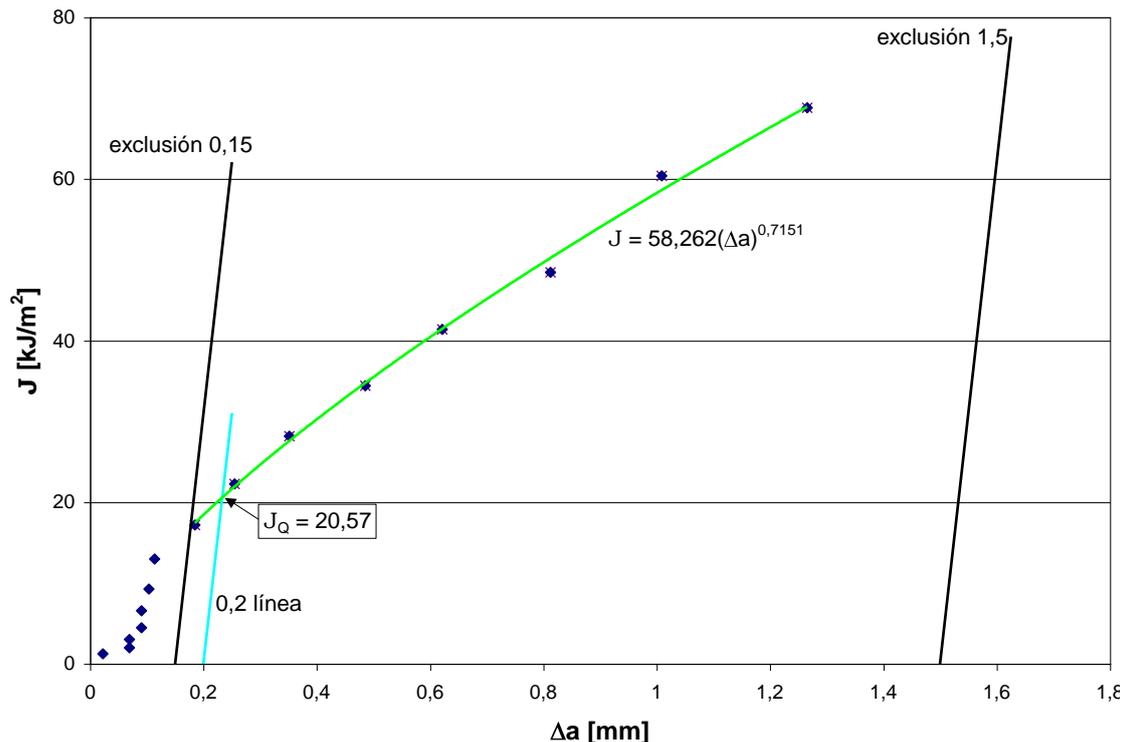


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,55025	0,28233043	23,36	19,2189571	24,91	17,79	0,10831031	19,3098192
5,81072	0,32679406	23,36	19,2189571	24,91	17,79	0,10831031	19,3098192
5,98941	0,37717338	23,42	19,2189571	24,91	17,79	0,1081865	19,322532
6,10584	0,44136093	23,47	19,2189571	24,91	17,79	0,10808366	19,3330944
6,17557	0,51255973	23,81	19,2189571	24,91	17,79	0,10739235	19,4041693
6,22105	0,59678019	24,15	19,2189571	24,91	17,79	0,10671466	19,4739659
6,1829	0,69210926	24,63	19,2189571	24,91	17,79	0,10578023	19,5704003
6,15452	0,79447442	25,32	19,2189571	24,91	17,79	0,10448059	19,7049015
5,9888	0,90625424	26,04	19,2189571	24,91	17,79	0,10317611	19,8403411
5,89038	1,02485612	27,1	19,2189571	24,91	17,79	0,10134468	20,031227
5,61174	1,22517591	28,25	19,2189571	24,91	17,79	0,09946779	20,2277358
5,38408	1,37479826	29,85	19,2189571	24,91	17,79	0,09702749	20,4845596
1		22,9357798	19,2189571			0,10919849	19,2189571

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03437832	0,35474852	1,62315317	0,40348827	0,89047822	3,57218632	4,46266455	0,09086213
0,03437832	0,55657566	1,62315317	0,42242373	0,97601864	5,604511	6,58052963	0,09086213
0,03445027	0,81682803	1,62315317	0,43541402	1,03697026	8,225156	9,26212626	0,10357488
0,03451023	1,18060936	1,62315317	0,44387817	1,07767809	11,8882994	12,9659775	0,11413731
0,03491777	1,59526799	1,62315317	0,44894735	1,10243327	16,0637584	17,1661917	0,18521224
0,03532504	2,09936128	1,62315317	0,45225362	1,1187308	21,1397913	22,2585221	0,25500877
0,03589953	2,68835798	1,62315317	0,44948022	1,10505185	27,0707701	28,175822	0,35144319
0,03672441	3,30948157	1,62315317	0,44741707	1,09493059	33,3252548	34,4201854	0,48594436
0,03758402	4,00862058	1,62315317	0,43536967	1,03675904	40,365326	41,4020851	0,62138404
0,03884749	4,71244787	1,62315317	0,4282148	1,00296283	47,4526063	48,4555691	0,81226987
0,04021561	5,90416524	1,62315317	0,40795842	0,91031835	59,4527593	60,3630777	1,0087787
0,04211476	6,75139419	1,62315317	0,39140815	0,83795601	67,9840414	68,8219974	1,26560251

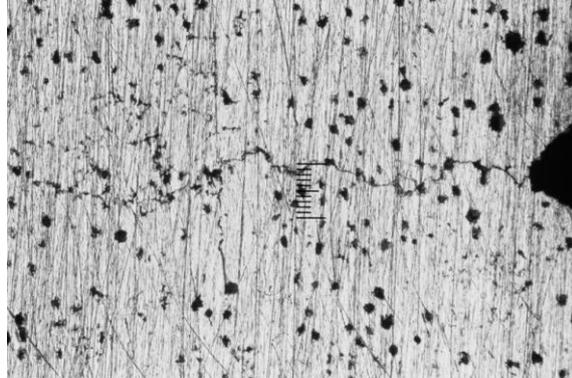
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q, obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 20.57$ MPa·mm y $\sigma_Y = 310.35$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 1.66$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 1.66 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 41.663(\Delta a)^{-0.2849}$, y su valor en Δa_Q (0.233 mm) es 63.1 Mpa, menor que σ_Y (310.35 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

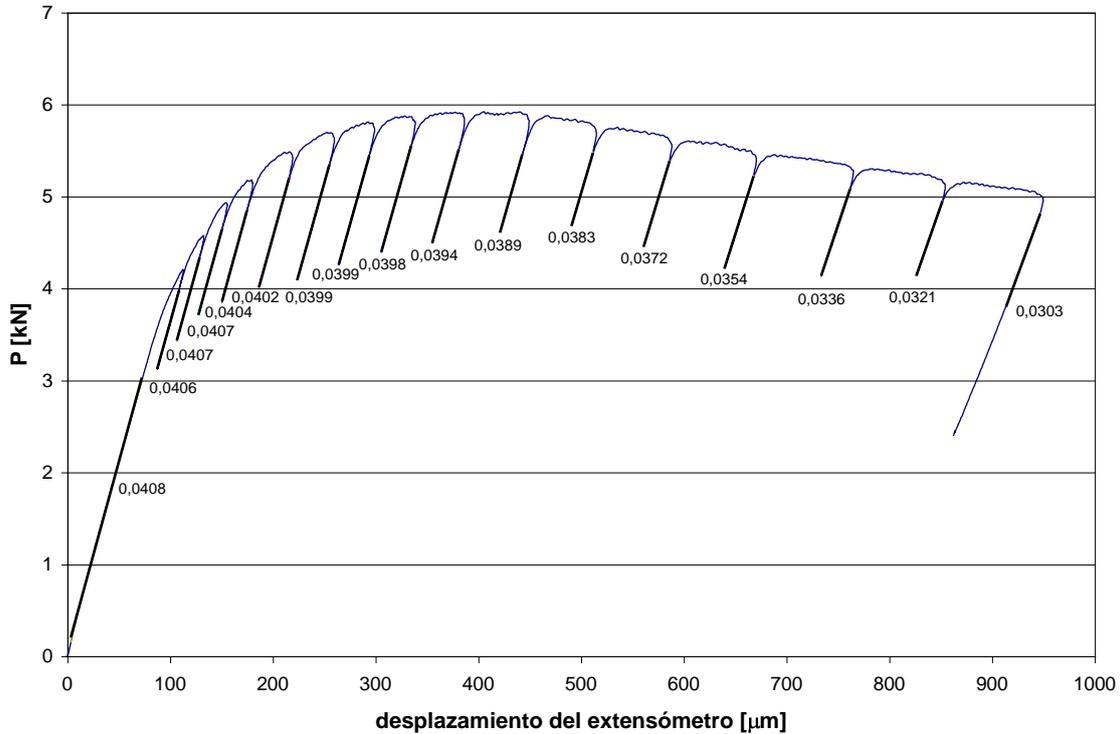
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 20.57$ MPa·mm:

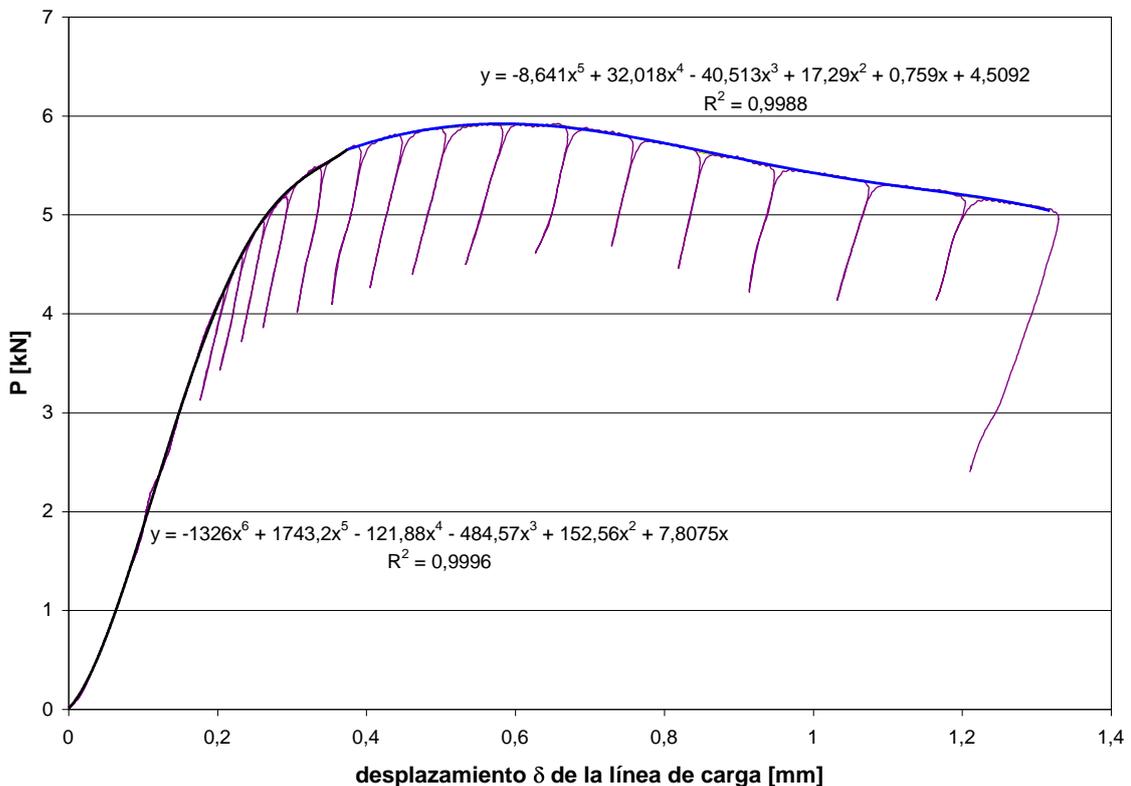
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 61.3 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “AP (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

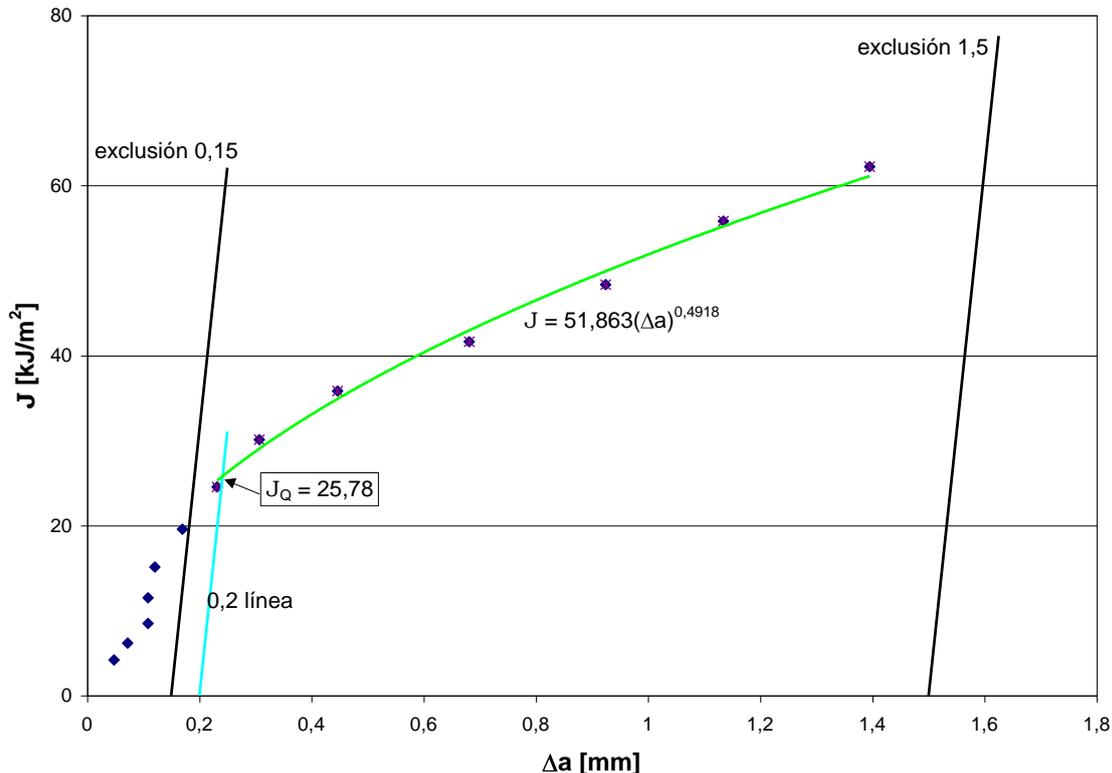


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,48326	0,33675017	24,87562	19,5464777	24,91	17,79	0,10531184	19,6188245
5,6972	0,38386204	25,06266	19,5464777	24,91	17,79	0,10495946	19,655292
5,81225	0,43869415	25,06266	19,5464777	24,91	17,79	0,10495946	19,655292
5,86963	0,50027279	25,12562	19,5464777	24,91	17,79	0,10484167	19,6674893
5,90762	0,57547656	25,38071	19,5464777	24,91	17,79	0,10436861	19,7165111
5,9183	0,65825646	25,70694	19,5464777	24,91	17,79	0,1037732	19,7782932
5,80523	0,74827911	26,10966	19,5464777	24,91	17,79	0,10305257	19,8531899
5,64303	0,84226627	26,88172	19,5464777	24,91	17,79	0,10171354	19,9927124
5,49471	0,94206636	28,24859	19,5464777	24,91	17,79	0,09947003	20,2275012
5,34959	1,0614995	29,7619	19,5464777	24,91	17,79	0,09715705	20,4708869
5,18662	1,19715036	31,15265	19,5464777	24,91	17,79	0,09517236	20,6807932
5,05783	1,31835283	33,0033	19,5464777	24,91	17,79	0,09271645	20,9418811
1		24,5098				0,10601183	19,5464777

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03619329	0,5078047	1,64848377	0,40483903	0,89645034	5,25064002	6,14709036	0,07234679
0,03641689	0,72390779	1,64848377	0,42063461	0,96776852	7,48512026	8,45288878	0,1088143
0,03641689	1,01455607	1,64848377	0,42912896	1,00724966	10,4903888	11,4976384	0,1088143
0,03649214	1,36071063	1,64848377	0,43336543	1,02723548	14,0695857	15,0968211	0,12101158
0,03679694	1,7911842	1,64848377	0,4361703	1,04057566	18,520631	19,5612067	0,17003336
0,03718652	2,27114309	1,64848377	0,43695882	1,04434144	23,4833487	24,5276901	0,23181551
0,03766712	2,81398913	1,64848377	0,42861066	1,00481803	29,096312	30,10113	0,30671224
0,03858751	3,37270775	1,64848377	0,41663514	0,94945258	34,8733959	35,8228485	0,44623474
0,04021393	3,93694142	1,64848377	0,4056844	0,90019814	40,7075048	41,6077029	0,68102351
0,04201031	4,59038995	1,64848377	0,39496993	0,85327605	47,4640846	48,3173607	0,9244092
0,04365747	5,31971341	1,64848377	0,38293756	0,80207951	55,0052022	55,8072817	1,13431554
0,04584417	5,94241982	1,64848377	0,37342876	0,76274087	61,4439123	62,2066532	1,39540339

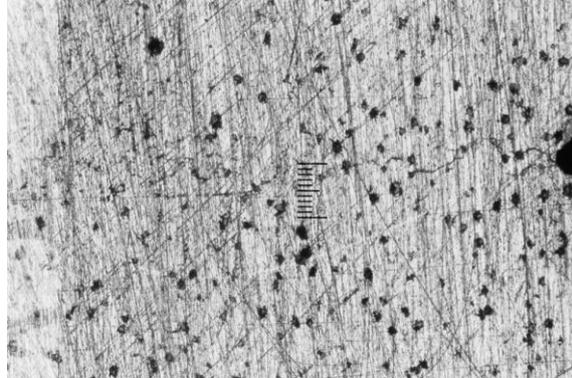
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 25.78$ MPa-mm y $\sigma_Y = 310.35$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.08$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.08 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 25.506(\Delta a)^{-0.5082}$, y su valor en Δa_Q (0.242 mm) es 52.5 Mpa, menor que σ_Y (310.35 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

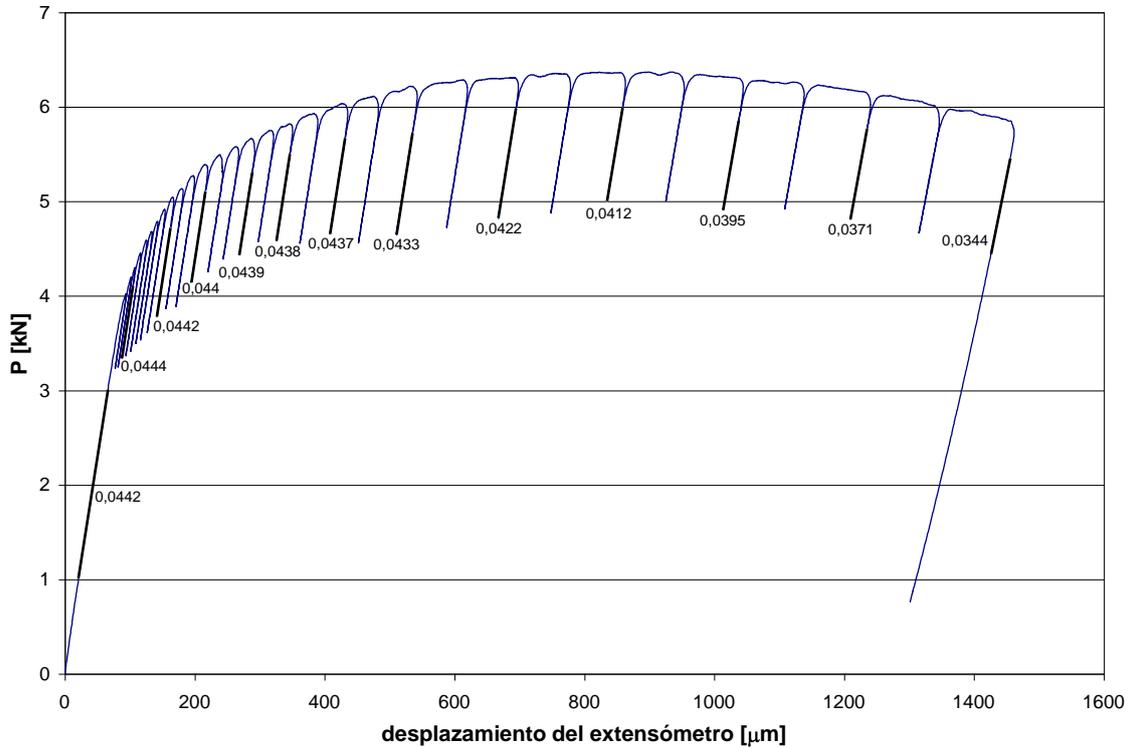
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JIC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 25.78$ MPa-mm:

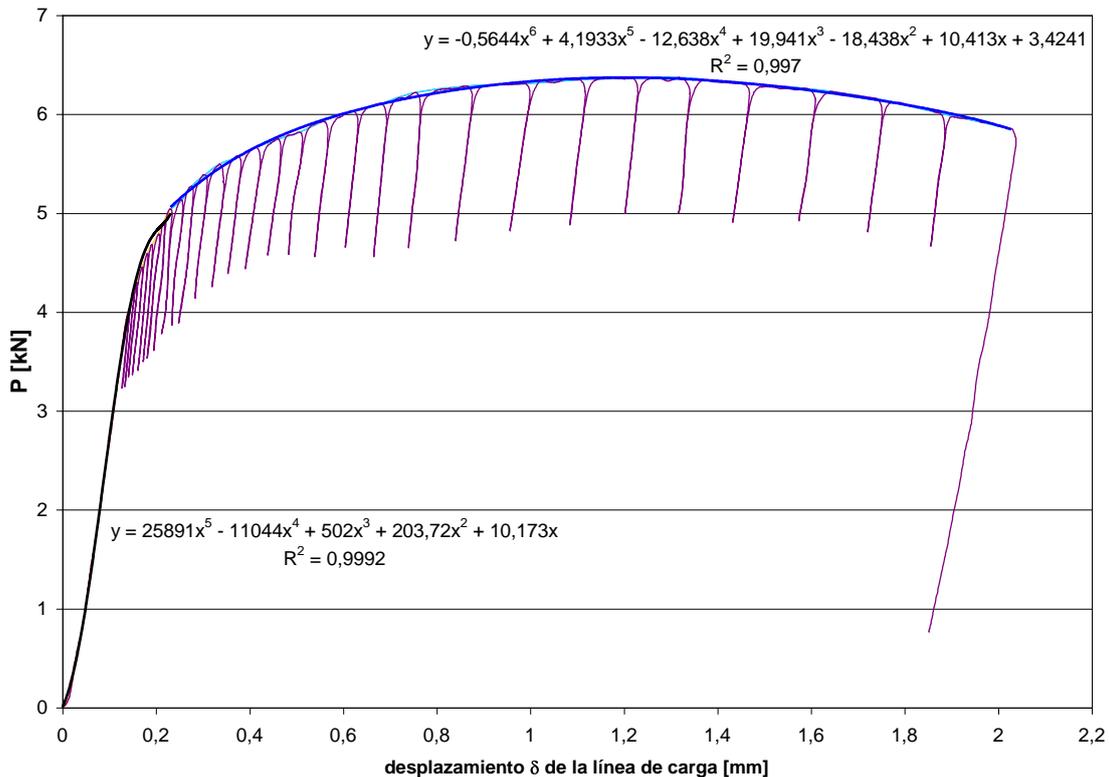
$$K_{JIC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 68.6 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BG (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

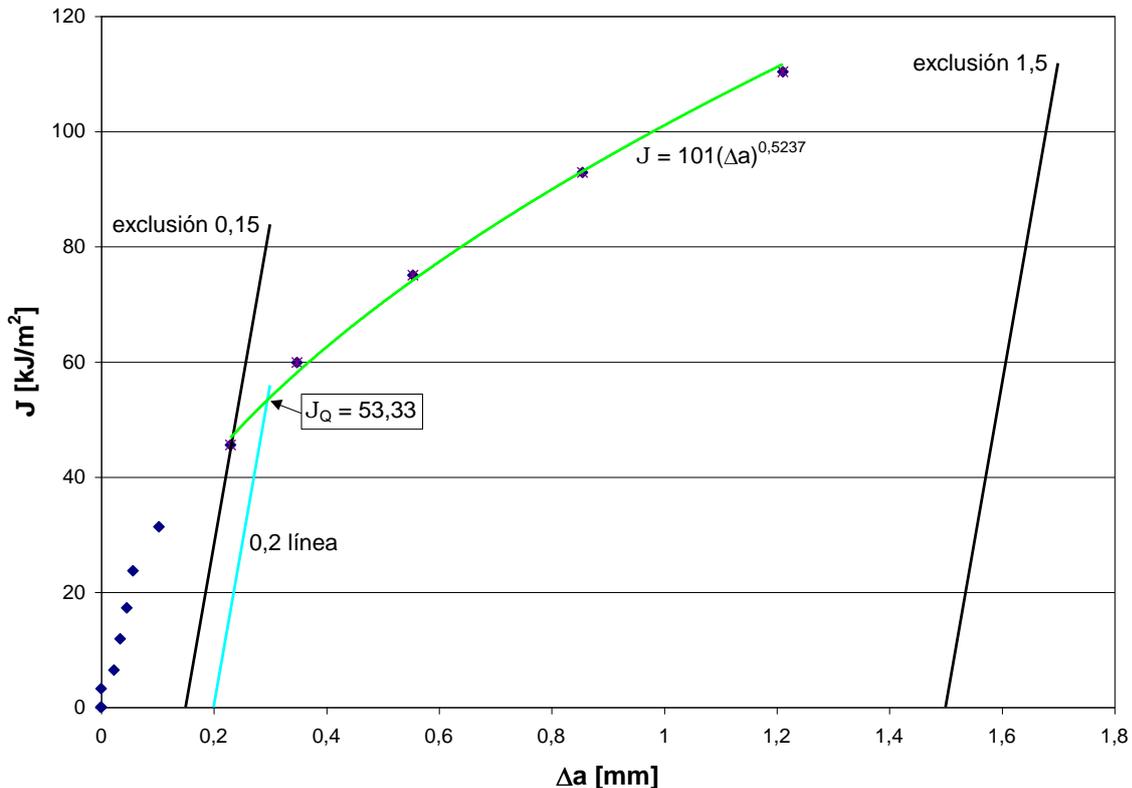


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,03845	0,23181085	22,6244	19,1505169	28,68	21,57	0,1098651	19,1505169
5,3856	0,30421282	22,7273	19,1505169	28,68	21,57	0,1096434	19,1731926
5,65722	0,41039398	22,779	19,1505169	28,68	21,57	0,10953255	19,1845365
5,81729	0,50742127	22,831	19,1505169	28,68	21,57	0,10942139	19,1959135
6,03015	0,62161988	22,8833	19,1505169	28,68	21,57	0,10930996	19,2073231
6,21601	0,75243088	23,0947	19,1505169	28,68	21,57	0,1088631	19,2531073
6,30619	0,98452569	23,6967	19,1505169	28,68	21,57	0,10762119	19,3806287
6,36051	1,21281401	24,2718	19,1505169	28,68	21,57	0,10647511	19,4986659
6,30558	1,45318885	25,3164	19,1505169	28,68	21,57	0,10448724	19,7042119
6,15467	1,74095398	26,9542	19,1505169	28,68	21,57	0,1015906	20,0055457
5,85055	2,02813385	29,0698	19,1505169	28,68	21,57	0,09819392	20,3616156
3		22,6244				0,1098651	19,1505169

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03349539	0,24751787	1,61792265	0,36510146	0,72910256	2,4788746	3,20797716	4,3481E-08
0,03361898	0,56245602	1,61792265	0,39025701	0,83303434	5,63295874	6,46599307	0,02267566
0,03368107	1,09642026	1,61792265	0,40993942	0,9191806	10,9805743	11,8997549	0,03401962
0,03374351	1,62368868	1,61792265	0,42153858	0,97193259	16,2611316	17,2330641	0,04539659
0,0338063	2,25951713	1,61792265	0,43696306	1,04436172	22,6289102	23,6732719	0,05680619
0,03406004	3,01495113	1,61792265	0,45043105	1,10973203	30,1945303	31,3042623	0,10259036
0,034782	4,43388153	1,61792265	0,45696577	1,14216492	44,4050216	45,5471865	0,23011175
0,03547086	5,85889593	1,61792265	0,46090196	1,16192633	58,6764438	59,8383701	0,34814898
0,03672011	7,37279867	1,61792265	0,45692156	1,14194397	73,8380767	74,9800206	0,55369501
0,03867385	9,16488627	1,61792265	0,44598616	1,08793828	91,785712	92,8736503	0,85502882
0,04118929	10,9179763	1,61792265	0,4239487	0,98307829	109,34279	110,325868	1,21109873

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie



exterior de la probeta.

Figura e.1

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 53.33$ MPa·mm y $\sigma_Y = 279.57$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4.8$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4.8 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 52.8937(\Delta a)^{-0.4763}$, y su valor en Δa_Q (0.295 mm) es 94.5 Mpa, menor que σ_Y (279.57 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

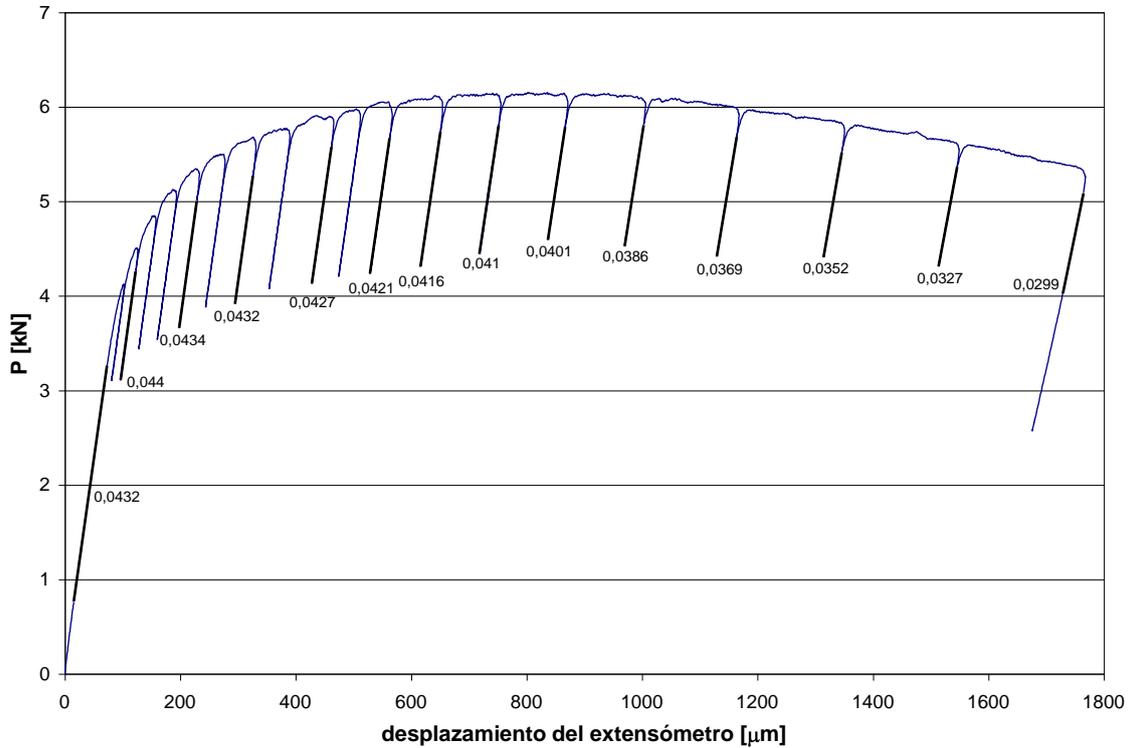
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 53.33$ MPa·mm:

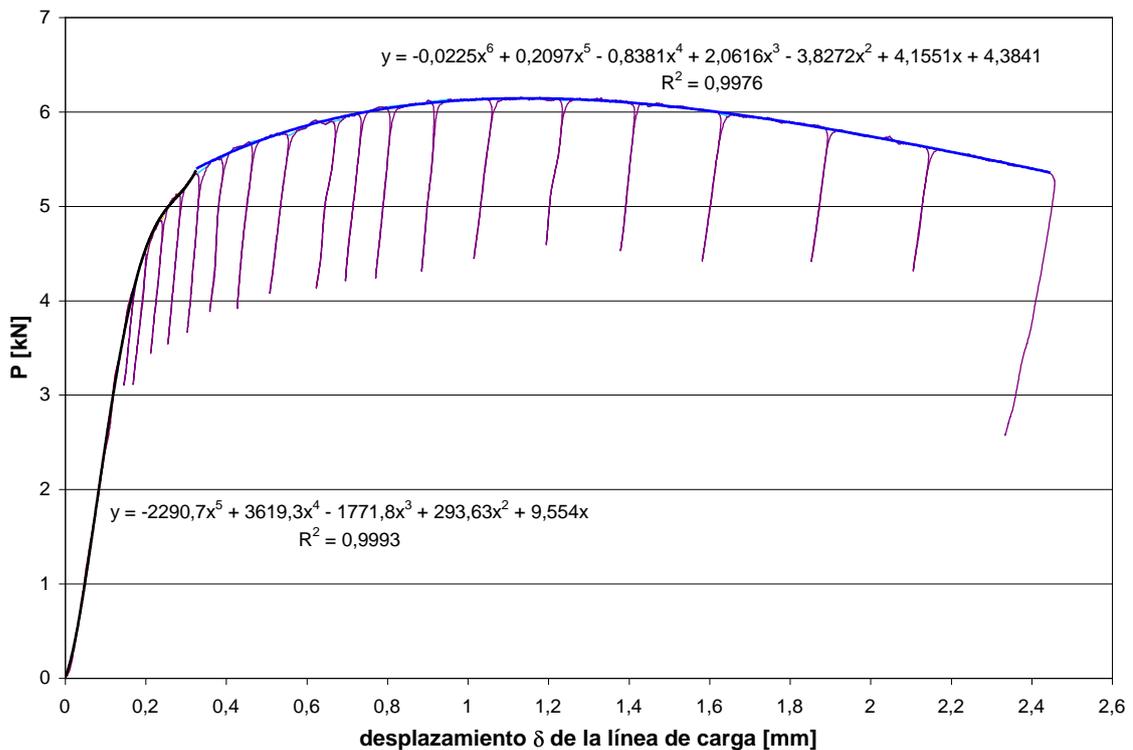
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 98.74 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BG (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

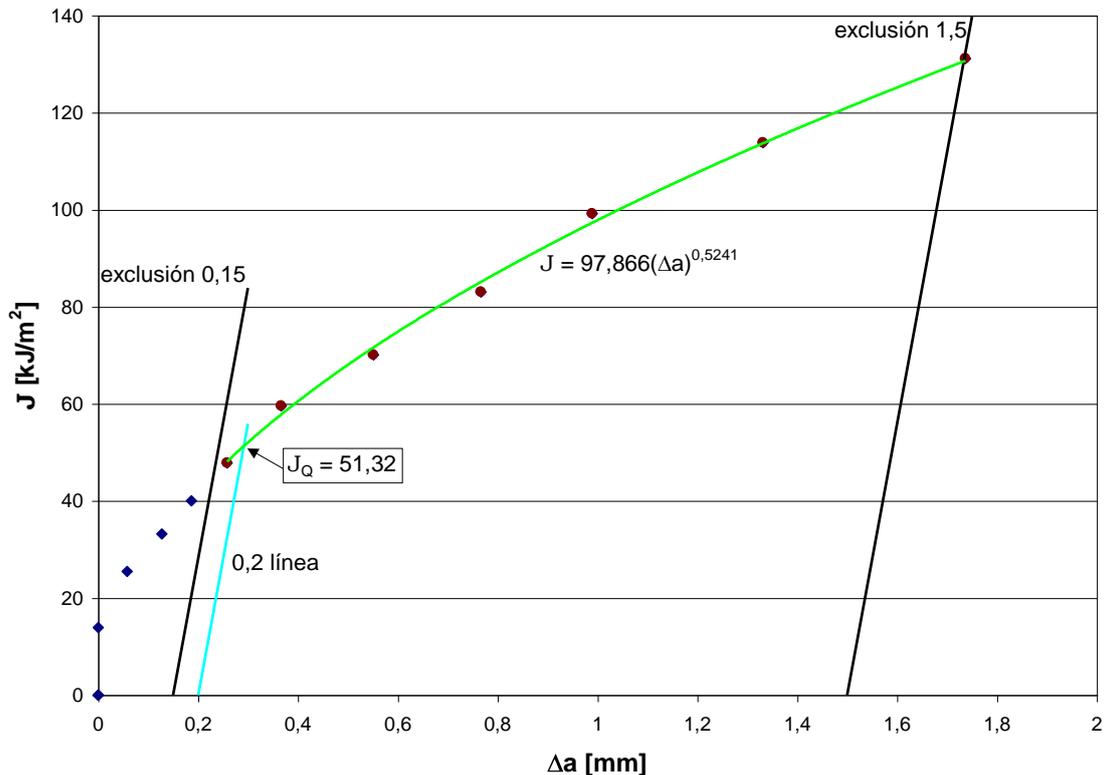


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,34181	0,32599987	23,0415	19,2645885	28,68	21,57	0,10897502	19,2416355
5,67812	0,45802566	23,1481	19,2645885	28,68	21,57	0,10875113	19,2645885
5,89236	0,6629445	23,4192	19,2645885	28,68	21,57	0,10818814	19,3223627
6,04373	0,79586945	23,753	19,2645885	28,68	21,57	0,10750729	19,3923441
6,10477	0,90991282	24,0385	19,2645885	28,68	21,57	0,10693543	19,4512152
6,13697	1,03842827	24,3902	19,2645885	28,68	21,57	0,10624385	19,5225255
6,11576	1,22932577	24,9376	19,2645885	28,68	21,57	0,10519466	19,6309475
6,09409	1,40260319	25,9067	19,2645885	28,68	21,57	0,10341379	19,8156306
5,99521	1,61519603	27,1003	19,2645885	28,68	21,57	0,10134418	20,0312796
5,83102	1,88436761	28,4091	19,2645885	28,68	21,57	0,09921655	20,2541084
5,62075	2,13644313	30,581	19,2645885	28,68	21,57	0,09597279	20,5960199
5,34501	2,44727084	33,4448	19,2645885	28,68	21,57	0,09215904	21,0013458
1		23,1481				0,10875113	19,2645885

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03399619	0,61774216	1,62665249	0,38917244	0,8284106	6,24316928	7,07157988	-0,02295297
0,03412412	1,28253278	1,62665249	0,41367398	0,93600443	12,9618307	13,8978351	3,1352E-09
0,03444931	2,42235239	1,62665249	0,42928223	1,00796933	24,4813402	25,4893096	0,05777425
0,03484947	3,17874795	1,62665249	0,44031015	1,06042237	32,1258008	33,1862231	0,12775561
0,03519151	3,85104849	1,62665249	0,44475716	1,08195048	38,9203606	40,0023111	0,18662668
0,03561259	4,62198081	1,62665249	0,44710306	1,09339422	46,7117359	47,8051301	0,25793705
0,03626739	5,78605766	1,62665249	0,44555783	1,08584951	58,4763997	59,5622492	0,36635903
0,03742496	6,82951097	1,62665249	0,44397908	1,07816815	69,0219898	70,1001579	0,55104209
0,03884785	8,11268035	1,62665249	0,43677527	1,04346424	81,9902542	83,0337184	0,76669112
0,04040467	9,71657844	1,62665249	0,42481337	0,98709246	98,1999416	99,1870341	0,98951985
0,04298085	11,1689152	1,62665249	0,40949435	0,91718577	112,877885	113,795071	1,33143142
0,04636501	12,8942141	1,62665249	0,38940557	0,82940341	130,314502	131,143905	1,73675726

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

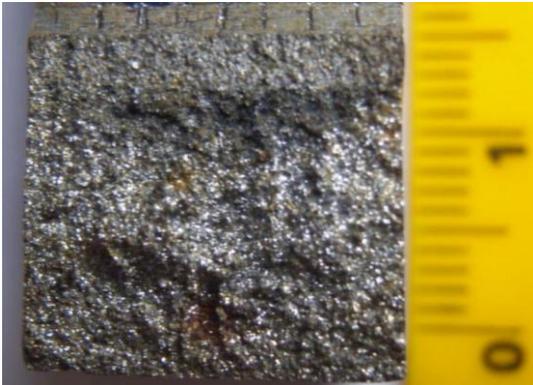
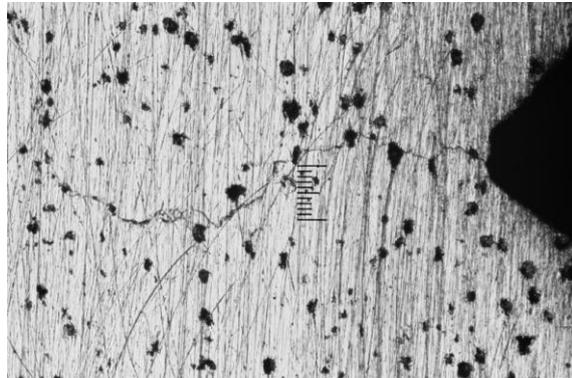


Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 51.32$ MPa·mm y $\sigma_Y = 279.57$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4.6$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4.6 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 51.292(\Delta a)^{-0.4759}$, y su valor en Δa_Q (0.292 mm) es 92.2 Mpa, menor que σ_Y (279.57 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

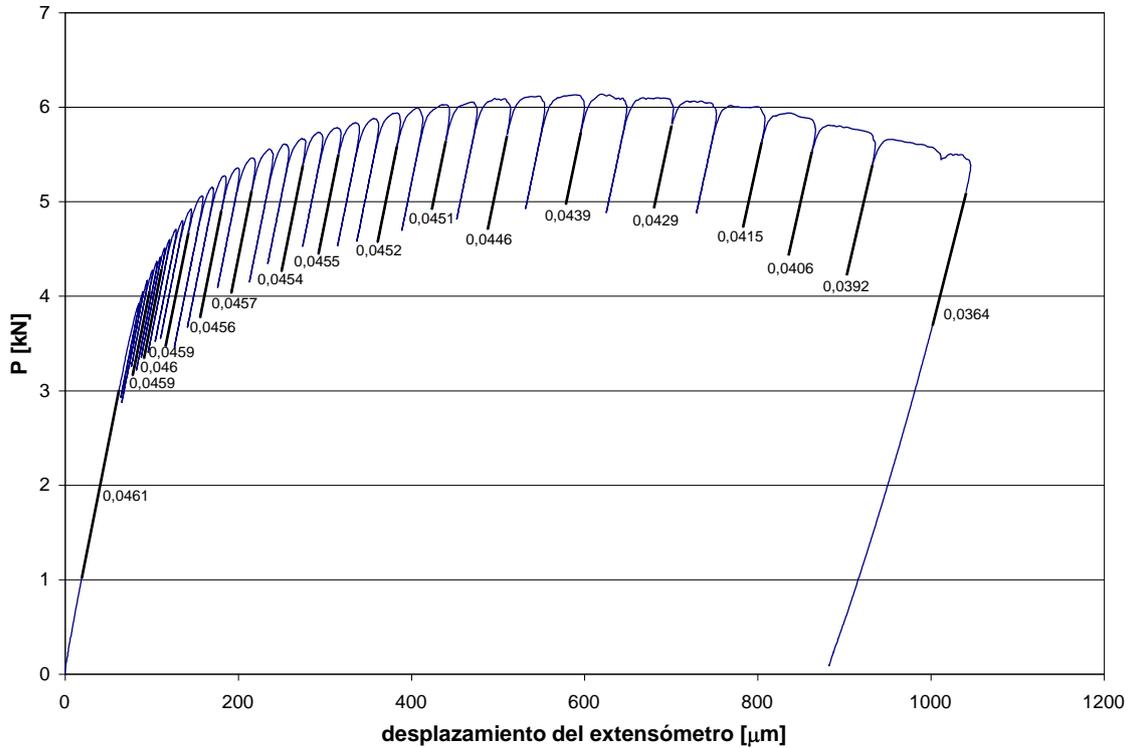
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 51.32$ MPa·mm:

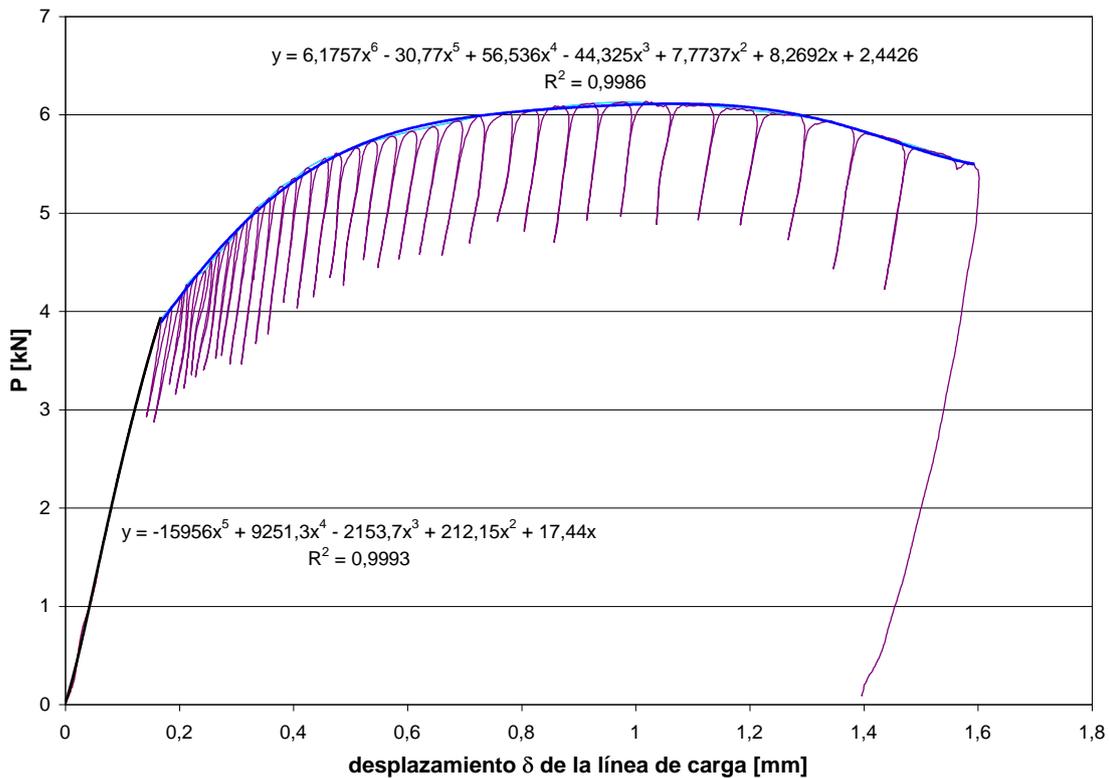
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 96.9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BM (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

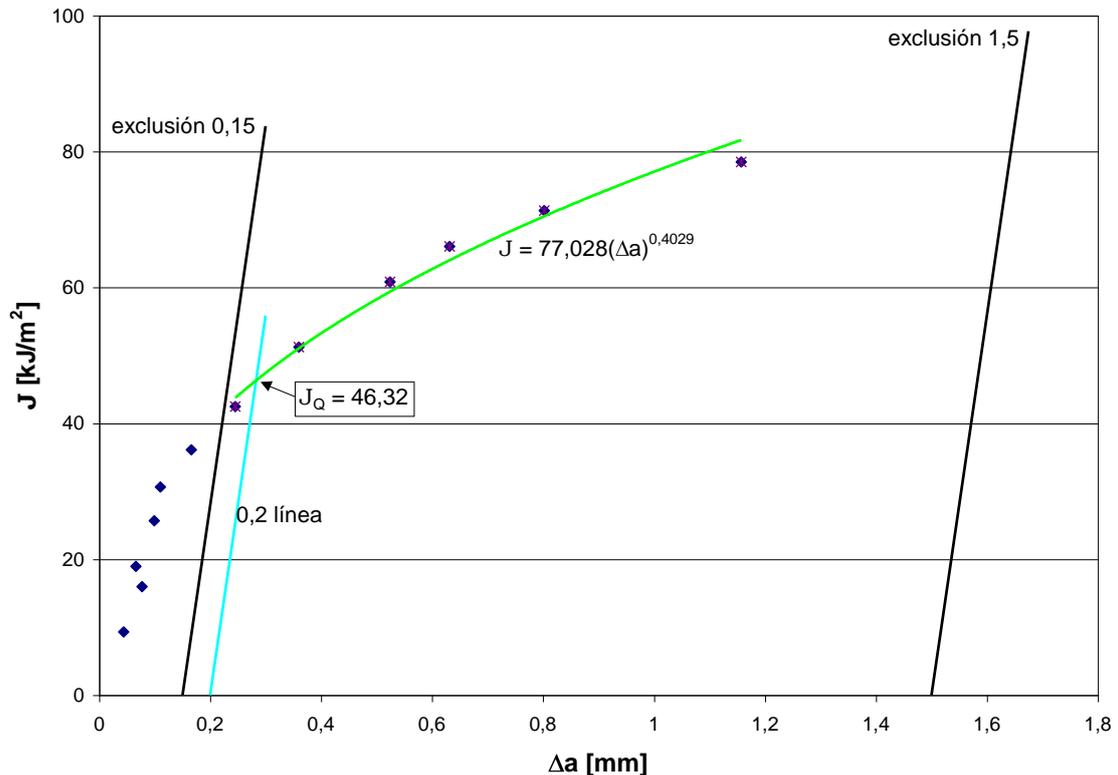


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_0 [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,26841	0,37991415	21,8818	18,9389269	26,85	19,74	0,11150764	18,9829167
5,65676	0,51392812	22,0264	18,9389269	26,85	19,74	0,11118178	19,0161093
5,77395	0,56987479	21,978	18,9389269	26,85	19,74	0,11129052	19,0050299
5,9331	0,68998317	22,1239	18,9389269	26,85	19,74	0,11096374	19,0383357
6,02023	0,77662322	22,1729	18,9389269	26,85	19,74	0,11085466	19,0494593
6,07761	0,87116054	22,4215	18,9389269	26,85	19,74	0,11030637	19,1054205
6,12522	0,98009072	22,779	18,9389269	26,85	19,74	0,10953255	19,1845365
6,08631	1,1268888	23,31	18,9389269	26,85	19,74	0,10841382	19,2991936
5,99811	1,28793987	24,0964	18,9389269	26,85	19,74	0,10682061	19,4630459
5,87252	1,37475902	24,6305	18,9389269	26,85	19,74	0,10577927	19,5704995
5,71764	1,46525635	25,5102	18,9389269	26,85	19,74	0,104131	19,7411552
5,48112	1,59454525	27,4725	18,9389269	26,85	19,74	0,10072471	20,0960388
3		21,692				0,11193992	18,9389269

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_0/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03260265	0,8670371	1,60188707	0,37798131	0,78145168	8,53990225	9,32135393	0,0439898
0,0327766	1,52933503	1,60188707	0,40584342	0,90090398	15,0632213	15,9641253	0,07718244
0,03271838	1,82978178	1,60188707	0,4142512	0,93861834	18,0224786	18,9610969	0,06610296
0,03289386	2,50343208	1,60188707	0,42566939	0,99107458	24,6576131	25,6486877	0,09940878
0,03295278	3,00427029	1,60188707	0,43192052	1,02039698	29,5906308	30,6110278	0,11053236
0,03325161	3,55860923	1,60188707	0,43603724	1,03994089	35,0506052	36,0905461	0,16649361
0,03368107	4,20344967	1,60188707	0,43945301	1,05629782	41,4019762	42,458274	0,24560962
0,03431834	5,09603277	1,60188707	0,43666142	1,04292034	50,1934944	51,2364147	0,36026669
0,03526085	6,07383566	1,60188707	0,43033353	1,01291231	59,824387	60,8372993	0,52411904
0,03590012	6,60468699	1,60188707	0,42132309	0,97093914	65,0530196	66,0239587	0,63157259
0,0369516	7,14377651	1,60188707	0,41021125	0,92040001	70,3627944	71,2831945	0,80222829
0,03929094	7,88053877	1,60188707	0,39324215	0,84582715	77,6195516	78,4653787	1,15711191

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 46.32$ MPa·mm y $\sigma_Y = 279.2$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4.1$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4.1 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 31.035(\Delta a)^{-0.5971}$, y su valor en Δa_Q (0.283 mm) es 66 Mpa, menor que σ_Y (279.2 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

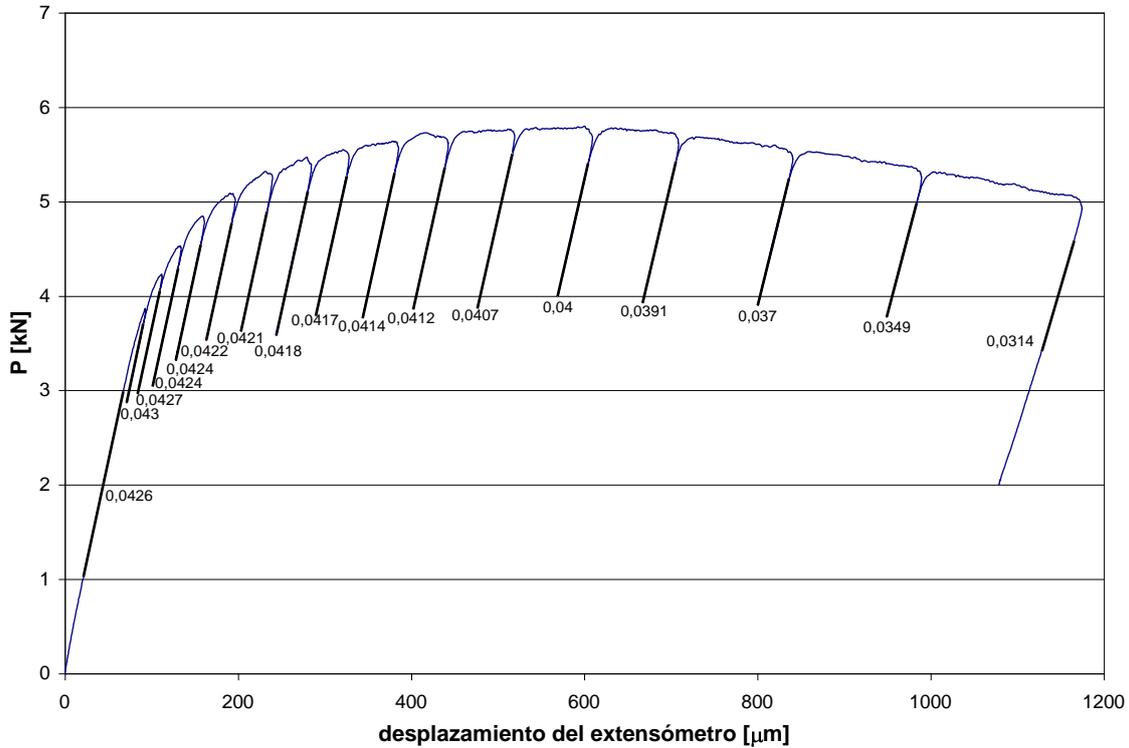
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 46.32$ MPa·mm:

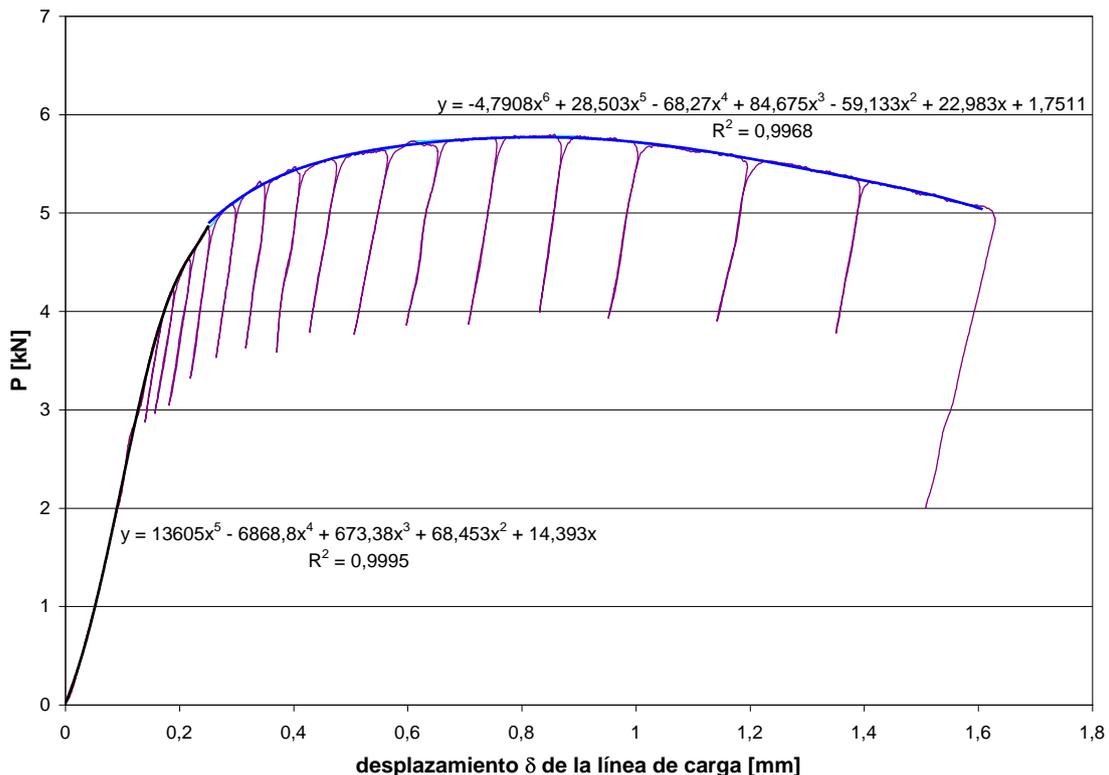
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 92.0 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BM (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

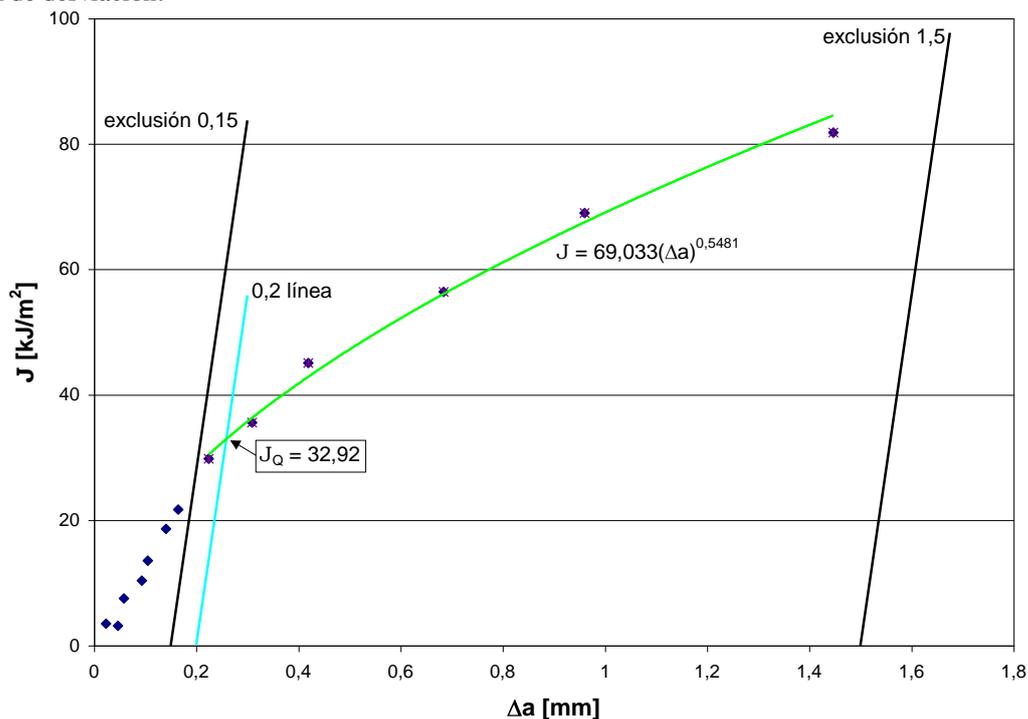


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
4,83932	0,25136734	23,5849	19,3339804	26,85	19,74	0,10784849	19,357259
5,08209	0,29407506	23,6967	19,3339804	26,85	19,74	0,10762119	19,3806287
5,29466	0,34663893	23,753	19,3339804	26,85	19,74	0,10750729	19,3923441
5,44389	0,40503313	23,9234	19,3339804	26,85	19,74	0,10716483	19,4275887
5,54903	0,46533767	23,9808	19,3339804	26,85	19,74	0,10705024	19,4393892
5,63402	0,55657997	24,1546	19,3339804	26,85	19,74	0,10670558	19,4749016
5,72649	0,61232461	24,2718	19,3339804	26,85	19,74	0,10647511	19,4986659
5,76571	0,7478504	24,57	19,3339804	26,85	19,74	0,10589564	19,5584775
5,77899	0,84406826	25	19,3339804	26,85	19,74	0,1050771	19,6431139
5,70818	0,99744605	25,5754	19,3339804	26,85	19,74	0,104012	19,7535033
5,55681	1,18034409	27,027	19,3339804	26,85	19,74	0,10146758	20,018391
5,35035	1,38571961	28,6533	19,3339804	26,85	19,74	0,09883473	20,2942176
5,06638	1,60808518	31,8471	19,3339804	26,85	19,74	0,0942273	20,7810872
1		23,4742				0,10807503	19,3339804

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03464799	0,2768668	1,63199235	0,35372139	0,68435922	2,81377408	3,4981333	0,02327864
0,034782	0,2334093	1,63199235	0,37146622	0,75474483	2,37211908	3,12686392	0,04664825
0,03484947	0,65962934	1,63199235	0,38700365	0,81920312	6,70375766	7,52296078	0,05836371
0,03505364	0,93277425	1,63199235	0,39791134	0,86603237	9,47970638	10,3457388	0,09360828
0,0351224	1,2399578	1,63199235	0,40559636	0,89980746	12,6015871	13,5013946	0,10540877
0,03533054	1,73747597	1,63199235	0,41180855	0,92758179	17,6578225	18,5854043	0,14092119
0,03547086	2,04133635	1,63199235	0,41856748	0,95828007	20,7459301	21,7042101	0,16468548
0,03582774	2,8329602	1,63199235	0,4214342	0,9714513	28,7911368	29,7625881	0,22449714
0,03634199	3,4017336	1,63199235	0,42240487	0,97593149	34,5715331	35,5474646	0,30913351
0,03702947	4,33787279	1,63199235	0,41722915	0,95216182	44,0854371	45,0375989	0,41952291
0,03876056	5,45906819	1,63199235	0,40616503	0,90233237	55,4800519	56,3823843	0,68441063
0,04069477	6,70551711	1,63199235	0,39107421	0,83652674	68,1476077	68,9841344	0,96023721
0,04447869	7,97432028	1,63199235	0,37031793	0,75008584	81,0423479	81,7924337	1,44710684

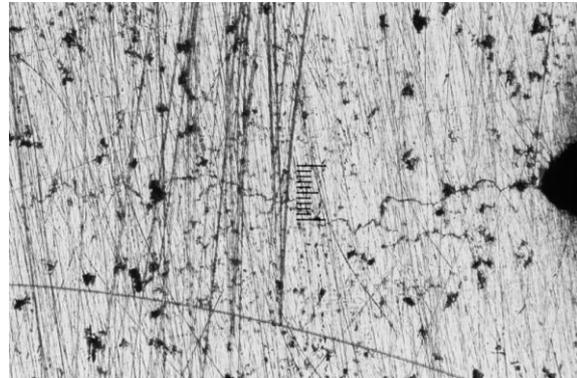
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 32.92$ MPa-mm y $\sigma_Y = 279.2$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 3$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 3 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 37.837(\Delta a)^{-0.4519}$, y su valor en Δa_Q (0.259 mm) es 69.7 Mpa, menor que σ_Y (279.2 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

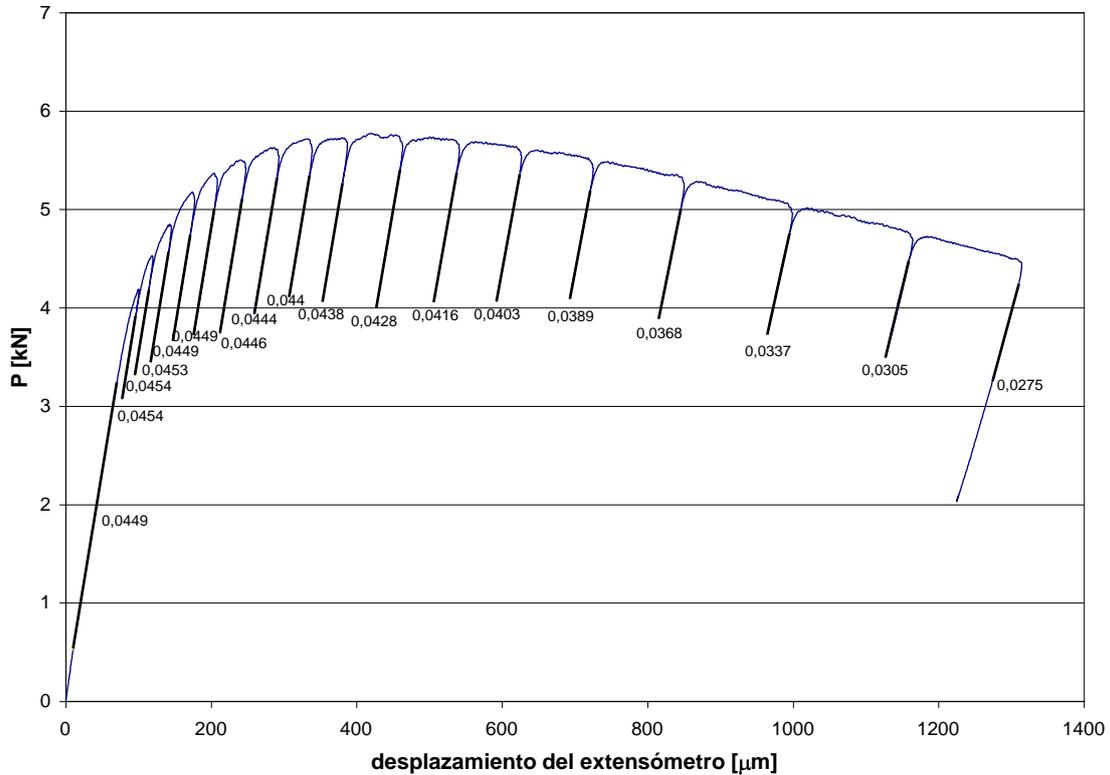
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 32.92$ MPa-mm:

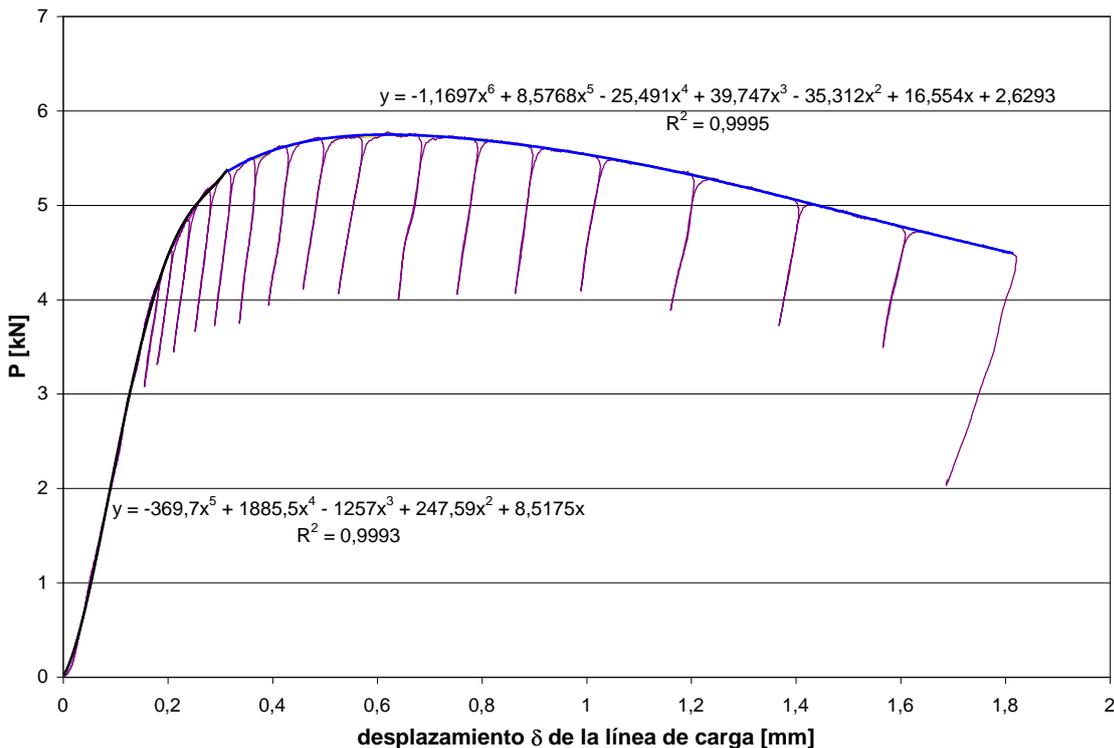
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 77.6 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BP (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

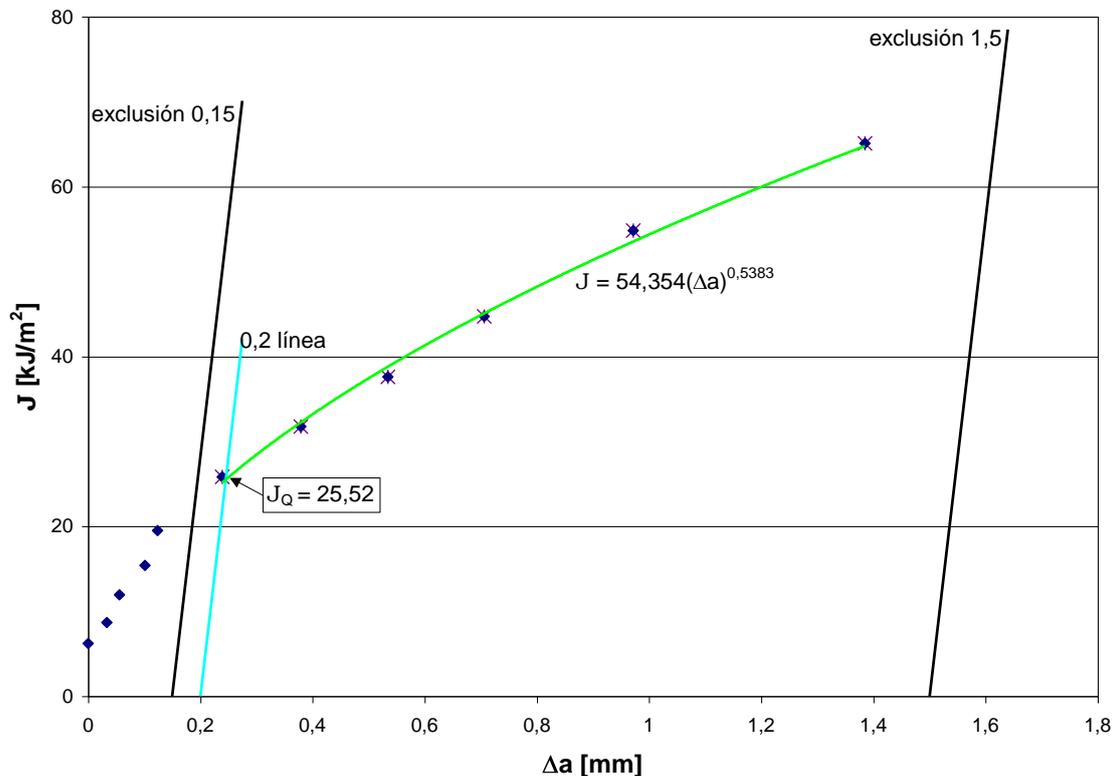


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,36485	0,31501393	22,2717	19,0720241	26,37	19,26	0,11063574	19,071794
5,4825	0,36425153	22,4215	19,0720241	26,37	19,26	0,11030637	19,1054205
5,60717	0,42674412	22,5225	19,0720241	26,37	19,26	0,11008602	19,1279329
5,70895	0,49150689	22,7273	19,0720241	26,37	19,26	0,1096434	19,1731926
5,71612	0,56403901	22,831	19,0720241	26,37	19,26	0,10942139	19,1959135
5,74328	0,67784673	23,3645	19,0720241	26,37	19,26	0,108301	19,3107741
5,70055	0,78304842	24,0385	19,0720241	26,37	19,26	0,10693543	19,4512152
5,63509	0,88718722	24,8139	19,0720241	26,37	19,26	0,10542893	19,6067139
5,50951	1,01435212	25,7069	19,0720241	26,37	19,26	0,10377327	19,7782857
5,32746	1,20084294	27,1739	19,0720241	26,37	19,26	0,10122074	20,0441759
5,05951	1,39780562	29,6736	19,0720241	26,37	19,26	0,09728745	20,4571303
1		22,2717				0,11063574	19,0720241

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03307156	0,5416196	1,61195024	0,38731835	0,82053599	5,39070018	6,21123618	-0,00023005
0,03325161	0,78523931	1,61195024	0,39581216	0,85691896	7,81542929	8,67234825	0,03339641
0,03337297	1,10807215	1,61195024	0,40481278	0,8963341	11,028561	11,9248951	0,05590876
0,03361898	1,45155046	1,61195024	0,41216084	0,92916951	14,4471754	15,3763449	0,10116846
0,03374351	1,86300457	1,61195024	0,41267849	0,9315049	18,542348	19,4738529	0,12388939
0,03438371	2,500659	1,61195024	0,41463932	0,94037798	24,8888758	25,8292538	0,23875002
0,03519151	3,09756504	1,61195024	0,4115544	0,92643721	30,8298379	31,7562751	0,37919108
0,03611948	3,68570533	1,61195024	0,40682848	0,90528262	36,6835551	37,5888377	0,53468982
0,03718647	4,4039841	1,61195024	0,39776216	0,86538312	43,8325311	44,6979142	0,70626159
0,03893549	5,42727961	1,61195024	0,38461896	0,8091385	54,0173163	54,8264548	0,97215178
0,04190561	6,46570303	1,61195024	0,36527416	0,72979249	64,3526685	65,082461	1,38510618

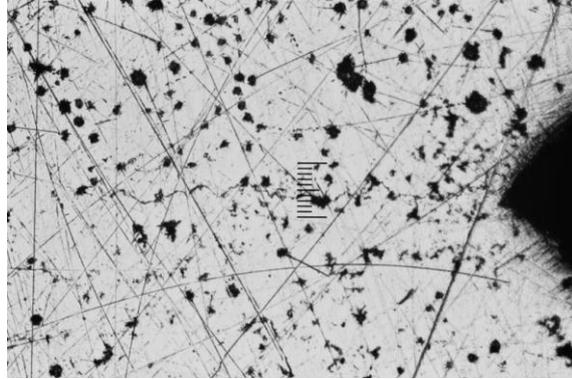
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q, obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 25.52$ MPa·mm y $\sigma_Y = 280.35$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.3$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.3 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 29.259(\Delta a)^{-0.4617}$, y su valor en Δa_Q (0.246 mm) es 56 Mpa, menor que σ_Y (280.35 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

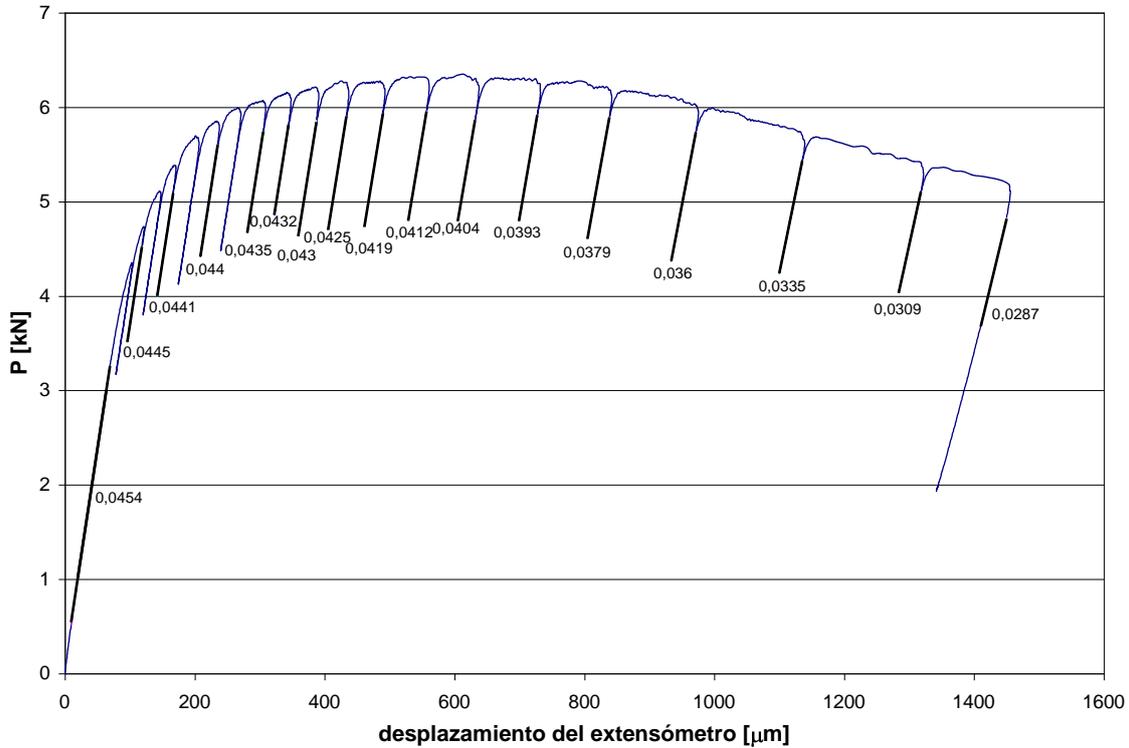
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 25.52$ MPa·mm:

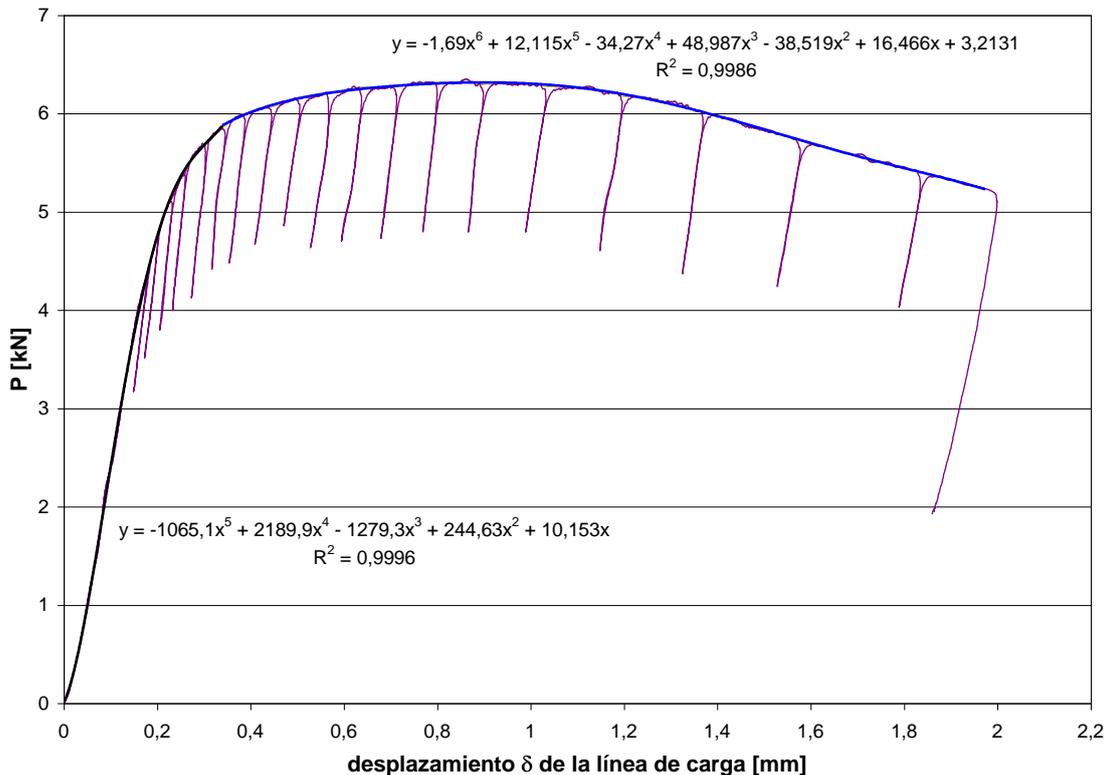
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 68.3 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “BP (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R²:

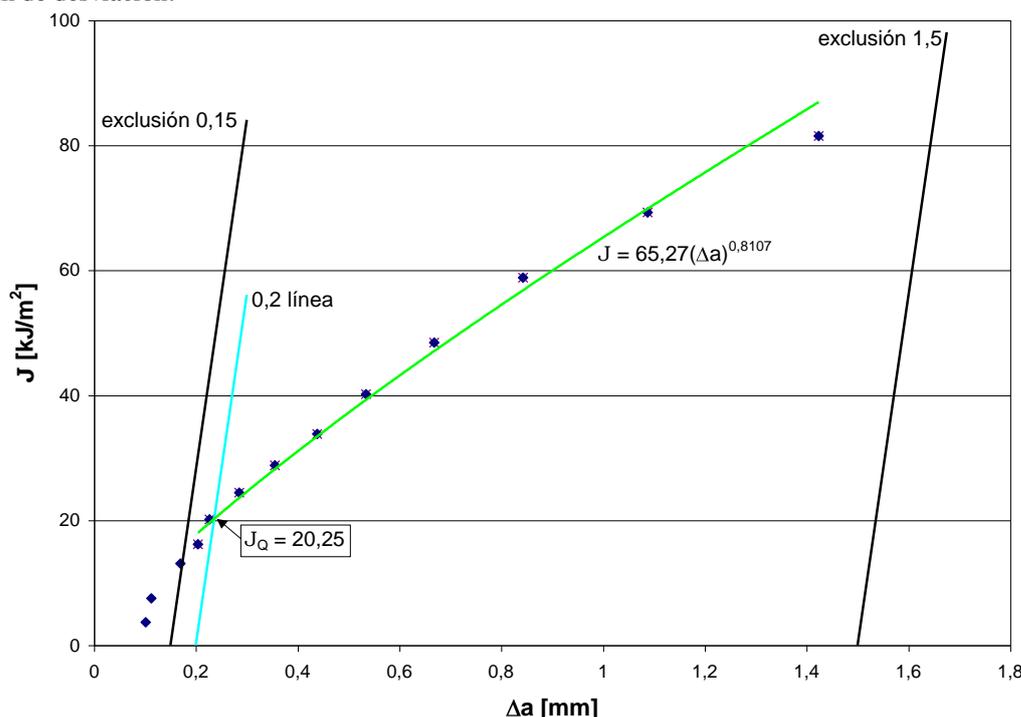


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_0 [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,38179	0,25870709	22,6757	19,0606197	26,37	19,26	0,1097544	19,161838
5,85376	0,34002695	22,7272	19,0606197	26,37	19,26	0,10964362	19,1731706
6,06403	0,44000715	22,9885	19,0606197	26,37	19,26	0,10908687	19,2301735
6,15543	0,49432679	23,1481	19,0606197	26,37	19,26	0,10875113	19,2645885
6,21387	0,56118123	23,2558	19,0606197	26,37	19,26	0,10852638	19,2876427
6,26347	0,63209594	23,5294	19,0606197	26,37	19,26	0,10796188	19,3456055
6,27445	0,70455446	23,8663	19,0606197	26,37	19,26	0,10727921	19,4158141
6,31809	0,78760396	24,2718	19,0606197	26,37	19,26	0,10647511	19,4986659
6,30421	0,89007129	24,7525	19,0606197	26,37	19,26	0,10554582	19,5946279
6,27445	1,02374446	25,4453	19,0606197	26,37	19,26	0,10424988	19,7288237
6,18015	1,19093068	26,3852	19,0606197	26,37	19,26	0,10256841	19,9035854
6,0213	1,36257013	27,7778	19,0606197	26,37	19,26	0,10022529	20,1483192
5,73473	1,56916947	29,8507	19,0606197	26,37	19,26	0,09702647	20,484668
3		22,2222				0,11074525	19,0606197

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_0/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03355701	0,28741055	1,61108483	0,38833275	0,82483963	2,85800525	3,68284488	0,10121826
0,03361886	0,657796	1,61108483	0,42238859	0,97585626	6,54111136	7,51696762	0,11255089
0,03393258	1,20854786	1,61108483	0,437561	1,04722188	12,0177777	13,0649996	0,16955382
0,03412412	1,51798654	1,61108483	0,44415614	1,07902826	15,0948303	16,1738586	0,2039688
0,03425333	1,91601156	1,61108483	0,44837298	1,09961423	19,0527838	20,1523981	0,227023
0,03458145	2,34050493	1,61108483	0,45195196	1,11723885	23,2739382	24,391177	0,28498583
0,03498523	2,78401693	1,61108483	0,45274424	1,12115937	27,6842134	28,8053727	0,35519439
0,03547086	3,28720466	1,61108483	0,45589316	1,13680936	32,6879029	33,8247123	0,43804618
0,03604605	3,925474	1,61108483	0,45489162	1,13182001	39,0348415	40,1666615	0,53400823
0,03687409	4,75923088	1,61108483	0,45274424	1,12115937	47,3257047	48,4468641	0,66820399
0,03799575	5,80511894	1,61108483	0,44593985	1,08771234	57,7259965	58,8137088	0,84296571
0,03965417	6,86142983	1,61108483	0,43447774	1,03251544	68,2299325	69,262448	1,08769954
0,04211559	8,10221894	1,61108483	0,41379977	0,93657374	80,5683168	81,5048905	1,42404834

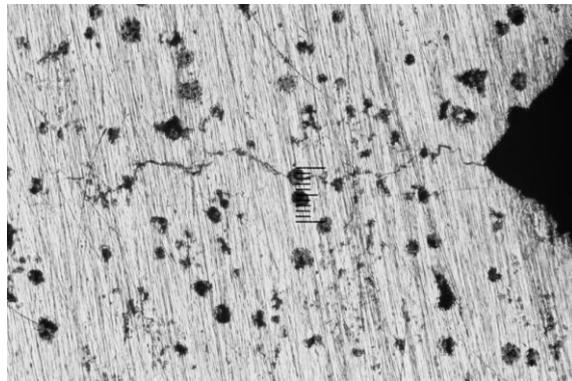
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_0 , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 20.25$ MPa·mm y $\sigma_Y = 280.35$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 1.8$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_0 > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_0 \approx 12.75$ mm, mayor que 1.8 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 52.914(\Delta a)^{-0.1893}$, y su valor en Δa_Q (0.236 mm) es 69.5 Mpa, menor que σ_Y (280.35 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

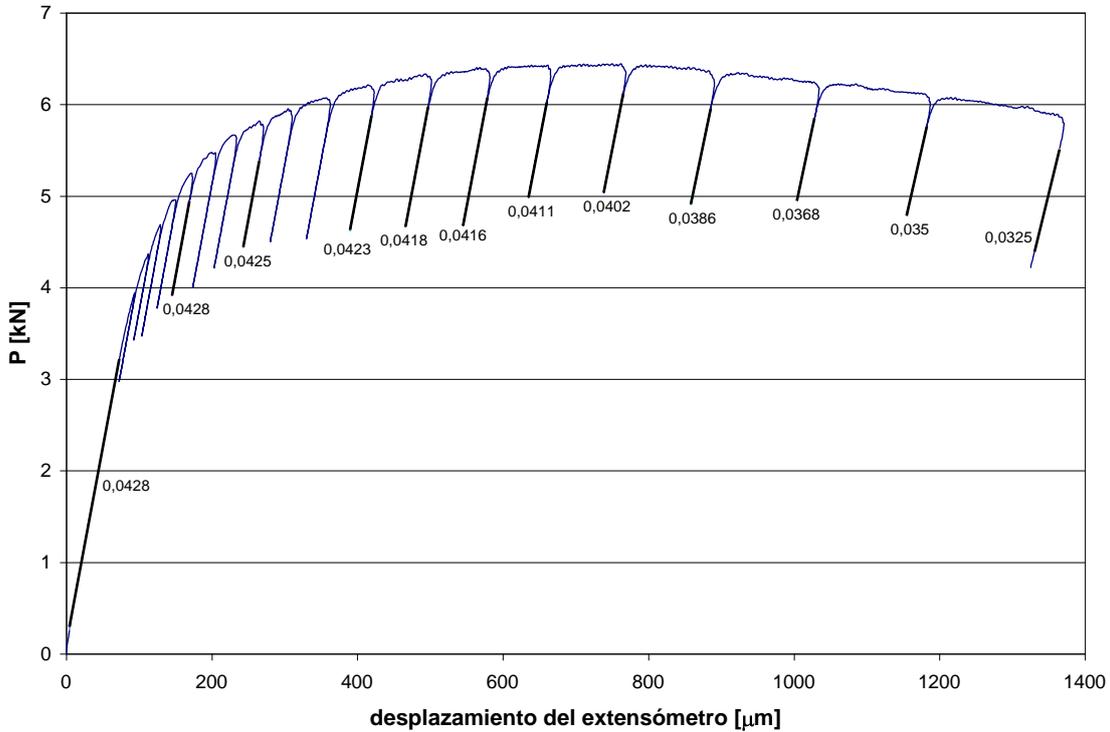
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_0 empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_0 y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 20.25$ MPa·mm:

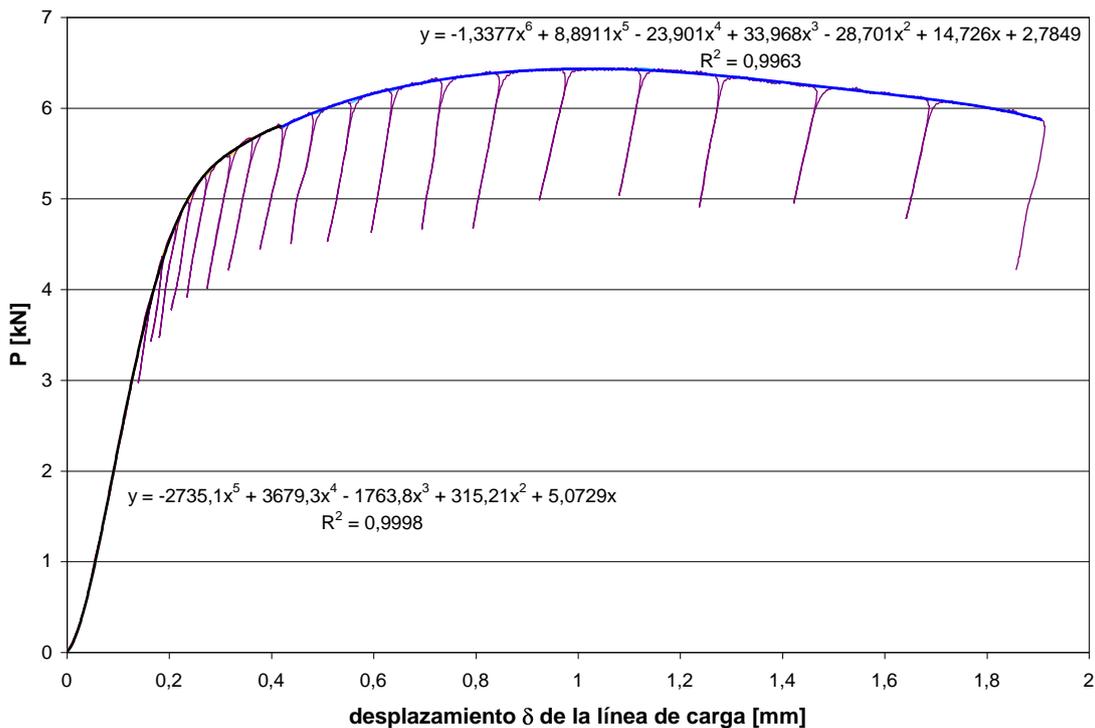
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 60.8 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CG (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

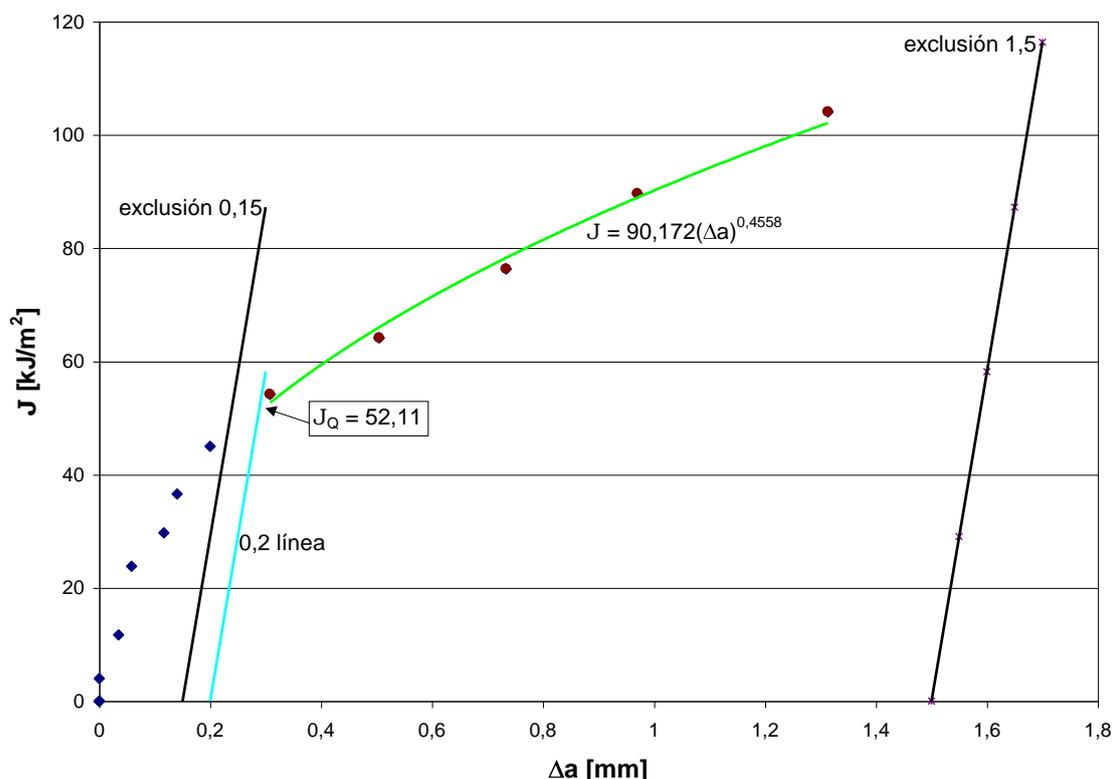


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,2472	0,2699681	23,3645	19,3107741	22,15	15,04	0,108301	19,3107741
5,76937	0,42108467	23,5294	19,3107741	22,15	15,04	0,10796188	19,3456055
6,17695	0,63182466	23,6407	19,3107741	22,15	15,04	0,10773485	19,3689405
6,30558	0,72934007	23,9234	19,3107741	22,15	15,04	0,10716483	19,4275887
6,38676	0,83867912	24,0385	19,3107741	22,15	15,04	0,10693543	19,4512152
6,42216	0,9703267	24,3309	19,3107741	22,15	15,04	0,10635948	19,510594
6,44032	1,11425358	24,8756	19,3107741	22,15	15,04	0,10531188	19,6188206
6,36052	1,26938377	25,9067	19,3107741	22,15	15,04	0,10341379	19,8156306
6,23188	1,45957851	27,1739	19,3107741	22,15	15,04	0,10122074	20,0441759
6,11118	1,67379384	28,5714	19,3107741	22,15	15,04	0,09896227	20,2808152
5,8591	1,90899513	30,7692	19,3107741	22,15	15,04	0,09570696	20,6241557
1		23,3645				0,108301	19,3107741

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03438371	0,31537095	1,6302041	0,38311438	0,80282041	3,19910914	4,00192954	2,2036E-08
0,03458145	1,05646199	1,6302041	0,42123964	0,97055455	10,7167044	11,6872589	0,03483143
0,03471488	2,23872294	1,6302041	0,45099832	1,11252899	22,7095079	23,8220369	0,05816639
0,03505364	2,81426876	1,6302041	0,46039	1,15934648	28,5478196	29,7071661	0,11681458
0,03519151	3,48759638	1,6302041	0,4663172	1,18939021	35,3780256	36,5674158	0,14044108
0,03554161	4,31629296	1,6302041	0,46890187	1,20261166	43,7842876	44,9868992	0,19981995
0,03619326	5,22378243	1,6302041	0,47022778	1,20942254	52,9898213	54,1992439	0,30804647
0,03742496	6,209138	1,6302041	0,46440134	1,17963707	62,9852252	64,1648622	0,50485649
0,03893549	7,4092309	1,6302041	0,45500893	1,13240383	75,1589152	76,2913191	0,73340178
0,04059749	8,73016379	1,6302041	0,44619625	1,08896349	88,5584009	89,6473644	0,9700411
0,04320367	10,1586502	1,6302041	0,42779111	1,00097905	103,048905	104,049884	1,31338159

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

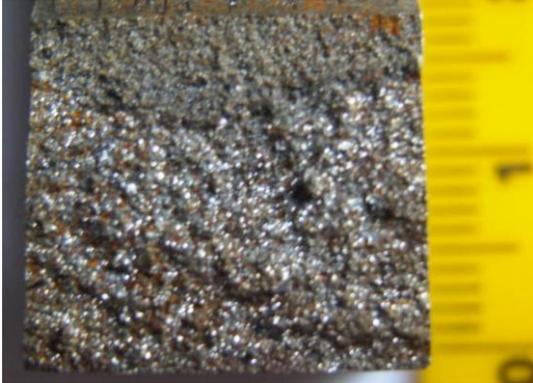
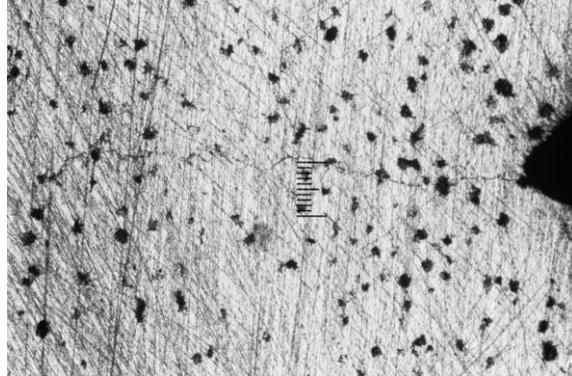


Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 52.11$ MPa-mm y $\sigma_Y = 290.85$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 4.5$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 4.5 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 39.585(\Delta a)^{-0.5598}$, y su valor en Δa_Q (0.289 mm) es 79.2 Mpa, menor que σ_Y (290.85 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

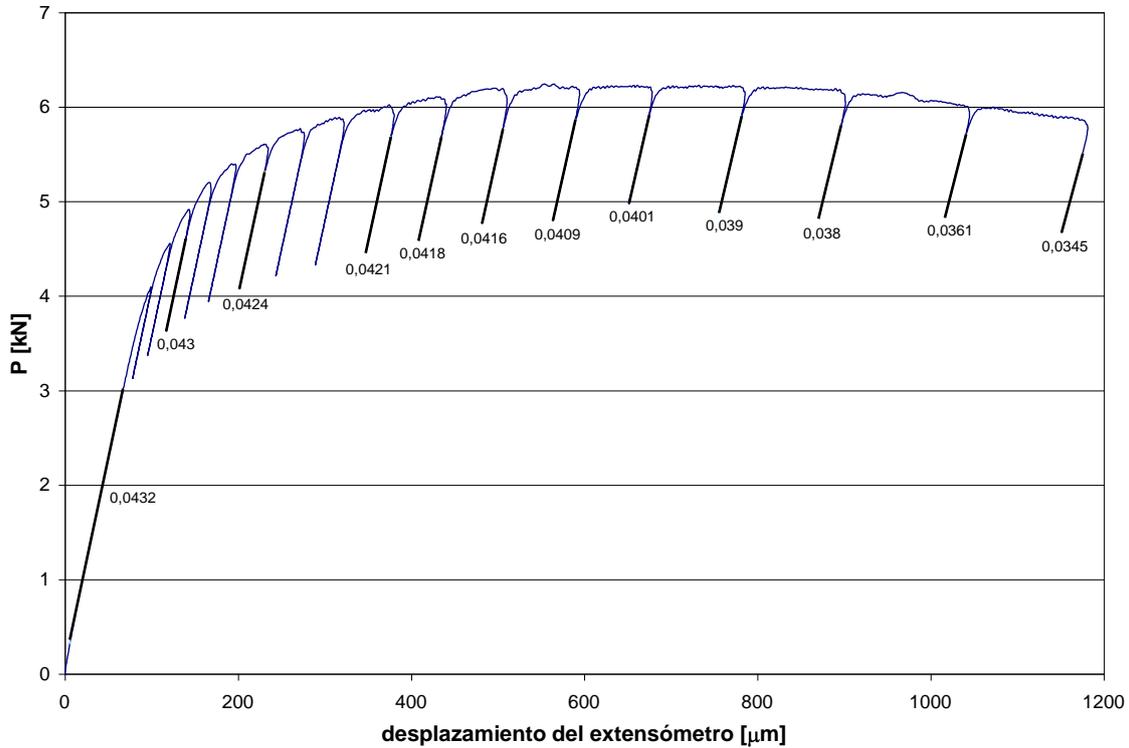
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 52.11$ MPa-mm:

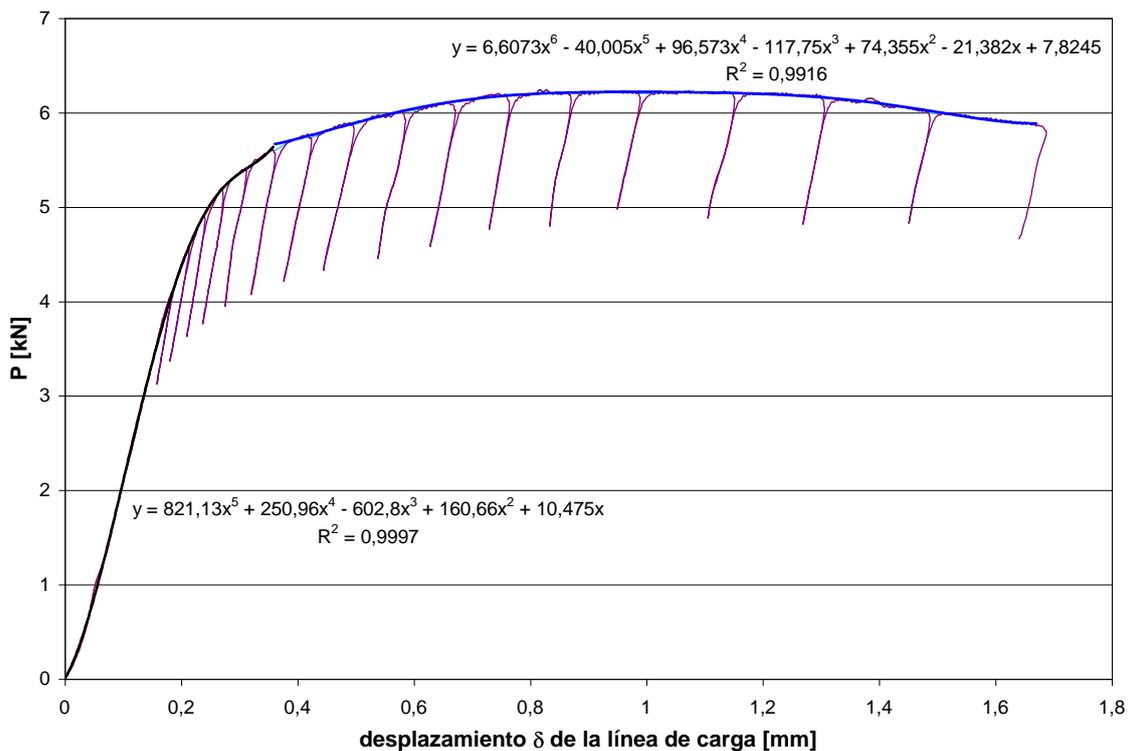
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 97.6 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CG (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

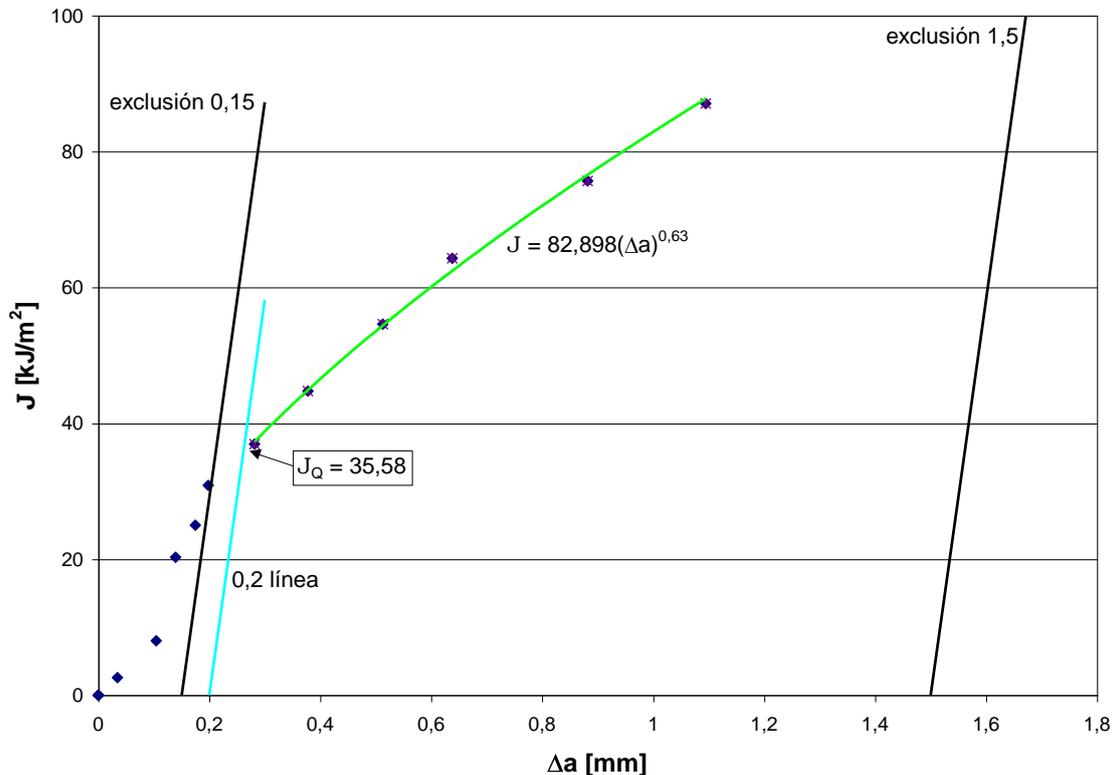


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
4,91287	0,23883192	23,2558	19,2531073	22,15	15,04	0,10852638	19,2876427
5,59099	0,35933299	23,5849	19,2531073	22,15	15,04	0,10784849	19,357259
6,00757	0,58000763	23,753	19,2531073	22,15	15,04	0,10750729	19,3923441
6,1037	0,66073183	23,9234	19,2531073	22,15	15,04	0,10716483	19,4275887
6,18763	0,75857952	24,0385	19,2531073	22,15	15,04	0,10693543	19,4512152
6,20563	0,8572988	24,4499	19,2531073	22,15	15,04	0,10612784	19,5345002
6,20182	0,98359611	24,9377	19,2531073	22,15	15,04	0,10519447	19,6309671
6,21616	1,14348043	25,641	19,2531073	22,15	15,04	0,10389269	19,7658866
6,17893	1,29912037	26,3158	19,2531073	22,15	15,04	0,10268969	19,8909562
6,00391	1,48303267	27,7008	19,2531073	22,15	15,04	0,10035052	20,1352037
5,86123	1,67217858	28,9855	19,2531073	22,15	15,04	0,09832258	20,3480756
1		23,0947				0,1088631	19,2531073

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03425333	0,18901899	1,62577113	0,3577285	0,6999525	1,90855261	2,60850511	0,0345354
0,03464799	0,70227881	1,62577113	0,40710551	0,90651596	7,09101249	7,99752845	0,10415174
0,03484947	1,90360942	1,62577113	0,4374386	1,04663608	19,2210246	20,2676607	0,13923681
0,03505364	2,36918198	1,62577113	0,44443827	1,08039952	23,9219793	25,0023788	0,17448138
0,03519151	2,95011705	1,62577113	0,4505496	1,11031625	29,7877662	30,8980824	0,19810788
0,03568404	3,5486704	1,62577113	0,45186026	1,11678553	35,8314474	36,948233	0,28139295
0,03626751	4,32382788	1,62577113	0,45158283	1,11541463	43,6583266	44,7737413	0,37785976
0,0371078	5,29880208	1,62577113	0,45262699	1,12057877	53,5027846	54,6233634	0,51277928
0,03791299	6,25630982	1,62577113	0,44991611	1,10719616	63,1708813	64,2780775	0,63784892
0,03956258	7,3907709	1,62577113	0,4371721	1,04536118	74,6257018	75,671063	0,8820964
0,04108923	8,52400255	1,62577113	0,42678292	0,99626655	86,0681086	87,0643752	1,0949683

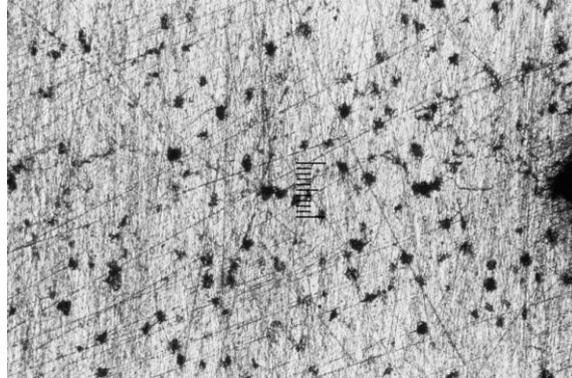
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 35.58$ MPa-mm y $\sigma_Y = 290.85$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 3$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_0 > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_0 \approx 12.75$ mm, mayor que 3 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 52.22(\Delta a)^{-0.37}$, y su valor en Δa_Q (0.261 mm) es 85.8 Mpa, menor que σ_Y (290.85 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

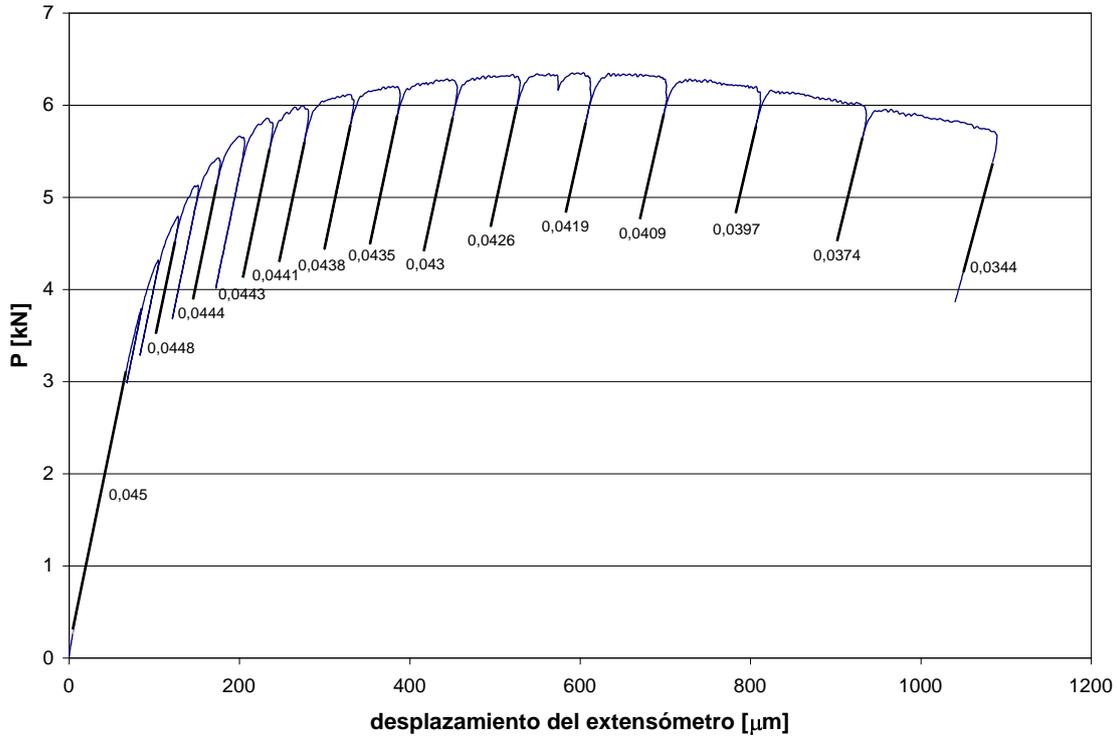
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_0 empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_0 y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 35.58$ MPa-mm:

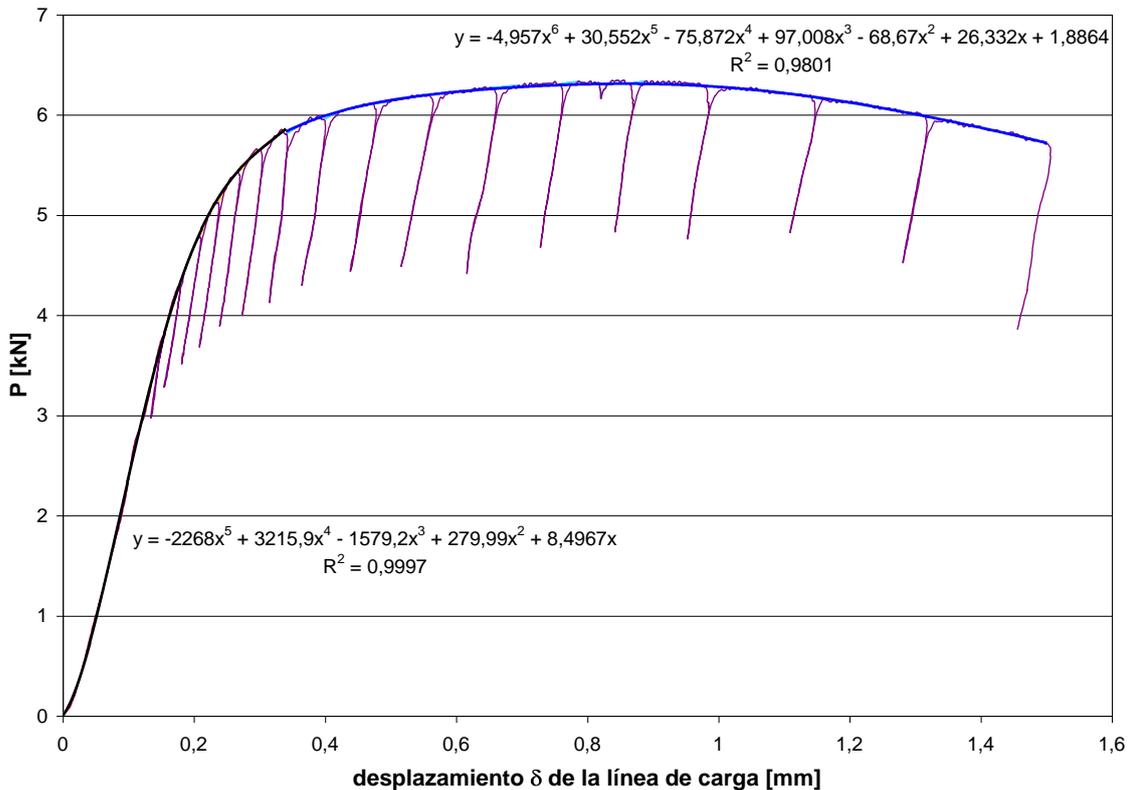
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 80.6 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CM (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

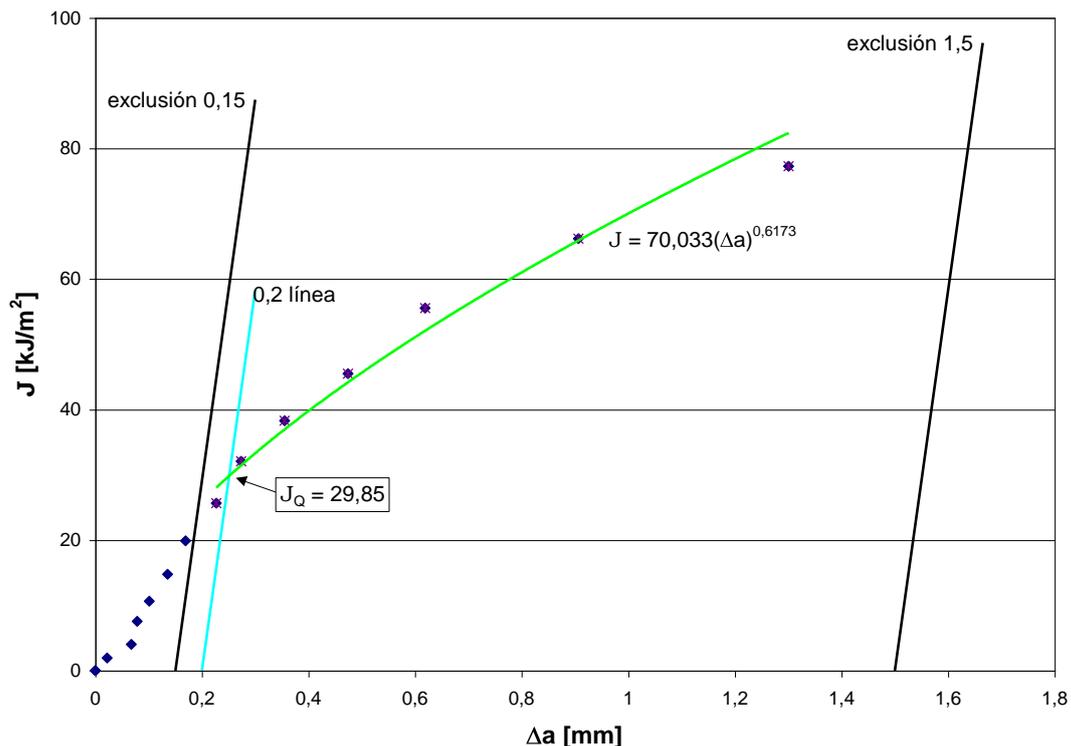


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,4236	0,2674126	22,5225	19,0606197	28,14	21,03	0,11008602	19,1279329
5,80859	0,34056626	22,5734	19,0606197	28,14	21,03	0,1099755	19,1392299
5,95416	0,39747493	22,6757	19,0606197	28,14	21,03	0,1097544	19,161838
6,11164	0,47164312	22,831	19,0606197	28,14	21,03	0,10942139	19,1959135
6,19587	0,55777176	22,9885	19,0606197	28,14	21,03	0,10908687	19,2301735
6,26972	0,6540687	23,2558	19,0606197	28,14	21,03	0,10852638	19,2876427
6,30863	0,75831042	23,4742	19,0606197	28,14	21,03	0,10807503	19,3339804
6,30741	0,85927608	23,8663	19,0606197	28,14	21,03	0,10727921	19,4158141
6,29643	0,97611699	24,4499	19,0606197	28,14	21,03	0,10612784	19,5345002
6,1832	1,13746821	25,1889	19,0606197	28,14	21,03	0,10472369	19,6797092
5,98895	1,31264329	26,738	19,0606197	28,14	21,03	0,1019587	19,9671333
5,71001	1,5011594	29,0698	19,0606197	28,14	21,03	0,09819392	20,3616156
1		22,2222				0,11074525	19,0606197

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03337297	0,32009958	1,61108483	0,39134962	0,83770543	3,18306436	4,02076978	0,06731316
0,03343413	0,66116523	1,61108483	0,41912927	0,96085415	6,57461494	7,53546909	0,07861023
0,03355701	0,9669277	1,61108483	0,42963314	1,00961787	9,61511137	10,6247292	0,10121826
0,03374351	1,38057473	1,61108483	0,44099639	1,06373036	13,7284099	14,7921402	0,13529379
0,03393258	1,88998824	1,61108483	0,44707416	1,09325285	18,7940085	19,8872613	0,16955382
0,03425333	2,46819173	1,61108483	0,45240294	1,11946963	24,5436534	25,663123	0,227023
0,03451526	3,10927555	1,61108483	0,45521056	1,13340765	30,9185791	32,0519868	0,27336066
0,03498523	3,7368971	1,61108483	0,45512253	1,13296932	37,1596364	38,2926057	0,35519439
0,03568404	4,46197493	1,61108483	0,45433024	1,12902819	44,369797	45,4988252	0,47388055
0,03656777	5,47784724	1,61108483	0,44615993	1,08878622	54,4716126	55,5603988	0,61908955
0,03841627	6,5552349	1,61108483	0,43214347	1,02145068	65,1851358	66,2065865	0,90651357
0,04118929	7,67699165	1,61108483	0,41201605	0,92851679	76,3398644	77,2683812	1,30099593

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.

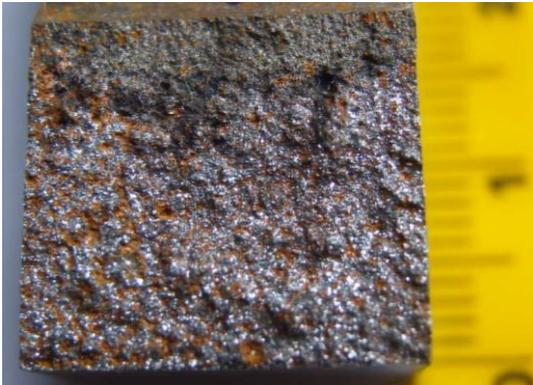


Figura e.1

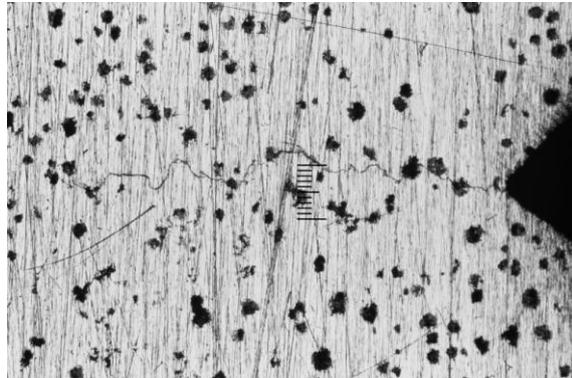


Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 29.85$ MPa-mm y $\sigma_Y = 291.5$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.6$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.6 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 43.231(\Delta a)^{-0.3827}$, y su valor en Δa_Q (0.251 mm) es 73.35 Mpa, menor que σ_Y (291.5 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

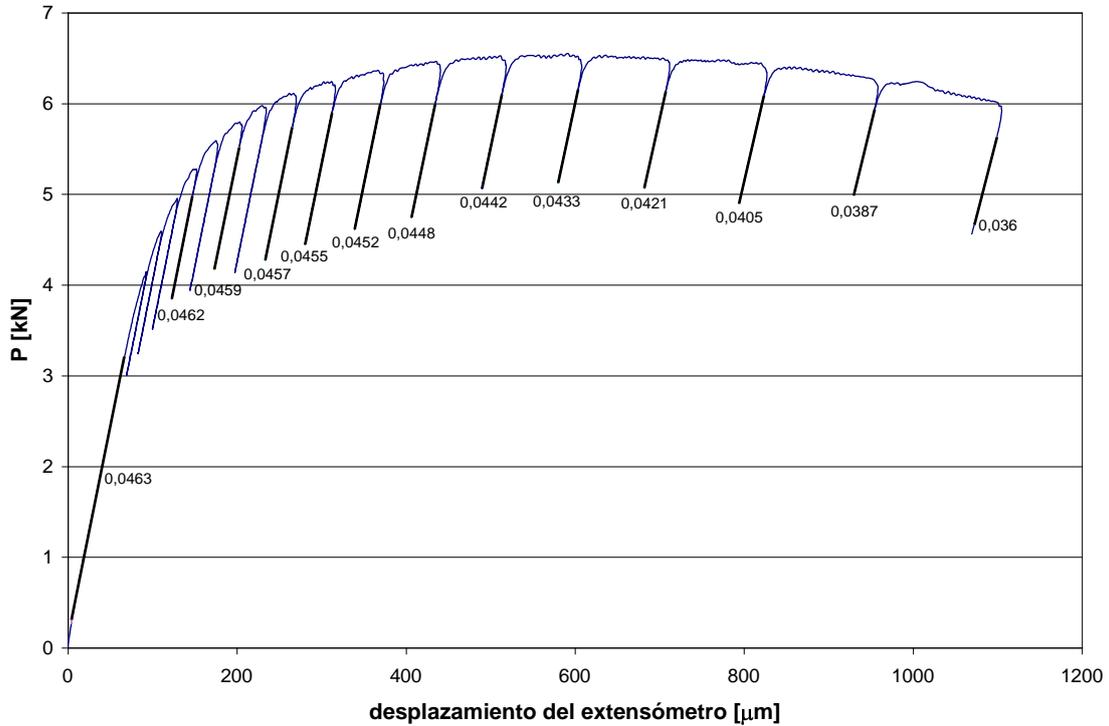
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 29.85$ MPa-mm:

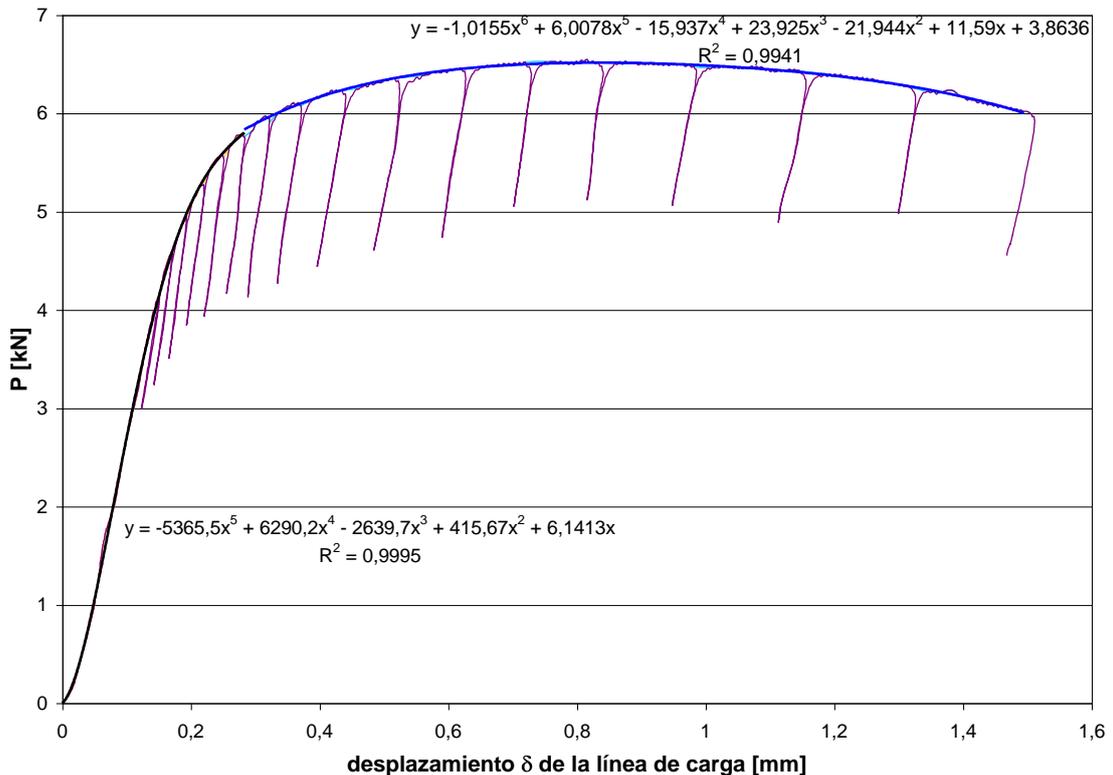
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 73.9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CM (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

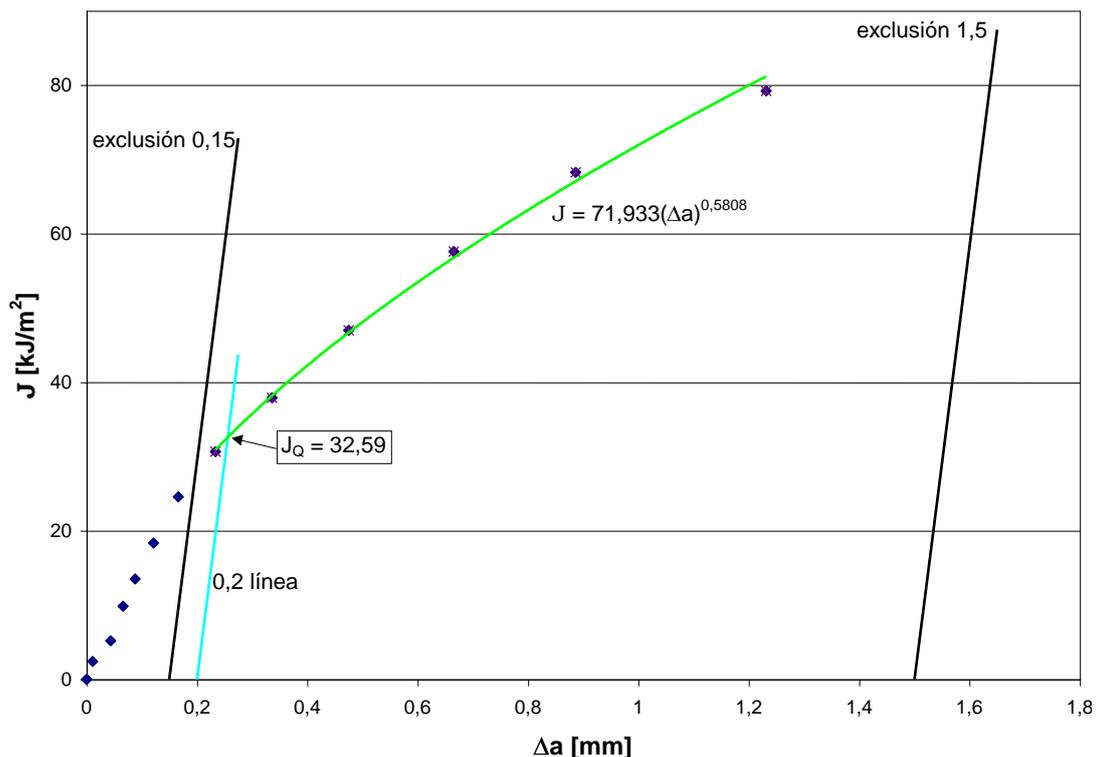


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,271	0,21835811	21,645	18,9170311	28,14	21,03	0,11204778	18,9279589
5,76937	0,28238739	21,7865	18,9170311	28,14	21,03	0,11172404	18,9608894
6,0831	0,37020965	21,8818	18,9170311	28,14	21,03	0,11150764	18,9829167
6,23005	0,43486929	21,978	18,9170311	28,14	21,03	0,11129052	19,0050299
6,35838	0,51674051	22,1239	18,9170311	28,14	21,03	0,11096374	19,0383357
6,46199	0,61951159	22,3214	18,9170311	28,14	21,03	0,11052612	19,0829821
6,52379	0,71800194	22,6244	18,9170311	28,14	21,03	0,1098651	19,1505169
6,51662	0,83282272	23,0947	18,9170311	28,14	21,03	0,1088631	19,2531073
6,48305	0,9763587	23,753	18,9170311	28,14	21,03	0,10750729	19,3923441
6,43803	1,14553547	24,6914	18,9170311	28,14	21,03	0,10566253	19,5825629
6,27171	1,31475318	25,8398	18,9170311	28,14	21,03	0,10353372	19,8031674
6,02191	1,49453647	27,7778	18,9170311	28,14	21,03	0,10022529	20,1483192
1		21,5983				0,11215527	18,9170311

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03231766	0,1673267	1,60023925	0,37777811	0,78061174	1,64527627	2,425888	0,01092776
0,03248797	0,43341685	1,60023925	0,41349682	0,93520286	4,26166574	5,1968686	0,04385827
0,03260265	0,89571912	1,60023925	0,43598218	1,03967824	8,80735362	9,84703187	0,0658856
0,03271838	1,26310802	1,60023925	0,44651424	1,09051617	12,4197851	13,5103012	0,08799876
0,03289386	1,74918605	1,60023925	0,45571178	1,13590498	17,1992533	18,3351582	0,12130458
0,0331313	2,38128909	1,60023925	0,46313762	1,17322581	23,4145443	24,5877701	0,16595096
0,03349539	2,99843998	1,60023925	0,46756689	1,19577368	29,482815	30,6785886	0,23348584
0,03406004	3,73566707	1,60023925	0,46705301	1,19314668	36,7317611	37,9249078	0,33607616
0,03484947	4,66100661	1,60023925	0,46464701	1,18088549	45,8303639	47,0112494	0,47531301
0,03597297	5,74145144	1,60023925	0,46142038	1,16454168	56,4540733	57,618615	0,66553184
0,03734512	6,82830915	1,60023925	0,44950005	1,10514937	67,1408389	68,2459882	0,88613634
0,03965417	7,95075015	1,60023925	0,43159662	1,01886716	78,1774847	79,1963519	1,23128814

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

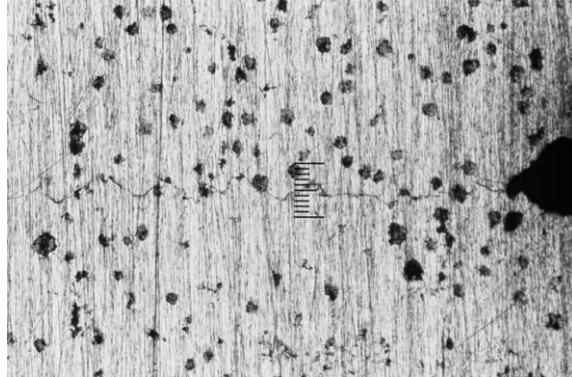


Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 32.59$ MPa-mm y $\sigma_Y = 291.5$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.8$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.8 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 47.779(\Delta a)^{-0.4192}$, y su valor en Δa_Q (0.256 mm) es 73.98 Mpa, menor que σ_Y (291.5 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

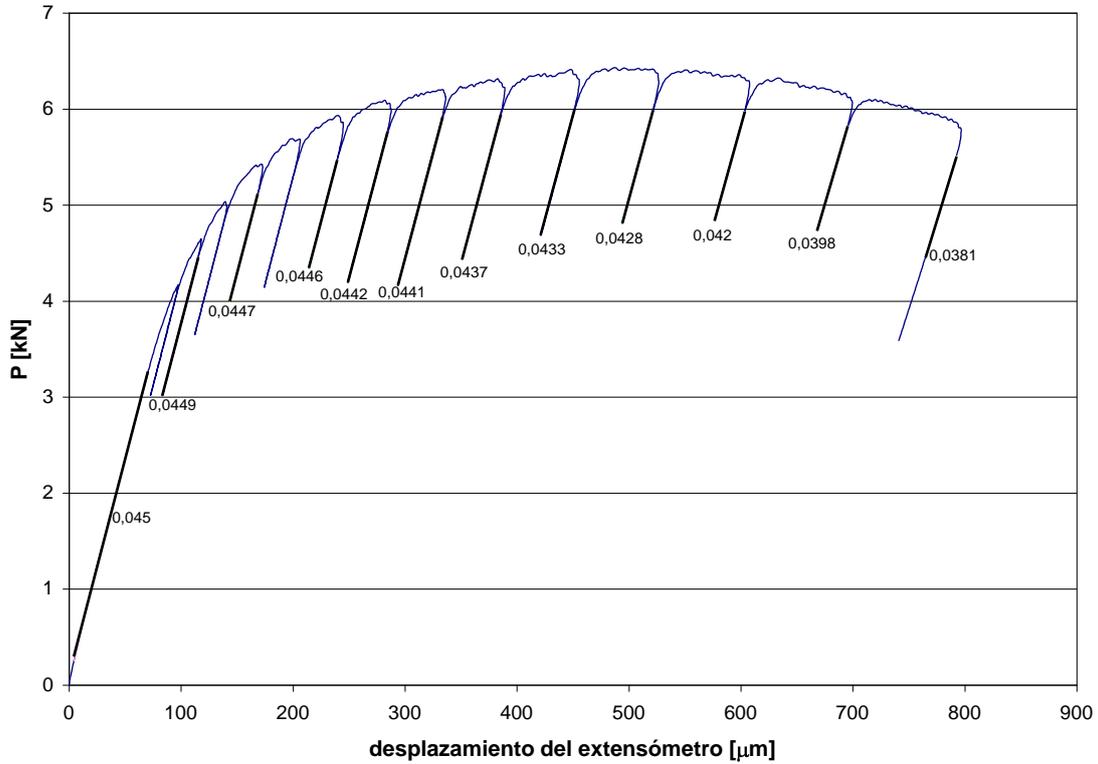
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 32.59$ MPa-mm:

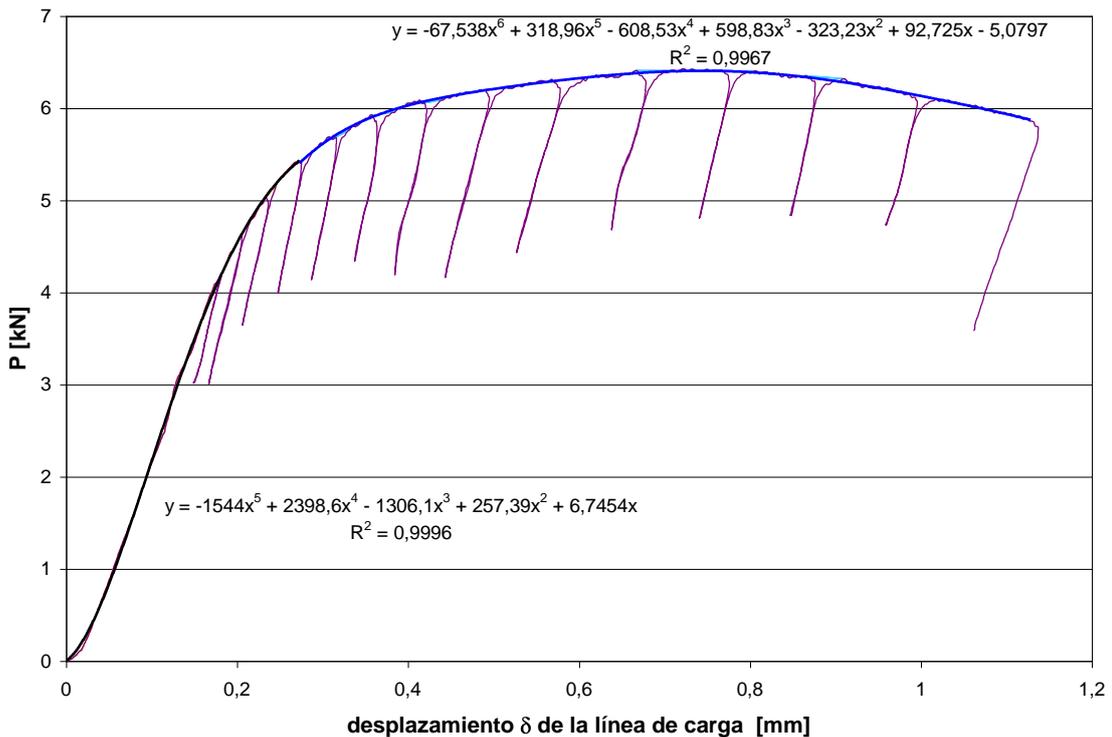
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 77.2 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CP (primera)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

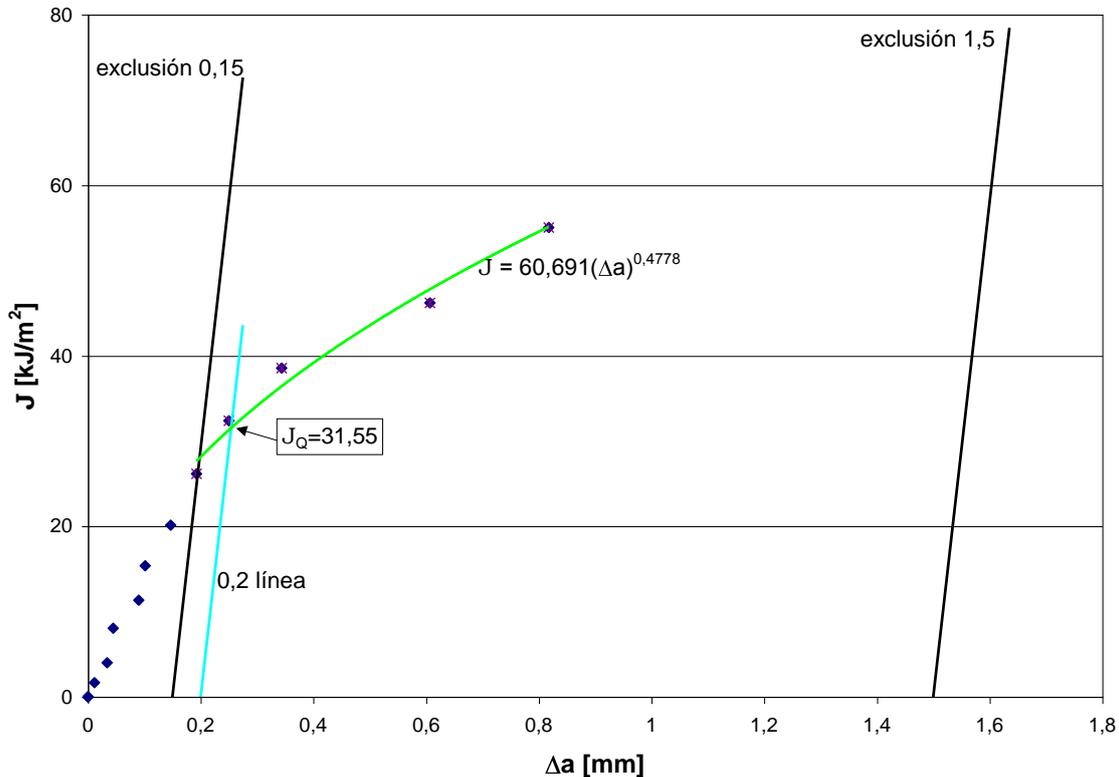


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
4,64583	0,20595199	22,2717	19,0606197	26,87	19,76	0,11063574	19,071794
5,41917	0,27319079	22,3714	19,0606197	26,87	19,76	0,11041619	19,0942059
5,92181	0,35858862	22,4215	19,0606197	26,87	19,76	0,11030637	19,1054205
6,05411	0,41800438	22,6244	19,0606197	26,87	19,76	0,1098651	19,1505169
6,19755	0,48841	22,6757	19,0606197	26,87	19,76	0,1097544	19,161838
6,3039	0,56904853	22,8833	19,0606197	26,87	19,76	0,10930996	19,2073231
6,40751	0,66806119	23,0947	19,0606197	26,87	19,76	0,1088631	19,2531073
6,41148	0,76709275	23,3645	19,0606197	26,87	19,76	0,108301	19,3107741
6,35105	0,86452684	23,8095	19,0606197	26,87	19,76	0,10739336	19,4040658
6,15864	0,98655886	25,1256	19,0606197	26,87	19,76	0,1048417	19,6674854
5,8591	1,12831777	26,2467	19,0606197	26,87	19,76	0,10281088	19,8783391
3,25		22,2222				0,11074525	19,0606197

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03307156	0,1063004	1,61108483	0,33522823	0,6146709	1,05704921	1,67172011	0,01117435
0,0331914	0,31789252	1,61108483	0,39102997	0,83633751	3,16111743	3,99745494	0,03358622
0,03325161	0,70831356	1,61108483	0,42729886	0,99867681	7,04345709	8,04213389	0,04480081
0,03349539	1,03373695	1,61108483	0,43684521	1,04379843	10,2794613	11,3232597	0,08989724
0,03355701	1,43510599	1,61108483	0,44719538	1,0938458	14,2706677	15,3645135	0,10121826
0,0338063	1,91139718	1,61108483	0,45486926	1,1317087	19,0068985	20,1386072	0,14670339
0,03406004	2,51178683	1,61108483	0,46234542	1,16921562	24,9771623	26,1463779	0,19248756
0,03438371	3,13803273	1,61108483	0,46263188	1,17066493	31,20454	32,3752049	0,25015442
0,03491717	3,76210531	1,61108483	0,45827145	1,14870124	37,4103063	38,5590076	0,34344607
0,03649212	4,53788503	1,61108483	0,44438776	1,08015396	45,1246456	46,2047996	0,60686571
0,03783058	5,43501499	1,61108483	0,42277391	0,97763749	54,0456895	55,023327	0,81771936

d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

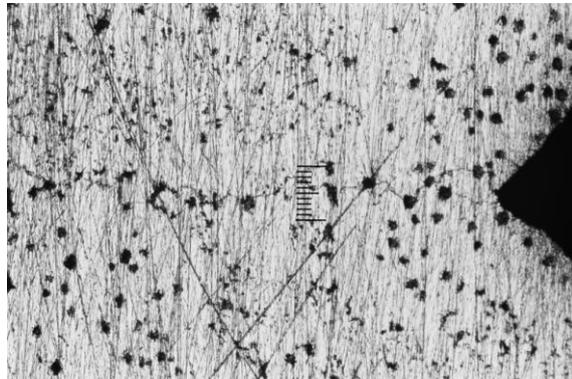


Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 31.55$ MPa·mm y $\sigma_Y = 290.5$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.7$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.7 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 28.998(\Delta a)^{-0.5222}$, y su valor en Δa_Q (0.254 mm) es 53.3 Mpa, menor que σ_Y (290.5 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

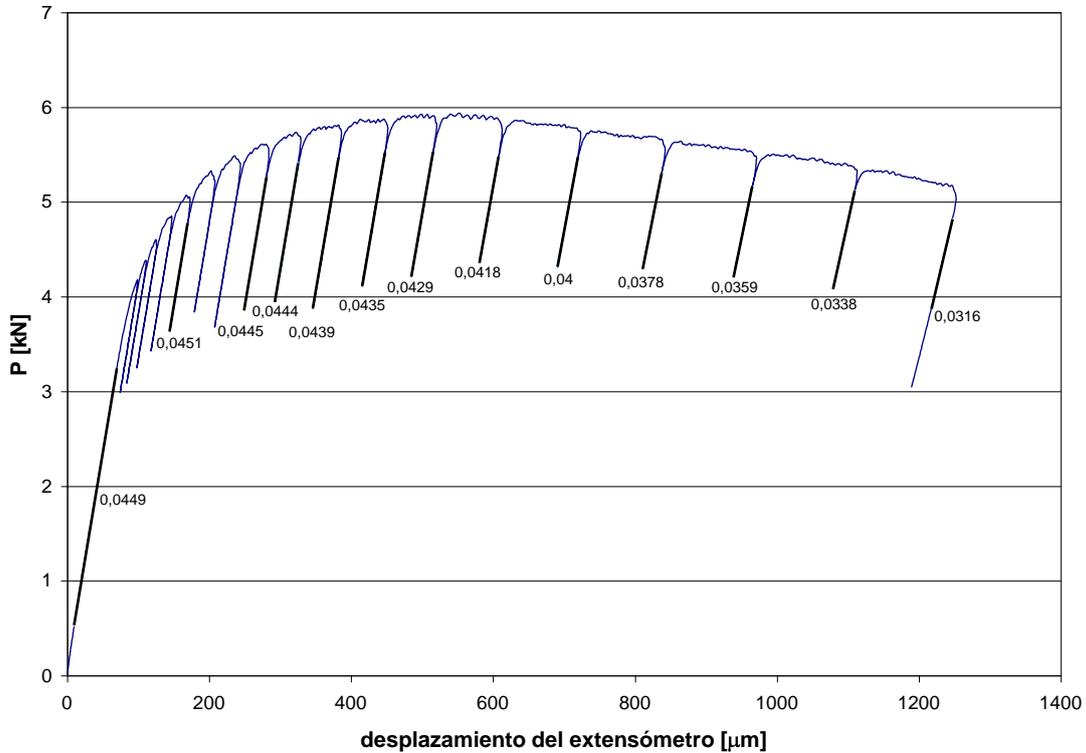
g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 31.55$ MPa·mm:

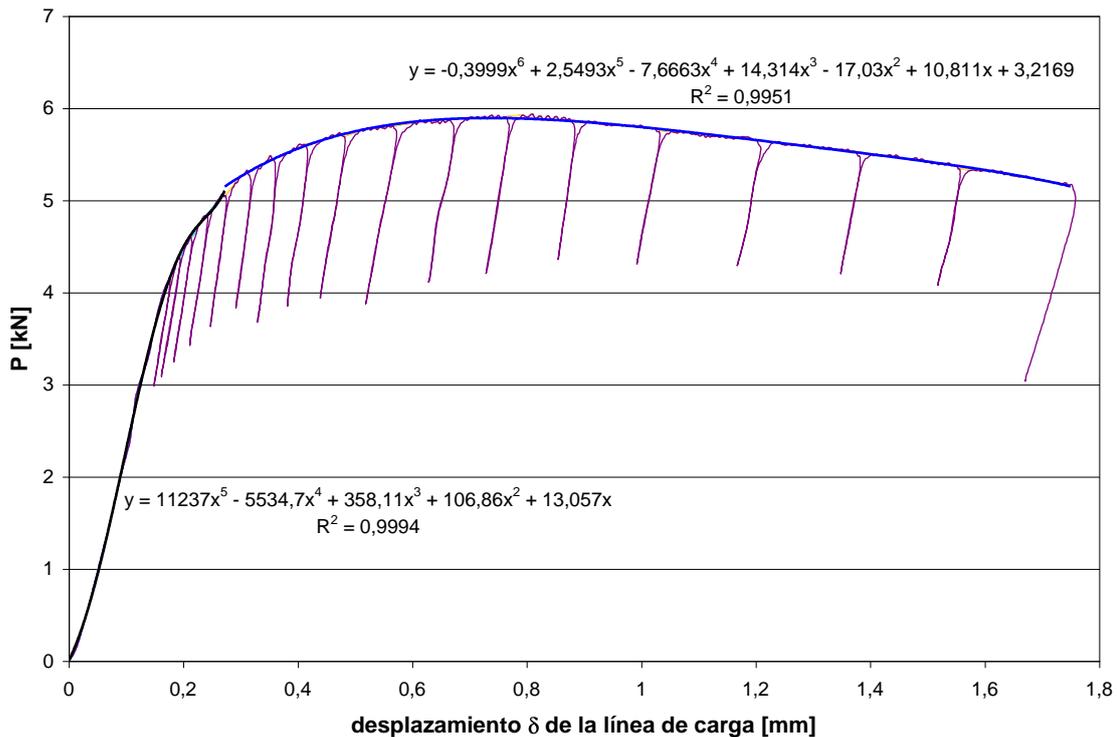
$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 76.0 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

OBTENCIÓN DEL VALOR DE J_{IC} PARA LA PROBETA “CP (segunda)”

a) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento que sufre el extensómetro en [μm], necesaria para obtener en cada proceso descarga-carga la Flexibilidad C_i correspondiente. Los valores mostrados son los de Rigidez, siendo sus inversos los de Flexibilidad:



b) Gráfica que relaciona la carga P en [kN] con el desplazamiento δ de la línea de carga en [mm], necesaria para obtener en cada punto de descarga el área bajo la curva. Este área se halla mediante la adecuada integración definida de las dos funciones polinómicas empleadas en el ajuste de la curva, que se muestran con sus coeficientes de determinación R^2 :

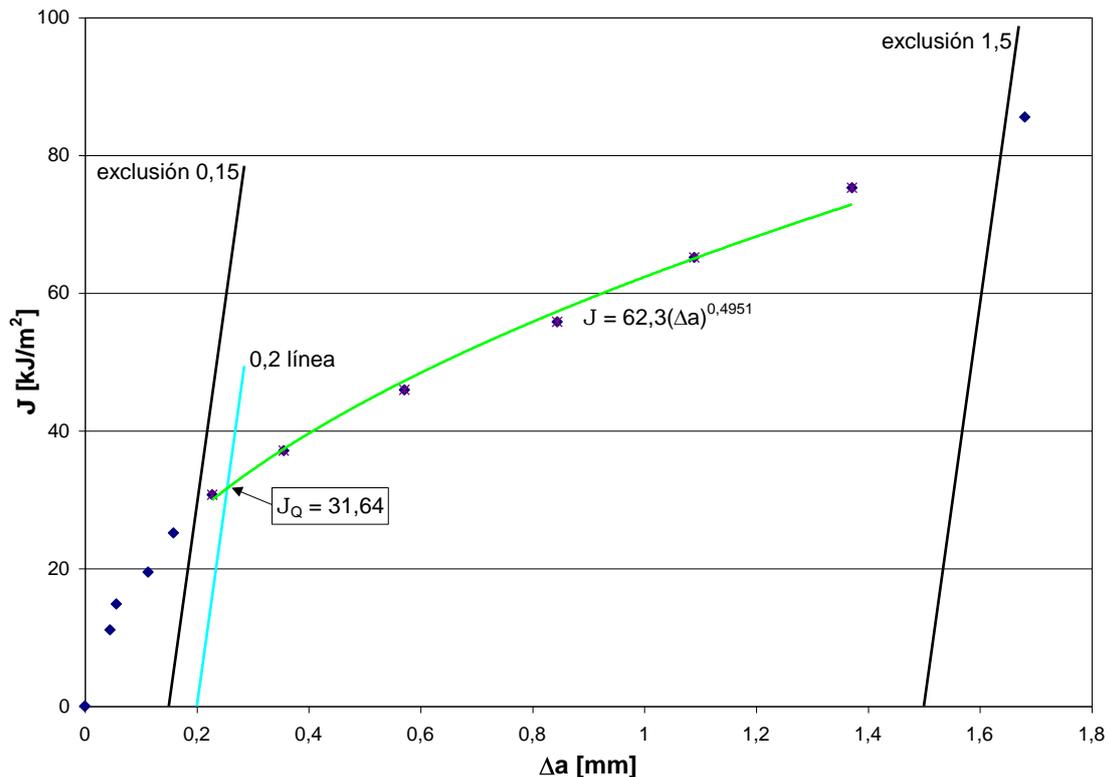


c) Tablas con los datos necesarios para calcular los pares de valores (J_i , Δa_i) que se representan en el gráfico del apartado d):

P_i [kN]	δ_i [mm]	C_i [μm/kN]	a_o [mm]	C_{total} [μm/kN]	$C_{máq}$ [μm/kN]	U_i adimensional	a_i [mm]
5,04425	0,27248278	22,1729	19,071794	26,87	19,86	0,11085466	19,0494593
5,60701	0,41083264	22,4719	19,071794	26,87	19,86	0,11019624	19,1166704
5,69353	0,48007301	22,5225	19,071794	26,87	19,86	0,11008602	19,1279329
5,80203	0,56433905	22,779	19,071794	26,87	19,86	0,10953255	19,1845365
5,87115	0,66448324	22,9885	19,071794	26,87	19,86	0,10908687	19,2301735
5,90625	0,76094966	23,31	19,071794	26,87	19,86	0,10841382	19,2991936
5,87634	0,87210068	23,9234	19,071794	26,87	19,86	0,10716483	19,4275887
5,77227	1,0249871	25	19,071794	26,87	19,86	0,1050771	19,6431139
5,65935	1,2001484	26,455	19,071794	26,87	19,86	0,10244688	19,9162444
5,53133	1,3804808	27,8551	19,071794	26,87	19,86	0,10010006	20,1614387
5,34089	1,55401117	29,5858	19,071794	26,87	19,86	0,09741765	20,4433987
5,17167	1,74984496	31,6456	19,071794	26,87	19,86	0,09449851	20,7522825
3		22,2717				0,11063574	19,071794

C_{LLi} [mm/kN]	A_{PLi} [Julios]	$f(a_o/W)$ adimensional	K_i [kN/mm ^{3/2}]	J_{ELi} [kJ/m ²]	J_{PLi} [kJ/m ²]	J_i [kJ/m ²]	Δa_i [mm]
0,03295278	0,38346149	1,61193277	0,36416851	0,72538115	3,81649489	4,54187604	-0,02233474
0,03331218	1,0246784	1,61193277	0,40479684	0,89626352	10,198364	11,0946275	0,04487637
0,03337297	1,39905999	1,61193277	0,41104313	0,92413684	13,9244889	14,8486257	0,05613886
0,03368107	1,85971734	1,61193277	0,41887627	0,95969448	18,5092945	19,468989	0,11274252
0,03393258	2,42835756	1,61193277	0,42386637	0,9826965	24,1688262	25,1515228	0,15837952
0,03431834	2,98282692	1,61193277	0,42640041	0,9944815	29,687319	30,6818005	0,22739959
0,03505364	3,62976531	1,61193277	0,42424106	0,98443465	36,1261325	37,1105671	0,35579468
0,03634199	4,51994532	1,61193277	0,41672775	0,94987473	44,9858681	45,9357428	0,57131991
0,03807897	5,51714312	1,61193277	0,40857552	0,9130744	54,9107247	55,8237991	0,84445043
0,03974611	6,45744688	1,61193277	0,39933314	0,87223236	64,2693293	65,1415616	1,08964475
0,04180149	7,48279732	1,61193277	0,38558437	0,81320553	74,4743818	75,2875874	1,37160474
0,0442405	8,51935683	1,61193277	0,37336757	0,76249091	84,7909955	85,5534864	1,68048849

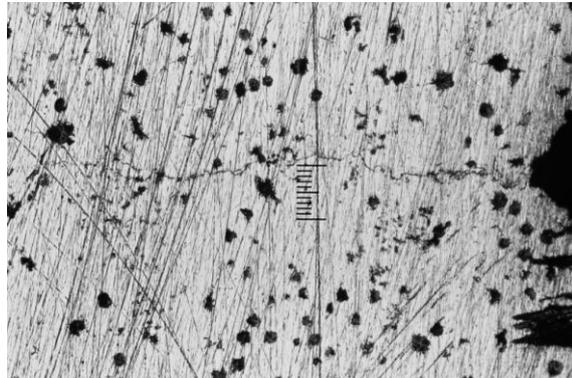
d) Gráfico que relaciona J en [kJ/m²] con el crecimiento de la grieta Δa en [mm]. Se muestra el valor de J_Q , obtenido en la intersección de la curva potencial que ajusta los puntos adecuados con la línea de 0,2 mm de desviación:



e) En la figura e.1 se muestra una fotografía de la superficie de fractura de la probeta ensayada, donde aparece la zona de preagrietamiento por fatiga, la zona de fractura estable que surge durante el ensayo para la obtención de J_Q , y la zona de fractura frágil final al sumergir la probeta ya ensayada en nitrógeno líquido. En la figura e.2 se presenta una fotografía de la pregrieta inicial por fatiga en la superficie exterior de la probeta.



Figura e.1

Figura e.2. Escala = 200 μm

f) **Validación de J_Q como J_{IC} .** Según la Norma E 813-89, $J_Q = J_{IC}$ si se cumple:

- 1) Espesor $B > 25J_Q/\sigma_Y$. En este caso, $B \approx 16$ mm, $J_Q = 31.64$ MPa-mm y $\sigma_Y = 290.5$ Mpa. Sustituyendo los valores en la desigualdad, $16 > 2.7$, y por tanto se verifica esta condición.
- 2) Ligamento inicial $b_o > 25J_Q/\sigma_Y$. Al ser $b_o \approx 12.75$ mm, mayor que 2.7 mm, se cumple este requisito.
- 3) La pendiente de la línea de regresión potencial, dJ/da , evaluada en Δa_Q , es menor que σ_Y . En este caso, $dJ/da = 30.845(\Delta a)^{-0.5049}$, y su valor en Δa_Q (0.254 mm) es 61.5 Mpa, menor que σ_Y (290.5 Mpa). Se cumple.
- 4) No hay indicios de fractura frágil por clivaje. En este caso se cumple.
- 5) Ninguna de las 9 medidas necesarias para obtener el valor de a_p final puede diferir en más de un 7% de dicho valor. No se ha podido comprobar al no disponer de un equipo de medida que poseyera la precisión de 0,025 mm que exige la norma.
- 6) Ninguna de las dos medidas superficiales de la extensión de la grieta debe diferir de la medida central en más de $\pm 0.02W$. No se ha verificado en este caso por la misma razón que en el apartado 5.
- 7) La diferencia entre la extensión de la grieta predicha a partir de la flexibilidad elástica en la última descarga y la extensión de grieta física media, Δa_p , no excede de $0.15\Delta a_p$ para extensiones de grieta menores que $\Delta a_p(\text{máx})$ y de $0.15\Delta a_p(\text{máx})$ en adelante. E_M no debe diferir de E en más de un 10%. No se ha comprobado en este caso por el mismo motivo que en los apartados 5 y 6.

g) **Conclusión:** a pesar de que se verifican las cuatro primeras condiciones, no se dispone del equipamiento adecuado para analizar las tres restantes, por lo que no se puede asegurar que el valor de J_Q sea un valor válido de J_{IC} . Además, el valor de a_o empleado previamente se obtuvo a partir de la flexibilidad inicial C_o y no a través de las medidas de la pregrieta en la superficie de rotura, como pide la norma. No obstante, el dato obtenido de J_Q se encuentra en un intervalo lógico en relación con la bibliografía, y se puede considerar adecuado a efectos de comparación entre las tres escaleras y sus respectivas secciones objeto de estudio.

El valor de J_Q también sirve para obtener, a partir de él, una estimación del factor de intensidad de tensiones K (K_{JC}), siempre que se justifiquen unas condiciones elásticas dominantes para la aplicación. Se ofrece este dato, muy útil a efectos comparativos y de diseño, aplicando la fórmula adecuada (ecuación 3.15 en la sección 3.2.6.8), para $E = 169000$ Mpa, $\nu = 0,275$ y $J_Q = 31.64$ MPa-mm:

$$K_{JC} = [(E / (1 - \nu^2)) \cdot J_Q]^{1/2} \approx 76.0 \text{ MPa(m)}^{1/2}$$

ANEXO VII: Gráficas y resultados del análisis mediante EDX de zonas planas en la superficie de fractura a partir del ensayo de tracción, para las nueve secciones objeto de estudio.

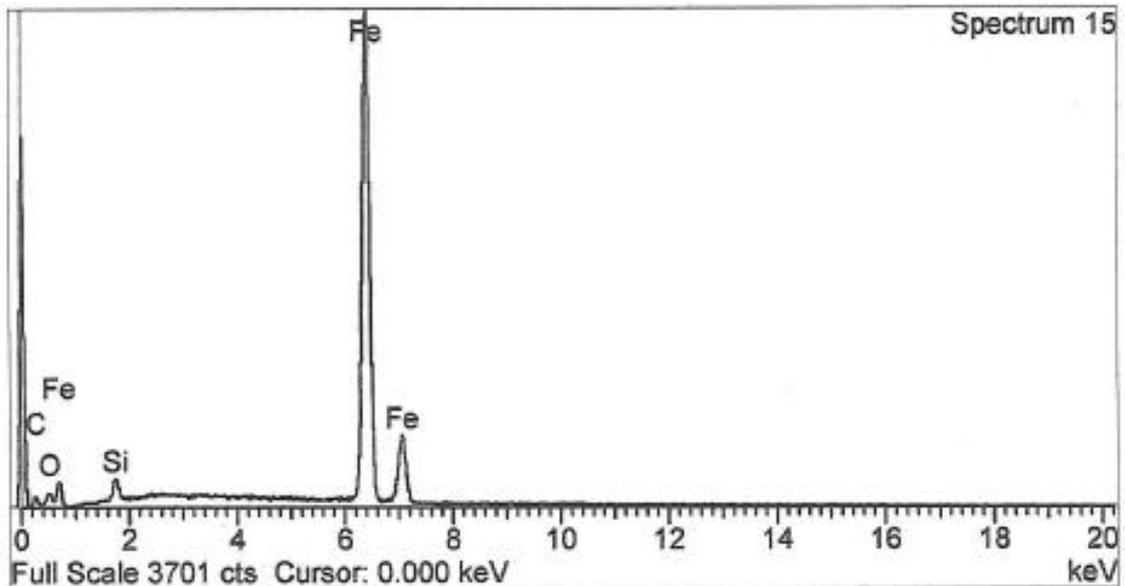
AG (escalera A, sección grande): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 15.930 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	5.66	20.74
O K	1.92	5.28
Si K	1.50	2.34
Fe K	90.93	71.64
Totals	100.00	



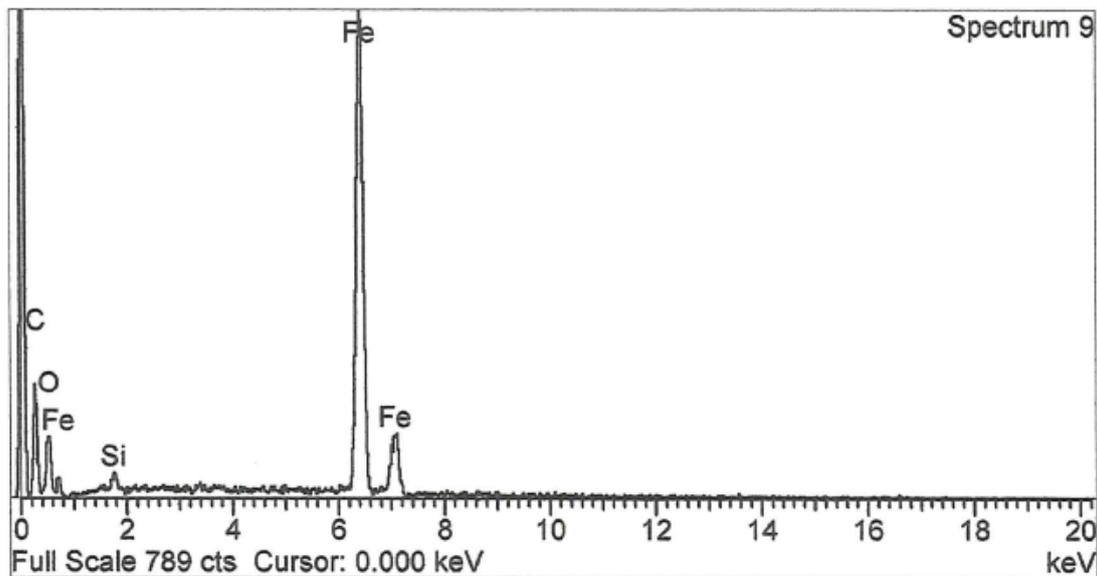
AM (escalera A, sección mediana): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	29.80	59.37
O K	9.61	14.37
Si K	0.70	0.59
Fe K	59.90	25.67
Totals	100.00	



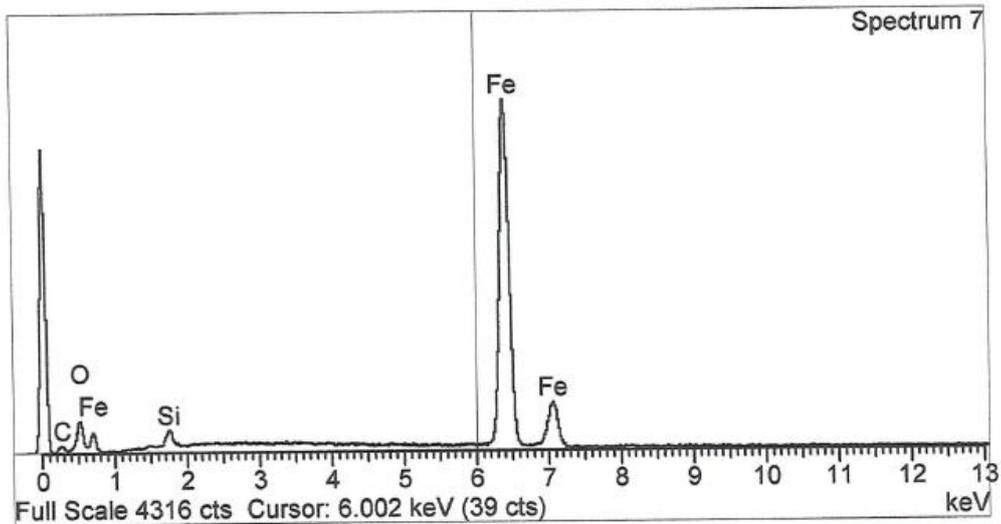
AP (escalera A, sección pequeña): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	5.28	18.00
O K	6.29	16.07
Si K	1.58	2.31
Fe K	86.85	63.62
Totals	100.00	



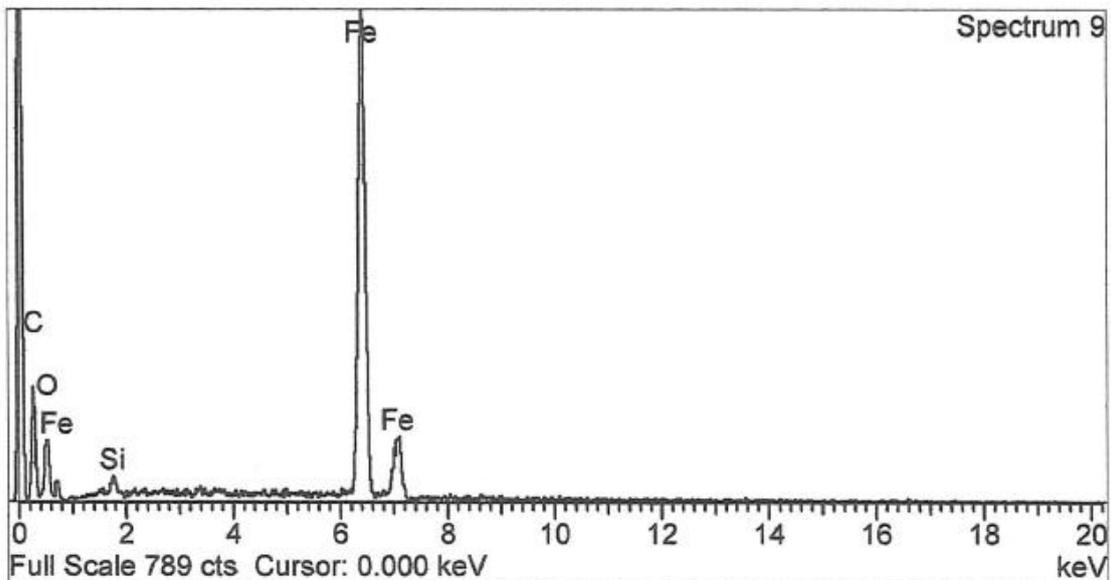
BG (escalera B, sección grande): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	29.80	59.37
O K	9.61	14.37
Si K	0.70	0.59
Fe K	59.90	25.67
Totals	100.00	



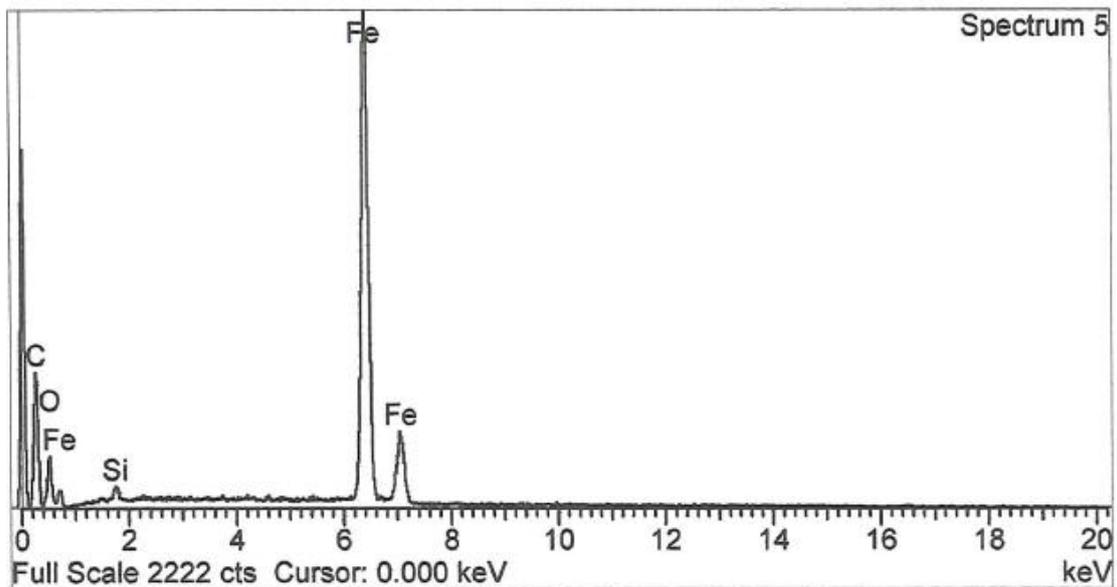
BM (escalera B, sección mediana): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	33.83	64.46
O K	8.06	11.52
Si K	0.51	0.42
Fe K	57.60	23.60
Totals	100.00	



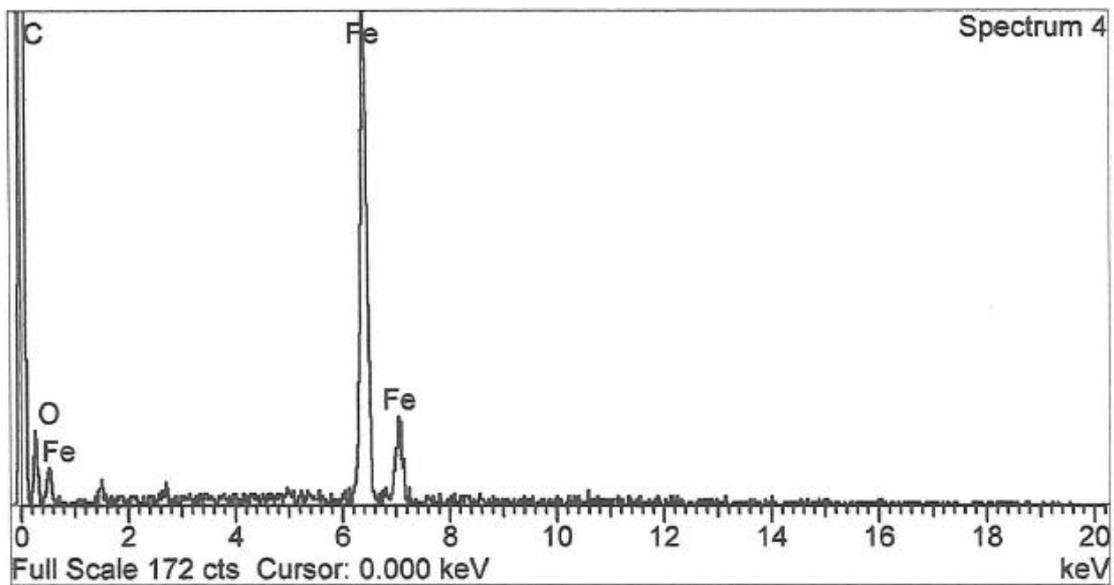
BP (escalera B, sección pequeña): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	24.85	55.88
O K	6.46	10.90
Fe K	68.69	33.22
Totals	100.00	



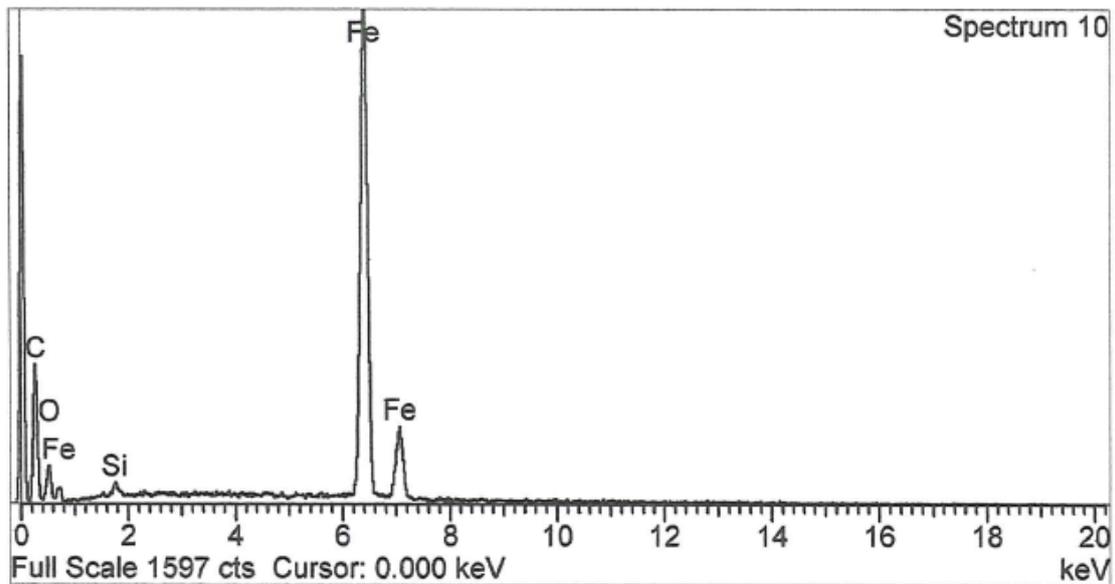
CG (escalera C, sección grande): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	34.77	66.75
O K	5.98	8.61
Si K	0.43	0.35
Fe K	58.82	24.28
Totals	100.00	



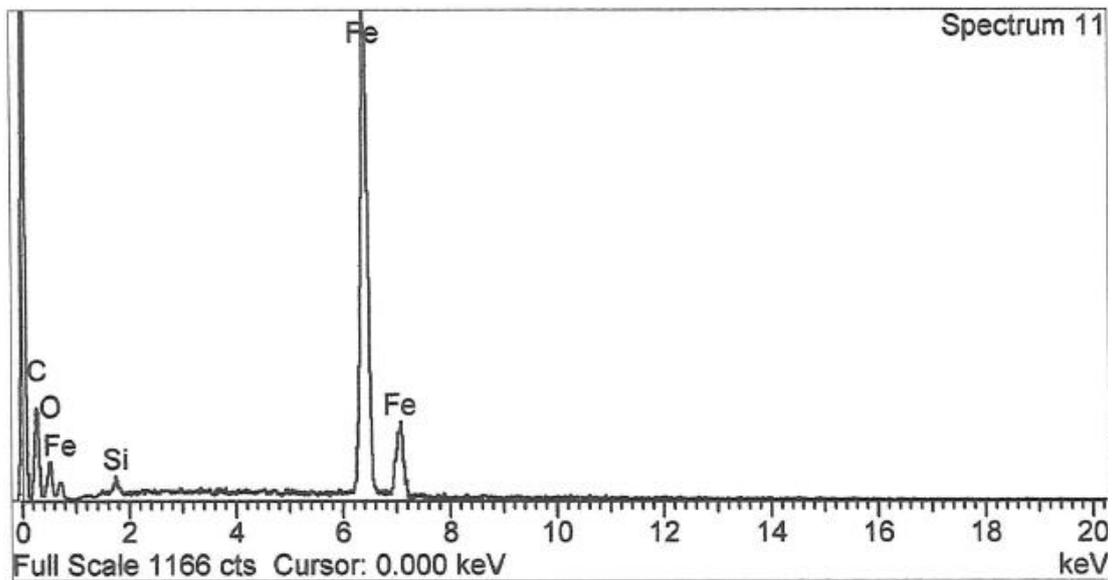
CM (escalera C, sección mediana): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	28.36	60.22
O K	5.95	9.49
Si K	0.64	0.58
Fe K	65.06	29.71
Totals	100.00	



CP (escalera C, sección pequeña): microanálisis semicuantitativo de una zona plana en la superficie de rotura del ensayo de tracción

Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 2.621 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Elem...	Weight%	Atomic%
C K	27.85	58.57
O K	7.54	11.90
Si K	0.68	0.61
Fe K	63.94	28.92
Totals	100.00	

