

CAPITULO 10

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

10.1.- INTRODUCCION.

En este capítulo se presentan las conclusiones a las que se llega en este trabajo y se recomiendan algunos temas para futura investigación.

10.2.- CONCLUSIONES.

A continuación se enumeran las conclusiones obtenidas:

1.- La energía de activación en los procesos de nucleación y crecimiento es la resistencia al cambio que presenta el carbono al pasar de una menor a una mayor concentración y es función sólo de la temperatura.

2.- La energía de activación empleada para lograr buena concordancia entre las velocidades de nucleación y crecimiento propuestas y los datos experimentales de la literatura se aproxima mucho a la de autodifusión del hierro en austenita ($Q_c = 269$ KJ/mol) a una temperatura de 900°C y después disminuye hasta valores de la difusión del carbono en austenita ($Q_c = 135$ KJ/mol) para temperaturas de alrededor de 710°C .

3.- El tamaño del núcleo crítico que genera las energías de activación necesarias para reproducir los datos experimentales de nucleación y crecimiento se encuentra entre dos y tres diámetros atómicos del hierro, para todo el intervalo de temperatura de transformación, y es independiente de la concentración inicial de carbono.

4.- La interfase del núcleo con los granos austeníticos sólo es coherente en la frontera donde se origina, siendo las demás áreas incoherentes.

5.- Las energías de activación que reproducen los datos experimentales de nucleación y crecimiento se pueden obtener con el tamaño del núcleo y las tensiones interfasiales que lo componen, sin importar su forma, ya que para estos tamaños tan pequeños los valores de volumen ocupado y área generada por el

úcleo son muy parecidos.

6.- Existe un ángulo (θ) de no equilibrio entre tensiones durante el crecimiento de la ferrita.

7.- El mecanismo de crecimiento lateral por escalones es la manera en que la ferrita puede crecer debido a la interacción de campos de distorsión generados por los átomos que son expulsados.

8.- Las velocidades de nucleación y crecimiento describen adecuadamente los datos experimentales, éstas también son congruentes con los parámetros físicos involucrados como tamaño y forma del núcleo crítico, energías interfasiales, sitios posibles de nucleación y control del crecimiento por la interfase en función de la temperatura, concordando en todo con las mediciones experimentales realizadas.

9.- El problema de difusión del carbono puede ser tratado en dos dimensiones utilizando consideraciones simétricas.

10.- El carbono desplazado inhibe la nucleación en lugares aledaños sobre la superficie de grano austenítica. Para velocidades de enfriamiento lentas (transformaciones a temperaturas altas) los campos de difusión del carbono cubren rápidamente la superficie de grano austenítica produciéndose pocos núcleos. A velocidades altas (transformaciones a temperaturas bajas) la difusión del carbono es lenta y hay más generación de embriones.

11.- Se puede considerar que toda el área disponible para la transformación se ha consumido cuando se consume un cm^2 de superficie de grano.

12.- El porcentaje de superficie disponible para la nucleación de ferrita depende de la composición química, habrá una fracción de superficie como sitio posible de nucleación de la ferrita y otra fracción para la nucleación de perlita.

13.- El efecto de partición del manganeso en la interfase austenita-ferrita se detecta con las temperaturas del inicio de la transformación y se cuantifica como un carbono equivalente en función de la temperatura.

14.- El tamaño de grano austenítico en aceros efervescentes sólo puede ser refinado por trabajado

mecánico.

15.- Es posible modelar la cinética de transformación de austenita a ferrita y calcular el tamaño de grano ferrítico final con los mecanismos propuestos y las consideraciones geométricas de los campos de difusión del carbono. Se encuentra buena concordancia entre las predicciones y las mediciones del tamaño de grano ferrítico.

16.- Las desviaciones del modelo con respecto a algunos datos experimentales se debe a que la geometría circular utilizada deja de ser la adecuada para granos austeníticos pequeños y velocidades de enfriamiento altas.

17.- Para temperaturas de acabado inferiores a la encontrada como de inicio de la transformación para el acero B, acero 1081 de planta, se encontró una mezcla de tamaños de grano que indican laminación en la zona bifásica austenita + ferrita.

18.- El modelo indica que los tamaños de grano ferríticos encontrados en planta son producidos por granos austeníticos que tienen un tamaño de entre 25 y 40 μm a la salida del último castillo de laminación.

19.- No se aprecia crecimiento de grano ferrítico a temperaturas de enrollado de hasta 710 °C, pero si se detecta a temperaturas superiores a 740 °C.

20.- Se puede predecir con precisión el tamaño de grano ferrítico, para velocidades superiores a 7 °C/s, en aceros de alto manganeso calmados con aluminio y silicio, por medio de la consideración de frontera inmóvil.

10.3.- RECOMENDACIONES.

A continuación se enumeran las recomendaciones para realizar futuras investigaciones;

- 1.- Es necesario el estudio cualitativo y cuantitativo del efecto de la deformación sobre la superficie de grano austenítico, ya que facilita la nucleación y, por lo tanto, la refinación del grano ferrítico en los aceros.
- 2.- Es conveniente formular el estudio de la cinética de recristalización de la austenita basándose en mecanismos de nucleación y crecimiento.
- 3.- Se debe plantear la búsqueda de una geometría adecuada para describir la evolución de los campos de difusión del carbono y su interacción, para, de esta manera, tratar de reemplazar el cálculo de los campos de difusión por un algoritmo matemático.
- 4.- Se debe realizar un análisis metalográfico para determinar si con el sistema utilizado para detectar la temperatura del inicio de la transformación ferrítica y perlítica es posible detectar las temperaturas de precipitación de carburos.
- 5.- Es conveniente realizar pruebas para detectar temperaturas de inicio de transformación ferrítica en aceros de otras composiciones químicas para obtener una regresión de este parámetro.

REFERENCIAS

- 1.- J.W. Gibbs, Scientific Papers, vol. 1, Dover, New York, 1961.
- 2.- J.W. Christian, The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Parte I, Pergamon Press, Oxford, 1975.
- 3.- L. Farkas, Z. Phys. Chem., vol. 125, p. 236.
- 4.- M. Volmer y A. Weber, Phys. Chem., vol. 119, p. 227.
- 5.- R. Becker y W. Doring, Ann. Phys., vol. 24, 1935, p. 719
- 6.- P.G. Shewmon, Transformation in metal, McGraw-Hill, NY, 1969, p. 209.
- 7.- F.B. Pickering, Physical Metallurgy and Design of Steel, Applied Sc. Pub., Londres, 1983.
- 8.- A.J. DeArdo, Accelerated Cooling of Steel, Editado por P.D. Southwick, AIME, Pittsburgh, Penn, 1985.
- 9.- C.M. Sellars y J.A. Whiteman, Metallurgist and Materials Technologist, vol. 6, 1974, p. 441.
- 10.- L.L. Leduc, Tesis Doctoral, Universidad de Sheffield, Gran Bretaña, 1980.
- 11.- J.H. Beynon, Tesis Doctoral, Universidad de Sheffield, Gran Bretaña, 1979.
- 12.- R. Colás y C.M. Sellars, Accelerated Cooling of Rolled Steel, Eds. G.E. Ruddle y A.F. Crawley, Pergamon Press, Oxford, 1988, p. 121.
- 13.- J.C. Morales, Tesis de Maestría, U.A.N.L., 1992.
- 14.- D.A. Porter and K.E. Easterling, Phase Transformations in Metals and alloys, Van Nostran Reinhold, U.K., 1984.
- 15.- R.D. Doherty, Diffusive Phase Transformation in the Solid State, Eds. R.W. Cahn y P. Haasen, Physical Metallurgy, Third Edition, 1983.
- 16.- H.I. Aaronson, Metall. Trans. A, 1993, vol. 24A, p. 241.
- 17.- L.S. Darken y R.W. Gurry, Physical Chemistry of Metals, McGraw-hill, N.Y., 1953.
- 18.- J.H. Brohy, R.M. Rose y J. Wulff, Ciencia de los Materiales vol. III, Ed. Limusa, 2nd. Reimpresión.
- 19.- M. Hillert y L.I. Staffanson, Acta Chem. Scand., 1970, vol. 24, p. 3618.
- 20.- W. Roberts, H. Lidefelt y A. Sandberg, Hot Working and Forming Processes, Eds. C.M. Sellars y G.J. Davies, The Metal Society, London, 1980.

- 21.- A. Kelly y R.B. Nicholson, *Prog. Mater. Sci.* 10, 1963, p.151.
- 22.- K.C. Russell, *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, OH, 1970, p. 219.
- 23.- K.C. Russell, *Adv. Colloid and interface Sci.* 13, 1980, p. 205.
- 24.- F. Lange III, Tesis Doctoral, U. Michigan, 1978.
- 25.- D.M. Barret, J.K. Lee, H.I. Aaronson y K.C. Russell, *Scripta Met.*, 1974, vol.8, p. 1447.
- 26.- J.W. Cahn, *Acta Metall.*, 1956, vol. 4, p. 449.
- 27.- H.I. Aaronson y J.K. Lee, *Lectures on the Theory of Phase Transformations*, Ed. H.I. Aaronson, AIME, 1982, p. 83.
- 28.- W.C. Johnson, C.L. White, P.E. Marth, P.K. Ruf, S. Tuominen, K.D. Wade, K.C. Russell y H.I. Aaronson, *Metall. Trans. A*, 1975, vol. 6A, p. 911.
- 29.- K.S. Chan, J.K. Lee, G.J. Shiflet, K.C. Russell y H.I. Aaronson, *Metall. Trans. A*, 1978, vol. 9A, p. 1016.
- 30.- M.E. Fine, *Phase Transformations in Condensed Systems*, McMillan, N.Y., 1964.
- 31.- R.F. Mehl y C.S. Barret, *Trans. AIME*, 1931, vol. 93, p. 78.
- 32.- F.C. Frank y J.H. Van der Merwe, *Proc. R. Soc. A*, 1949, vol. 198, p. 205.
- 33.- F.C. Frank y J.H. Van der Merwe, *Proc. R. Soc. A*, 1949, vol. 198, p. 216.
- 34.- M.G. Hall, H.I. Aaronson y K.R. Kinsman, *Surf. Sci.*, 1972, vol. 31, p. 257.
- 35.- J.M. Rigsbee and H.I. Aaronson, *Acta Metall.*, 1979, vol. 27, p. 351.
- 36.- T. Furuhashi, J.M. Howe y H.I. Aaronson, *Acta Metall. Mater.*, 1991, vol. 39, p. 2873.
- 37.- T. Furuhashi y H.I. Aaronson, *Acta Metall. Mater.*, 1991, vol. 39, p. 2887.
- 38.- T. Furuhashi y H.I. Aaronson, *Acta Metall. Mater.*, 1991, vol. 39, p. 2857.
- 39.- F. Lazlo, *JISI*, 1970, vol. 164, p. 5.
- 40.- K. Robinson, *J. Appl. Phys.*, 1951, vol. 22, p. 1045.
- 41.- J.D. Eshlby, *Proc. Roy. Soc. London*, 1957, vol. A241, p. 1045.
- 42.- F.R.N. Nabarro, *Proc. Roy. Soc.*, 1940, vol. A175, p. 519.
- 43.- J.K. Lee y W.C. Johnson, *Acta Metall.*, 1978, vol. 26, p.541.
- 44.- C.S. Barret, *Structure of Metals*, McGraw-Hill, 2nd. Edición, p. 548.
- 45.- Y.W. Lee y H.I. Aaronson, *Acta Metall.*, 1980, vol. 28, p.539.

- 46.- F.K. LeGoues, H.I. Aaronson, Y.W. Lee y G.J. Fix, Proc. Int. Conf. on Solid State Phase Transformation, TMS, Warrandale, PA, 1982, p. 427.
- 47.- J.W. Cahn y J.E. Hilliard, J. Chem. Phys., vol. 28, 1958, p. 258.
- 48.- P.J.E. Forsyth, G.J. Metcalfe, R. King y B. Chalmers, Nature, 1946, vol. 158, p. 875.
- 49.- B. Chalmers, Prog. Mater. Sci., 1972, vol. 16.
- 50.- J.K. Lee y H.I. Aaronson, Acta Metall., 1975, vol. 23, p. 799, 809.
- 51.- J.W. Cahn, Acta Metall., 1957, vol. 5, p. 169.
- 52.- R. Gomez-Ramirez y G.M. Pound, Metall. Trans., 1973, vol. 4, p. 1563.
- 53.- B.Y. Luibov y V.A. Solov'yev, Fiz. Metal. Metalloued., 1965, vol. 19, p. 333.
- 54.- C.C. Dollins, Acta Metall., 1970, vol. 18, p. 261.
- 55.- D.M. Barnett, Scripta Metall., 1971, vol. 5, p. 261.
- 56.- S.Q. Xia y P. Haansen, Scripta Metall., 1989, vol. 23, p.365.
- 57.- E. Hornbogen y M. Roth, Z. Metallkd., 1967, vol. 58, p. 842.
- 58.- Z.M. Wang y G.J. Shiflet, TMS Fall Meeting Program, Cincinnati, OH, 1991, p. 78.
- 59.- W.A. Cassada, G.J. Shiflet y W.A. Jesser, Acta Metall. Mater., 1992, vol. 40, p.2101.
- 60.- F.K. LeGoues y H.I. Aaronson, Acta Metall., 1984, vol. 32, p. 1855.
- 61.- H.I. Aaronson y F.K. LeGoues, Metall. Trans. A, 1992, vol. 23A, p. 1915.
- 62.- R.W. Hyland, Metall. Trans. A, 1992, vol. 23A, p. 1947.
- 63.- I.S. Servi y D. Turnbull, Acta Metall., 1966, vol. 14, p. 161.
- 64.- J.W. Cahn y J.E. Hilliard, J. Chem. Phys., 1959, vol. 31, p. 539.
- 65.- H.E. Cook, D. deFontaine y J.E. Hilliard, Acta Metall., 1969, vol. 17, p. 765.
- 66.- H.E. Cook y D. deFontaine, Acta Metall., 1969, vol. 17, p. 915.
- 67.- H.A. Schwartz, Metals and Alloys, 1934, vol. 5, p. 139.
- 68.- S.A. Saltykov, Stereometric Metallography, 2nd. Edición, Metallurgizdat, Moscu, 1958.
- 69.- W.F. Lange III, M. Enomoto y H.I. Aaronson, Metall. Trans. A, 1988, vol. 19A, p. 427.
- 70.- M. Hillert, Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Interscience, N.Y., 1962, p. 197.
- 71.- P.L. Ryder, W. Pitsch y R.F. Mehl, Acta Metall., 1967, vol. 15, p. 1431.

- 72.- D. Vaughan, *Acta Metall.*, 1970, vol. 18, p. 183.
- 73.- H.I. Aaronson, *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Interscience, N.Y., 1962, p. 387.
- 74.- P.G. Shewmon, *Trans. TMS-AIME*, 1965, vol. 233, p. 736.
- 75.- T.B. Massalki, *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, OH, 1970, p. 433.
- 76.- H.I. Aaronson, C. Laird y K.R. Kinsman, *Scripta Metall.*, 1968, vol. 2, p. 259.
- 77.- J.D. Ayres, *Acta Metall.*, 1980, vol. 28, p. 1513.
- 78.- M.R. Plichta y H.I. Aaronson, *Acta Metall.*, 1980, vol. 28, p. 1041.
- 79.- Y. Mou, *Tesis Doctoral*, Universidad Carnegie Mellon, Pittsburgh, PA, 1972.
- 80.- J.E. Kittl y T.B. Massalki, *Acta metall.*, 1967, vol. 15, p. 161.
- 81.- G. Baro, H. Gleiter, J.H. Perepezko y T.B. Massalki, *Mater. Sci. Eng.*, 1976, vol. 22, p. 171.
- 82.- H.I. Aaronson, C. Laird y K.R. Kinsman, *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, OH, 1970, p. 313.
- 83.- H.I. Aaronson, *J. Microsc.*, 1974, vol. 102, p. 275.
- 84.- M. Hillert, *Metall. Trans. 6A*, 1975, p.5.
- 85.- C. Zener, *J. Appl. Phys.*, 1949, vol. 20, p.950.
- 86.- M. Hillert, *Jernkontorest Ann.*, 1957, vol. 141, p.757.
- 87.- H.B. Aaron, D. Fainstein y G.R. Kotler, *J. Appl. Phys.*, 1970, vol. 41, p.4404.
- 88.- F.S. Ham, *J. Phys. Chem. Solids*, 1958, vol.6, p.335.
- 89.- G. Horvay y J.W. Cahn, *Acta Metall.*, 1961, vol.9, p.695.
- 90.- R.B. Nicholson y J. Nutting, *Acta Metall.*, 1961, vol.9, p.695.
- 91.- J.A. Hren y G. Thomas, *TMS AIME*, 1963, vol. 221, p.304.
- 92.- P. Gaunt y J.W. Christian, *Acta Metall.*, 1959, vol. 7, p.529.
- 93.- H.I. Aaronson, *Scripta Metall.*, 1977, vol. 11, p.731.
- 94.- C. Laird y H.I. Aaronson, *Acta Metall.*, 1967, vol. 15, p.73.
- 95.- J.M. Howe, H.I. Aaronson y R. Gronska, *Acta Metall.*, 1985, vol. 33, p.649.
- 96.- J.M. Howe, U. Dahmen y R. Gronska, *Phil. Mag. A*, 1987, vol. 56, p.31.
- 97.- W. Kossel, *Nachr. Ges. Wiss. Gottingen*, 1927, p.135.

- 98.- I.N. Stranski, Z. Phys. Chem., 1928, vol. 136, p.259.
- 99.- R. Sankaran y C. Laird, Acta Metall., 1974, vol. 22, p.957.
- 100.- J.W. Cahn, W.B. Hilling y G.W. Sears, Acta Metall., 1964, vol.12, p.1421.
- 101.- H.K.D.H. Badeshia y D.V. Edmonds, Acta Metall., 1980, vol.28, 1980, p.1265.
- 102.- H.K.D.H. Badeshia, Scripta Metall., 1983, vol.17, p.1475.
- 103.- K.R. Kinsman, E. Eichen y H.I. Aaronson, Metall. Trans. A,1975, vol.6A, p.303.
- 104.- J.M. Rigsbee, E.S.K. Menon, H.J. Lee y H.I. Aaronson, Scripta Metall., 1983, vol.17, p.1465.
- 105.- C. Laird y H.I. Aaronson, Acta Metall., 1969, vol.17, p.505.
- 106.- N. Prabhu y J.M. Howe, Acta Metall., 1990, vol.38, p.889.
- 107.- H.I. Aaronson, D. Eylon y F.H. Froes, Scripta Metall., 1987, vol.21, p.1241.
- 108.- J.A. Hren y G. Thomas, Trans. TMS-AIME, 1963, vol.227, p.308.
- 109.- K.R. Kinsman y H.I. Aaronson, Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Co., Ann Arbor,MI, 1967, p.39.
- 110.- K.R. Kinsman y H.I. Aaronson, Metall. Trans., 1973, vol.4,p.459.
- 111.- M. Enomoto, Acta Metall., 1987, vol.35, p.947.
- 112.- G.J. Jones y R. Trivedi, J. Appl. Phys., 1971, vol.42, p.4299.
- 113.- G.J. Jones y R. Trivedi, J. Cryst. Growth, 1975, vol.29, p.155.
- 114.- R.D. Doherty y B. Cantor, Solid State Transformations, Conferencia de Pittsburg, editada por H.I. Aaronson (Met. Soc. AIME, Warrendale, PA) p.547.
- 115.- G.C. Weatherly, Acta Metall., 1971, vol.19, p.181.
- 116.- K.T. Aust y J.W. Rutter, Recovery and Recrystallization of Metals, editado por L. Himmel (Interscience, N.Y.), 1973, p.131.
- 117.- F. Haessner y S. Hofmann, Recrystallization in Metallic Materials, editado por F. Haessner (Riederer-Verlag, Stuttgart), 1978, p.63.
- 118.- E.A. Wilson, S.M.C. Vickers, C. Quixall y A. Bradshaw, Phase Transformations, Conferencia de York (The Institution of Metallurgist, London), 1979, p.II-98.
- 119.- M.R. Plichta, H.I. Aaronson y J.H. Perepezko, Acta Metall., 1978, vol. 26, p.1293.

- 120.- H.A. Kinsmann, H.I. Aaronson y E. Eichen, Metall. Trans., 1971, vol.2, p.1041.
- 121.- J.K. Tien, P.G. Shewmon y J.S. Foster, Metall. Trans., 1971, vol.2, p.1193.
- 122.- M. Ferrante y R.D. Doherty, Scripta Metall., 1976, vol.10, p.1041.
- 123.- K.Rajab y R.D. Doherty, Solid State Phase Transformations, Conferencia de pittsburg, editada por H.I. Aaronson (Met. Soc. AIME, Warrandale, PA), 1983, p.555.
- 124.- M. Ferrante y R.D. Doherty, Acta Metall., 1979, vol.27, p.1603.
- 125.- J.R. Bradley, J.M. Rigsbee y H.I. Aaronson, Metall. Trans., 1977, vol.84, p.323.
- 126.- N.A. Gjostein, H.A. Domian, H.I. Aaronson y E. Eichen, Acta Metall., 1966, vol.14, 1637.
- 127.- M. Hillert, The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids, Inst. Metals, London, 1969, p.231.
- 128.- J.S. Kirkaldy, Can. J. Phys., 1958, vol.36, p.907.
- 129.- J.S. Kirkaldy y G.R. Purdy, Can. J. Phys., 1962, vol.40, p.208.
- 130.- D.E. Coates, Metall. Trans., 1972, vol.3, p.1203.
- 131.- D.E. Coates, Metall. Trans., 1973, vol.4, p.1077.
- 132.- R.C. Reed y H.K.D.H. Badeshia, Materials Science and Technology, 1992, vol.8, p.421.
- 133.- J.R. Bradley y H.I. Aaronson, Metall. Trans. A, 1981, vol. 12A, p.1729.
- 134.- A. Hultgren, Jerkonterest Ann., 1951, vol.135, p.403.
- 135.- M. Hillert, Jerkonterest Ann., 1952, vol.136, p.25.
- 136.- H.I. Aaronson, H.A. Domian y G.M. Pounds, Trans. AIME, 1966, vol.236, p.768.
- 137.- Austenite Transformation Kinetics of Ferrous Alloys, Climax Molybdenum Co., Greenwich, CT, 1972.
- 138.- M. Atkins, Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels, ASM, Metals Park, OH, 1980.
- 139.- Metal Progress Data Book, ASM, Metals Park, OH, 1985.
- 140.- M. Enomoto, Trans. ISIJ, 1991, vol.32, p.297.
- 141.- E.A. Wilson, Mat. Sc. Techn., 1991, vol.7, p.1089.
- 142.- J. Agren, Acta Metall., 1982, vol.30, p.841.
- 143.- R.C. Reed y H.K.D.H. Badeshia, Mat. Sc. Techn., 1992, vol.8, p.241.

- 144.- R.G. Kamat, E.B. Hawbolt, L.C. Brown, y J.K. Brimacombe, *Metall. Trans.*, 1992, vol.32A, p.2469.
- 145.- M. Umemoto, *Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, editado por S. Yue, Montreal, 1991, p.404.
- 146.- C.M. Sellars, *Mathematical Modelling of Hot Rolling Of Steel*, editado por S. Yue, Montreal, 1991, p.1.
- 147.- A.K. Sinha, *Ferrous Physical Metallurgy*, editado por Butterworths, 1989, p.90.
- 148.- W.A. Johnson y R.F. Mehl, *AIME*, 1939, vol.135, p.416.
- 149.- M. Avrami, *J. Chem. Phys.*, 1939, vol.7, p.1103.
- 150.- J.W. Christian, *Physical Metallurgy*, 2da. edición, editado por R.W. Cahn y P. Haasen, Amsterdam, Holanda, p.471.
- 151.- E. Scheil, *Arch. Eisenhüttenw.*, 1935, vol.12, p.565.
- 152.- J.H. Hollomon, L.D. Jaffe y M.R. Norton, *AIME*, 1946, vol.167, p.419.
- 153.- M. Avrami, *J. Chem. Phys.*, 1940, vol.8, p.212.
- 154.- J.W. Cahn, *Acta Metall.*, 1956, vol.4, p.572.
- 155.- H.J. Whittaker, *Tesis Doctoral*, U. Sheffield, G.B., 1973.
- 156.- V.F. Zackay y H.I. Aaronson, *Interscience publ.*, 1962, p.336.
- 157.- M. Umemoto, N. Komatsubara y I. Tamura, *J. Heat Treating*, 1980, vol.1, p.57.
- 158.- G.H. Gulliver, *J. Inst. Metals*, 1918, vol.19, p.145.
- 159.- M. Umemoto, I. Tamura y Z.H. Guo, *Proc. Int. Conf. of HSLA Steel*, Beijing, China, 1985, p.97.
- 160.- M. Umemoto y I. Tamura, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications*, editada por J.M. Gray, T. Ko, Z. S. Shouhua, W. Baurong y X. Xishan, ASM Internacional, 1986, p.373.
- 161.- W. Roberts, H. Lidefelt y A. Sandberg, *Hot Working and Forming Processes*, editada por C.M. Sellars y G.J. Davies, The Metal Society, Londres, 1980.
- 162.- M. Umemoto, H. Ohtsuka y I. Tamura, *Thermec 88*, 1988, vol.2, p.769.
- 163.- C.M. Sellars, *Hot Working and Forming Processes*, editada por C.M. Sellars y G.J. Davies, The Metal Society, Londres, 1980.

- 164.- S. Niltawach, Tesis Doctoral, U. Sheffield, G.B., 1977.
- 165.- H. Sekine y T. Maruyama, Inst. Metals y Iron Steel Inst.,1974, vol.1, p.83.
- 166.- P.J. Campbell, P.D. Hodgson, M. Lee y R.K. Gibbs, Thermec 88, 1988, p.83.
- 167.- R.F. Mehl y C. Wells, Trans. AIME, 1937, vol.125, p.429.
- 168.- M.Enomoto y C. Atkinson, Acta Metalurgica et Materialia, 41(1993), 2337.
- 169.- M. Enomoto, ISIJ International, 32(1992), p.297.
- 170.- AT-MIO-16 Manual del usuario, National Instruments Co; 1992, Austin, Texas, Estados Unidos.
- 171.- NI-DAQ Software Ref. Manual for Dos/Windows/lab windows, 1993.
- 172.- C. García, J.C. Morales y R. Colás, Informe de avance I, Cédulas de enfriamiento de lamina rolada en caliente, FIME, UANL, Abril, 1994.
- 173.- P. del C. Zambrano y R. Colás, Informe de avance II, Cédulas de flexion del molino continuo, FIME, UANL, Junio, 1994.
- 174.- M.A. Nerí Flores, Tesis Doctoral, U.A.N.L., 1993.
- 175.- R. Rodríguez Miranda, Tesis de Maestría, U.A.N.L., 1995.
- 176.- C.M. Sellars, Quantitative Metallography, U. de Sheffield, G.B. , 1982.
- 177.- P.D. Hodgson y R.K. Gibbs, Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, Editada por S. Yue, CIM, Montreal, 1990, p.404.

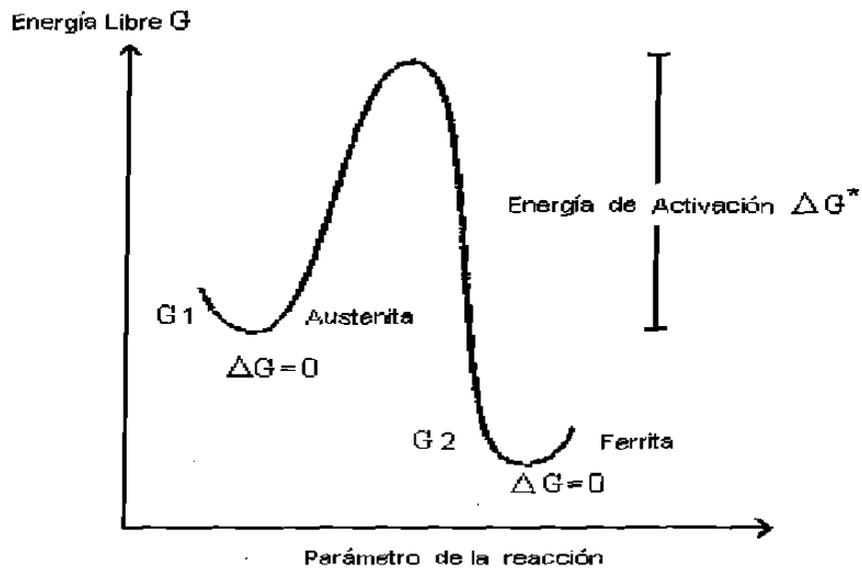


Fig.1.1.- El esquema muestra que la energía libre de la austenita es mas alta a las temperatura donde la ferrita es estable.

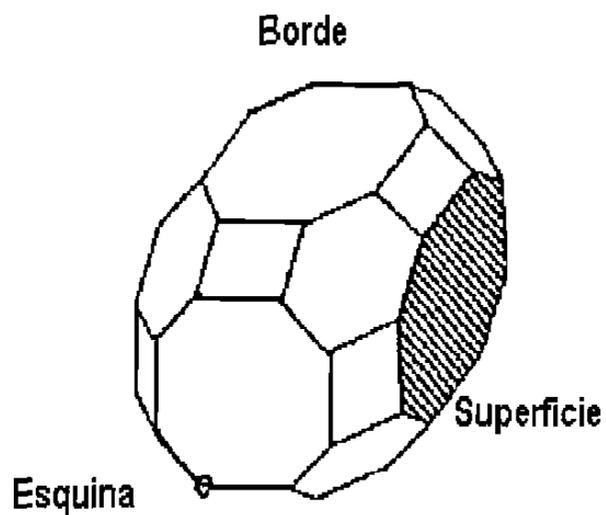


Fig.1.2.- Grano de austenita mostrando los posibles sitios de nucleación heterogénea; esquinas, bordes y superficie¹³

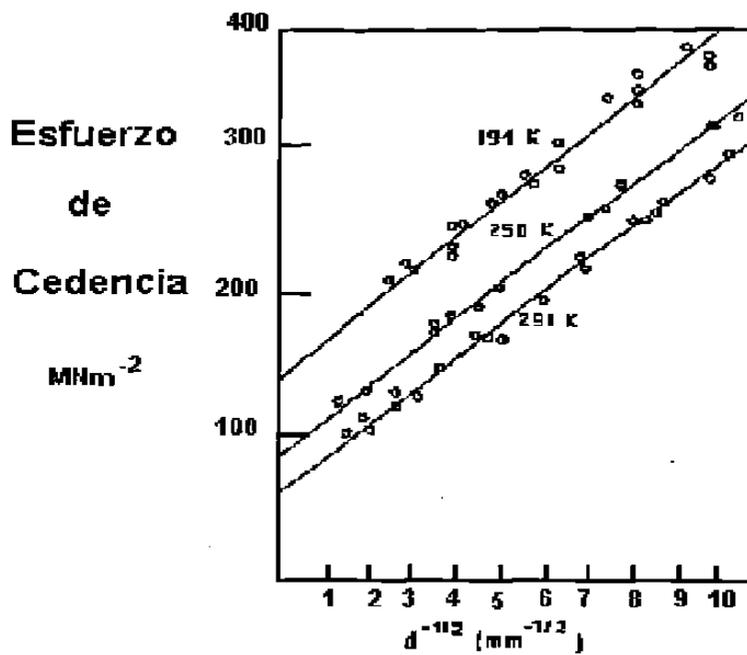


Fig.1.3.- En esta figura se grafica el esfuerzo de cedencia de los aceros de bajo carbono en función del tamaño de grano ferrítico.

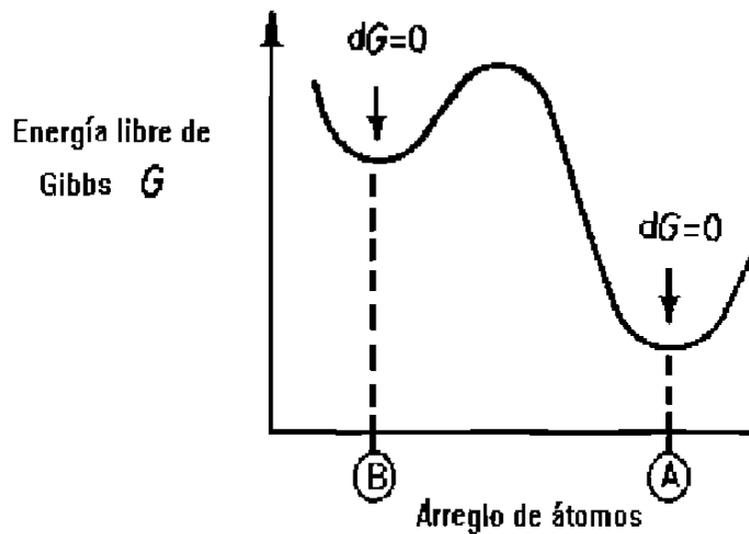


Fig.2.1.- En este esquema se muestra la energía de activación, representado por la joroba, entre una fase metaestable y una estable.

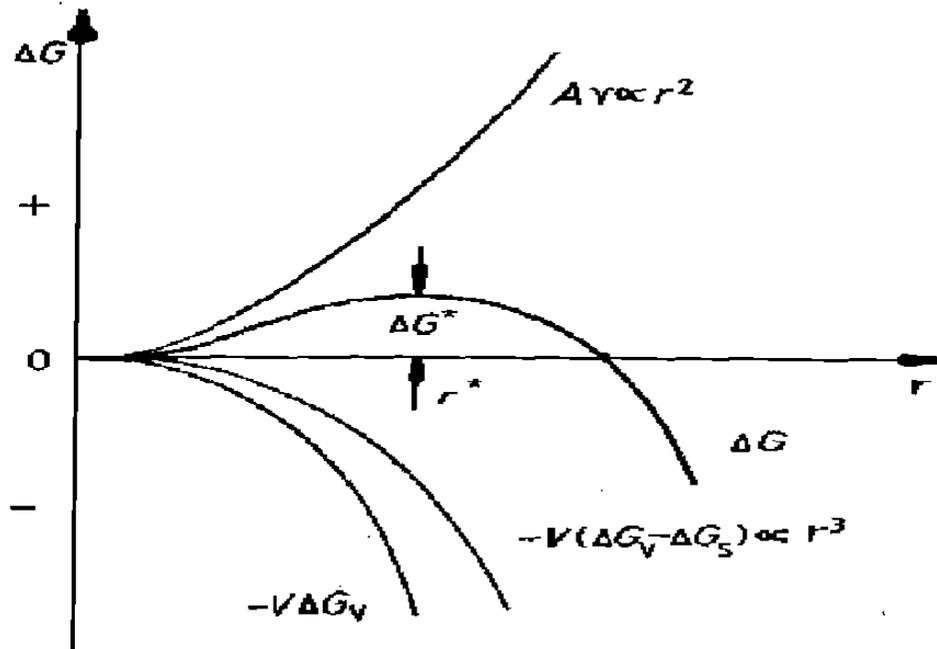


Fig.2.2.- En esta gráfica se muestran las diferentes contribuciones al cambio de energía libre para un núcleo de forma esférica.

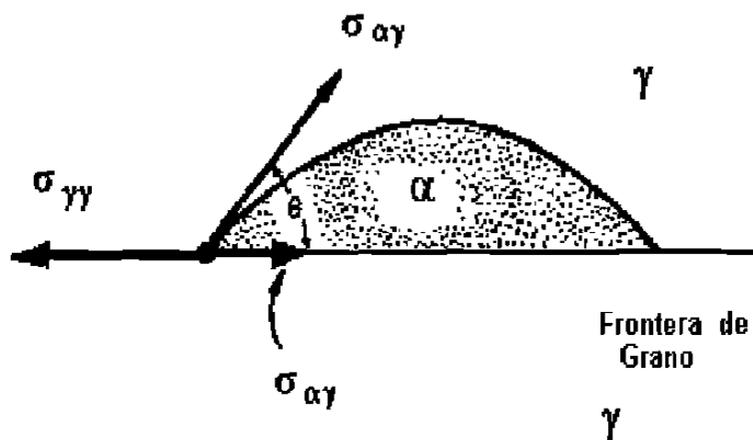


Fig.2.3.- Núcleo en forma de casquete esférico generado en la superficie de grano austenítico.

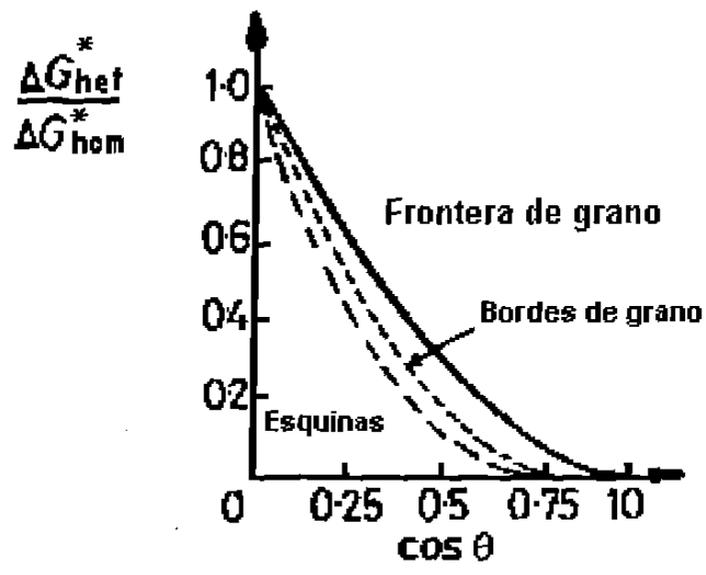


Fig.2.4.- En esta gráfica se muestra el efecto del sitio de nucleación sobre la energía de activación.

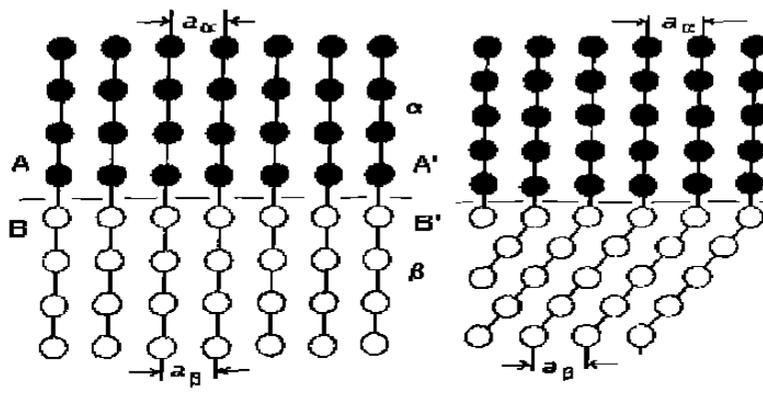


Fig.2.5.- Interfases coherentes que se forman cuando dos cristales embonan perfectamente en el plano de la interfase.

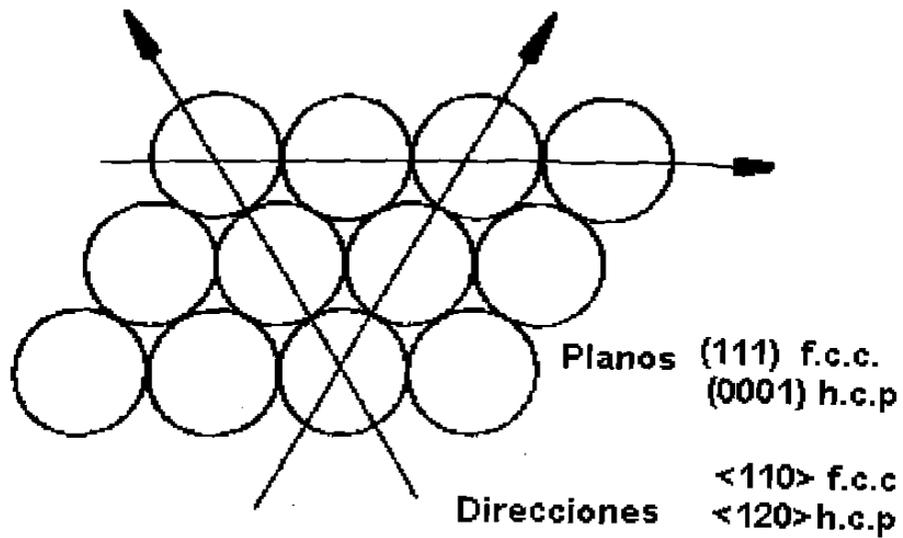


Fig.2.6.- Una interfase coherente se puede formar, entre las fases hcp y fcc, cuando dos cristales se juntan a lo largo de sus planos compactos, con las direcciones compactas paralelas.

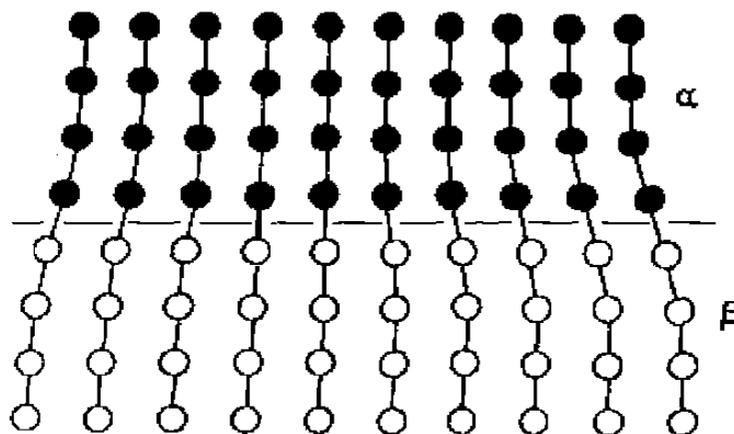


Fig.2.7.- En este esquema se ilustra la coherencia por deformación de una de las redes.

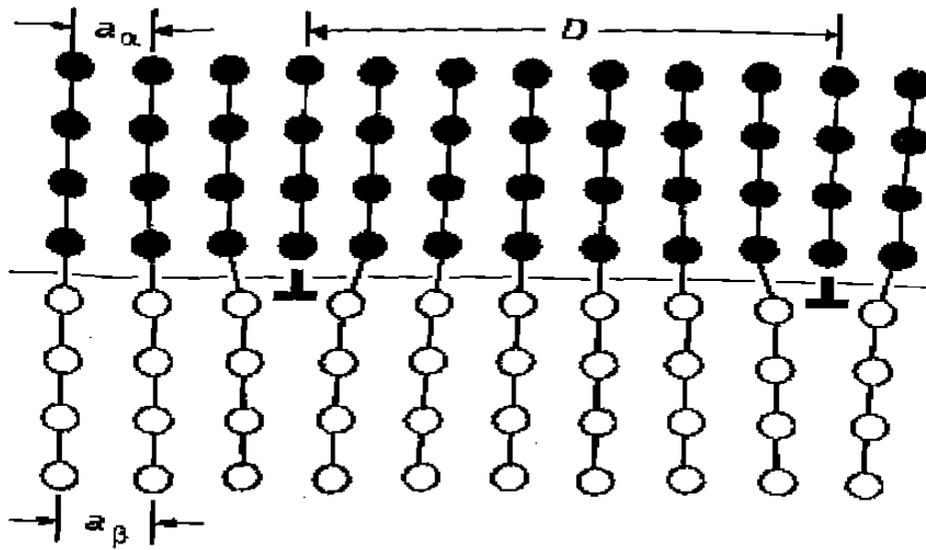


Fig.2.8.- Esquema que muestra una interfase semicoherente energéticamente más favorable que una coherente con deformación.

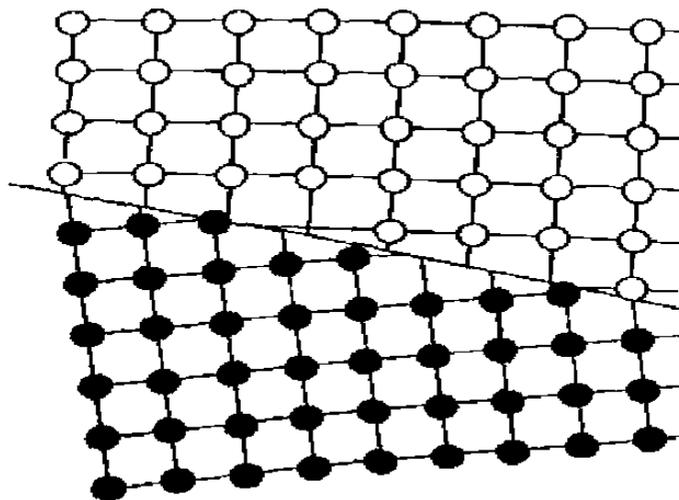


Fig.2.9.- Ilustración de una interfase incoherente.

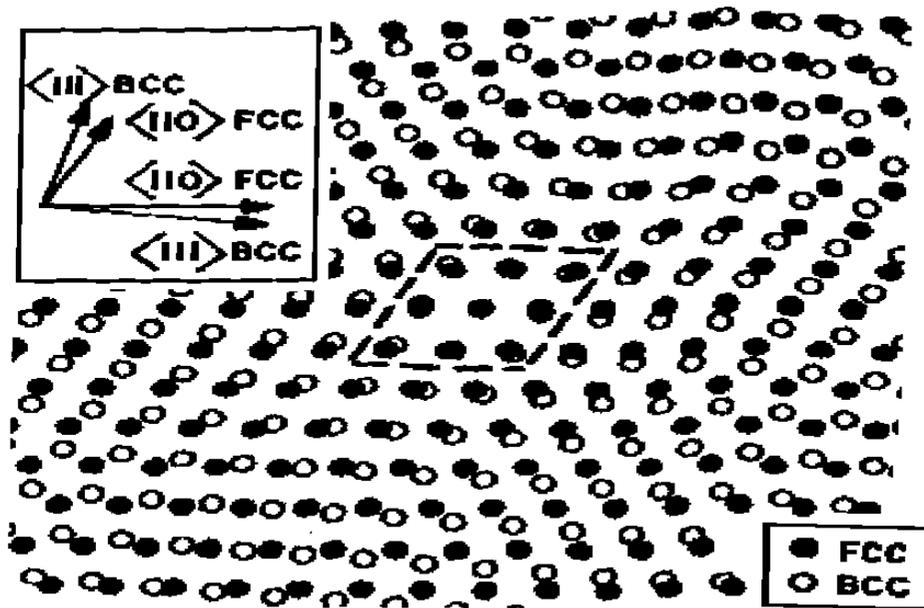


Fig.2.10.- Un buen arreglo entre planos $\{111\}_{fcc}$ y $\{100\}_{bcc}$ es restringido a pequeñas áreas en forma de rombos que ocupan únicamente el 8% del total.

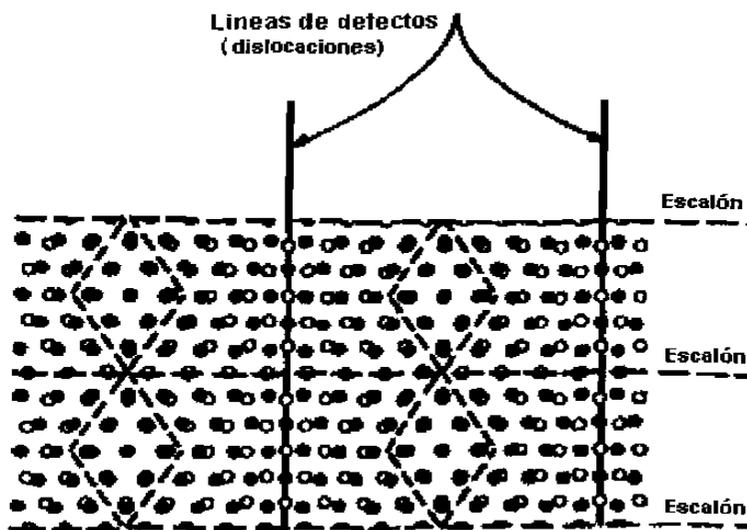


Fig.2.11a.- El grado de coherencia se incrementa por la introducción de escalones.

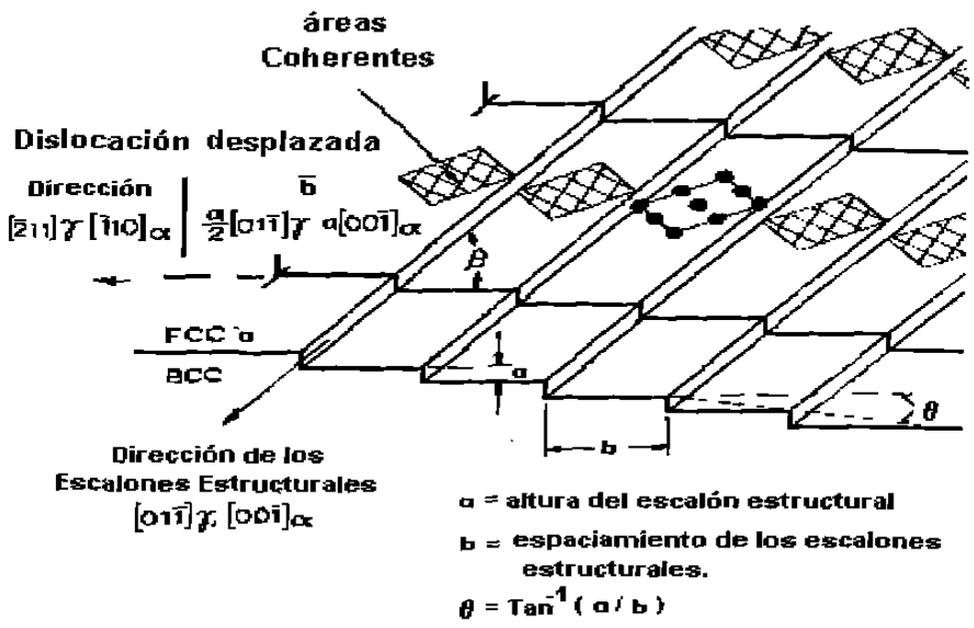


Fig.2.11b.- Esquema que muestra la interfase de 2.11a.

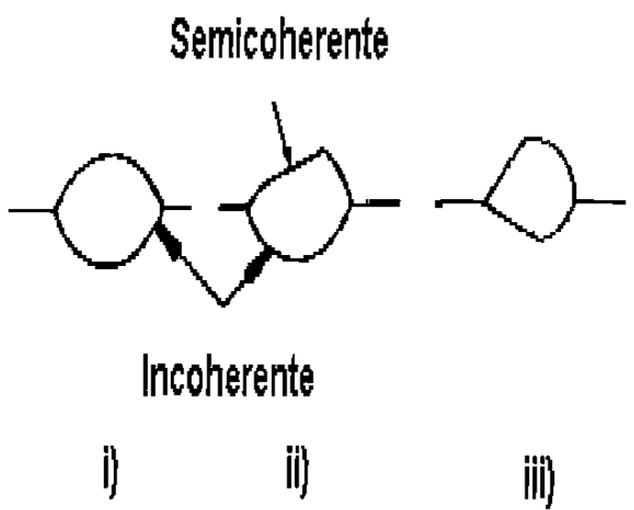


Fig.2.12.- Cuando una nueva fase se localiza sobre la frontera de grano se forman interfases con los dos granos.

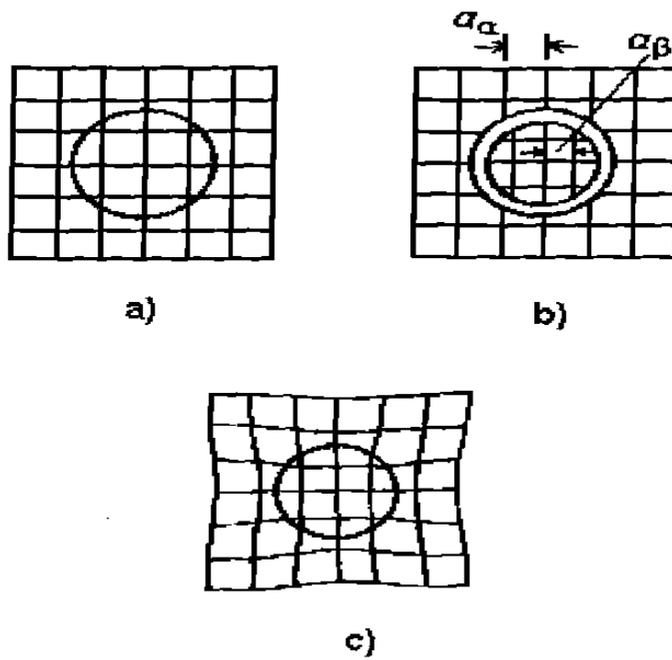


Fig.2.13.- En este esquema se muestra el origen de la deformación por las interfaces coherentes.

$$\Delta = \frac{\Delta V}{V}$$

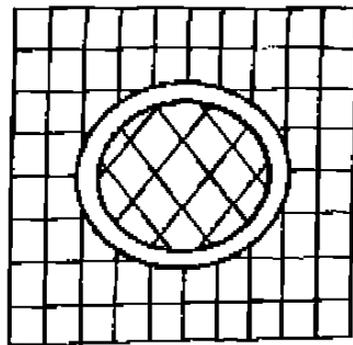


Fig.2.14.- La deformación se presenta cuando el precipitado no embona en el agujero de la matriz.

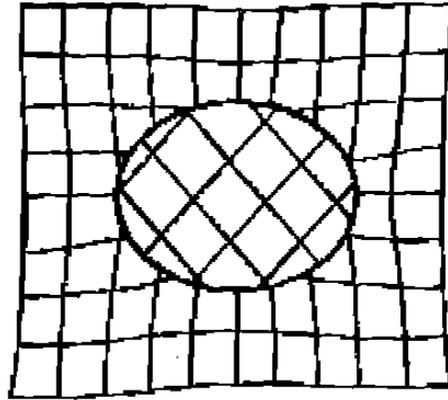


Fig.2.15.- Cuando el agujero de la matriz y el precipitado son restringidos a ocupar el mismo volumen se generan campos elásticos de deformación.

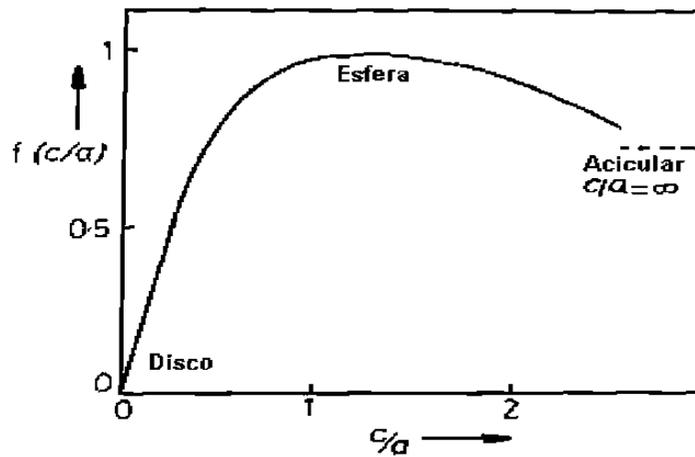


Fig.2.16.- Función que describe la energía de deformación dependiendo de la forma del precipitado.

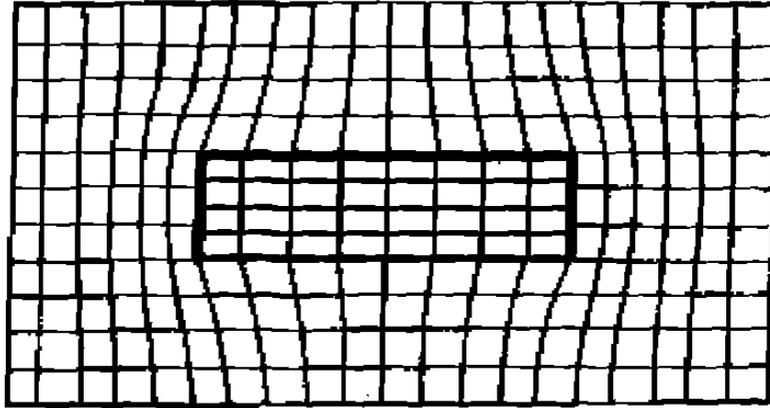


Fig.2.17.- En una placa la deformación se incrementa con el grosor produciéndose esfuerzos cortantes en las esquinas.

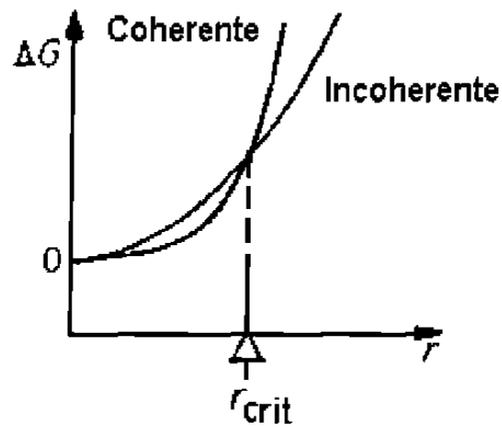


Fig.2.18.- En esta gráfica se muestra que la coherencia se pierde al crecer el precipitado.

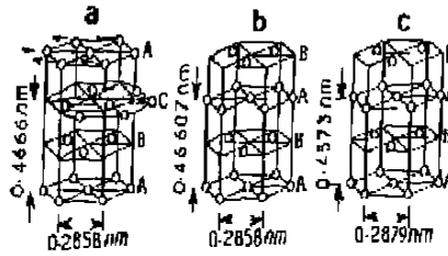


Fig.2.19.- En este esquema se muestra el acomodo atómico entre los planos (111) fcc y (0001) hcp.

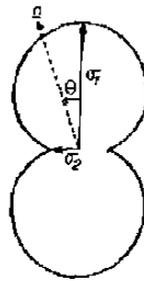


Fig.2.20.- Diagrama de σ que indica el cambio de energía interfasial en función de la orientación.

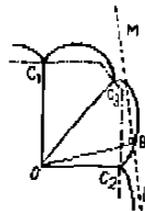


Fig.2.21.- Los diagramas de σ se han hecho en tres dimensiones para predecir formas de equilibrio.

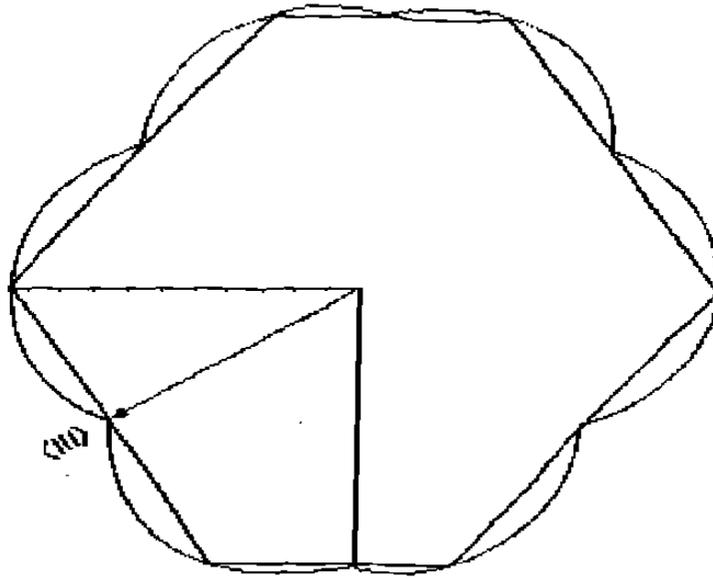


Fig.2.22.- Plano (110) a través del diagrama de σ para interfaces coherentes. Se aprecia también la construcción de Wulff.

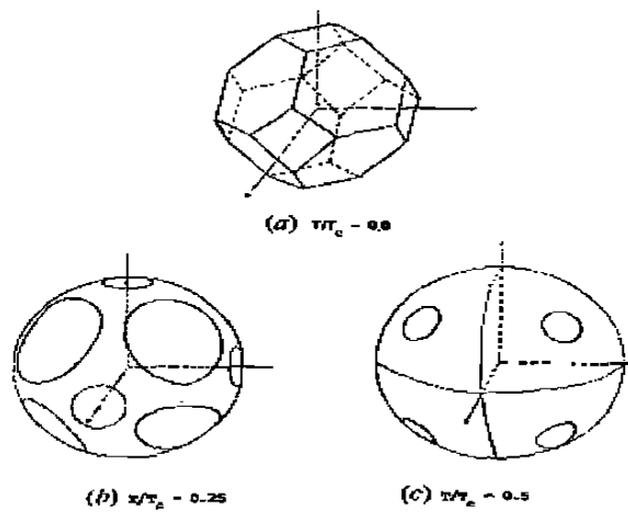


Fig.2.23.- Esquema que muestra las vistas isométricas de la construcción de Wulff.

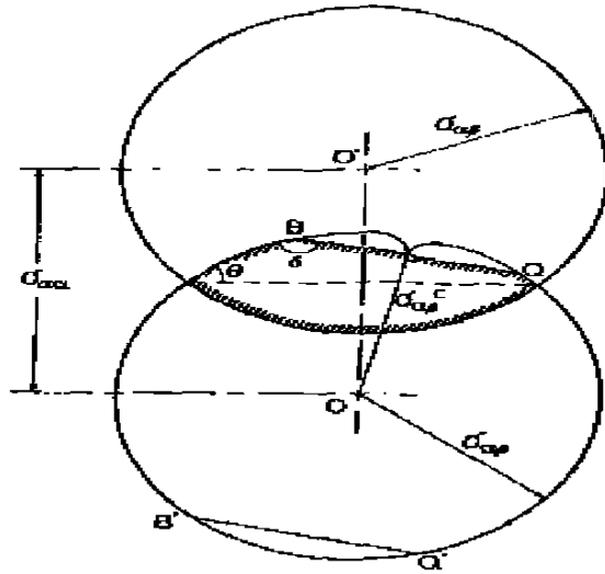


Fig.2.24.- Ilustración de un par de diagramas de σ .

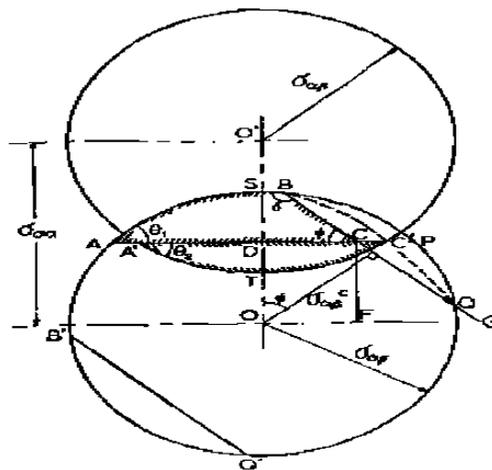


Fig.2.25.- Esquema que muestra la intercepción de la cara con la frontera de grano.

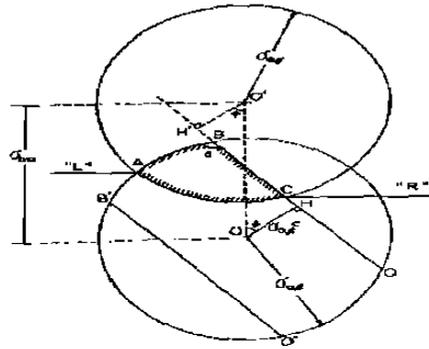


Fig.2.26.- Ilustración de la reducción del área de la construcción de Wulff.

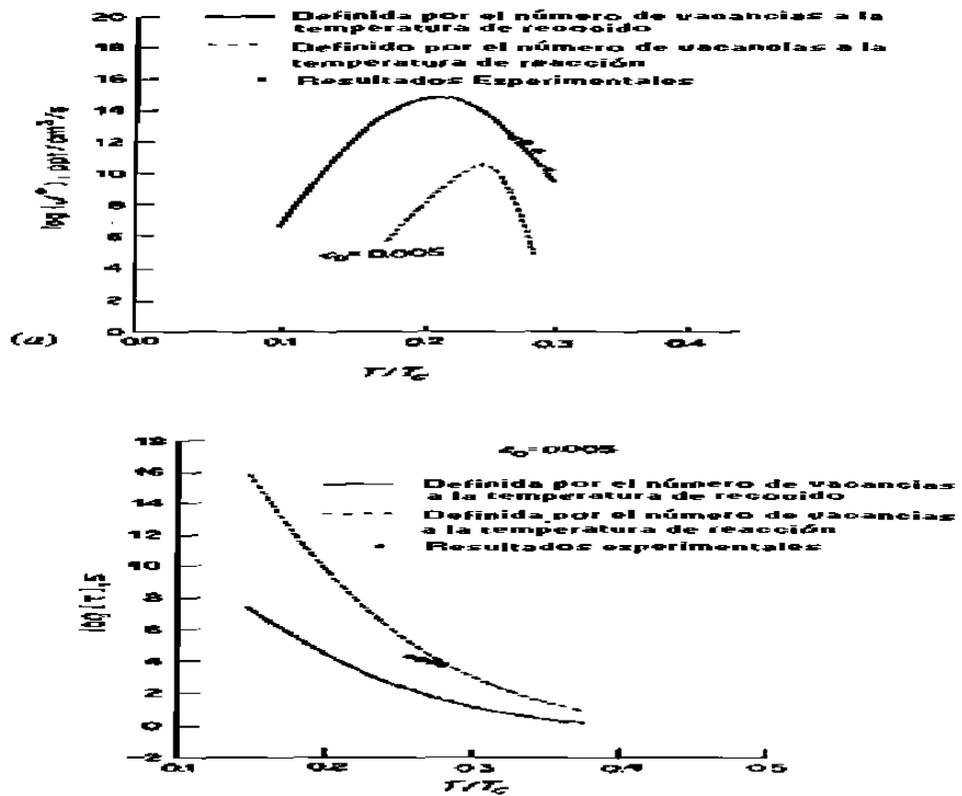
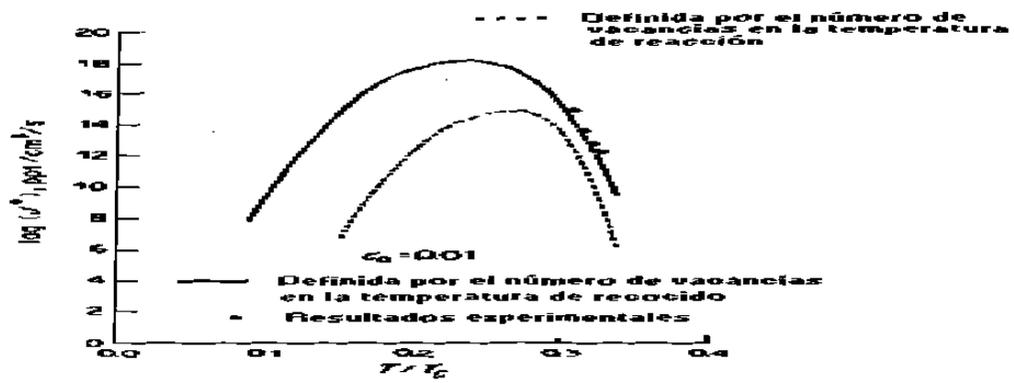


Fig.2.27.- Comparación entre calculos y mediciones de la velocidad de nucleación. $C_0 = 0.005$.



a)

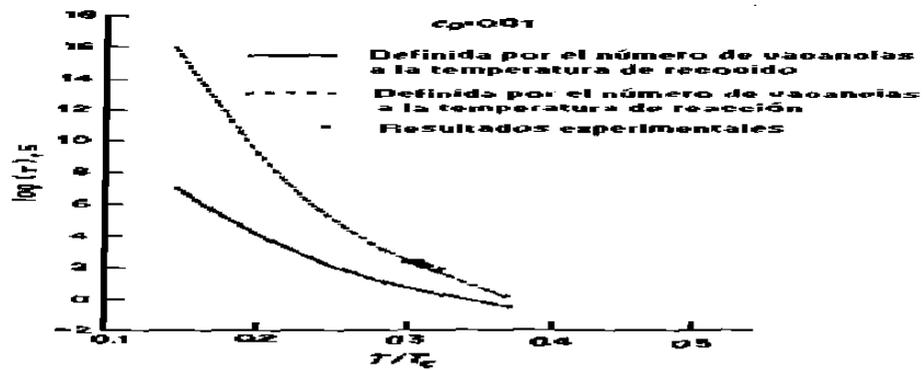


Fig.2.28.- Comparación entre calculos y mediciones de la velocidad de nucleación.
 $C_0 = 0.01$.

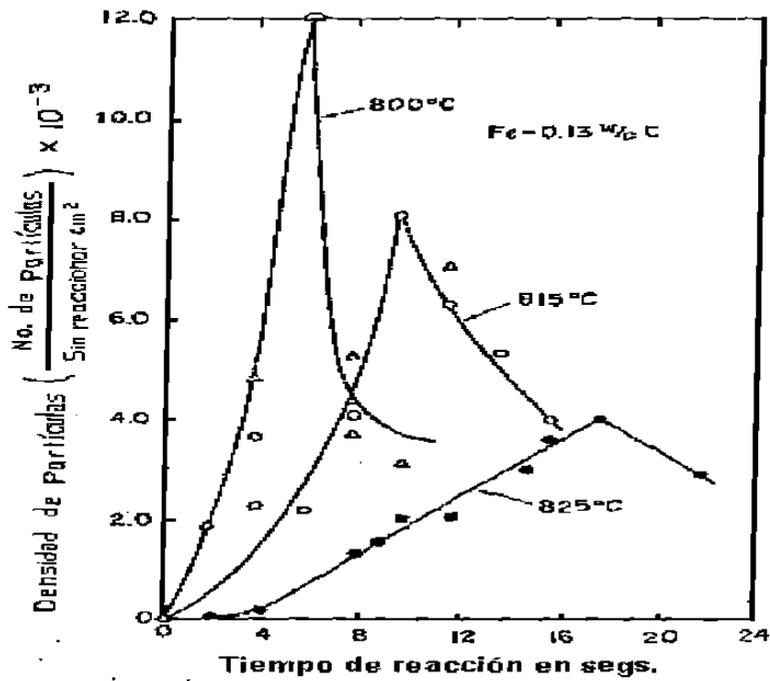


Fig.2.29.- En esta gráfica se muestran los datos de densidad de partículas por cm^2 sin reaccionar para la aleación con 0.13% C.

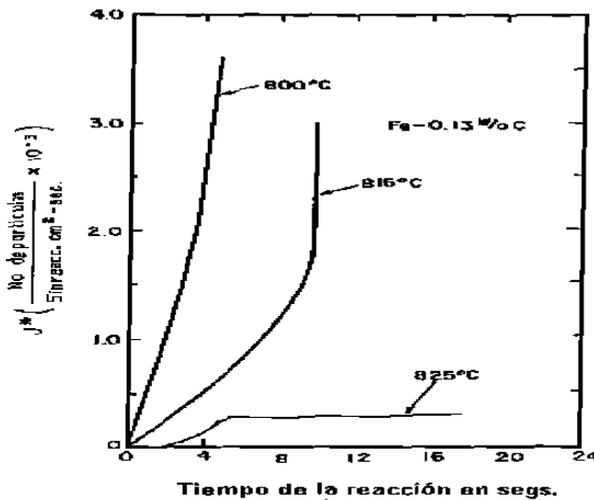


Fig.2.30.- En esta gráfica se muestran las velocidades de nucleación contra el tiempo de reacción obtenidas desde la Fig.2.29

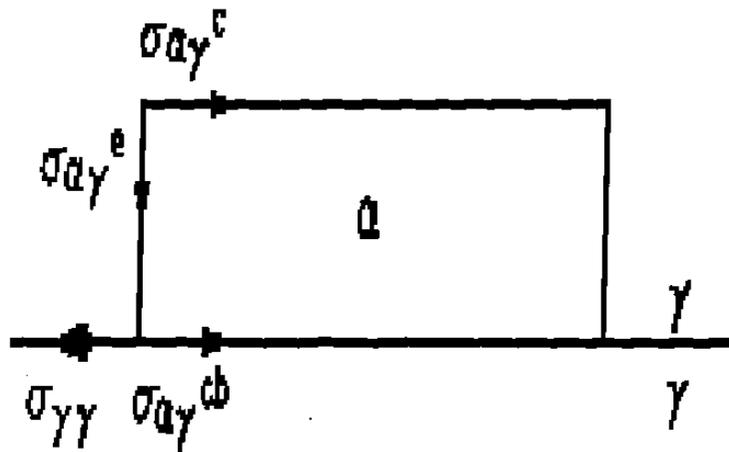


Fig.2.31.- Esquema que muestra un núcleo crítico en forma de disco con interfases de baja energía.



Fig.2.32.- La foto muestra un alotromorfismo de una aleación Ti-Cr con orientación irracional parcialmente coherente.

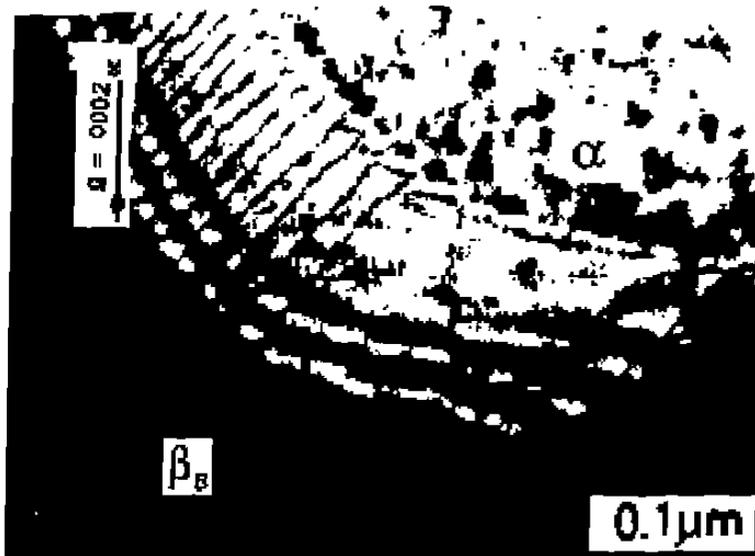


Fig.2.33.- La foto muestra un alotromorfismo de la aleación Ti-Cr con orientación racional parcialmente coherente.

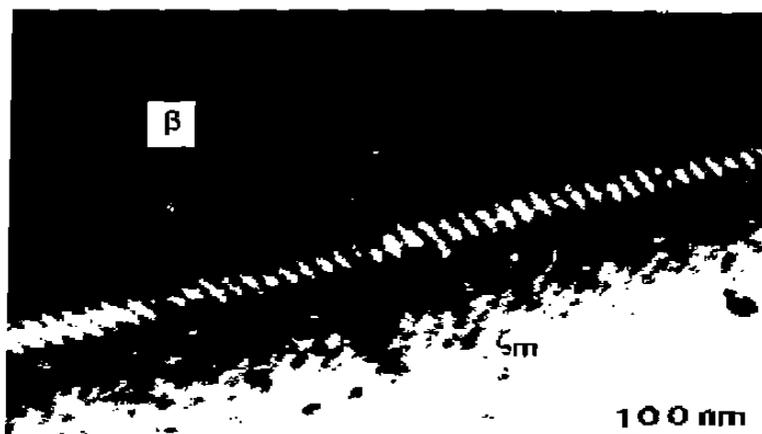


Fig.2.34.- La foto muestra un precipitado ζ_m de un sistema Al-Ag que muestra interfases coherentes.

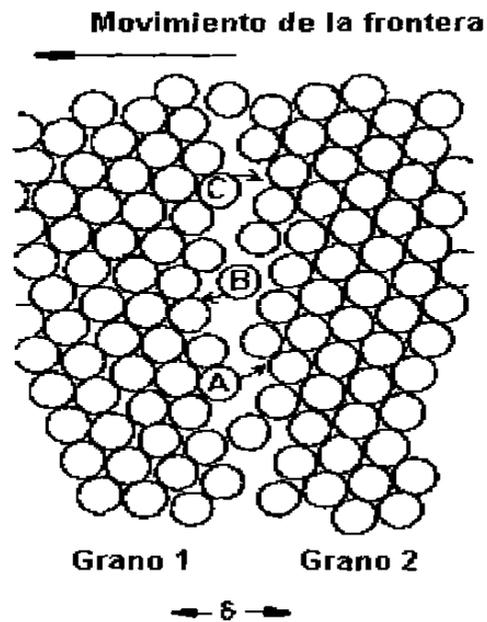


Fig.3.1.- Fronteras de dos granos de un metal puro. Los átomos saltan desde el grano 1 al grano 2.

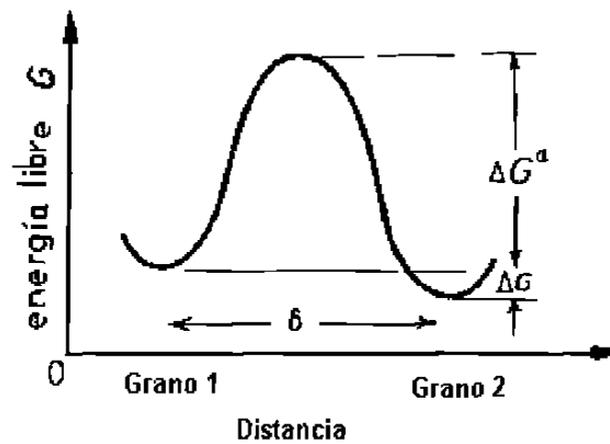


Fig.3.2.- La gráfica muestra la energía de activación ΔG^a que los átomos tienen que superar para brincar al grano 2.

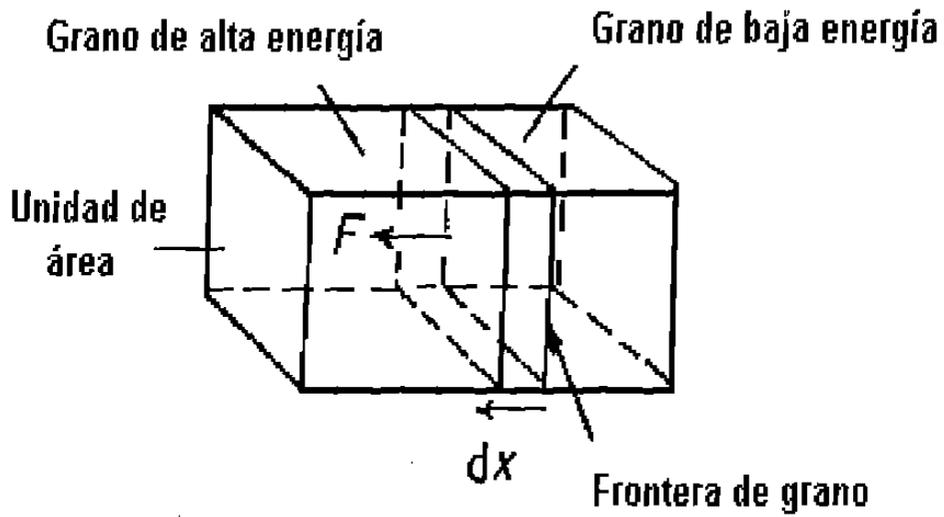


Fig.3.3.- El esquema muestra una fuerza que jala la frontera hacia el grano con la más alta energía libre.

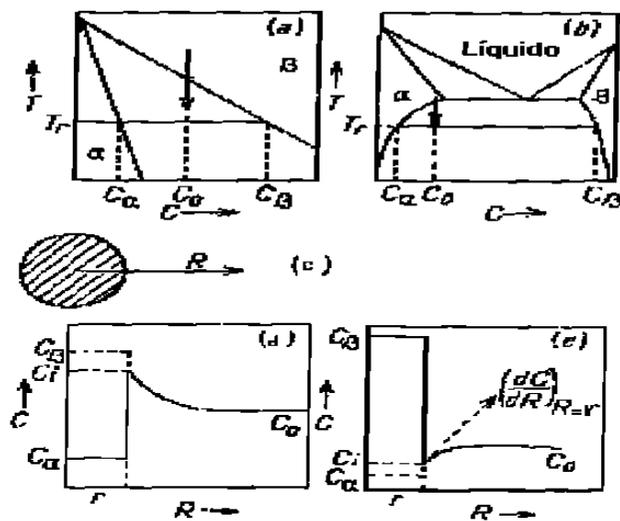


Fig.3.4.- Las figuras muestran una reacción de precipitación de β en una matriz de α .

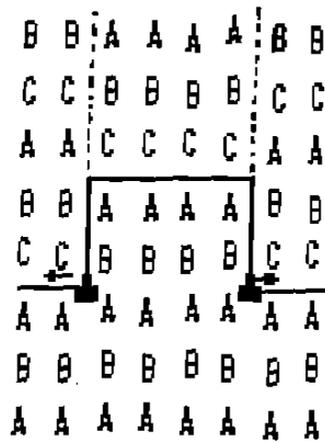


Fig.3.7.- El esquema muestra un cristal después del desplazamiento de una dislocación parcial $a/6 \langle 112 \rangle$.



Fig.3.8.- La foto muestra que los precipitados se forman por el desplazamiento de una dislocación parcial de Shockley.

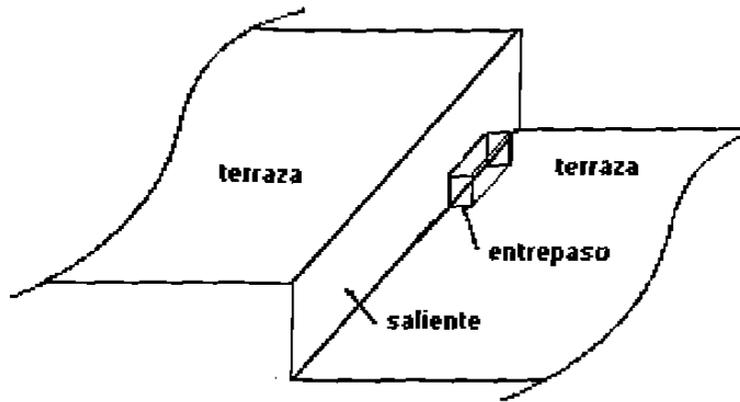


Fig.3.9.- El esquema muestra escalones coherentes con entrepasos o salientes para su desplazamiento.

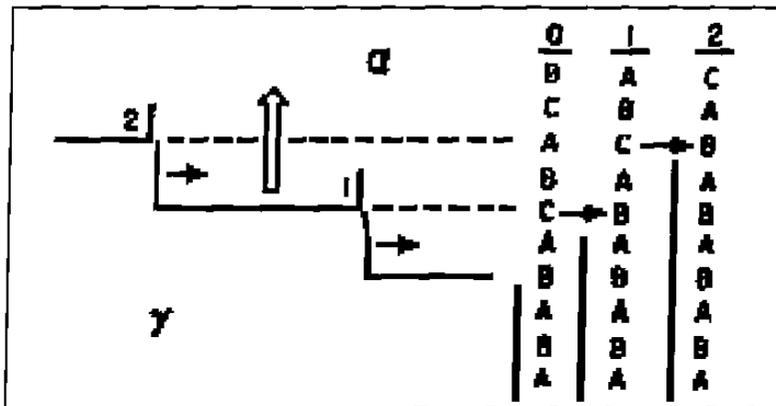


Fig.3.10.- Para preservar la secuencia correcta de apilamiento las parciales de Shockley deben ser compensadas desde otro escalón.

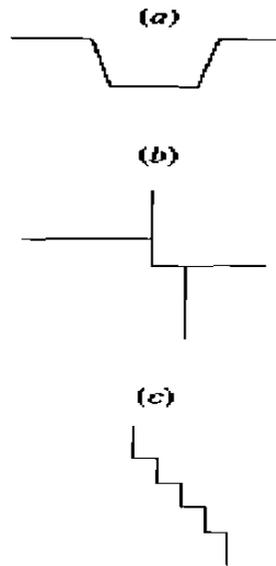


Fig.3.11.- Tres mecanismos de formación de entrepasos; a) doble entrapaso termicamente activado, b) intersección de escalones y c) interfase de baja energía.

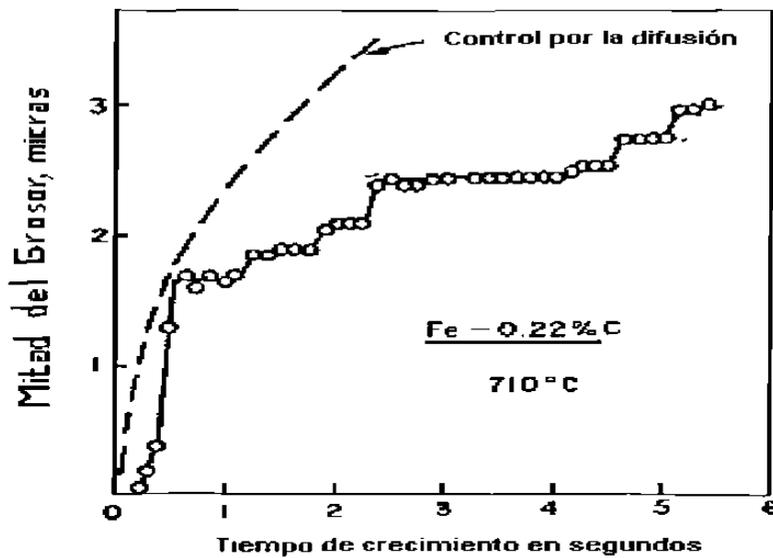


Fig.3.12.- La gráfica ilustra que a largos intervalos de tiempo cesa enteramente el crecimiento. La curva interrumpida calcula el crecimiento suponiendo una interfase incoherente.

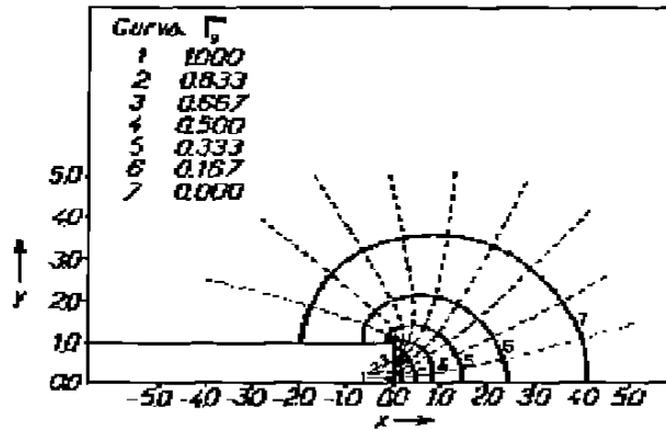


Fig.3.13.- El esquema muestra el campo de soluto alrededor de un escalón en movimiento.

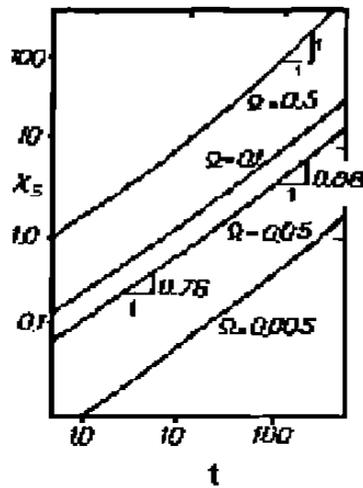
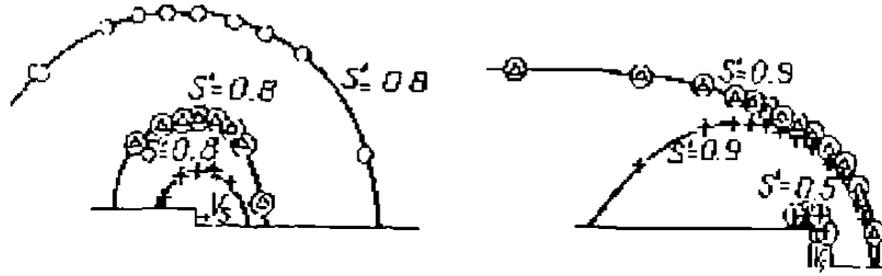


Fig.3.14.- La gráfica ilustra el desplazamiento de un escalón que tiene un exponente del tiempo de 0.76 el cual incrementa hasta 0.88 para supersaturaciones (Ω) arriba de 0.1.



	V_s	t	V_s	
	0.056	+ 6.4	1.04	
Ω 0.05	0.042	\triangle 51.0	0.996	$\Omega = 0.5$
	0.034	\circ 409.0	0.995	

Fig.3.15.- El esquema muestra isoconcentraciones alrededor de un escalón cuando el tiempo se incrementa.

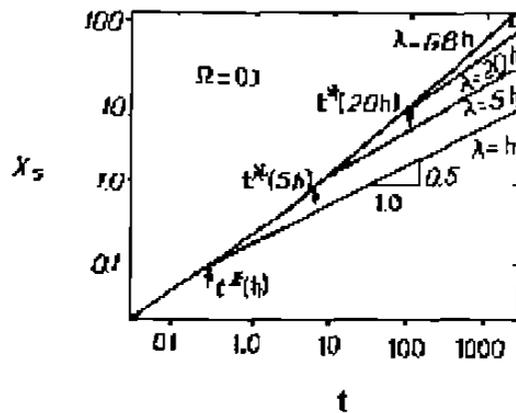


Fig.3.16.- La gráfica ilustra el exponente del tiempo cuando el espaciamiento entre escalones λ es reducido.

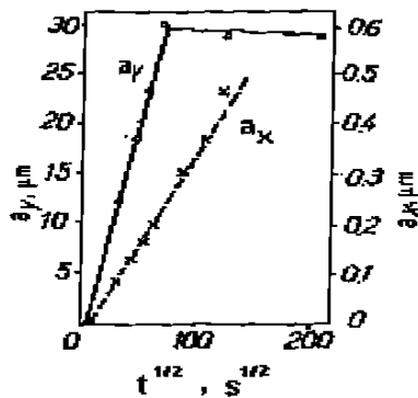


Fig.3.17.- La gráfica muestra mediciones de engrosamiento hacia dentro del grano a_y y sobre la superficie a_x .

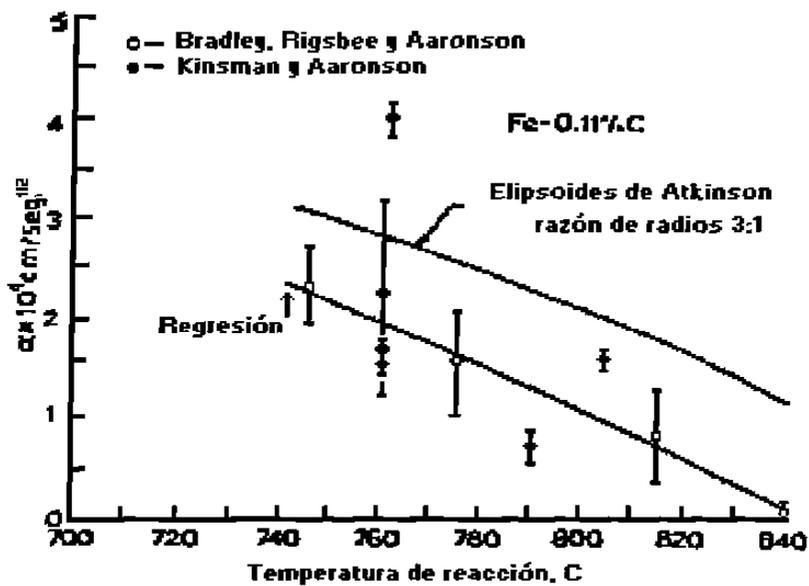


Fig.3.18a.- Mediciones de la constante de crecimiento parabólica (α) para un acero Fe-0.11%C y comparación con modelos.

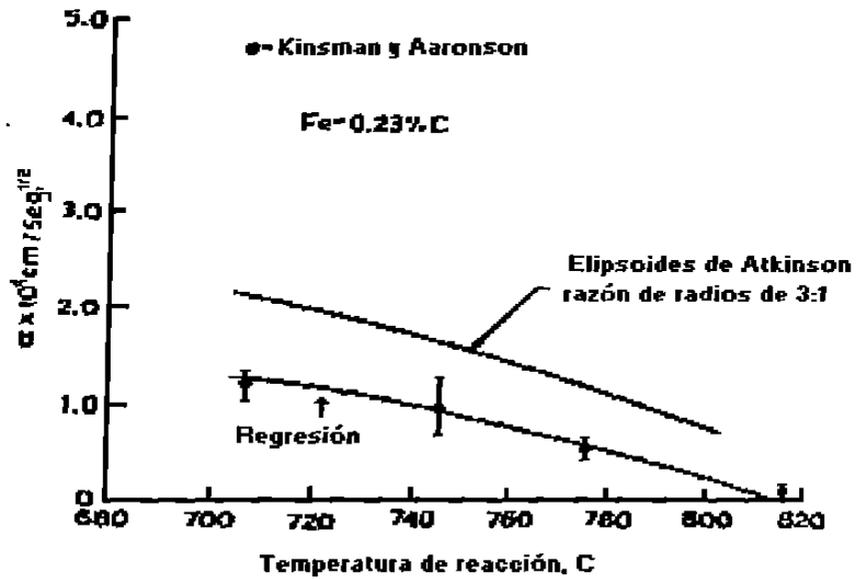


Fig.3.18b.- Mediciones de la constante de crecimiento parabólica en un acero Fe-0.23%C y comparación con modelos.

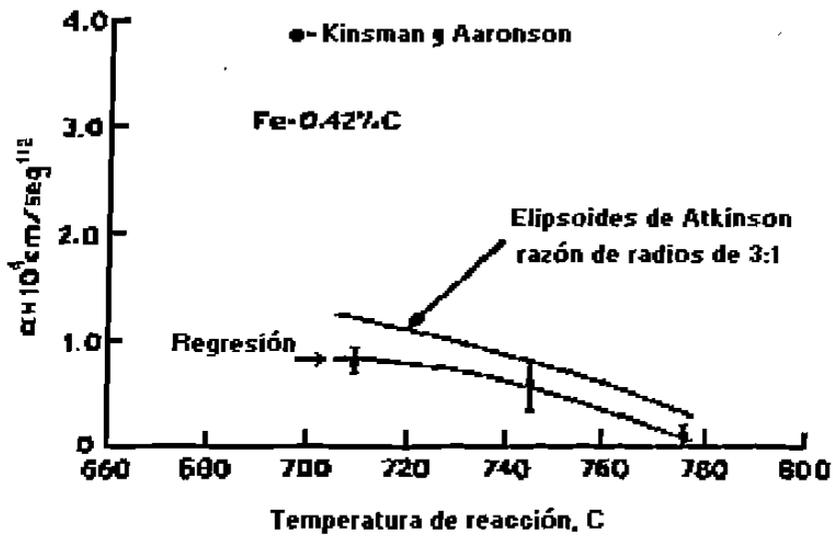


Fig.3.18c.- Mediciones de la constante de crecimiento parabólica en un acero Fe-0.42%C y comparación con modelos.

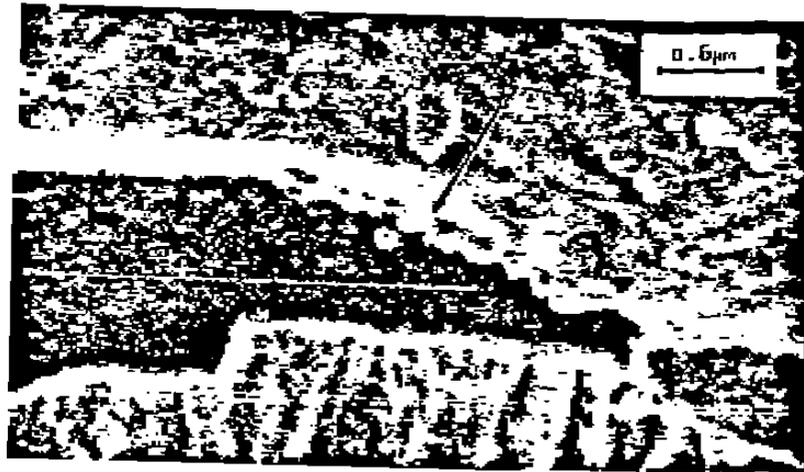


Fig.3.19.- Micrografia que muestra escalones en los bordes de un alotromorfismo; Fe-0.11%C reaccionando a 745 °C por 1.5 seg.

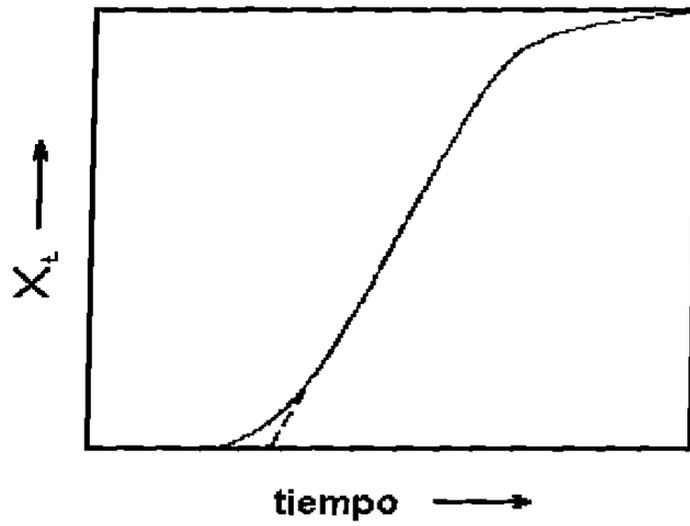


Fig.4.1a.- El esquema muestra el comportamiento sigmoideal de las transformaciones.

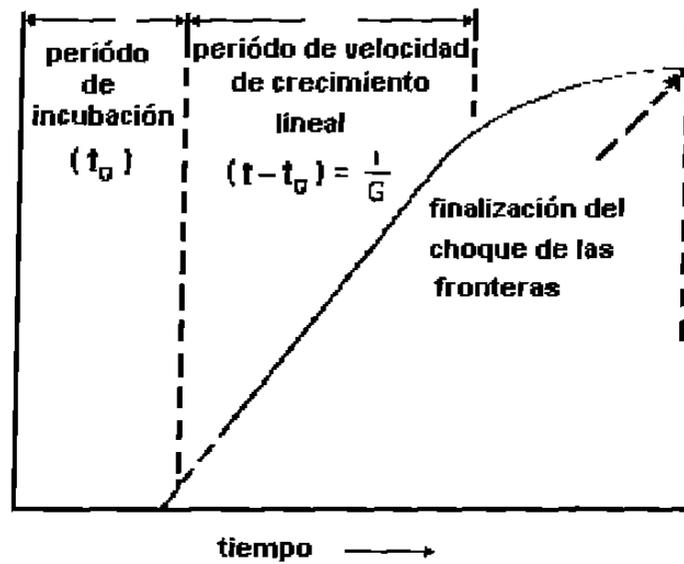


Fig.4.1b. La gráfica muestra los cambios de velocidad en la reacción.

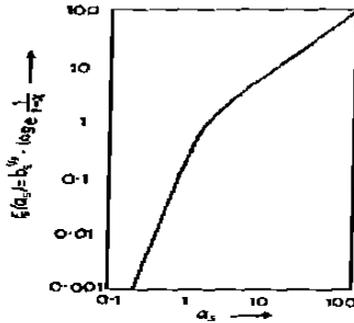


Fig.4.2.- Curva maestra para transformaciones en la superficie de grano.

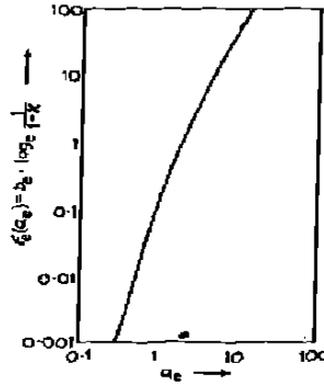


Fig.4.3.- Curva maestra para transformaciones en los bordes de grano.

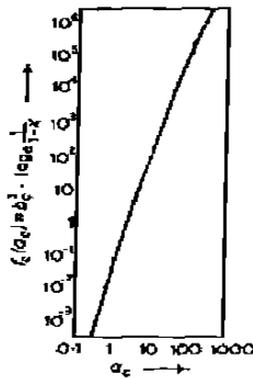


Fig.4.4.- Curva maestra para transformaciones en las esquinas de grano.

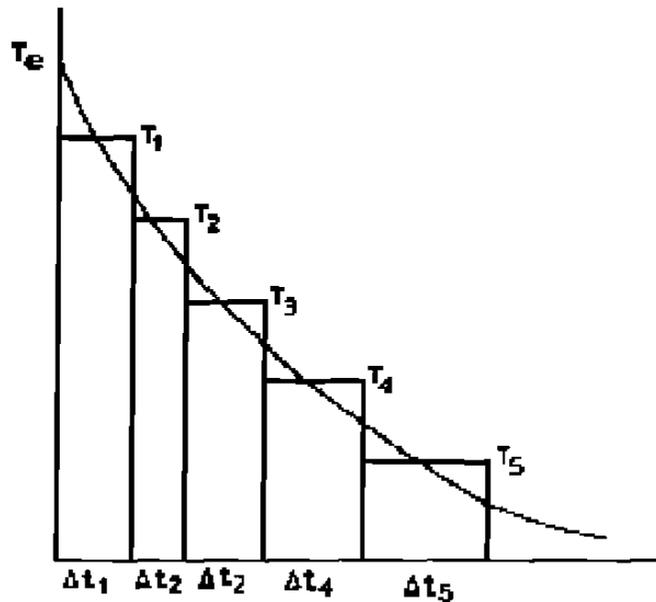


Fig.4.5.- Una transformación a enfriamiento continuo puede ser considerada como la suma de pequeños intervalos de tiempo isotérmicos en temperaturas sucesivas.

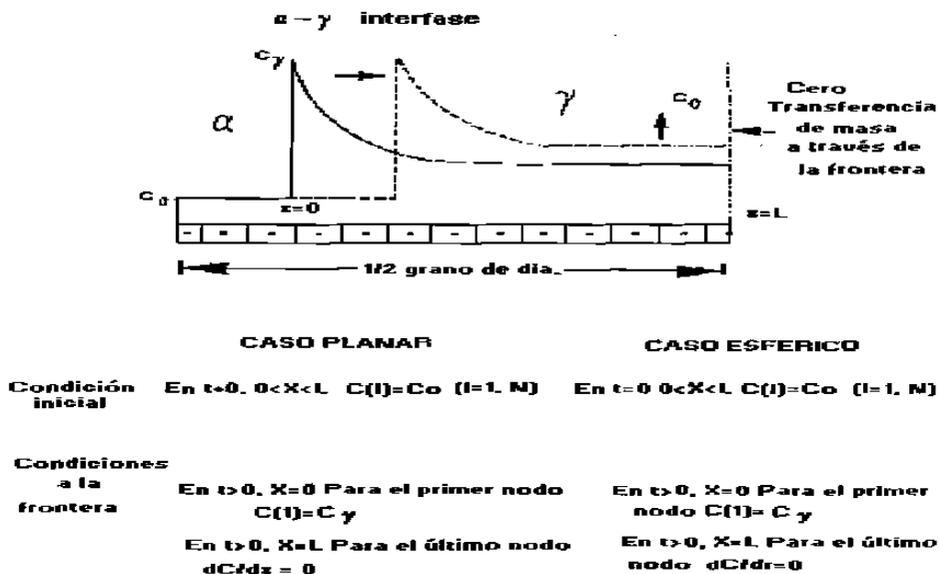


Fig.4.6.- Kamat y coinvestigadores utilizaron un método de diferencias finitas para modelar el movimiento de la interfase y la difusión del carbono.

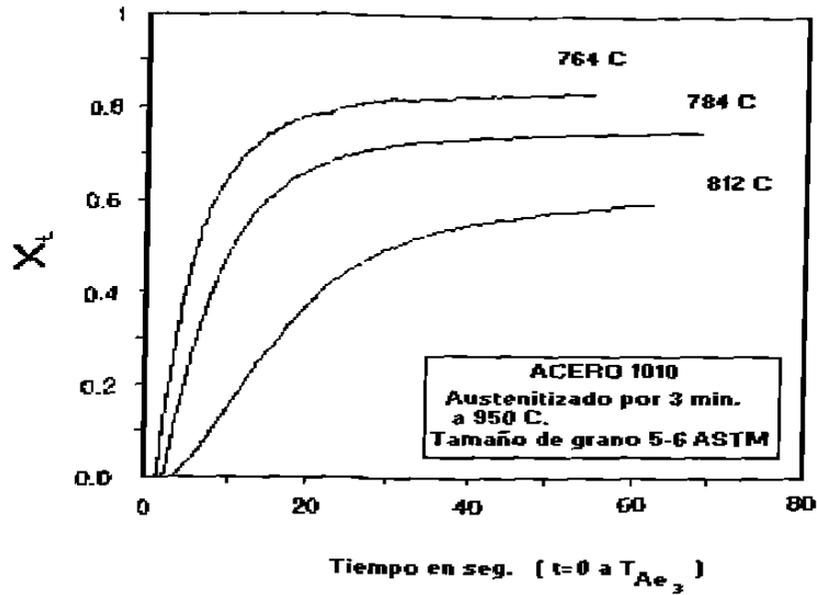


Fig.4.7.- Kamat y coinvestigadores utilizaron dilatometría para medir la fracción transformada a varias temperaturas isotérmicas.

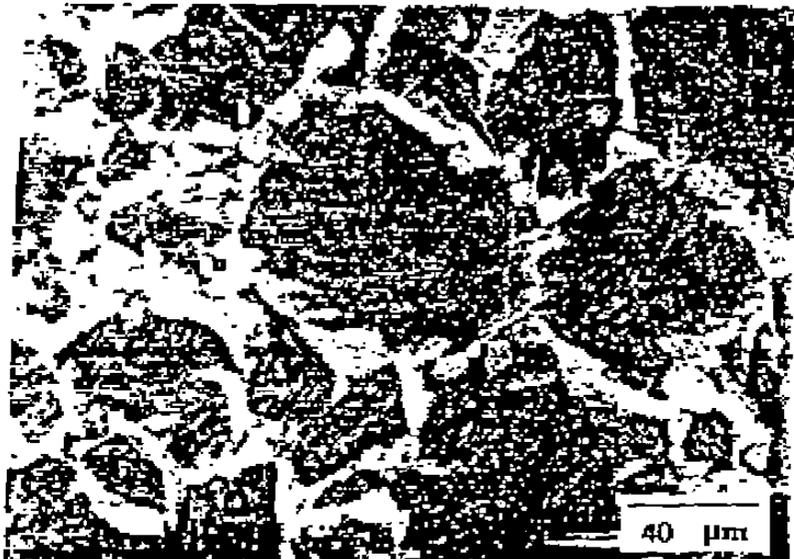


Fig.4.8.- Metalografía de una saturación temprana para una transformación parcial a 812°C.

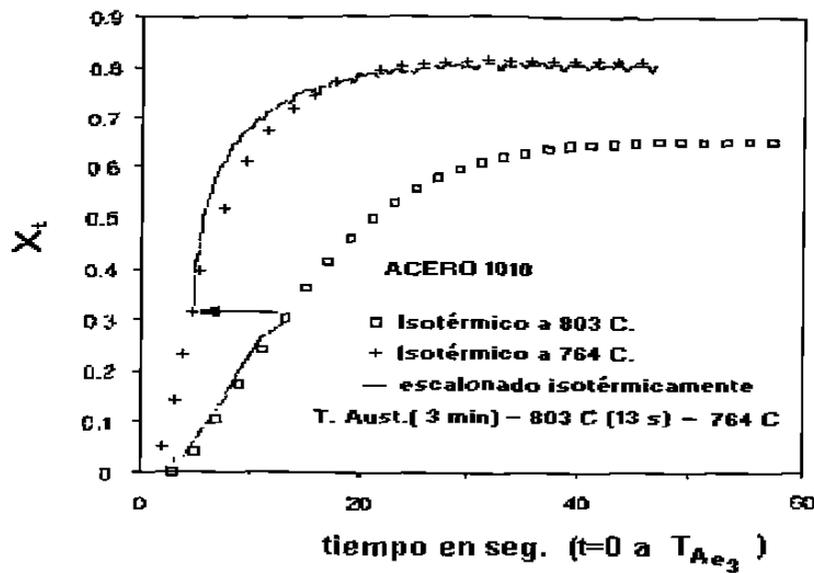


Fig.4.9.- En la gráfica se muestran transformaciones completas a 803 y 764 °C y la transformación parcial a temperaturas escalonadas.

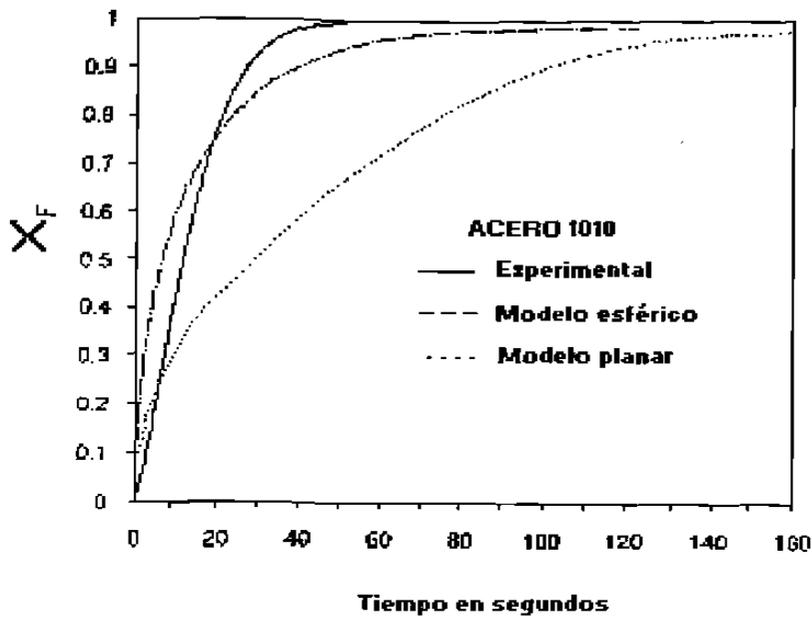


Fig.4.10.- La gráfica muestra los resultados experimentales a 800°C y se comparan con las predicciones del modelo con geometrías plana y esférica.

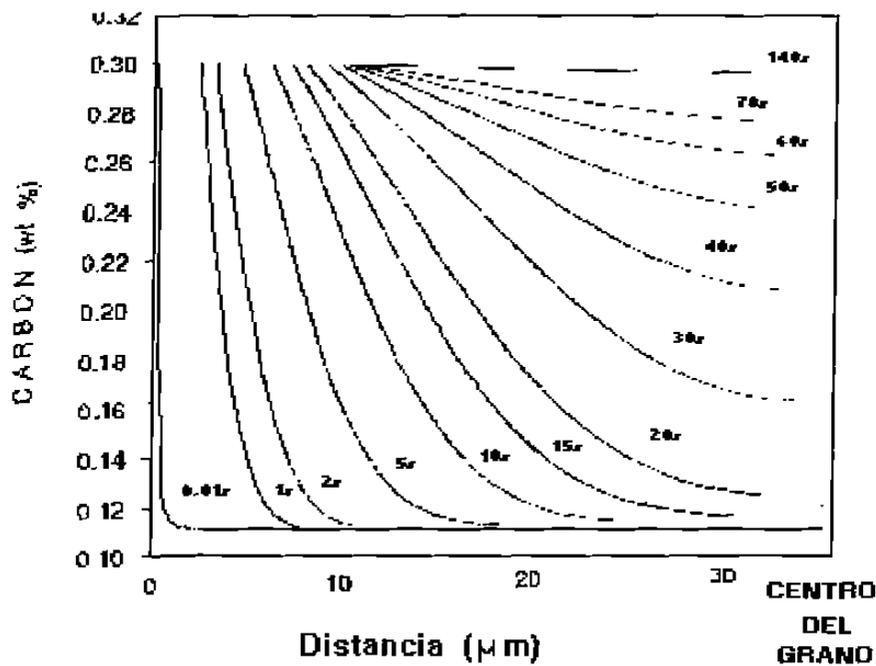


Fig.4.11.- En esta gráfica se muestra el crecimiento de la ferrita y los campos de difusión del carbono a una temperatura isotérmica de 803°C.

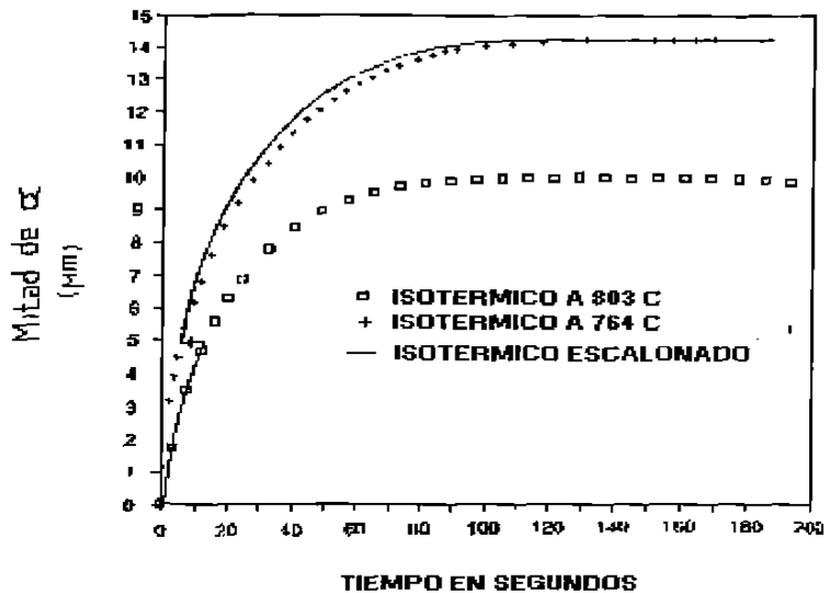


Fig.4.12.- En esta gráfica se muestra la predicción del modelo para el engrosamiento de la ferrita contra el tiempo a temperaturas isotérmicas y escalonadas.

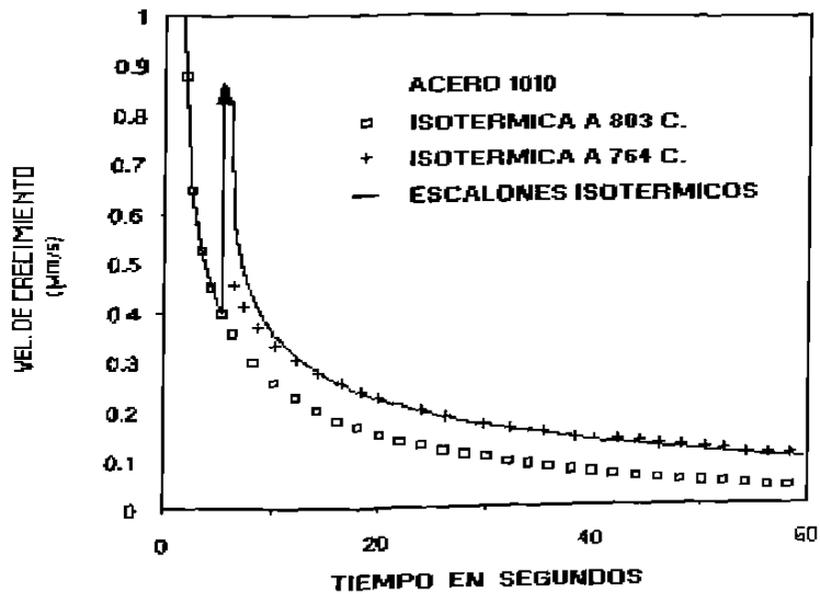


Fig.4.13.- Velocidades de crecimiento para condiciones isotérmicas y escalonadas.

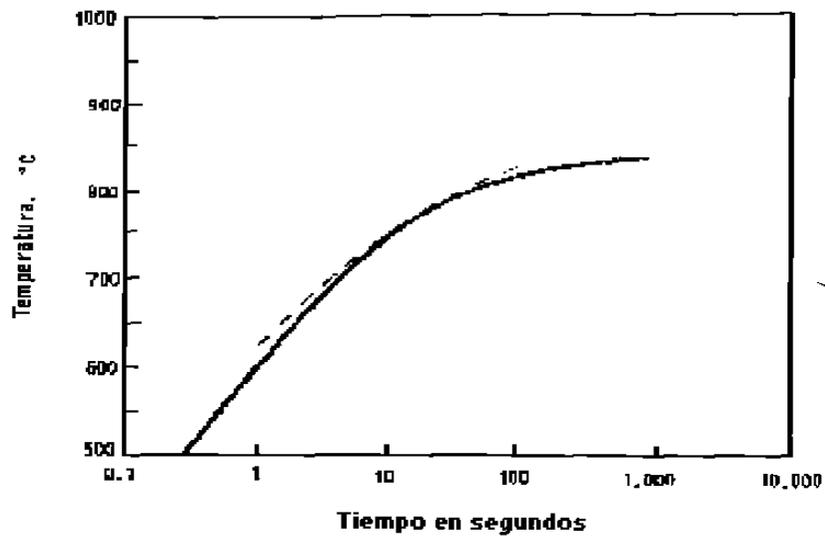


Fig.4.14.- La gráfica muestra el diagrama TTT para un acero 0.11 %C y se compara con el modelo.

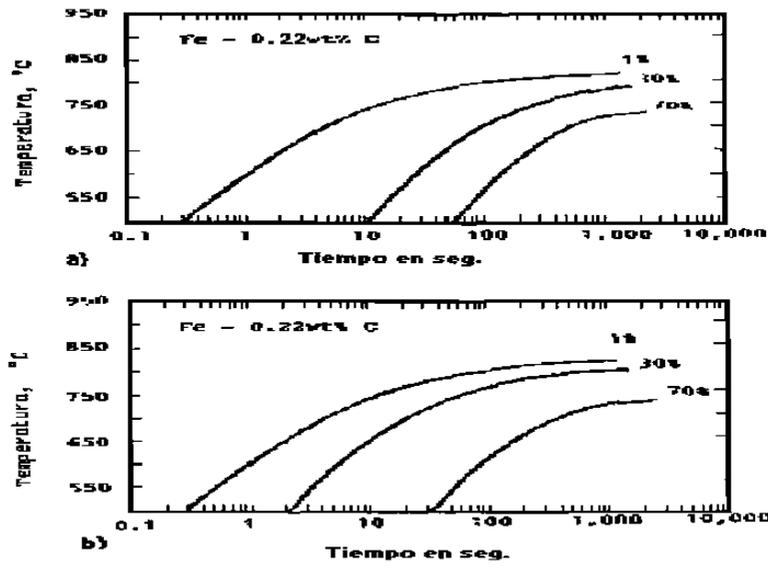


Fig.4.15.- Las gráficas muestran los diagramas TTT para aceros con 0.22%C obtenidos con modelos a) interfase plana y b)interfase esferica.

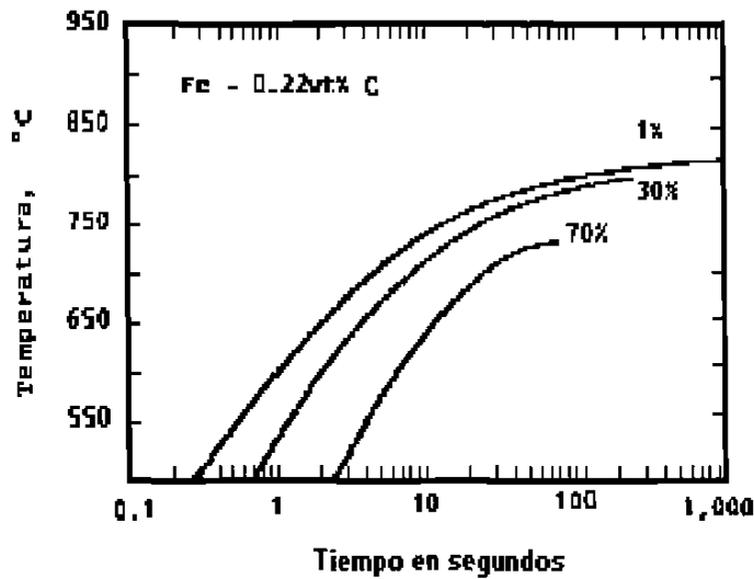


Fig.4.16.- Diagrama TTT para un tamaño de grano austenítico de 20 μm utilizando un modelo de interfase esferica.

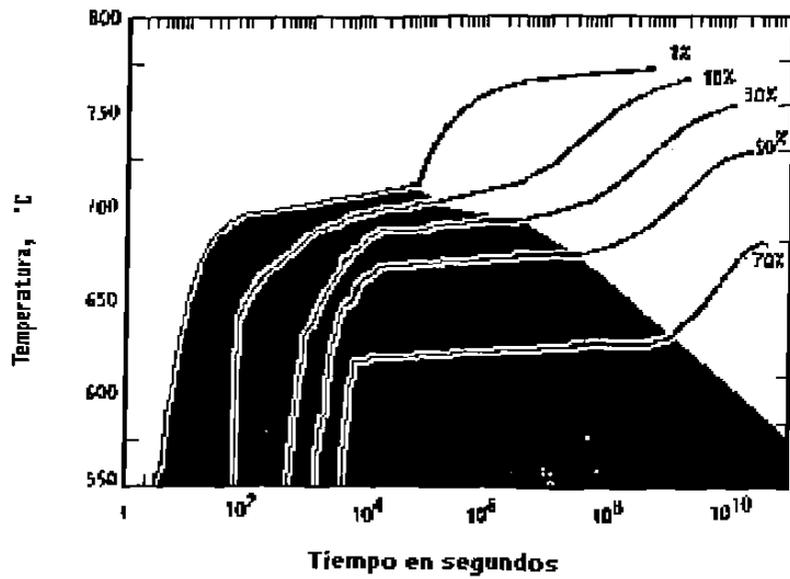


Fig.4.17.- Diagrama TTT obtenido para un acero con 0.22%C y 0.22%Mn. Las áreas claras representan el modo de crecimiento PLE y las oscuras el NPLE.

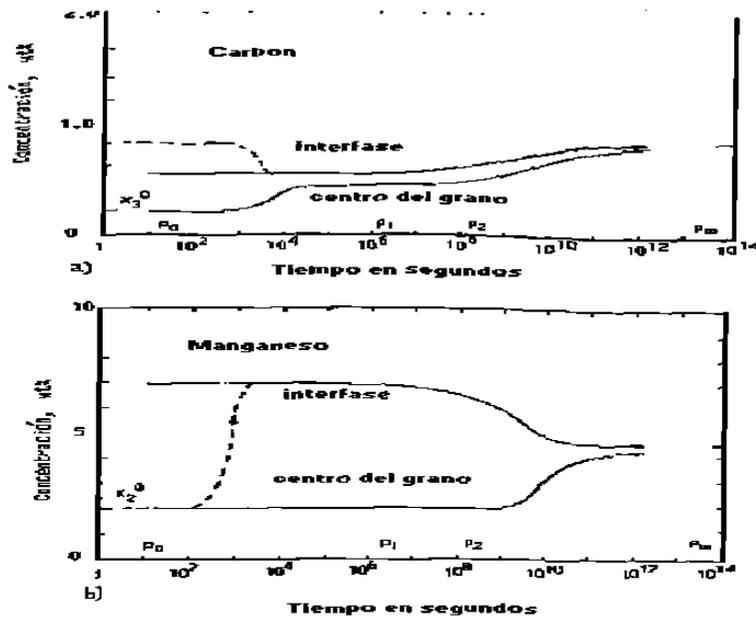


Fig.4.18.- La gráfica muestra la variación de la concentración de soluto en la interfase y en el centro de la austenita en función del tiempo.

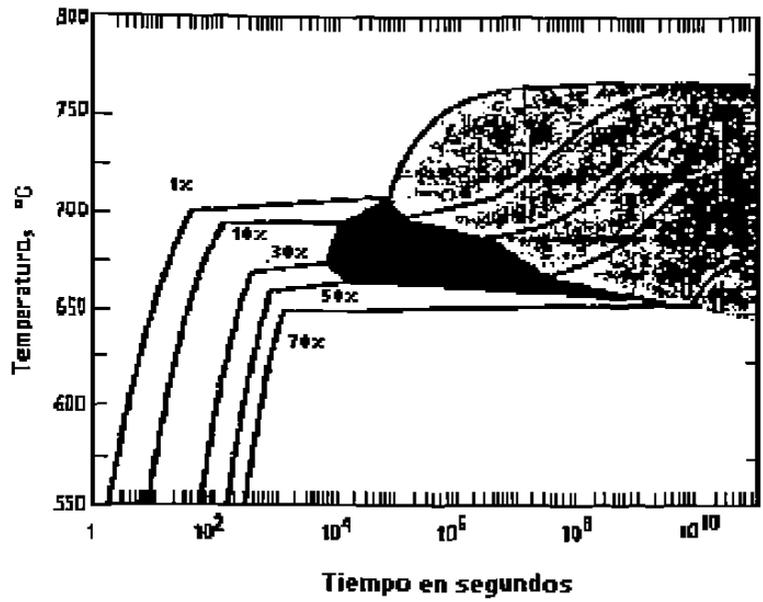


Fig.4.19.- Diagrama TTT obtenido suponiendo que la condición de crecimiento de paraequilibrio (PARA) prevalece en los primeros estados de transformación.

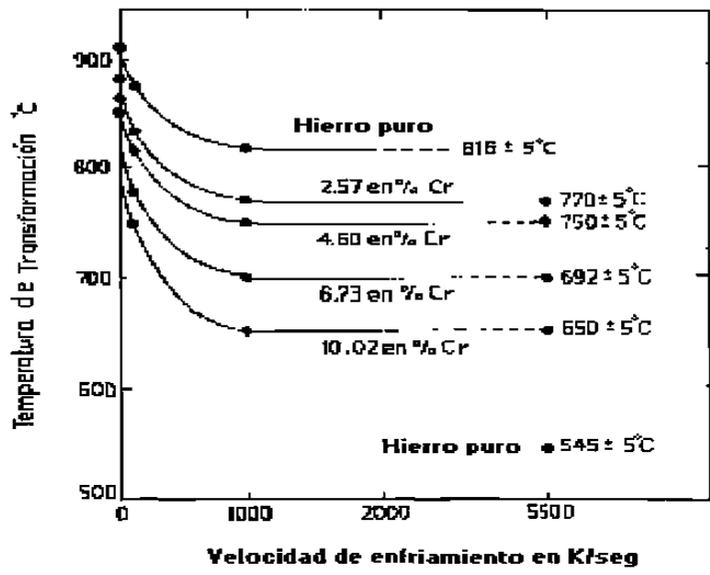


Fig.4.20.- La gráfica muestra la temperatura de transformación contra la velocidad de enfriamiento para hierro puro y aleado con cromo.

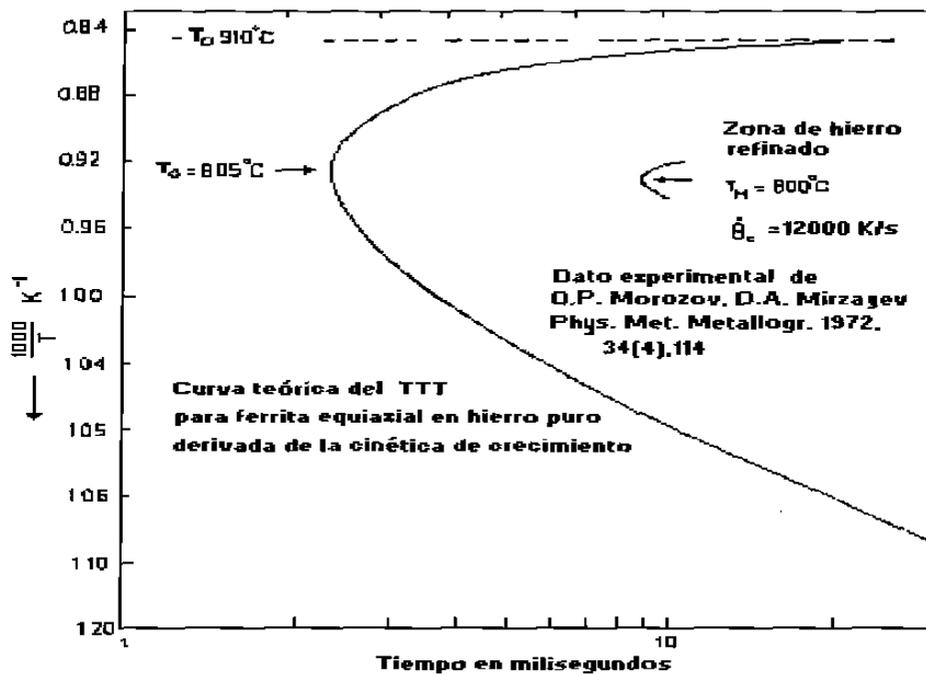


Fig.4.21.- Diagrama TTT teóricamente calculado para hierro puro y su comparación con datos experimentales¹⁴¹.

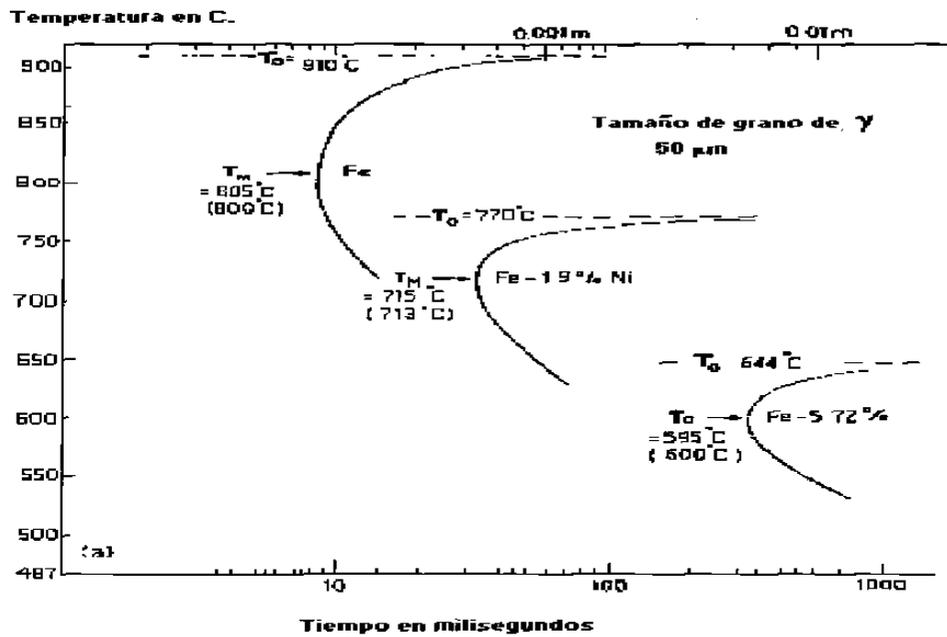


Fig.4.22a.- Diagramas TTT para aleaciones Fe-Ni con un tamaño de grano austenítico de $50 \mu m$.

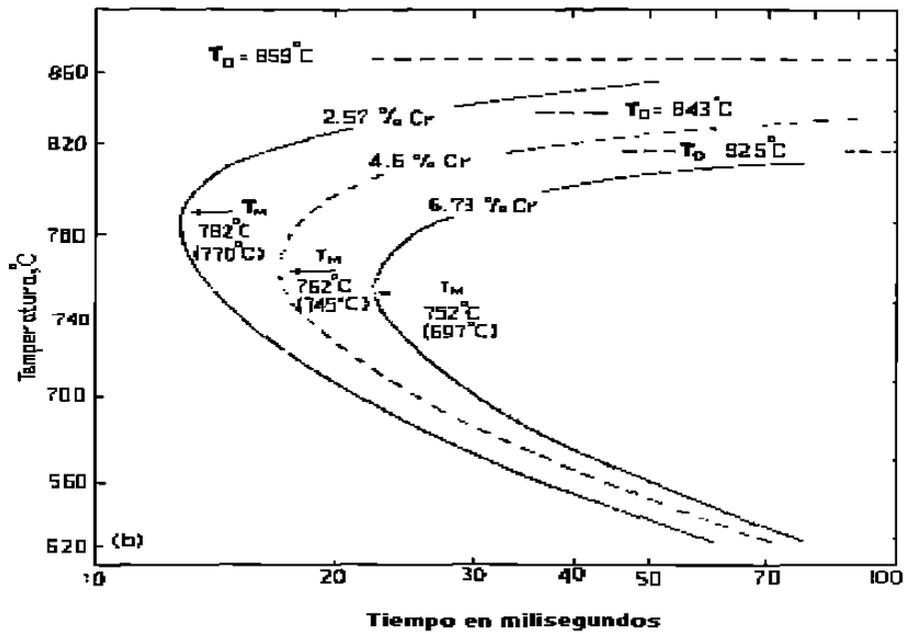


Fig.4.22b.- Diagramas TTT para aleaciones Fe-Cr con un tamaño de grano austenítico de 50 μm .

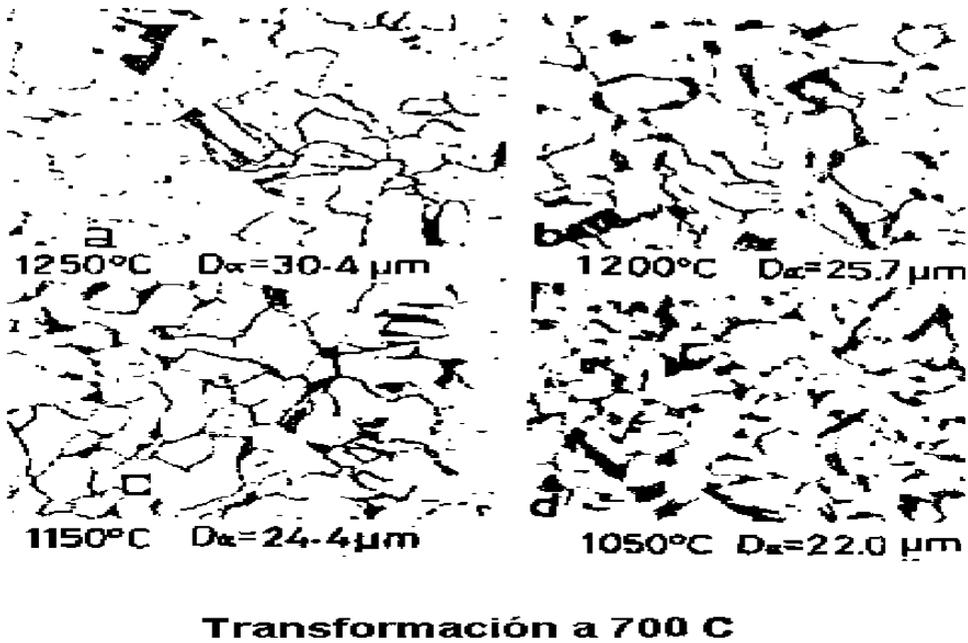
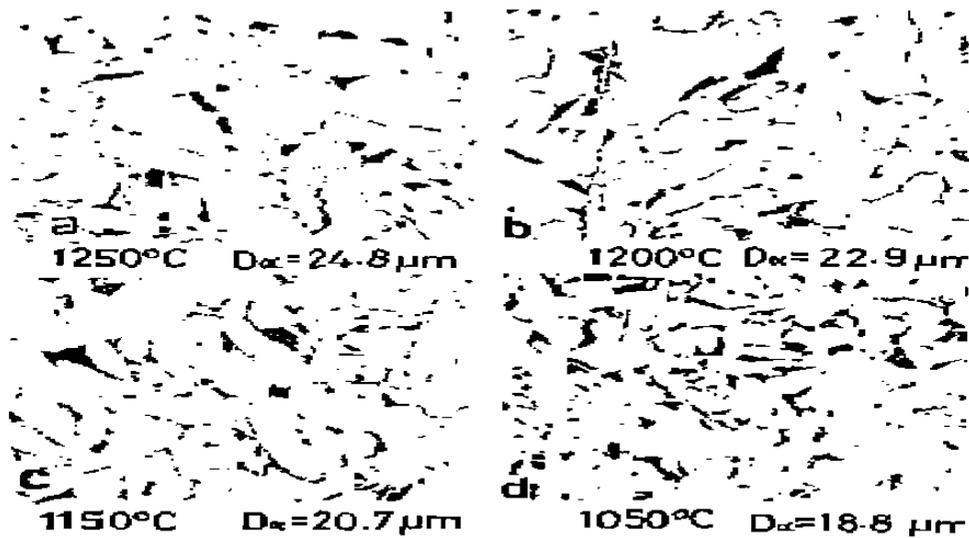
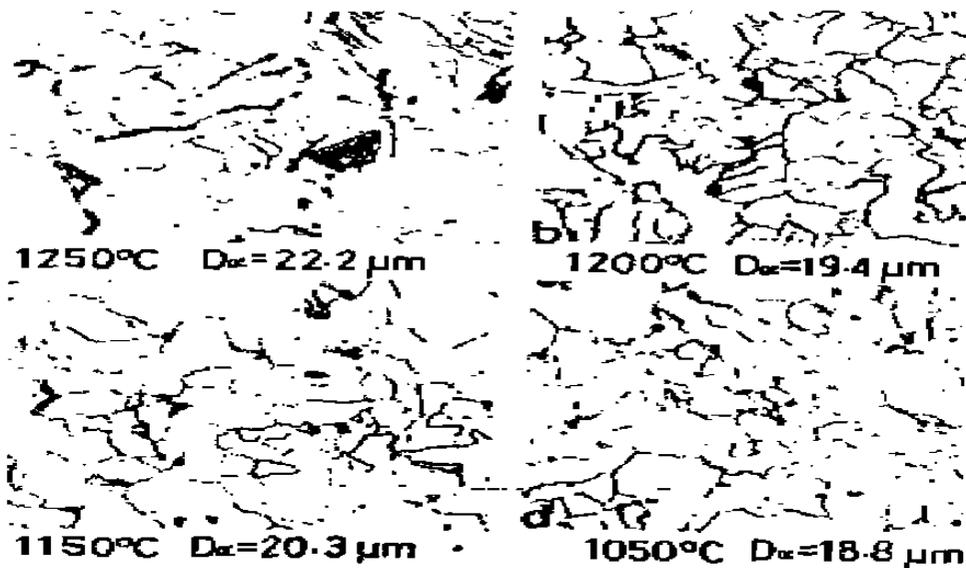


Fig.4.23.- Ferrita generada isotérmicamente a 700°C, temperaturas de austenitizado a)1250, b)1200, c)1150 y d)1050 °C.



Transformación a 680 C.

Fig.4.24.- Ferrita generada isotérmicamente a 680°C, temperaturas de austenitizado a)1250, b)1200, c)1150 y d)1050 °C.



Transformación a 660 C.

Fig.4.25.- Ferrita generada isotérmicamente a 660°C, temperaturas de austenitizado a)1250, b)1200, c)1150 y d)1050 °C.

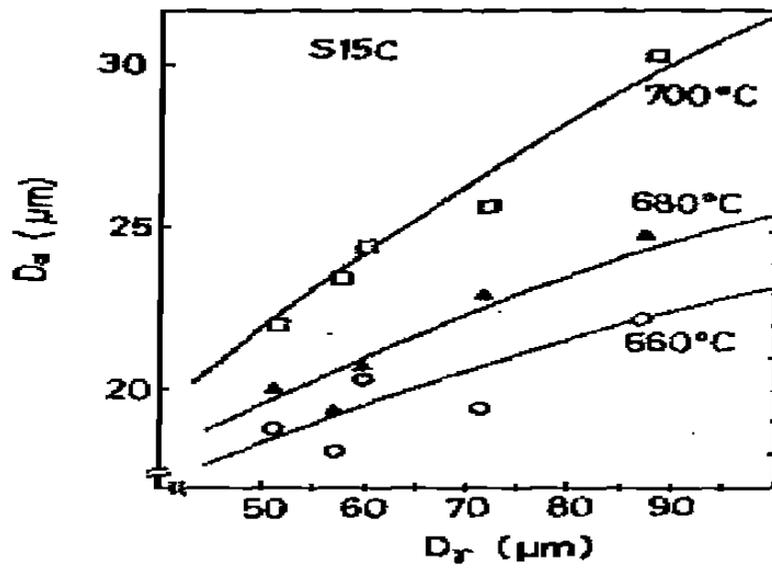


Fig.4.26.- Tamaño de grano ferrítico (D_α) obtenido isotérmicamente para los tamaños de grano austeníticos (D_γ).

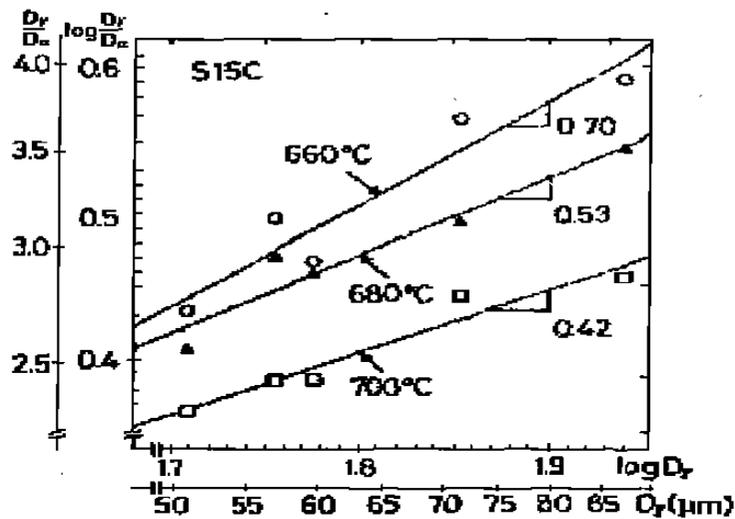


Fig.4.27.- La gráfica muestra que (D_γ/D_α) es proporcional a $D_\gamma^{0.42}$, $D_\gamma^{0.53}$ y $D_\gamma^{0.70}$.

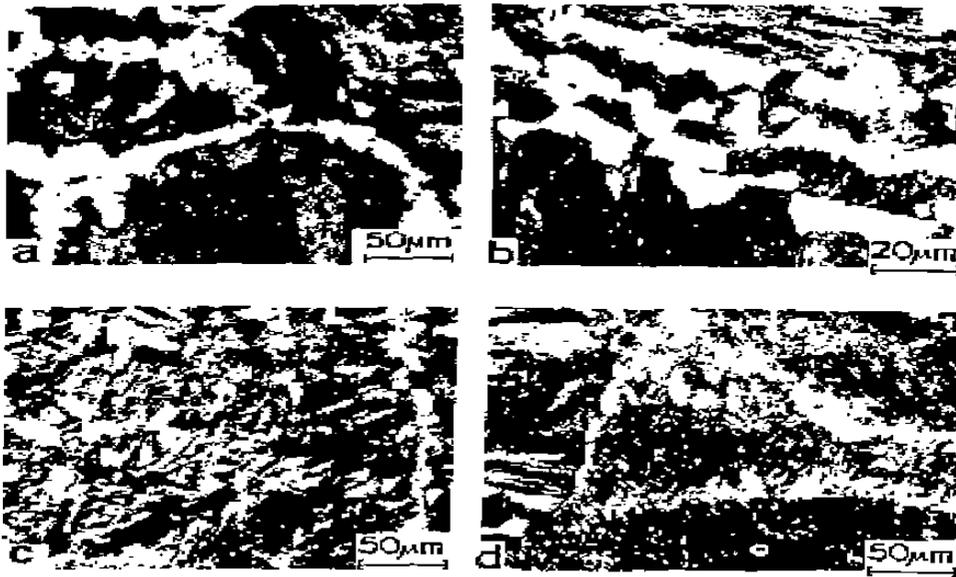


Fig.4.28.- Las fotos muestran nucleación de ferrita en austenita deformada en; a) fronteras de grano, b) maclas, c) en el interior de los granos y c) bandas de deformación.

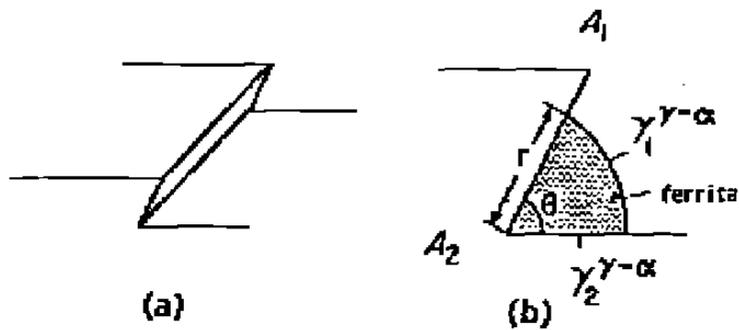


Fig.4.29.- El esquema muestra que la superficie deformada puede presentar escalones o serraciones donde se puede nuclear la ferrita.

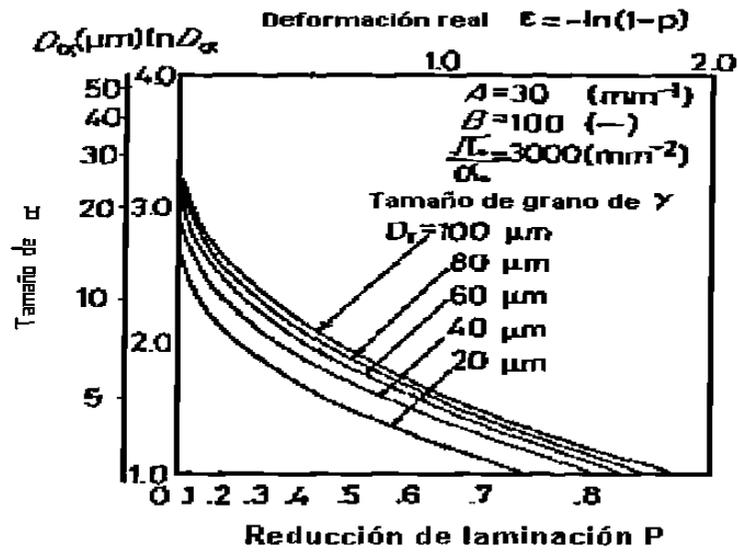


Fig.4.30.- La gráfica muestra el tamaño de grano ferrítico obtenido en función del tamaño de grano austenítico y la reducción de laminación.

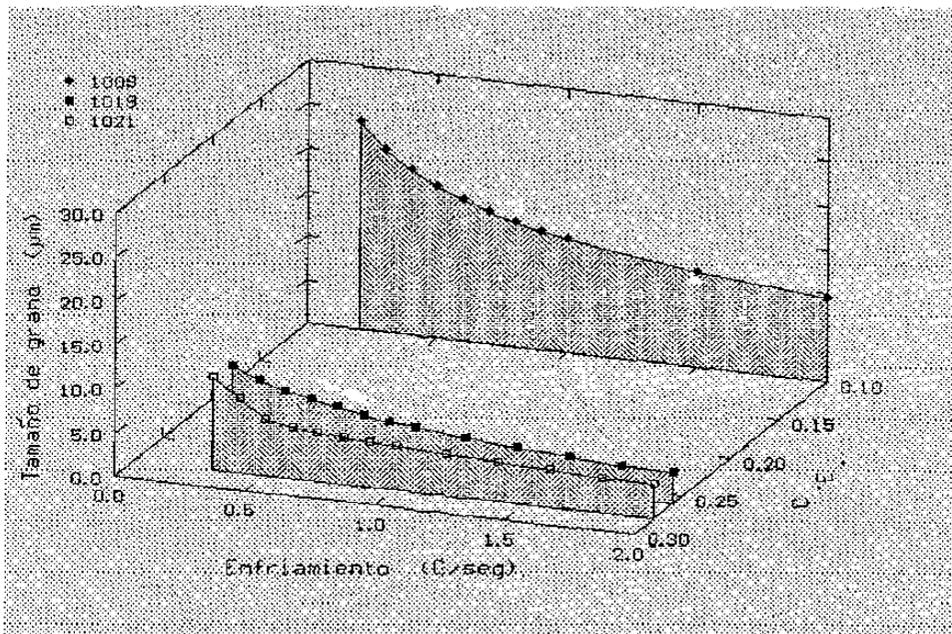


Fig.4.31.-Tamaño de grano ferrítico calculado en función de la velocidad de enfriamiento y la composición del acero.

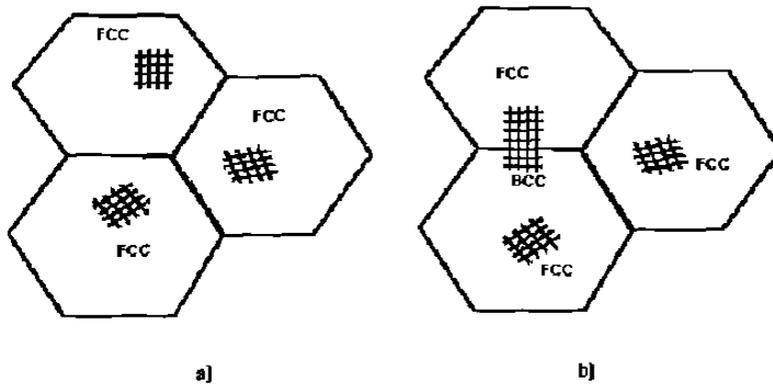


Fig.5.1.- Los hexágonos representan granos austeníticos con redes aleatoriamente orientadas a). La ferrita se generará buscando presentar interfases de baja energía (coherentes) b).

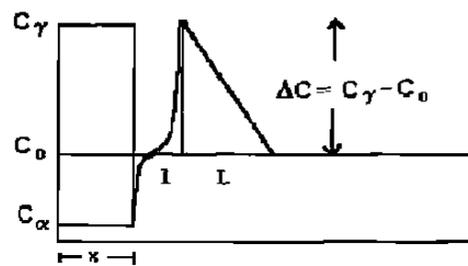


Fig.5.2a.- En este esquema se muestra la subida de concentración de carbono propuesta para la interfase.

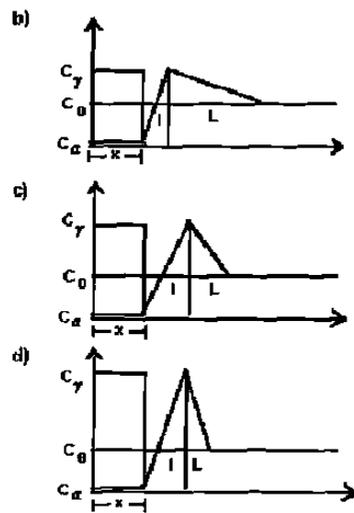


Fig.5.2b,c y d.- Esquemas que muestran que el tamaño de las zonas l y L dependen de la temperatura de transformación.

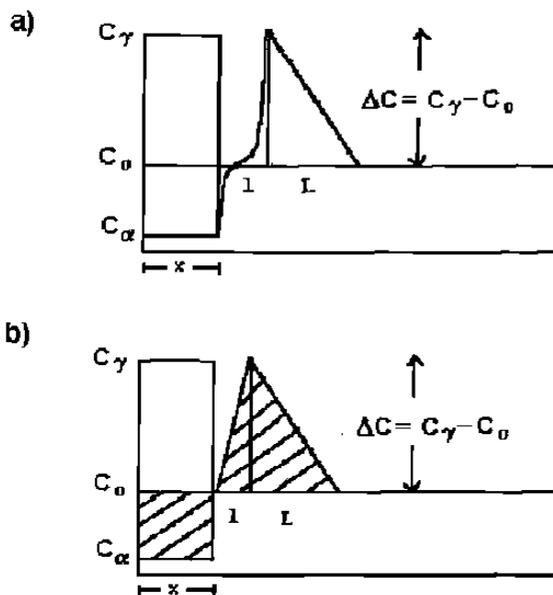


Fig.5.3.- En este esquema se muestra la subida de concentración propuesta para la interfase a) y la aproximación hecha para calcular las áreas de soluto b).

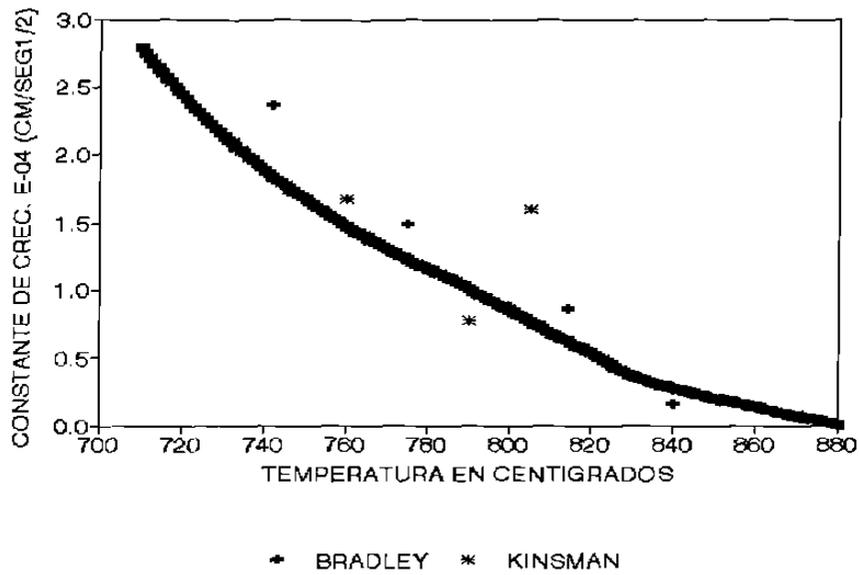


Fig.5.4a.- En esta gráfica se muestra el valor de α , Ec.(5.16), obtenida para un acero con 0.11 %C y se compara con datos experimentales¹²⁵.

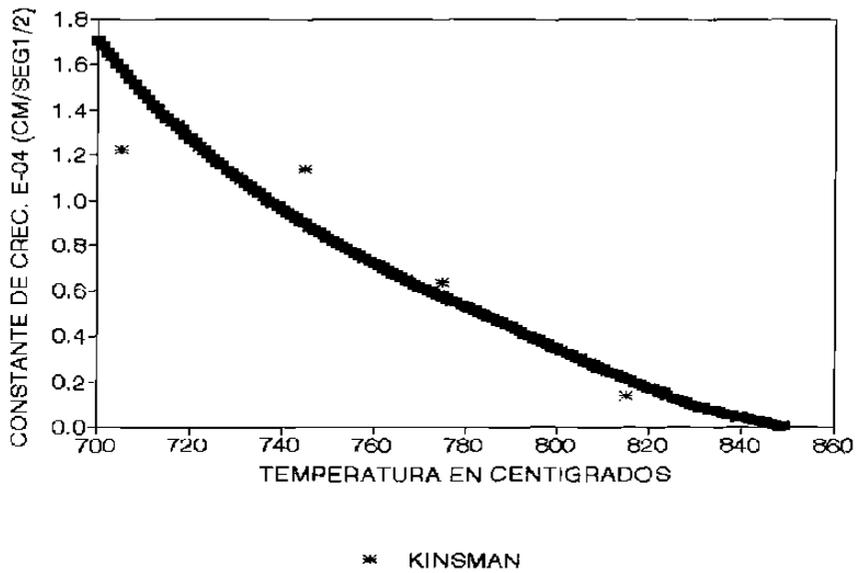


Fig. 5.4b.- En esta gráfica se muestra el valor de α , Ec.(5.16), obtenida para un acero con 0.23 %C y se compara con datos experimentales¹²⁵.

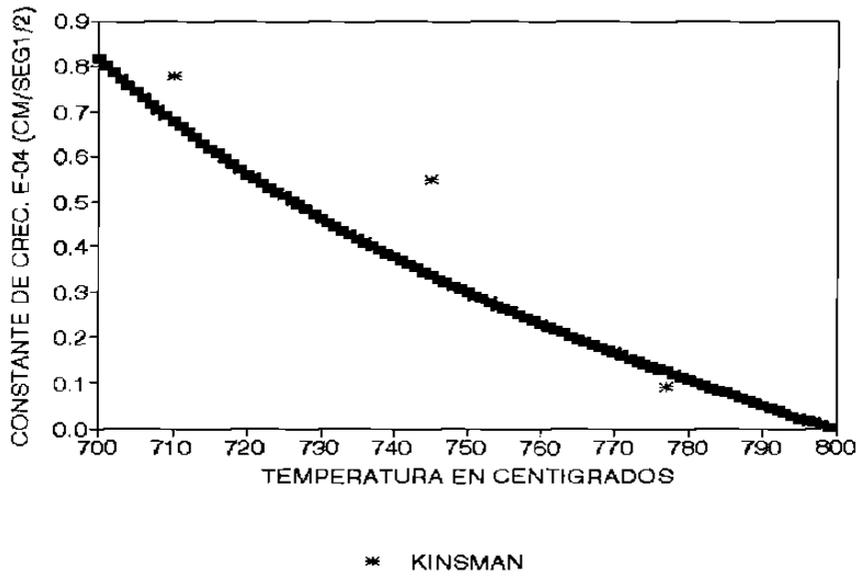


Fig.5.4c.- En esta gráfica se muestra el valor de α , Ec.(5.16), obtenida para un acero con 0.42%C y se compara con datos experimentales¹²⁵.

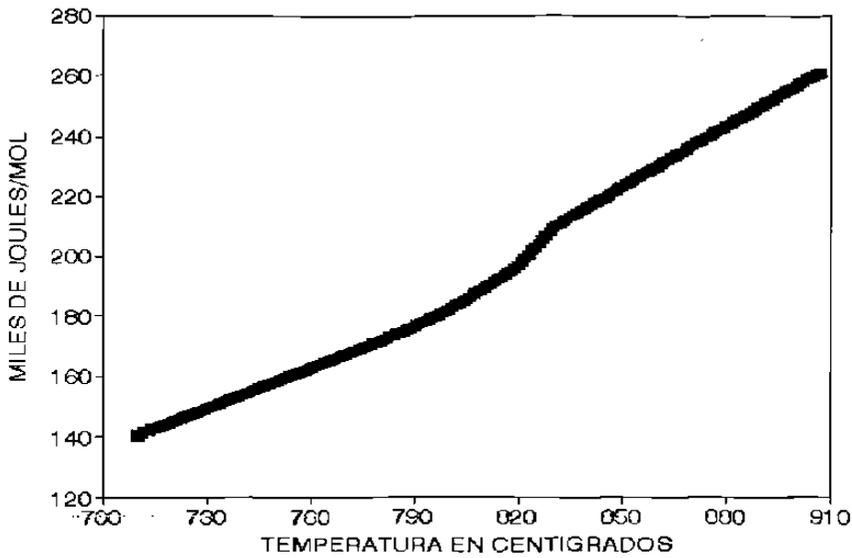


Fig.5.5.- La gráfica presenta la energía de activación (ΔG^*) que reproduce los datos experimentales de velocidad de crecimiento (Figs.5.4).

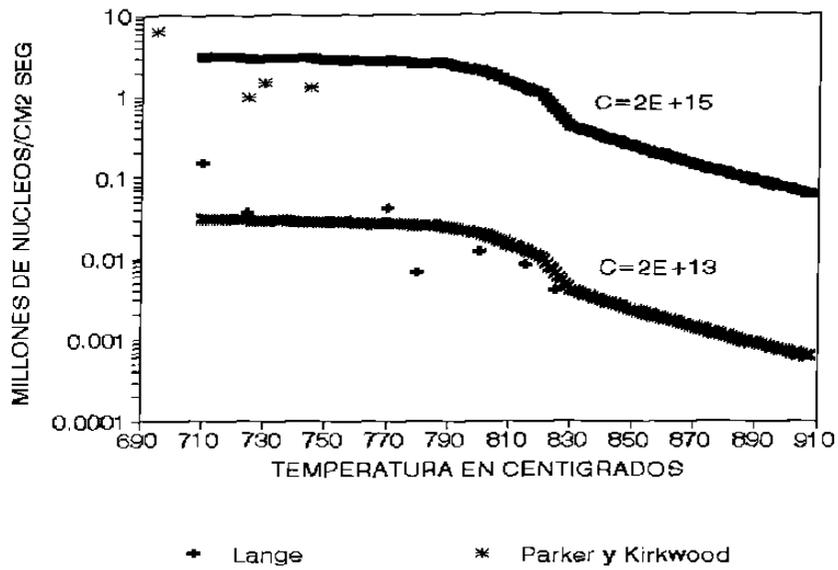


Fig.5.6.- La gráfica presenta los valores de la velocidad de nucleación obtenidos, Ec.(5.2), para la energía de activación de la Fig.5.5.

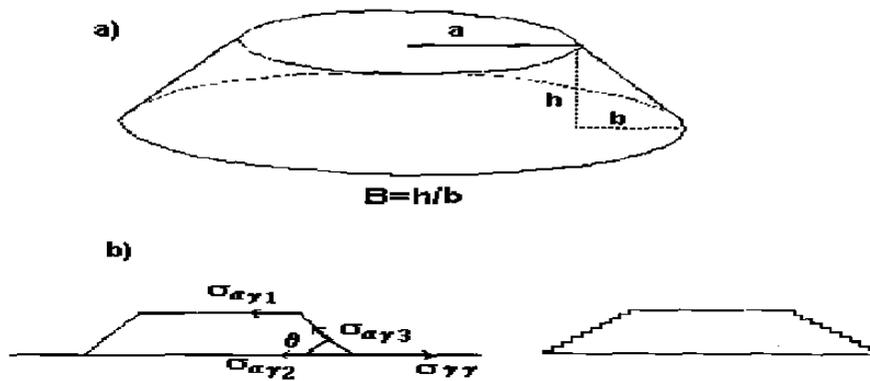


Fig.5.7.- En este esquema se muestra la forma propuesta para el núcleo crítico a). Este núcleo asegura interfases de baja energía y un balance de tensiones en todas direcciones b).

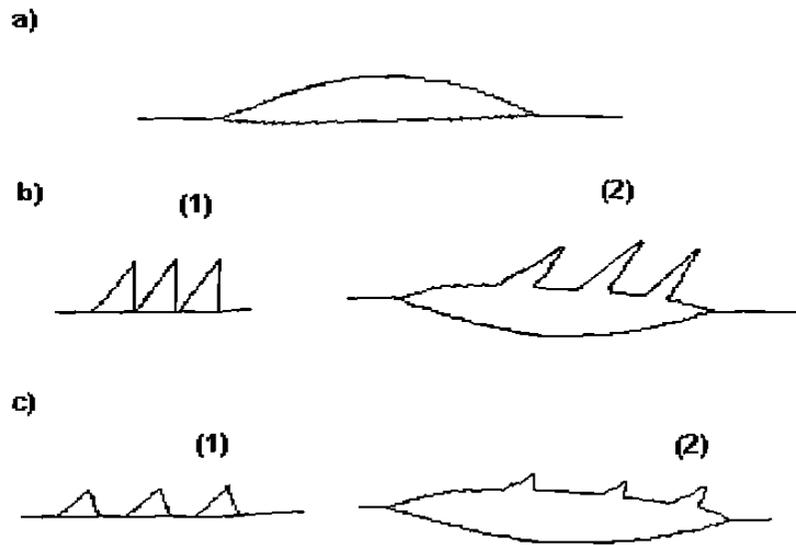


Fig.5.8.- En este esquema se muestran alotromorfismos que presentan agujas y dientes que crecen a partir de ellos.

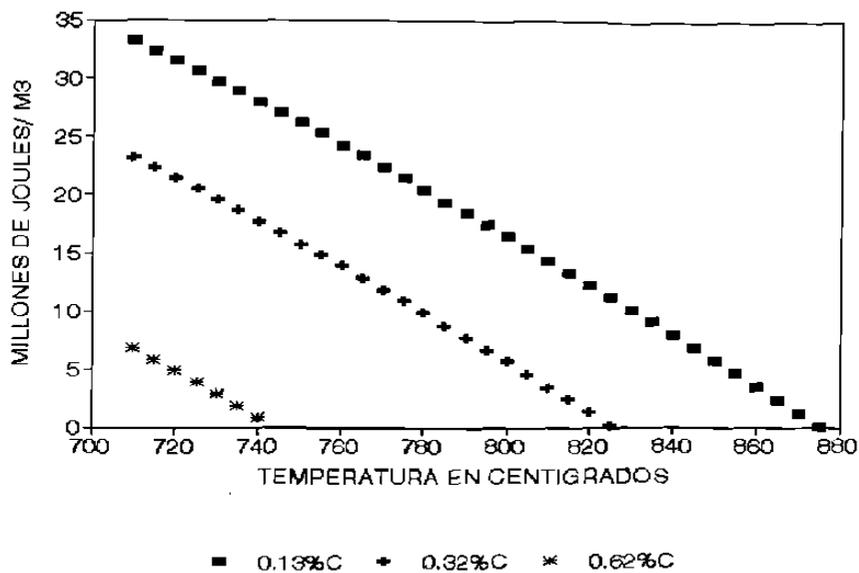


Fig.5.9.- La gráfica presenta el cambio de energía libre por unidad de volumen, Ec.(5.24), en función de la temperatura para 0.13, 0.32 y 0.62%C.

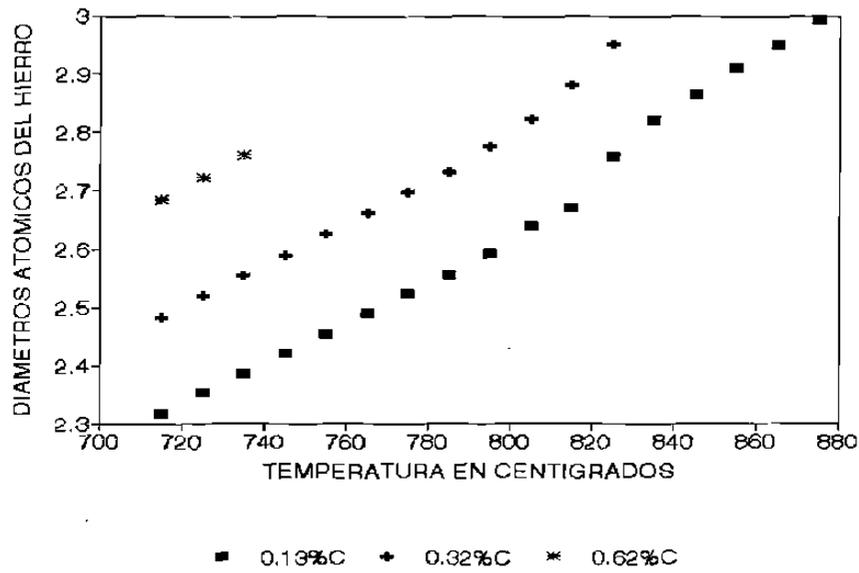


Fig.5.10.- La gráfica muestra los tamaños del núcleo crítico, para 0.13, 0.32 y 0.62% C, que generan la energía de activación presentada en la Fig.5.5.

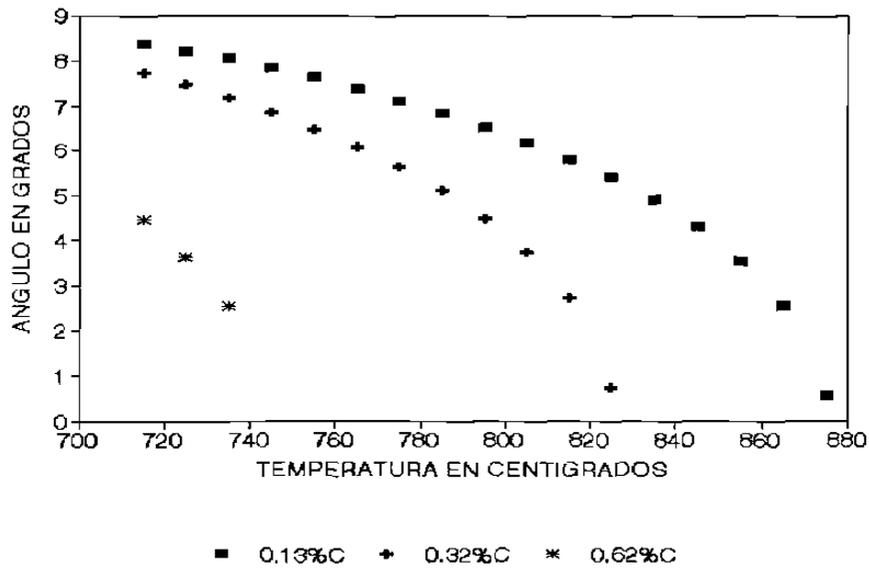


Fig.5.11.- En esta gráfica se muestra el valor del ángulo θ , Ec.(5.21), que se obtuvo para los tamaños del núcleo crítico de la Fig.5.10.

r : radio de la ferrita hacia el centro del grano austenítico



a) Vista longitudinal sobre la superficie b) Vista transversal sobre la superficie

Fig.6.1.- El esquema muestra un núcleo de ferrita en su etapa de crecimiento. La razón de radios de superficie a centro del grano es de 3:1.



C_0 : concentración inicial en la austenita
 C_α : concentración de carbono en la ferrita
 C_γ : concentración de carbono en la interfase austenita-ferrita

Fig.6.2.- Ilustración que muestra que al generarse un núcleo de ferrita se expulsa carbono y este difunde sobre la superficie y hacia el centro del grano austenítico.

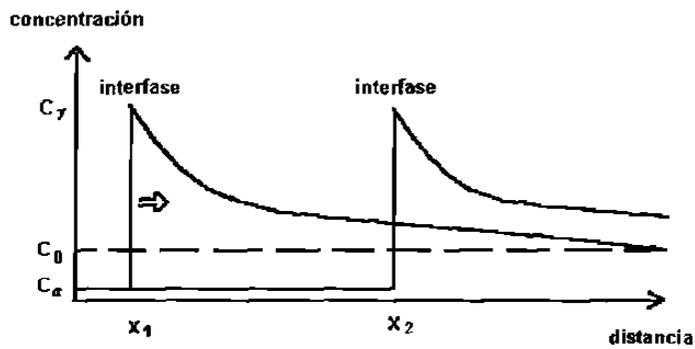


Fig.6.3.- Las gráficas muestran la consideración de interfase cuasi-estacionaria.

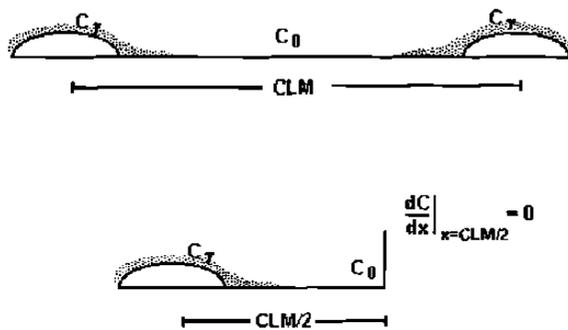


Fig.6.4.- El esquema muestra la condición a la frontera de flujo de carbono igual a cero para la mitad de la distancia entre núcleos, debido a las consideraciones simétricas hechas.

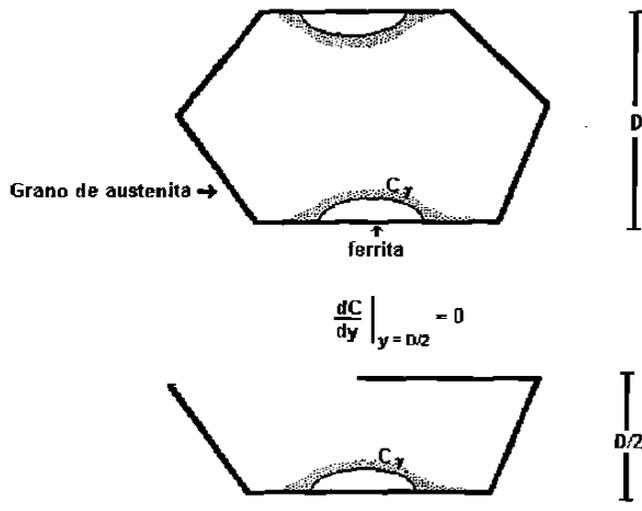


Fig.6.5.- Ilustración de la condición a la frontera de flujo neto igual a cero para la mitad del tamaño de grano austenítico.

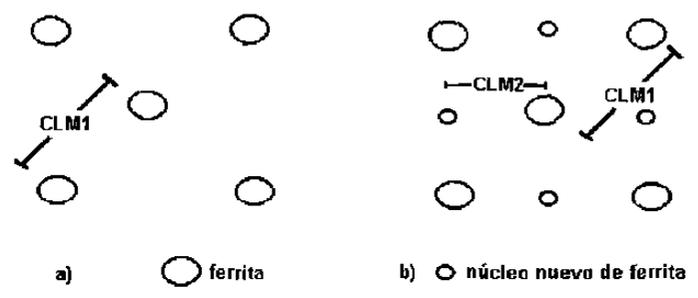


Fig.6.6.- La generación de mas núcleos hace que el camino libre medio entre ellos se reduzca.

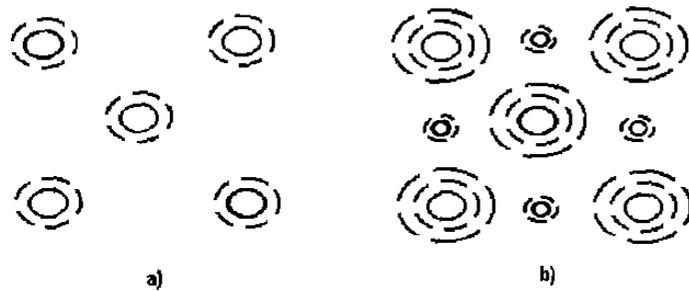


Fig.6.7.- Ilustración de la consideración de campos de difusión simétricos alrededor de los núcleos de ferrita.

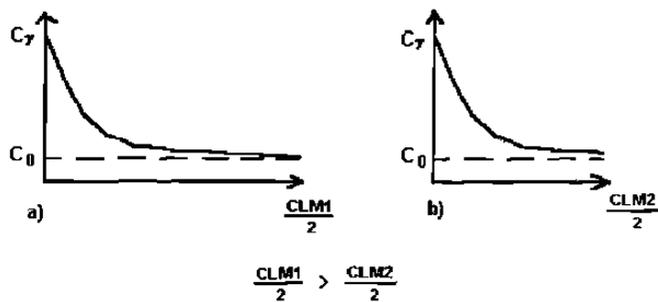
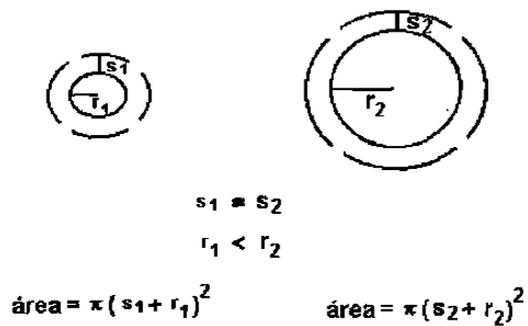


Fig.6.8.- Las gráficas muestran los campos de difusión calculados para el camino libre medio CLM1 a), utilizándolos como como condición inicial cuando se reduce la distancia a CLM2 b).



s_1, s_2 : es la distancia que el campo de difusión inhibe la nucleación.
 r_1, r_2 : es el radio de los núcleos generados a distinto tiempo.

Fig.6.9.- El área cubierta por núcleos generados a diferentes tiempos es diferente. Se considera que la distancia del campo de difusión es el mismo.

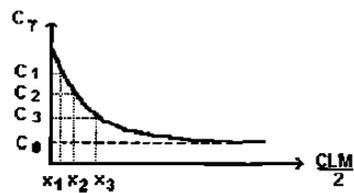


Fig.6.10.- La gráfica presenta una curva de concentración de carbono en función de la distancia de difusión.

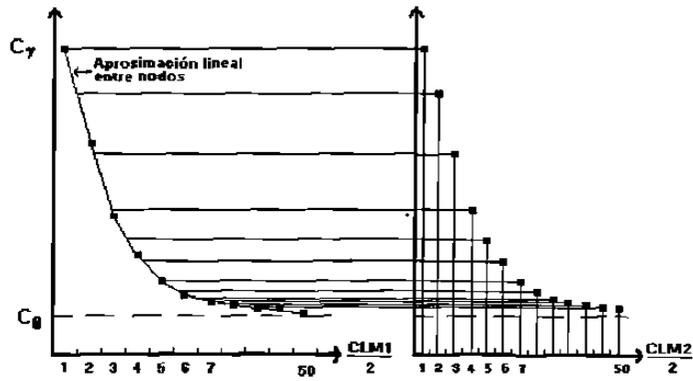


Fig.6.13a.- Las gráficas muestran la aproximación lineal entre nodo y nodo para velocidades de enfriamiento lentas.

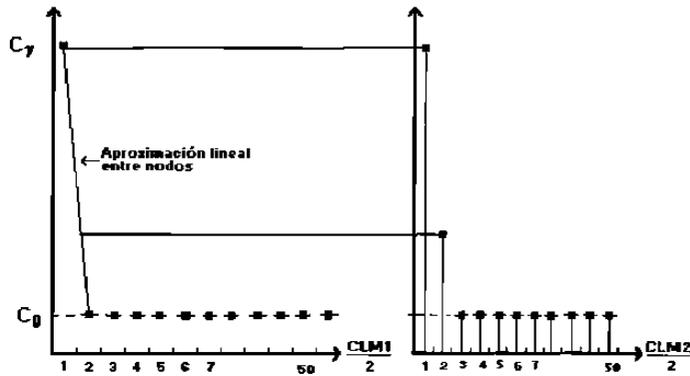


Fig.6.13b.- En estas gráficas se presenta la aproximación lineal entre nodo y nodo para velocidades de enfriamiento rápidas.

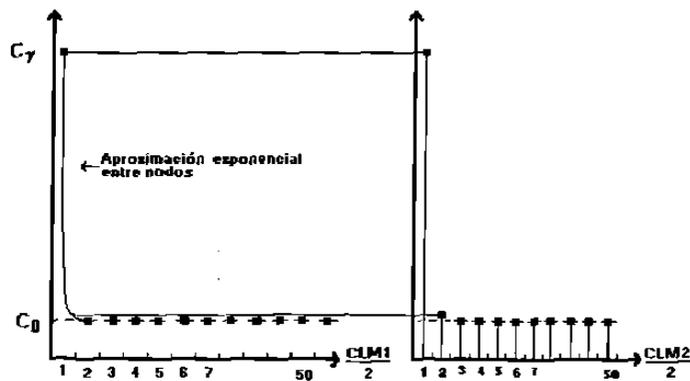
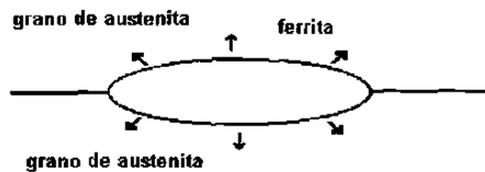


Fig.6.14.- Las gráficas muestran el ajuste exponencial entre nodo y nodo que se utilizó para velocidades de enfriamiento lentas y rápidas.

a) frontera completamente móvil



b) frontera inmóvil

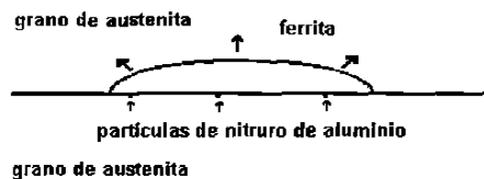


Fig.6.15.- En este esquema se presentan las consideraciones de frontera móvil para aceros efervescentes y frontera inmóvil para los aceros calmados.

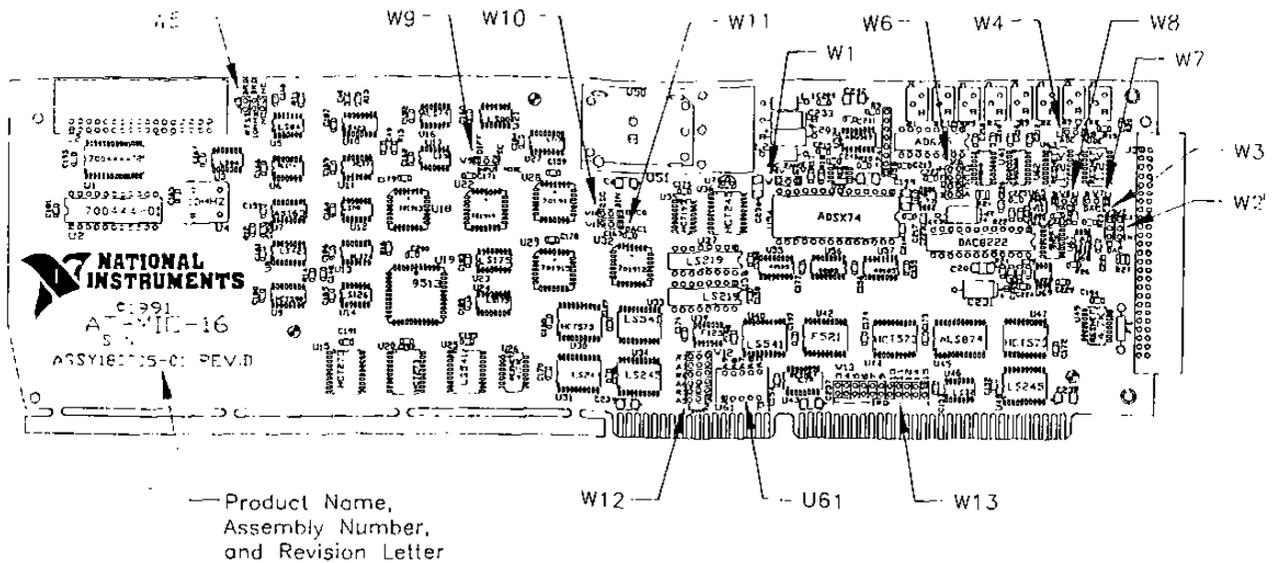


Fig.7.1.- Tarjeta que registra el voltaje alimentado por las interfases y lo transforma a señales digitales.

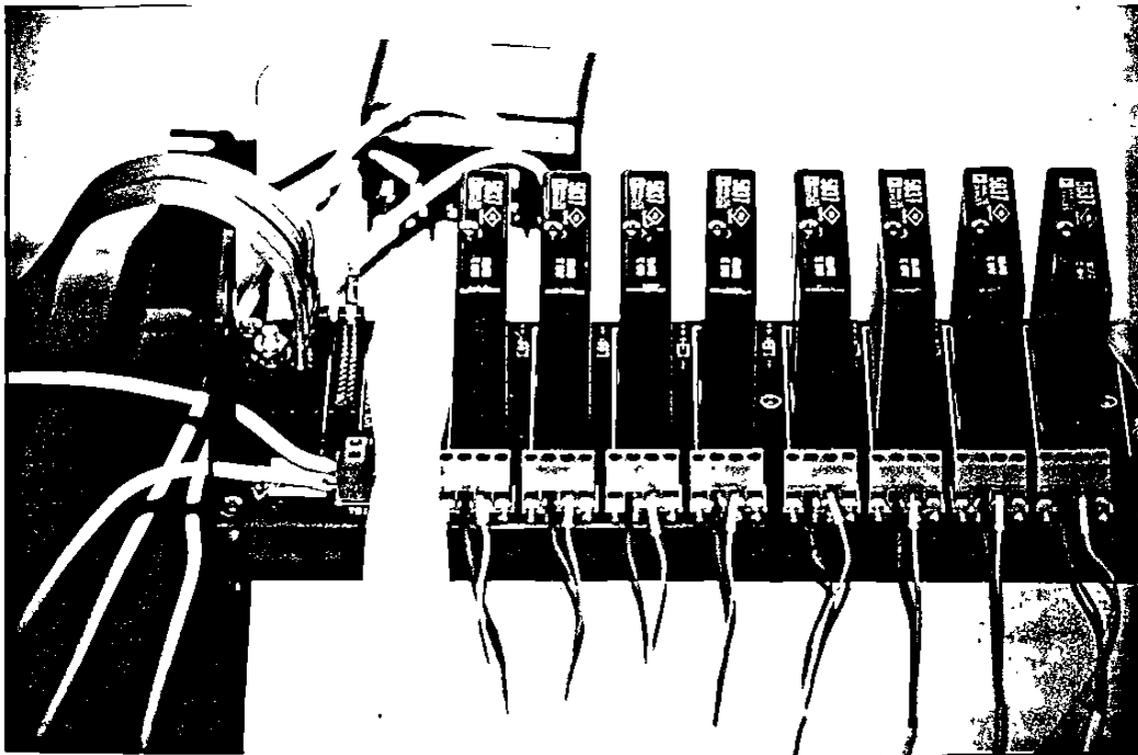


Fig.7.2.- Interfases que convierten la fuerza electromotriz de los termopares a señales entre 0 y 5 volts.

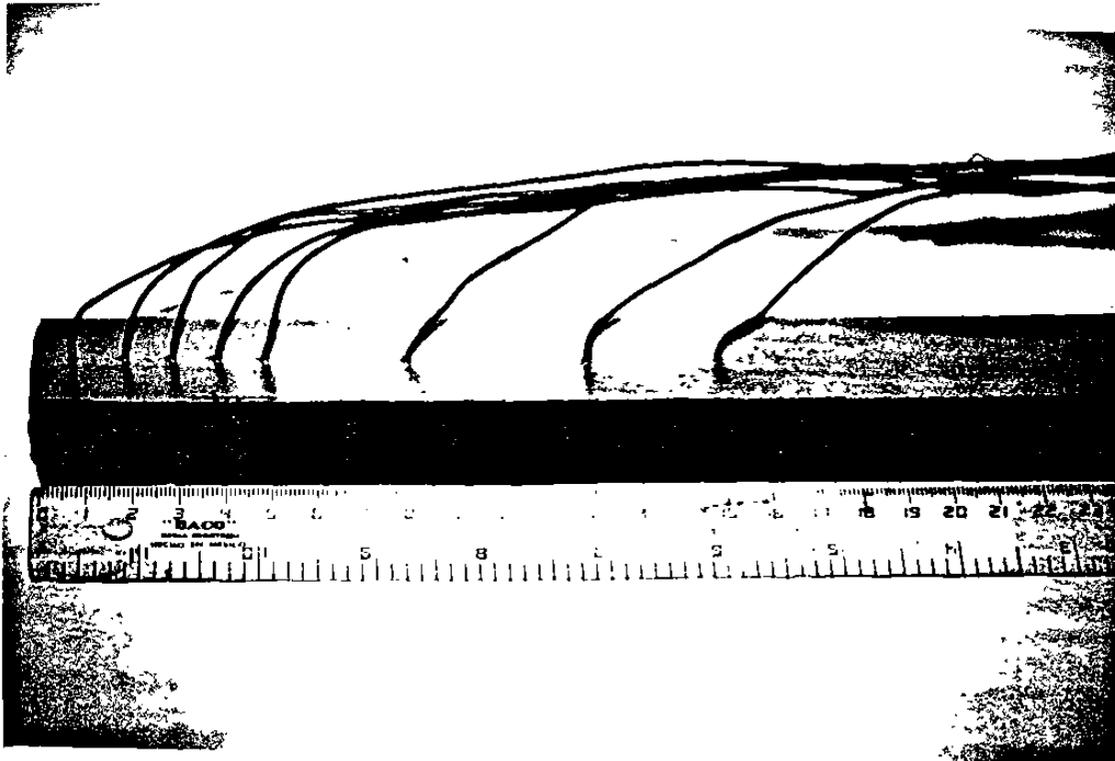


Fig.7.3.- Termopares introducidos en diferentes posiciones de la muestra.



Fig.7.4.- Los termopares son conectados a las interfases y estas llevan la señal a la tarjeta en la computadora.



Fig.7.5.- Introducción de la muestra a la mufla que se encontraba a la temperatura de austenizado deseada.

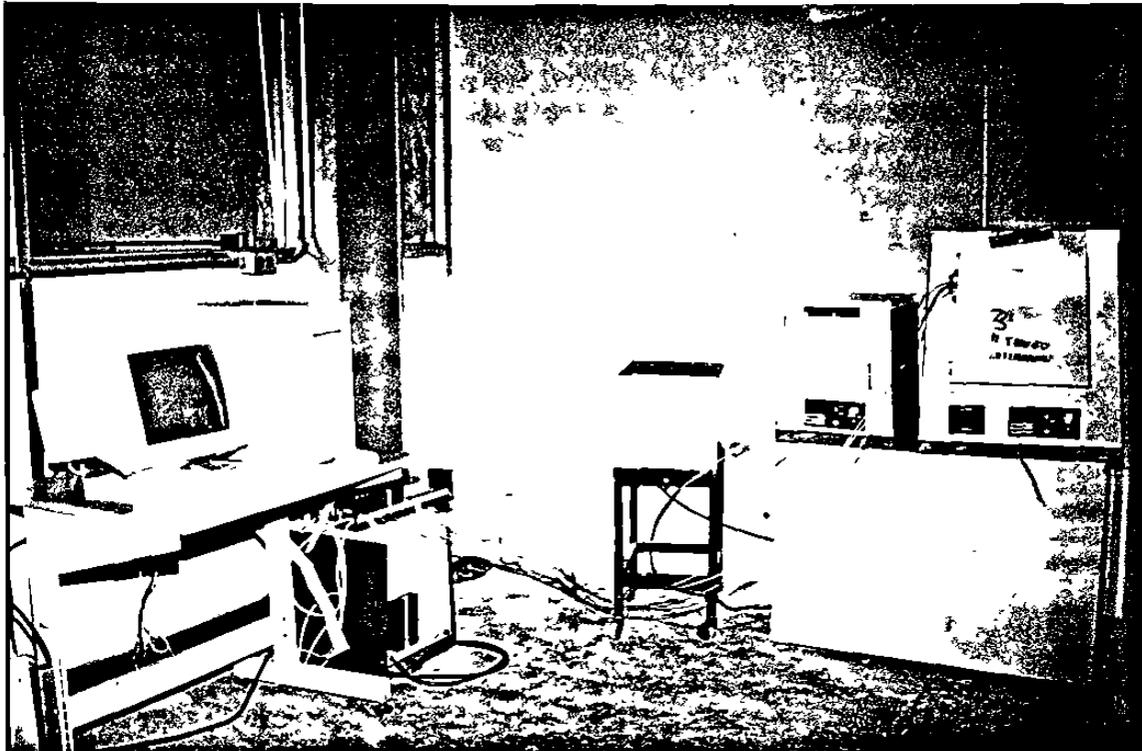


Fig.7.6.- Instalación completa del equipo utilizado para realizar la experimentación en el laboratorio.

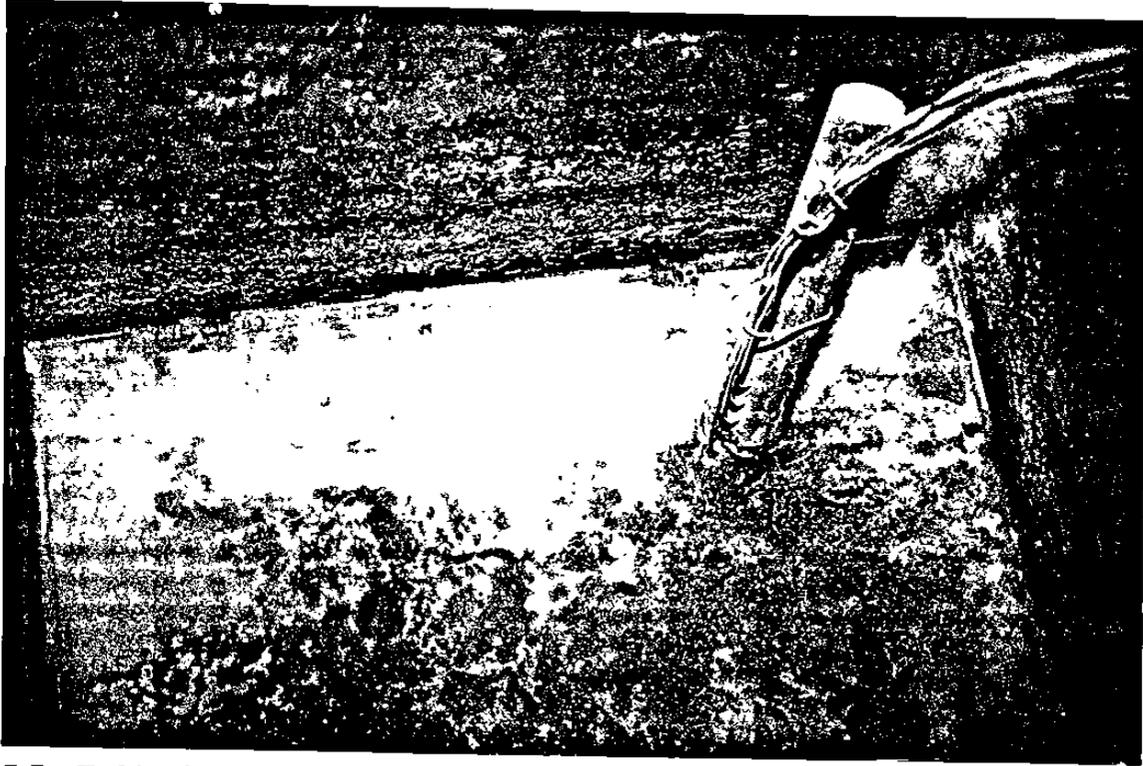


Fig.7.7.- Enfriamiento direccional de la muestra al sumergir un extremo en el agua.

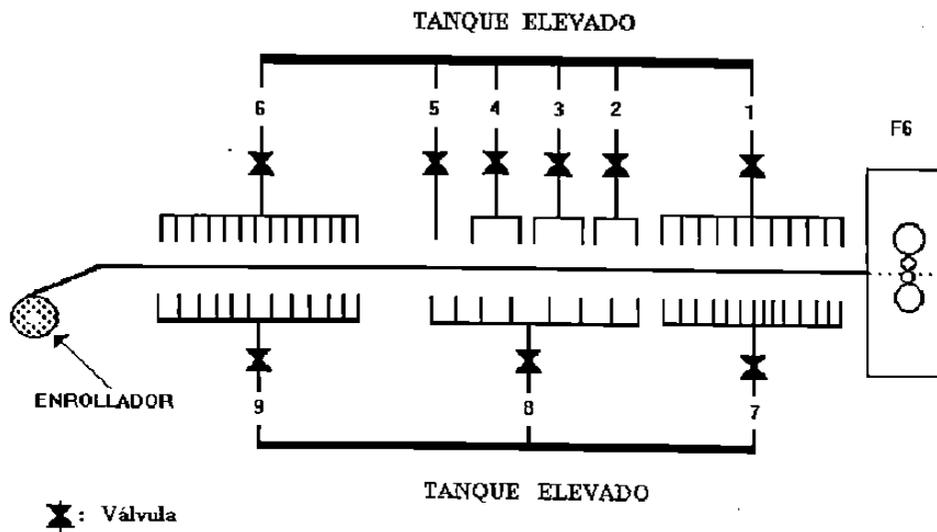


Fig.7.8.- En este esquema se muestra la mesa de enfriamiento del proceso de laminación en caliente.

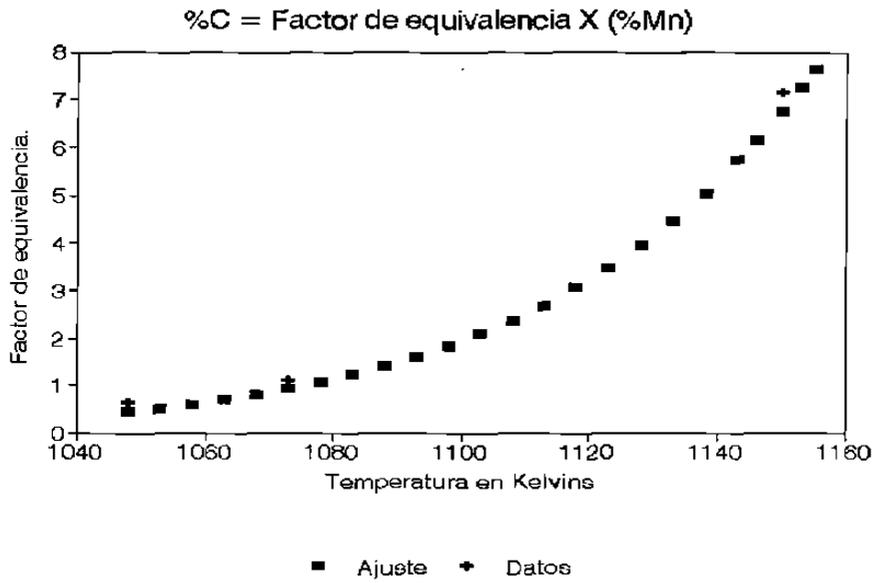


Fig.8.1.- La gráfica muestra el ajuste exponencial encontrado para los datos del factor de equivalencia en función de la temperatura.

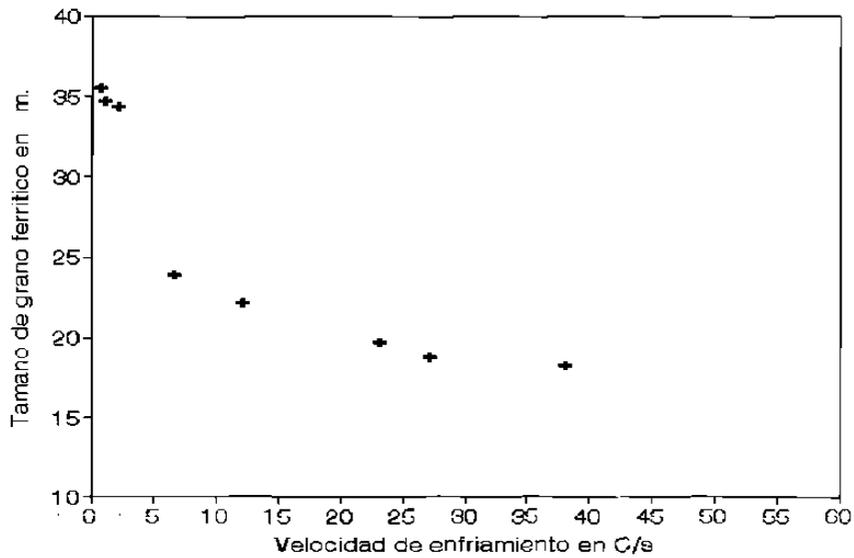


Fig.8.2.-La gráfica muestra el tamaño de grano ferrítico encontrado para el acero A en la prueba JCM_03 en función de la velocidad de enfriamiento.

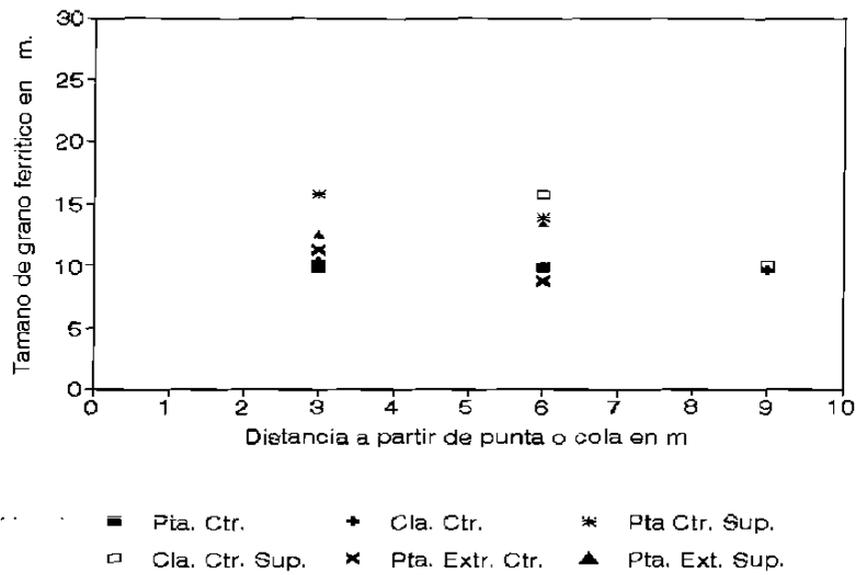


Fig.8.5.- Tamaño de grano ferrítico encontrado para un rollo de acero 1131 en función de la longitud de la lámina y de la posición de la muestra.

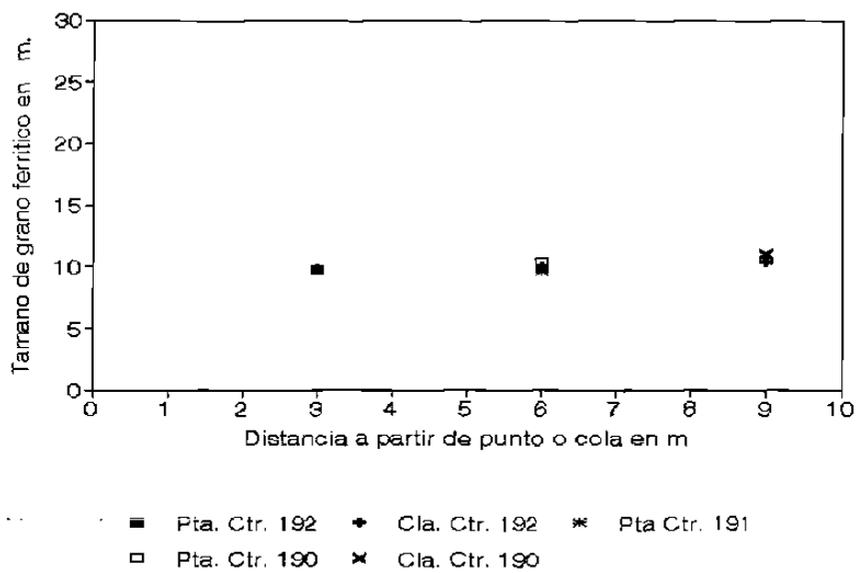


Fig.8.6.- Tamaño de grano ferrítico encontrado en varios rollos de acero 1131 para muestras del centro de la lámina.

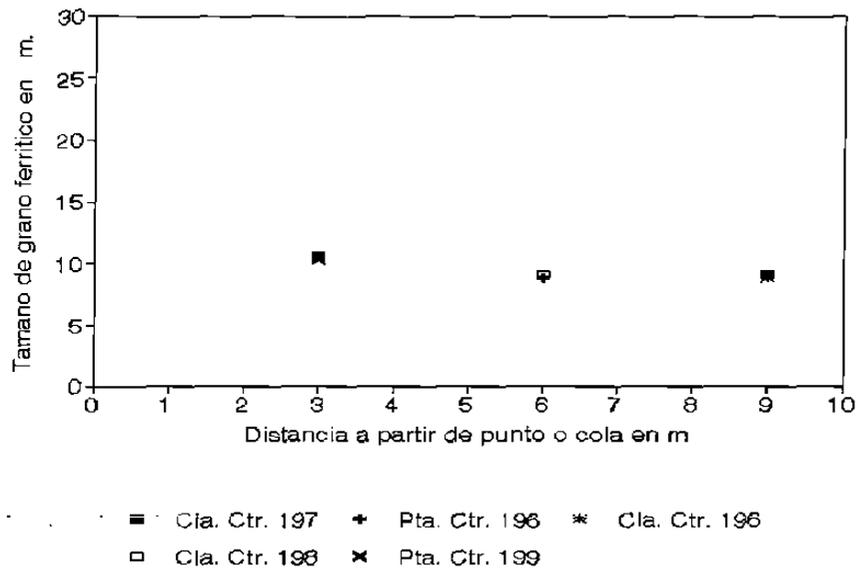


Fig.8.7.- Tamaño de grano ferrítico encontrado para varios rollos de acero 1171 en muestras tomadas del centro de la lámina.

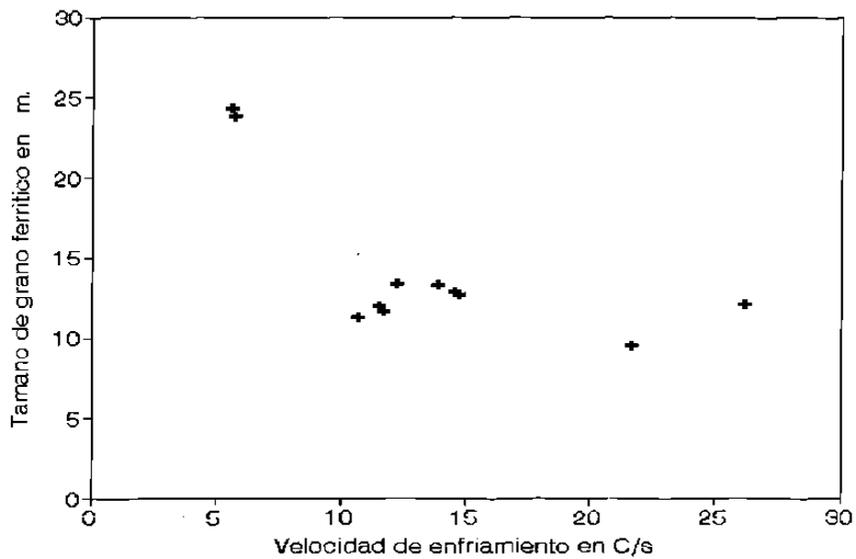


Fig.8.8.- Tamaños de grano ferríticos encontrados en la experimentación realizada abriendo y cerrando válvulas en la mesa de enfriamiento.

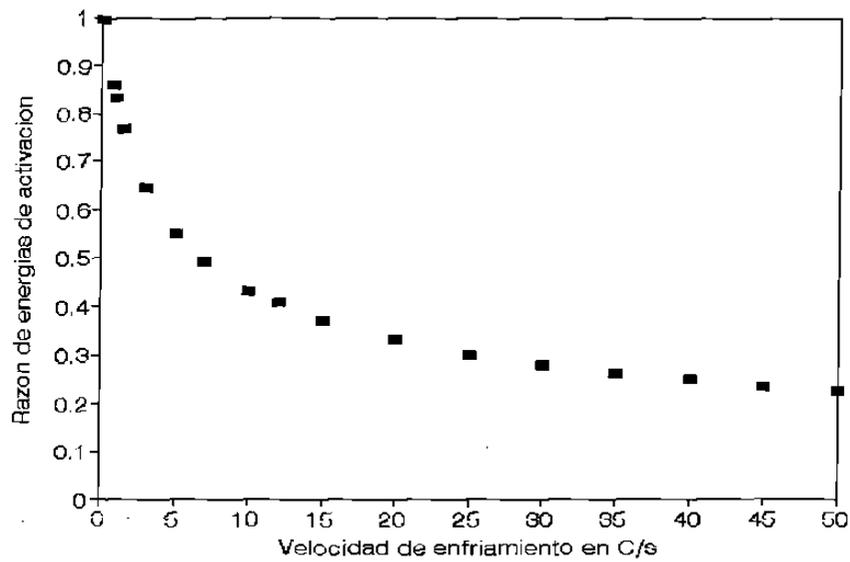


Fig.8.9.- La gráfica presenta el valor obtenido de la razón de energías de activación ($\Delta G^*_{\infty} / \Delta G^*_{\alpha}$), Ec.(8.2).

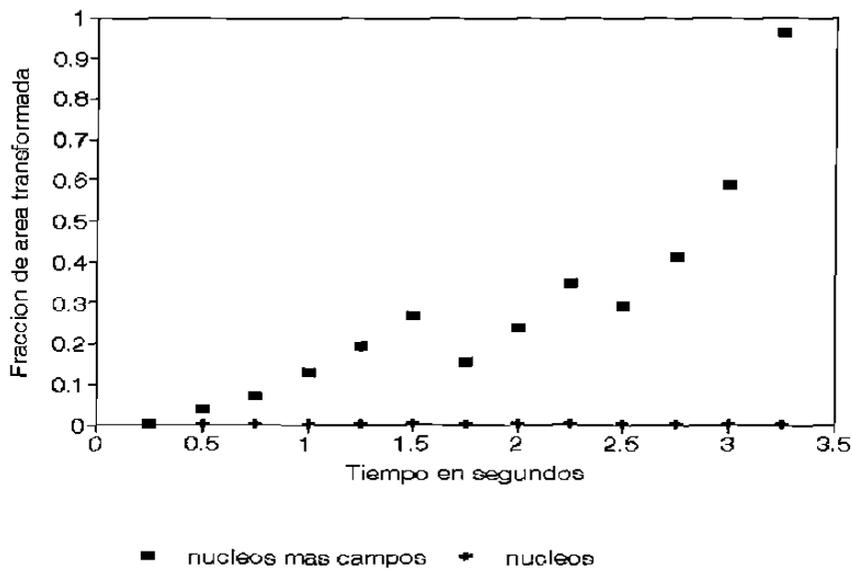


Fig.8.10.- La gráfica muestra la fracción de área cubierta por los núcleos y campos para el acero A, con un t.g.a. de $120 \mu\text{m}$ y a $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

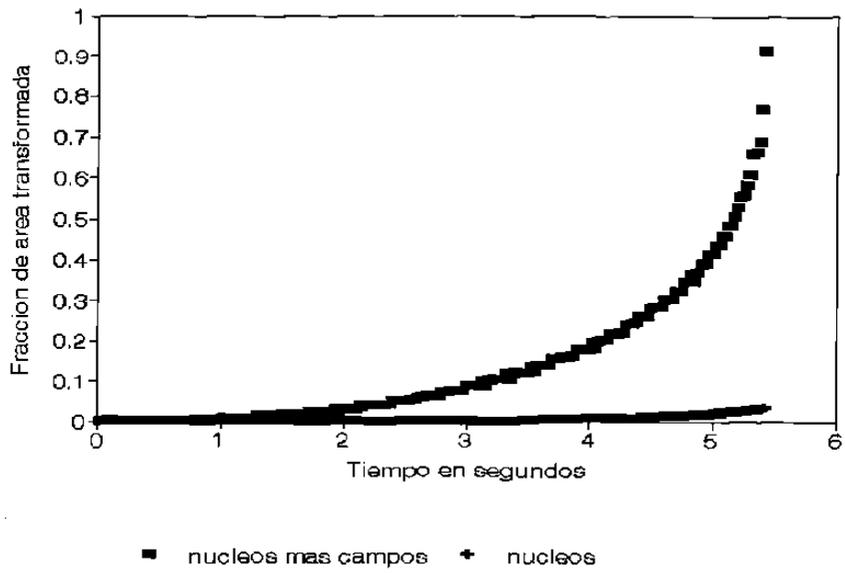


Fig.8.11.- Fracción de área cubierta por los núcleos y campos para el acero A, con un t.g.a. de $120 \mu\text{m}$ y $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

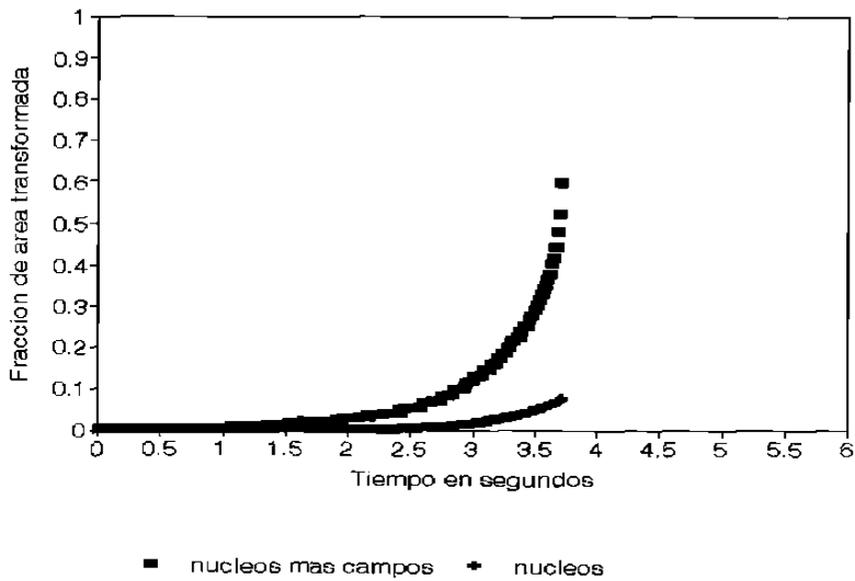


Fig.8.12.- Fracción de área cubierta por los núcleos y campos para el acero A, con un t.g.a. de $120 \mu\text{m}$ y $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

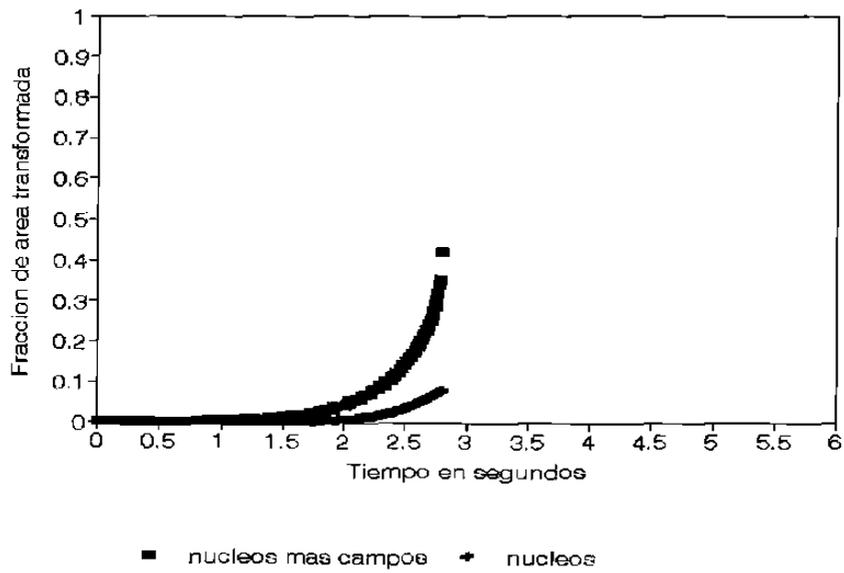


Fig.8.13.- Fracción de área cubierta por los núcleos y campos para el acero A, con un t.g.a. de $120 \mu\text{m}$ y $30 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

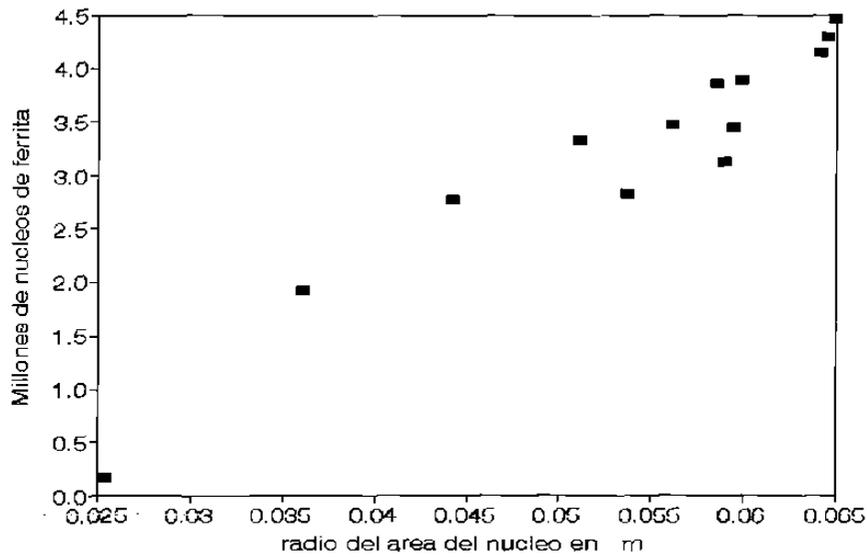


Fig.8.14.- Distribución de tamaños que tienen los núcleos al inhibirse la superficie de grano para una velocidad de $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

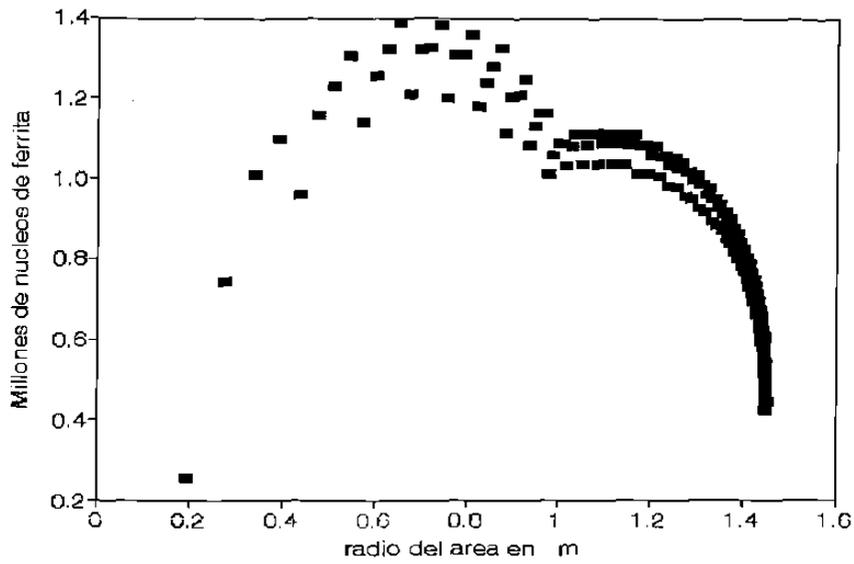


Fig. 8.15.- Distribución de tamaños de los núcleos al inhibirse la superficie de grano para una velocidad de 10 °C/s.

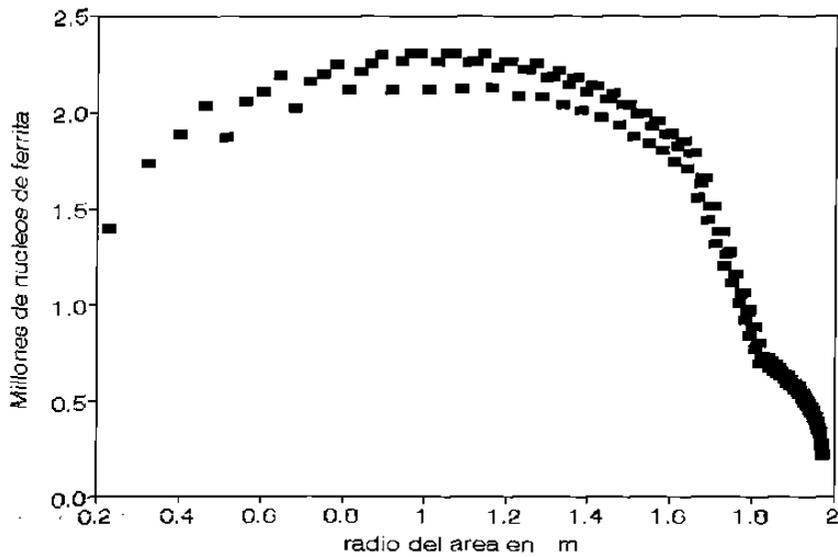


Fig. 8.16.- Distribución de tamaños de los núcleos al inhibirse la superficie de grano para una velocidad de 20 °C/s.

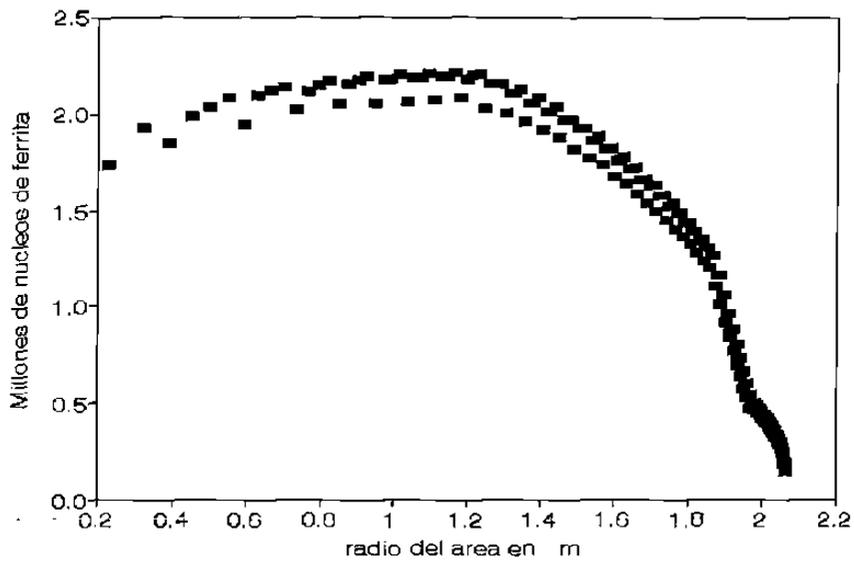


Fig. 8.17.- Distribución de tamaños de los núcleos al inhibirse la superficie de grano para una velocidad de 30 °C/s.

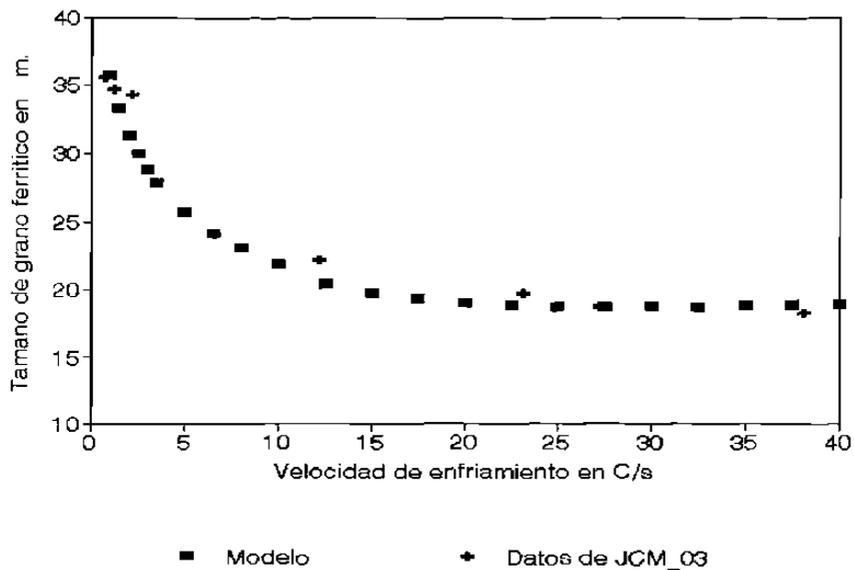


Fig. 8.18.- Tamaño de grano ferrítico calculado por el modelo y se compara con los datos del acero A con un t.g.a. de 120 μm.

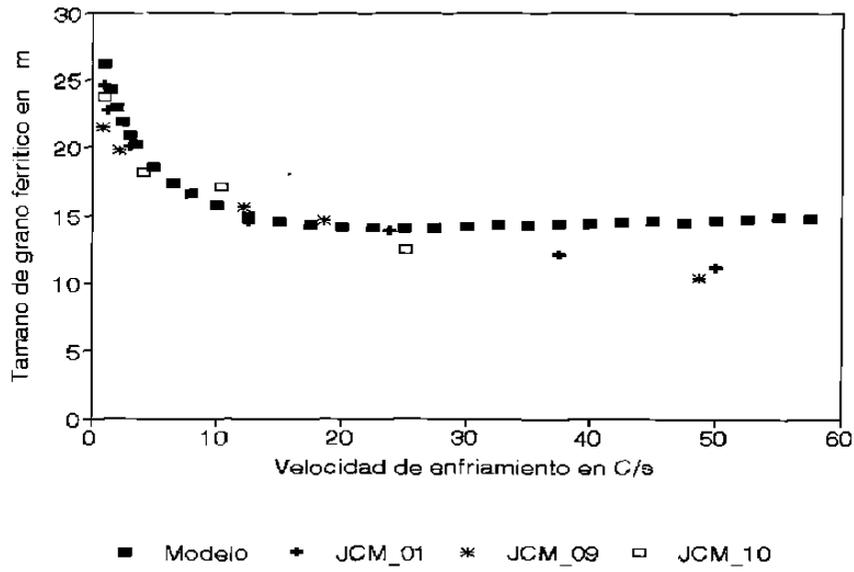


Fig.8.19.- Tamaño de grano ferrítico calculado por el modelo y se compara con los datos del acero *B* con un t.g.a. de 55 μm .

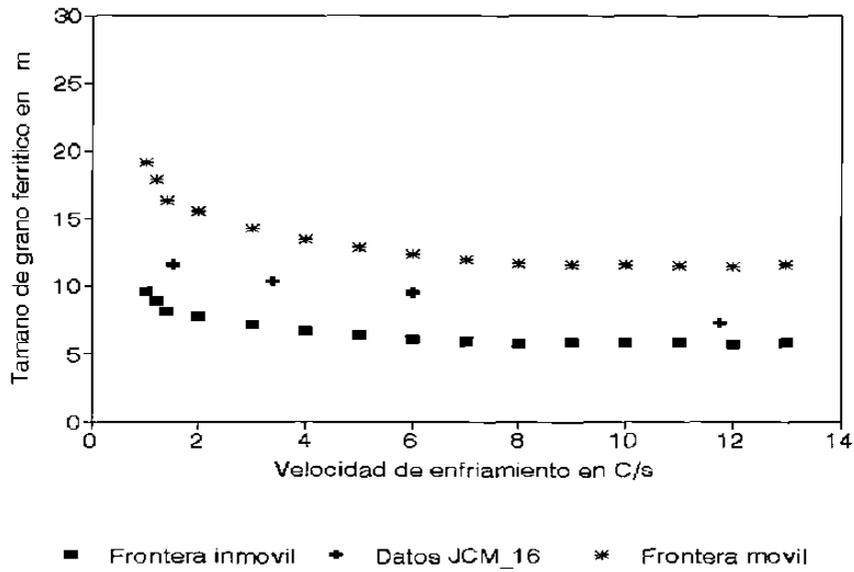


Fig.8.20.- Tamaño de grano ferrítico calculado por el modelo y se compara con los datos del acero *D* con un t.g.a. de 23 μm .

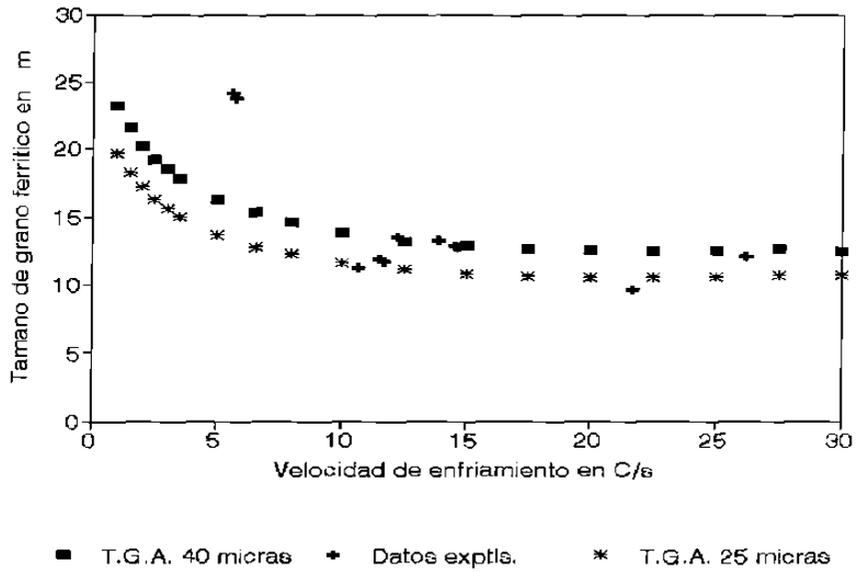


Fig.8.21.- Tamaño de grano ferrítico calculado por el modelo para un acero 1081, con t.g.a. de 25 y 40 μm , y su comparación con los datos de planta.

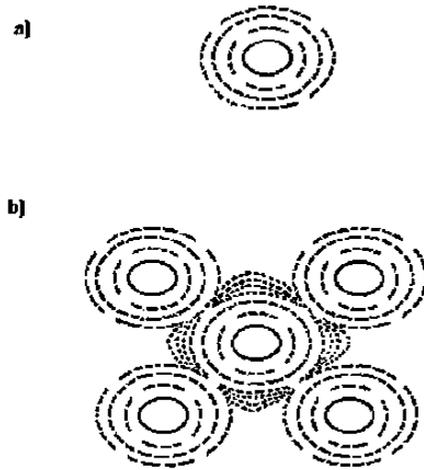


Fig.9.1.- El esquema muestra un campo de carbono circular cuando el camino libre entre núcleos es grande a). Cuando el camino se reduce los campos chocan y se distorsiona b).

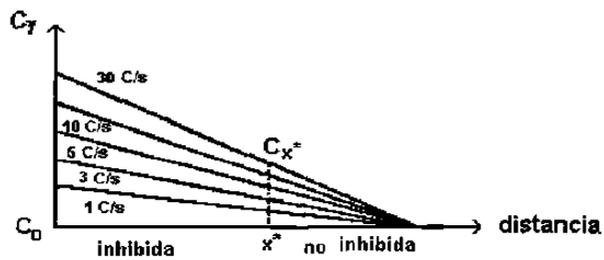


Fig.9.2.- Gráfica de concentraciones de carbono en función de la distancia de difusión para diferentes velocidades de enfriamiento.

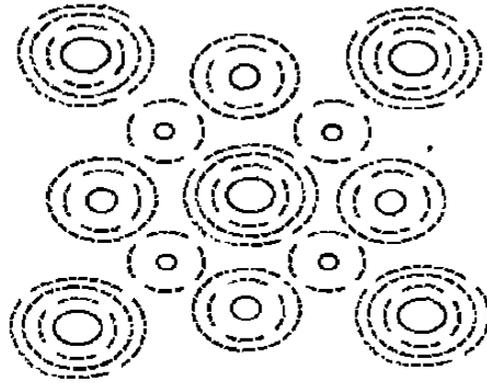


Fig.9.3.- El esquema muestra que cuando la velocidad de enfriamiento aumenta se generan una variedad de tamaños de núcleos que dejan mucho espacio entre ellos cuando chocan sus campos.

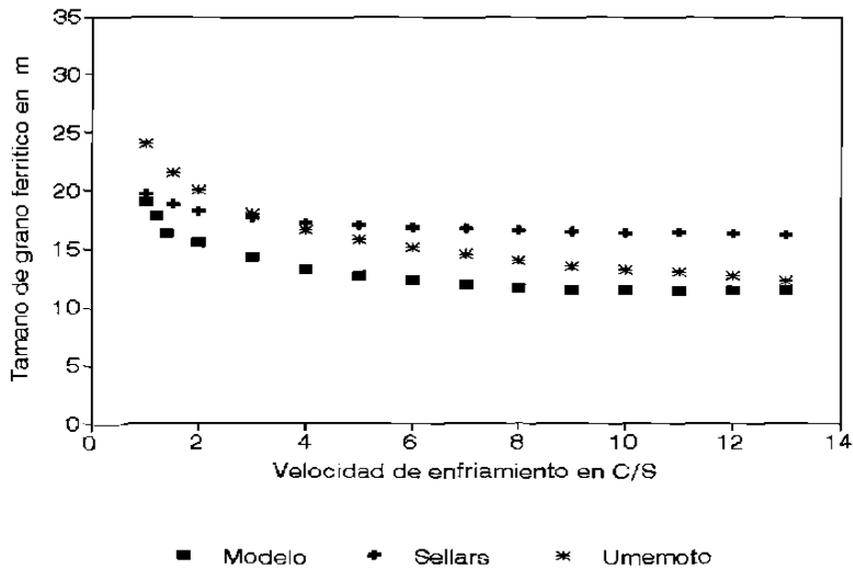


Fig.9.4.- Comparación entre los resultados del modelo y las regresiones de Sellars¹⁶³ y de Umemoto¹⁶⁰ para un acero C-Mn, T.G.A. de 23 μm .

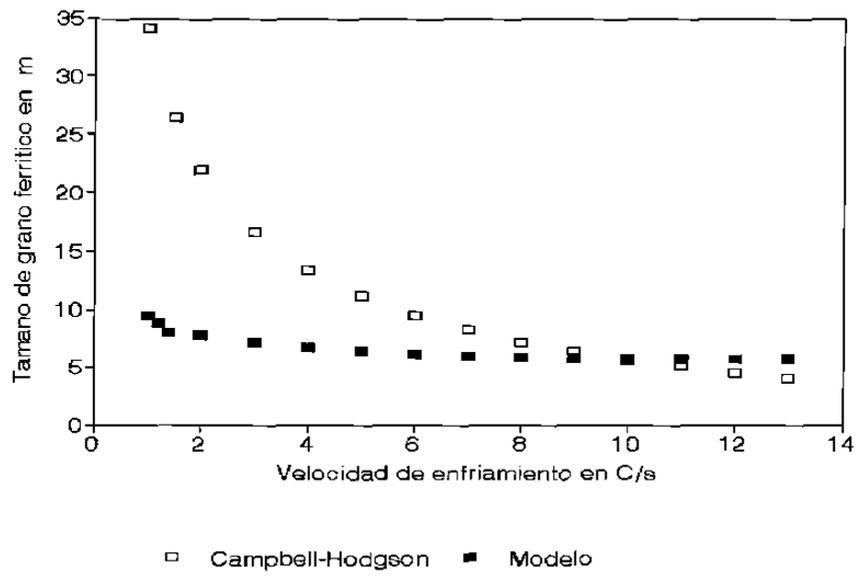


Fig.9.5.- Comparación entre los resultados del modelo (frontera inmóvil) y una regresión de Campbell y Hodgson^{166,176} para aceros calmados con Al y Si.

Tabla 4.I.- Valores de n en la ley de cinética $X=1-\exp(-\lambda t)^n$ ¹⁵⁰.

(a) Cambios polimórficos, precipitación discontinua, reacción eutectoide, crecimiento controlado por la interfase, etc.

Condiciones	n
Velocidad de nucleación incrementándose	> 4
Velocidad de nucleación constante	4
Velocidad de nucleación decreciente	3-4
Velocidad de nucleación cero (saturación de los sitios)	3
Nucleación en bordes de grano después de la saturación	2
Nucleación en superficie de grano después de la saturación	1

(b) Crecimiento controlado por la difusión (estado temprano de la reacción)

Condiciones	n
Todas las formas creciendo desde dimensiones pequeñas, incrementándose la velocidad de nucleación.	> 2.5
Todas las formas creciendo desde dimensiones pequeñas, velocidad de nucleación constante.	2.5
Todas las formas creciendo desde dimensiones pequeñas, velocidad de nucleación decreciente.	1.5-2.5
Todas las formas creciendo desde dimensiones pequeñas, velocidad de nucleación cero.	1.5
Crecimiento de partículas de volumen inicial apreciable.	1-1.5
Agujas y discos de dimensiones finitas, pequeñas en comparación con sus separaciones.	1
Engrozamiento de cilindros largos (agujas), después de un completo choque en los bordes.	1
Engrozamiento de discos grandes, después de un completo choque en los bordes.	0.5
Segregación a las dislocaciones (estado temprano).	2/3

TABLA 4.II.- Valores de las constantes de la Ec.(4.25)¹⁶⁶

	$C_{eq} < 0.35$	$C_{eq} > 0.35$
β_0	-0.4	22.6
β_1	6.37	-57.0
β_2	24.2	3.0
β_3	59.0	0.0
β_4	22.0	22.0
β_5	0.015	0.015

TABLA 4.III.- Valores de las tensiones interfaciales austenita-austenita $\sigma_{\gamma\gamma}$, y ferrita-austenita $\sigma_{\alpha\gamma}$ en función del contenido de carbono y la temperatura¹⁶⁷.

%C	Temp. °C	$\sigma_{\gamma\gamma}$ mJ/m ²	$\sigma_{\alpha\gamma}$ mJ/m ²
0.13	825	715	620
0.13	815	715	620
0.13	800	715	620
0.32	780	640	540
0.32	770	640	540
0.63	735	545	460
0.63	725	545	460

Tabla 7.I.- Composición química de los aceros con que se realizó la experimentación en el laboratorio (% en peso).

ACERO	C	Mn	P	S	Cu	Ni	Si	Cr	Al
A	0.02	0.17	0.006	0.008	0.08	0.04	0.00	0.047	0.00
B	0.04	0.21	0.012	0.028	0.09	0.04	0.00	0.053	0.00
C	0.10	0.41	0.007	0.010	0.05	0.04	0.00	0.02	0.00
D	0.17	0.71	0.019	0.017	0.06	0.03	0.14	0.02	0.021

Tabla 7.II.- Valores de las constantes de la Ec(7.4).

a_0	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5	a_6	a_7	a_8
0.227	2.42E+04	6.72E+04	2.21E+06	-8.61E+08	4.84E+10	-1.18E+12	1.39E+13	-6.34E+13

Tabla 7.III.- Pruebas realizadas en el laboratorio.

PRUEBA	ACERO	TEMPERATURA DE AUSTENITIZADO EN CENTIGRADOS	TIEMPO DE AUSTENITIZADO EN MINUTOS	TEMPERATURA DE RECOCIDO EN CENTIGRADOS	TIEMPO DE RECOCIDO EN MINUTOS
JCM_01	B	1045	25		
JCM_02	B	1045	25		
JCM_03	A	1040	25		
JCM_04	B	880	20		
JCM_05	B	880	20	600	15
JCM_06	B	880	20		
JCM_07	B	880	20	600	10
JCM_08	B	950	45		
JCM_09	B	950	45		
JCM_10	B	950	40		
JCM_11	C	970	35		
JCM_12	C	1070	55		
JCM_13	C	1050	100		
JCM_14	C	970	25		
JCM_16	D	900	35		

Tabla 7.IV.- Composición química de los aceros de planta (% en peso), nomenclatura de la empresa.

ACERO	C	Mn	P	S	Cu	Ni	Si	Al
1081	.04/.08	.18/.45	.020	.025	.15	.10	.01	.00
6076	.04/.07	.20/.32	.015	.020	.15	.10	.01	.02/.06
1131	.09/.13	.30/.45	.025	.025	.20	.10	.01	.00
1171	.13/.17	.40/.55	.025	.025	.30	.10	.01	.00

Tabla 7.V.- Rollos de acero a los que se les midió el tamaño de grano ferrítico.

ACERO	No. DE ROLLO	CALIBRE EN MILIMETROS	ANCHO EN METROS
1131	173190	5.08	1.08
1131	173191	5.08	1.08
1131	173192	5.08	1.08
1171	173196	5.33	1.08
1171	173197	5.33	1.08
1171	173198	5.33	1.08
1171	173199	5.33	1.08

Tabla 7.VI.- Temperaturas de acabado y de enrollado en las colas de las secuencias con las que se experimentó.

ACERO	No. DE ROLLO	TEMPERATURA DE ACABADO DE COLA EN CENTIGRADOS	TEMPERATURA DE ENROLLADO DE COLA EN CENTIGRADOS
6076	292334	829	505
6076	292338	818	556
1081	292427	835	620
1081	292428	844	636
1081	292429	830	744
1081	292430	835	752
1081	292431	831	678
1081	292432	868	713
1081	292433	868	707
1081	292434	864	711
1081	292435	872	680
1081	292436	870	686

Tabla 7.VII.- Velocidad de giro de los rodillos del último castillo para las secuencias con que se experimento y su transformación a velocidad lineal de la lámina.

SECUENCIA	VELOCIDAD DE GIRO EN (RPM)	VELOCIDAD LINEAL EN (METROS/SEGUNDO)
292334	336.55	7.96
292338	344.26	8.14
292427	287.39	6.75
292428	283.97	6.66
292429	279.64	6.56
292430	281.37	6.60
292431	292.62	6.87
292432	317.96	7.41
292433	320.66	7.47
292434	318.85	7.43
292435	320.66	7.47
292436	319.68	7.45

Tabla 7.VIII.- Diámetros de los rodillos del último castillo en las secuencias donde se realizó experimentación de abrir y cerrar bancos de agua de la mesa de enfriamiento.

Rodillo	Diámetro (cms)	Sec. inicial	Sec. final
4L33654	47.50	292257	292385
4L33916	47.50	292257	292385
4L33794	47.13	292386	292431
4L33795	47.13	292386	292431
4L33741	47.79	292432	292492
4L33742	47.79	292432	292492

Tabla 7.IX.- Bancos de válvulas abiertas y cerradas en la experimentación en planta.

CALIBRE EN mm	NUMERO DE SECUENCIA	1er BANCO SUPERIOR	2do BANCO SUPERIOR	3er BANCO SUPERIOR	1er BANCO INFERIOR	2do BANCO INFERIOR	3er BANCO INFERIOR
2.16	292334	ABIERTO	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO	CERRADO	CERRADO
2.16	292338	CERRADO	CERRADO	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO	ABIERTO
3	292427 292428	ABIERTO	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO	CERRADO	CERRADO
3	292429 292430	CERRADO	CERRADO	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO	ABIERTO
3	292431 292432	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO
3	292433 292434	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO
3	292435 292436	ABIERTO	CERRADO	ABIERTO	ABIERTO	CERRADO	ABIERTO

Tabla 8.I.- Temperaturas del inicio de la transformación de austenita a ferrita, de austenita a perlita y de precipitación de carburos, para los diferentes aceros con los que se experimentó en el laboratorio.

ACERO	VELOCIDAD INSTANTANEA EN C/S	TEMPERATURA DE TRANSFORMACION EN CENTIGRADOS.
A	FERRITA: -1.7 CARBUROS: -1.1	FERRITA: 877 CARBUROS: 790
A	FERRITA: -2.2	FERRITA: 877
A	FERRITA: -5.8	FERRITA: 877
B	FERRITA: -1.4 CARBUROS: -1.1	FERRITA: 877 CARBUROS: 790
B	FERRITA: -2.3	FERRITA: 877
B	FERRITA: -27.7	FERRITA: 877
B	FERRITA: -41.7	FERRITA: 877
C	FERRITA: -1.3 PERLITA: -1.0	FERRITA: 800 PERLITA: 700
D	FERRITA: -1.1 PERLITA: -0.7	FERRITA: 775 PERLITA: 680
D	FERRITA: -1.7 PERLITA: -1.7	FERRITA: 775 PERLITA: 675
D	FERRITA: -3.2	FERRITA: 775
D	FERRITA: -5.6	FERRITA: 775

Tabla 8.II.- Velocidades de enfriamiento promedio en °C/s para los diferentes canales en las pruebas realizadas.

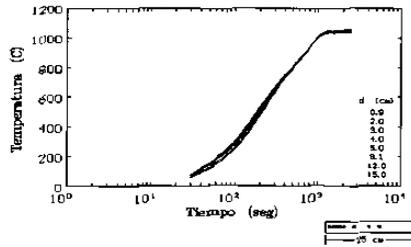
CANAL	JCM_01	JCM_03	JCM_09	JCM_10	JCM_11	JCM_13	JCM_16
7	1.0	0.7	0.97	1.0	0.8	0.6	0.7
6	1.2	1.2					
5	3.1	2.2	2.3		1.9		1.4
4	12.5	6.6		4.1	4.9		3.4
3	23.8	12.1	12.2		8.3		6
2	37.5	23.1	18.6	10.3	16.6		11.7
1	50.0	27.2			27.3		25.8
0	56.6	38.1	48.8	25.2	52		

Tabla 8.III.- Velocidades de enfriamiento para los aceros con que se experimento en planta.

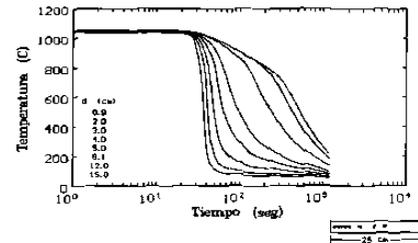
ACERO	No. DE ROLLO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN C/S
6076	292334	26.2
6076	292338	21.6
1081	292427	14.7
1081	292428	14.0
1081	292429	5.7
1081	292430	5.5
1081	292431	10.6
1081	292432	11.6
1081	292433	12.2
1081	292434	11.5
1081	292435	14.5
1081	292436	13.9

AENDICE A.- Curvas de calentamiento y enfriamiento a que fueron sujetas las muestras en las diferentes pruebas.

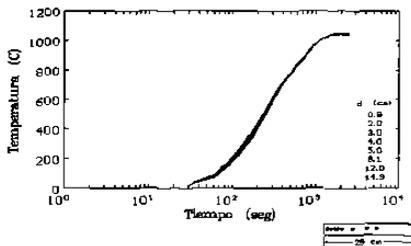
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



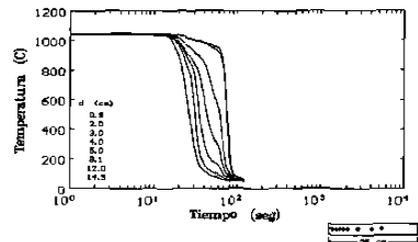
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



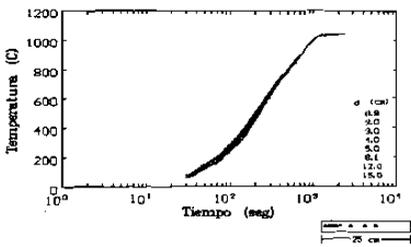
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_02.



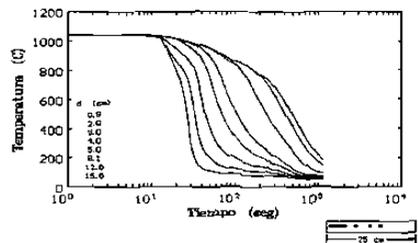
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_02.



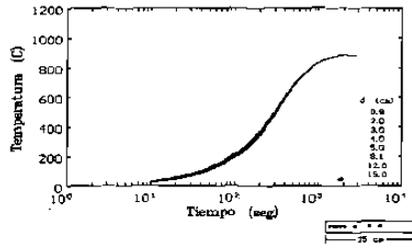
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_03.



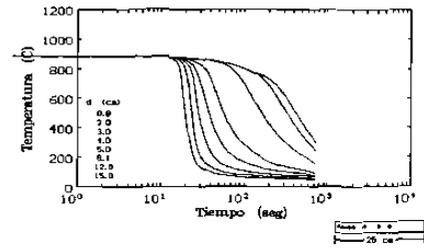
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_03.



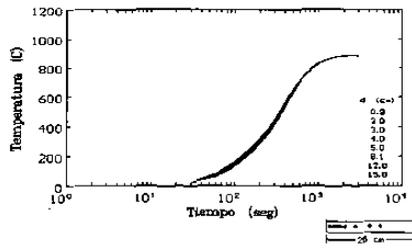
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_04.



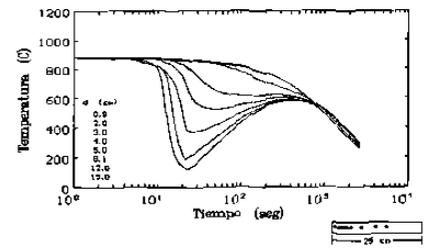
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_04.



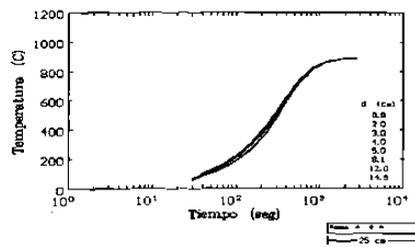
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_05.



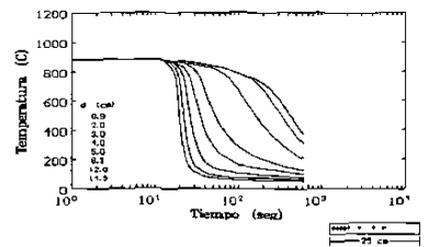
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_05.



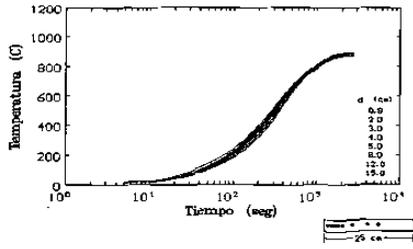
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_06.



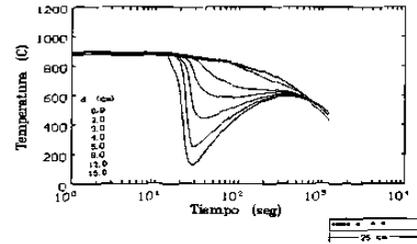
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_06.



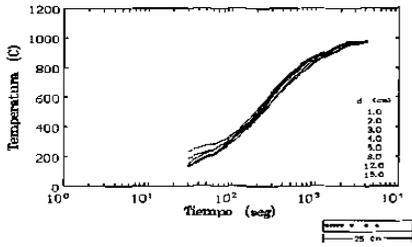
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_07.



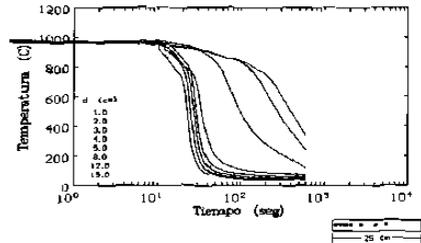
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_07.



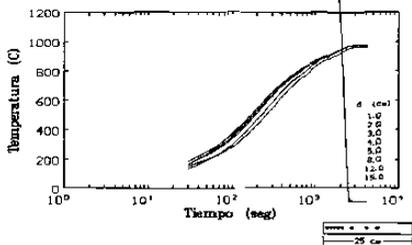
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_08.



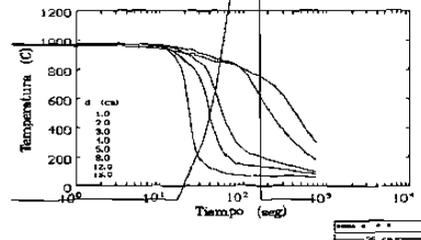
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_08.



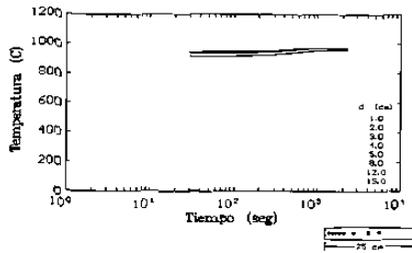
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_09.



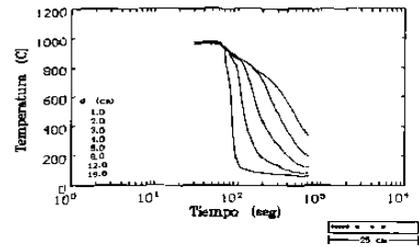
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_09.



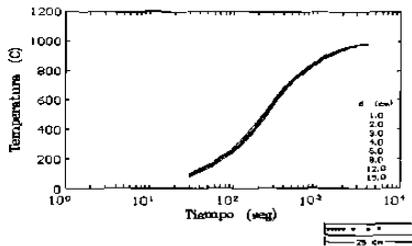
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_10.



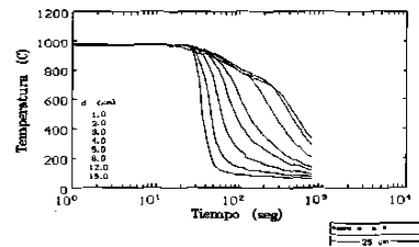
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_10.



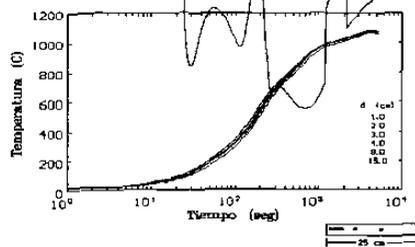
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_11.



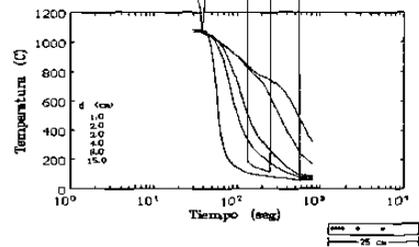
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_11.



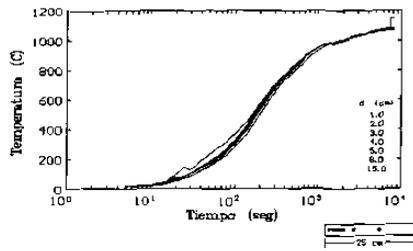
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_12.



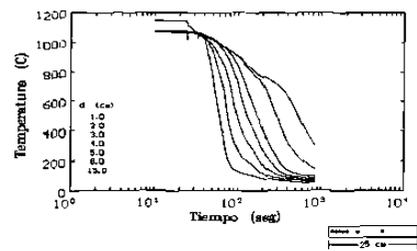
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_12.



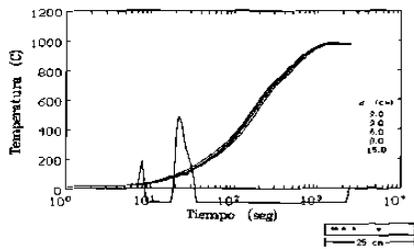
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_13.



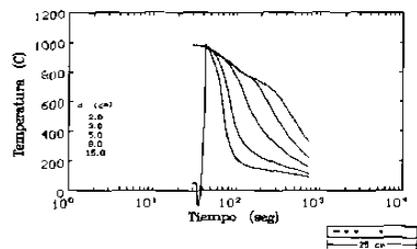
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_13.



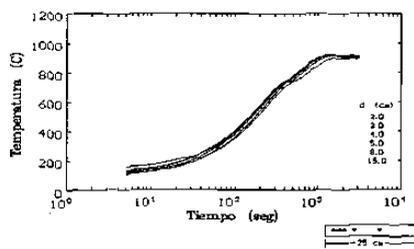
CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_14.



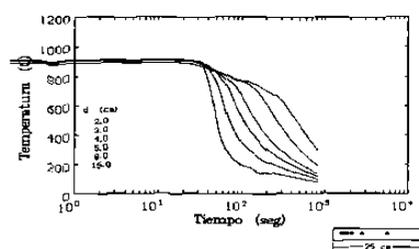
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_14.



CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.

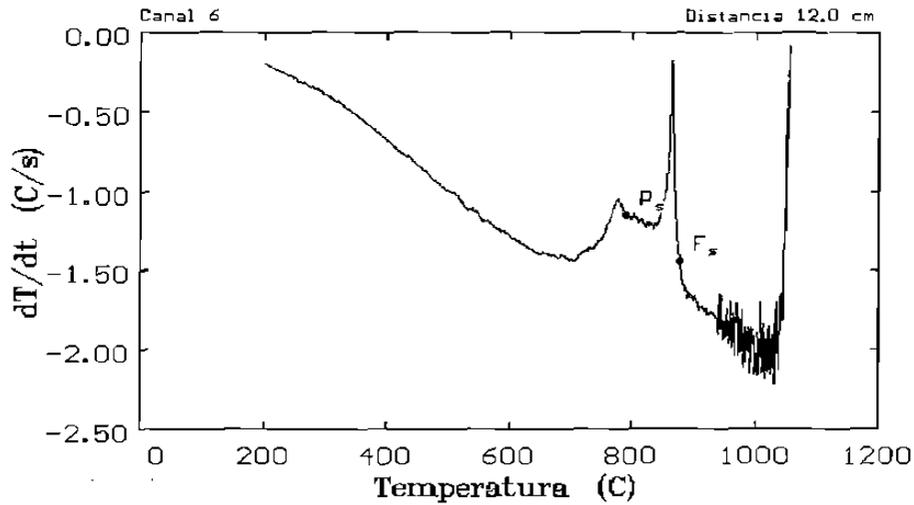


CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.



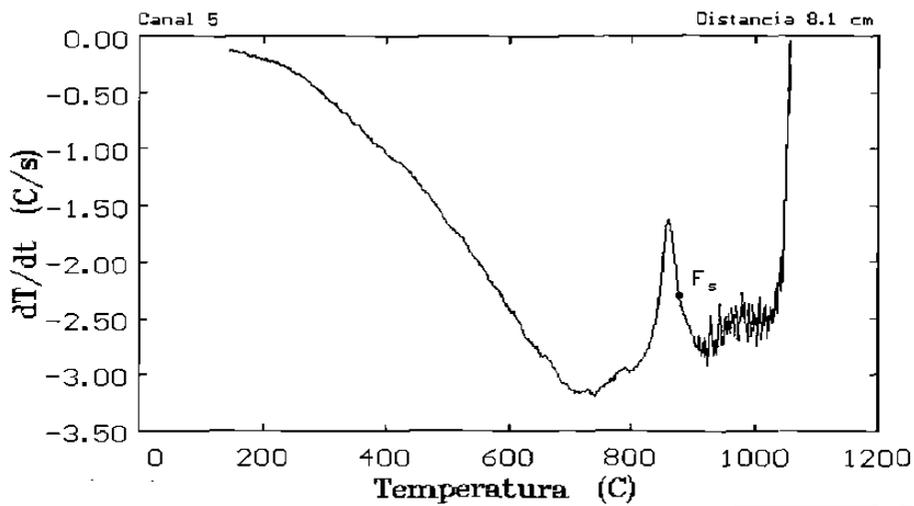
APENDICE B.- Análisis de las curvas de enfriamiento para detectar el inicio de la transformaciones ferrítica, perlítica y de precipitación de carburos.

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



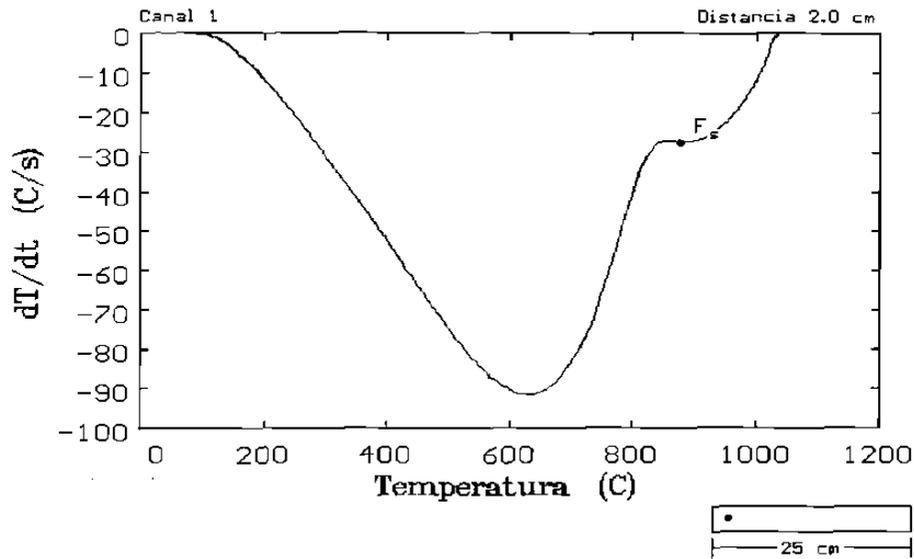
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C
Precipitación de carburos (P_s): 790 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



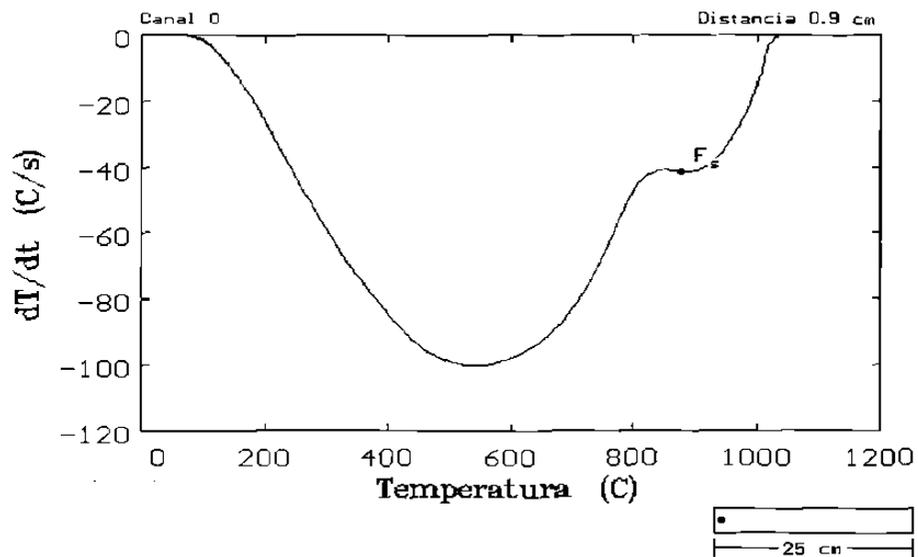
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



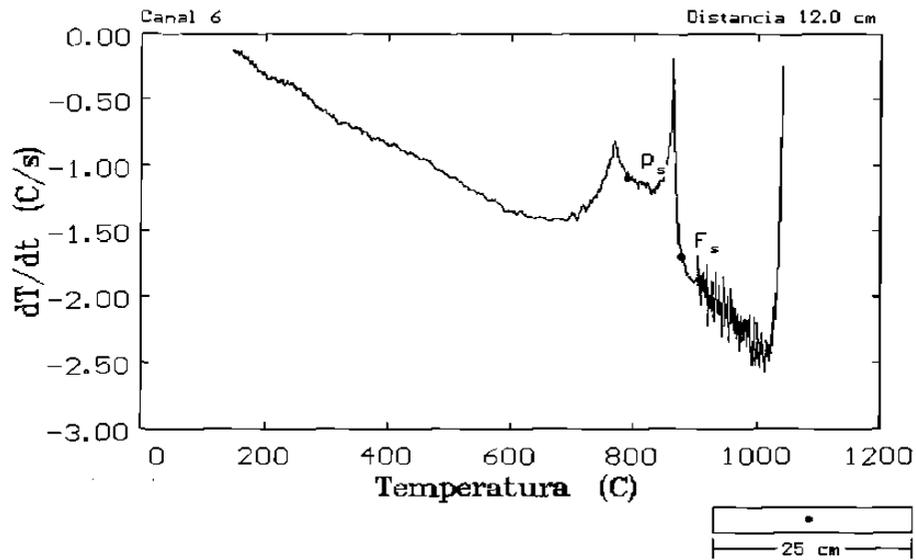
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_01.



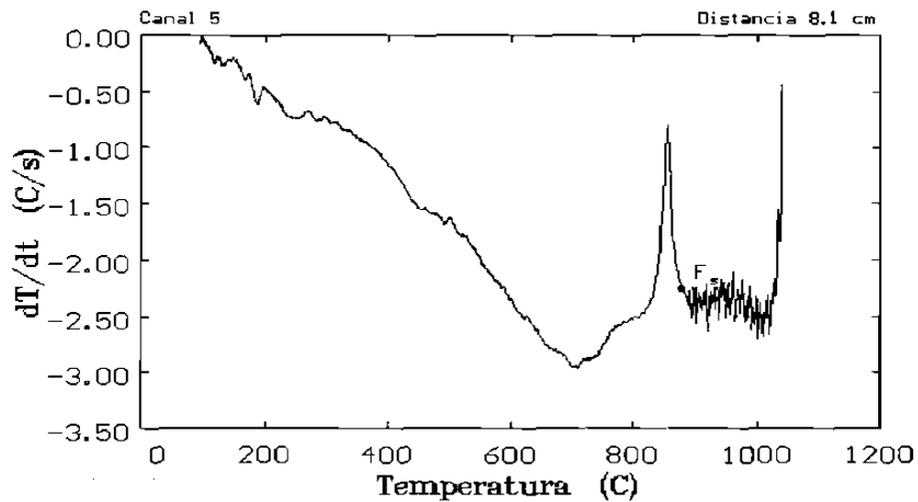
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_03.



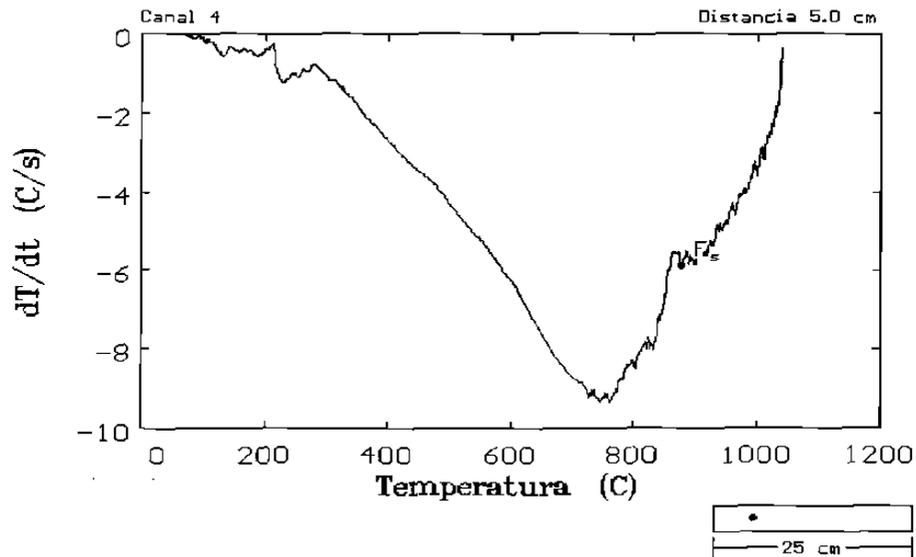
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C
Precipitación de carburos (P_s): 790 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_03.



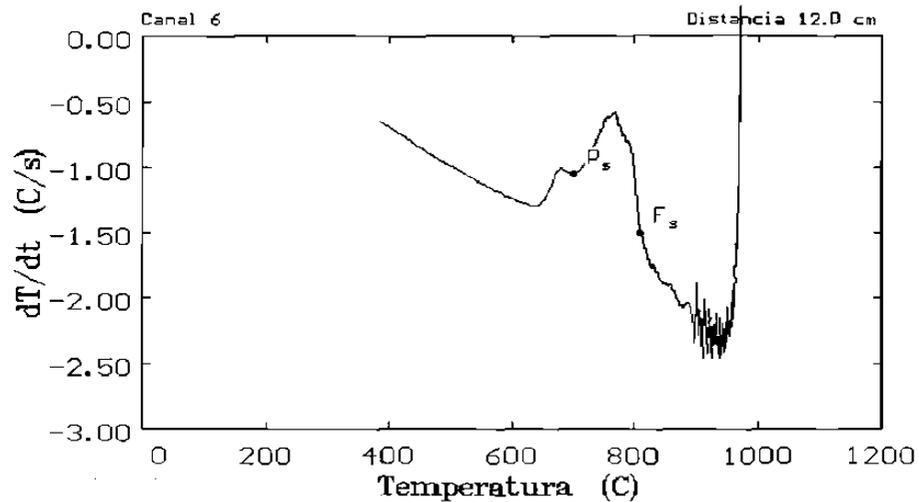
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_03.



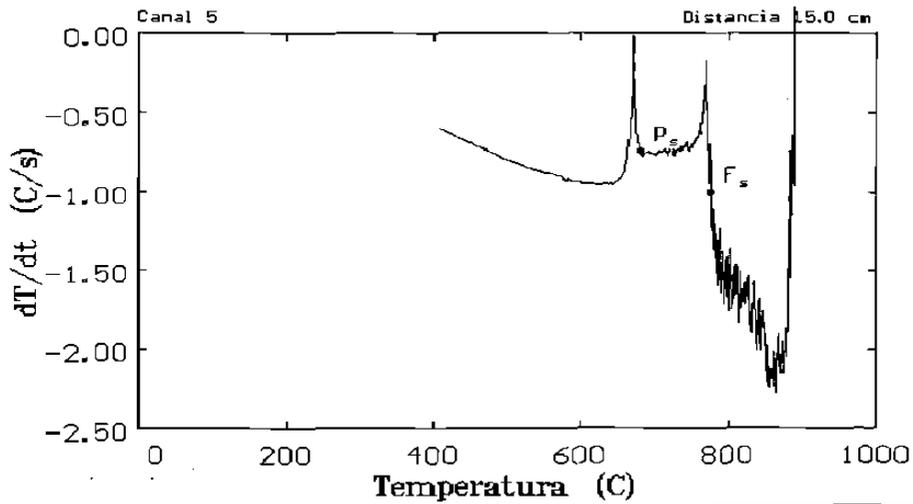
Inicio de la ferrita (F_s): 877 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_11.



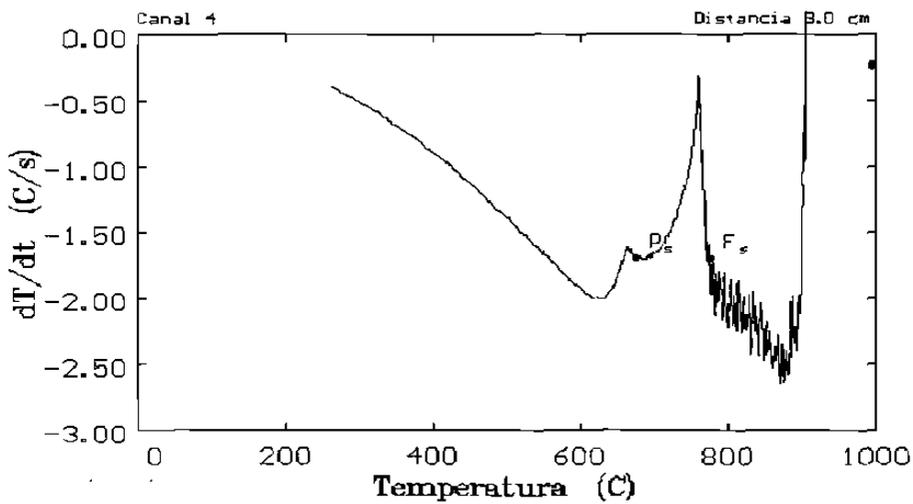
Inicio de la ferrita (F_s): 800 °C
Inicio de la perlita (P_s): 700 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.



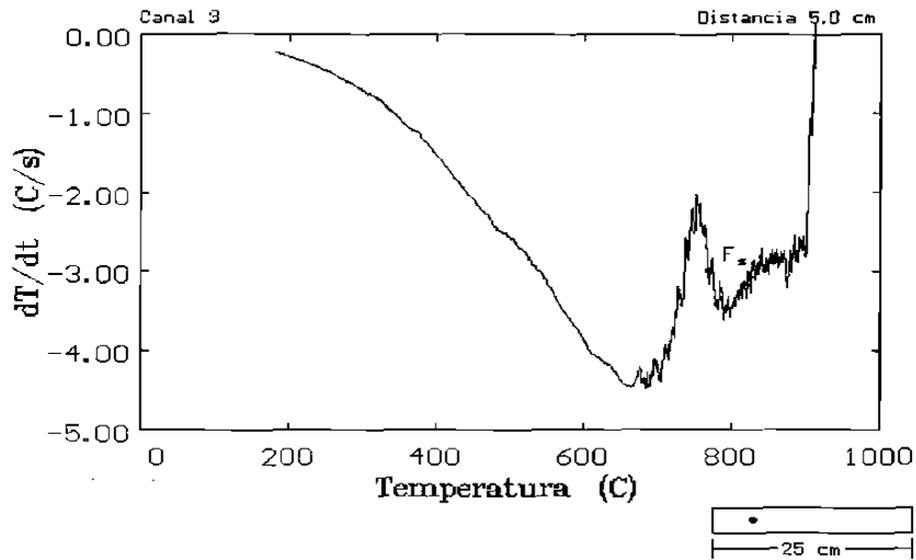
Inicio de la ferrita (F_s): 775 °C
Inicio de la perlita (P_s): 680 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.



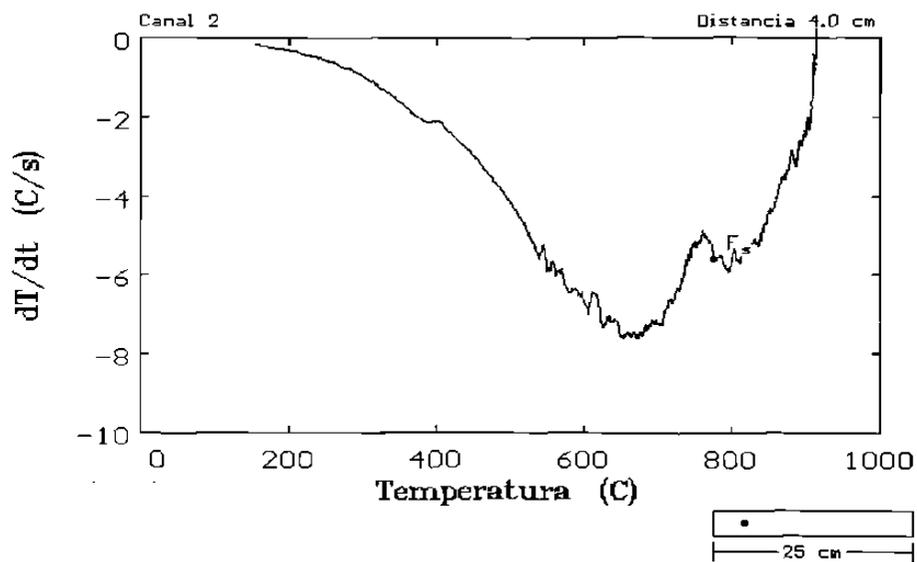
Inicio de la ferrita (F_s): 775 °C
Inicio de la perlita (P_s): 675 °C

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.



Inicio de la ferrita (F_s): 775 °C

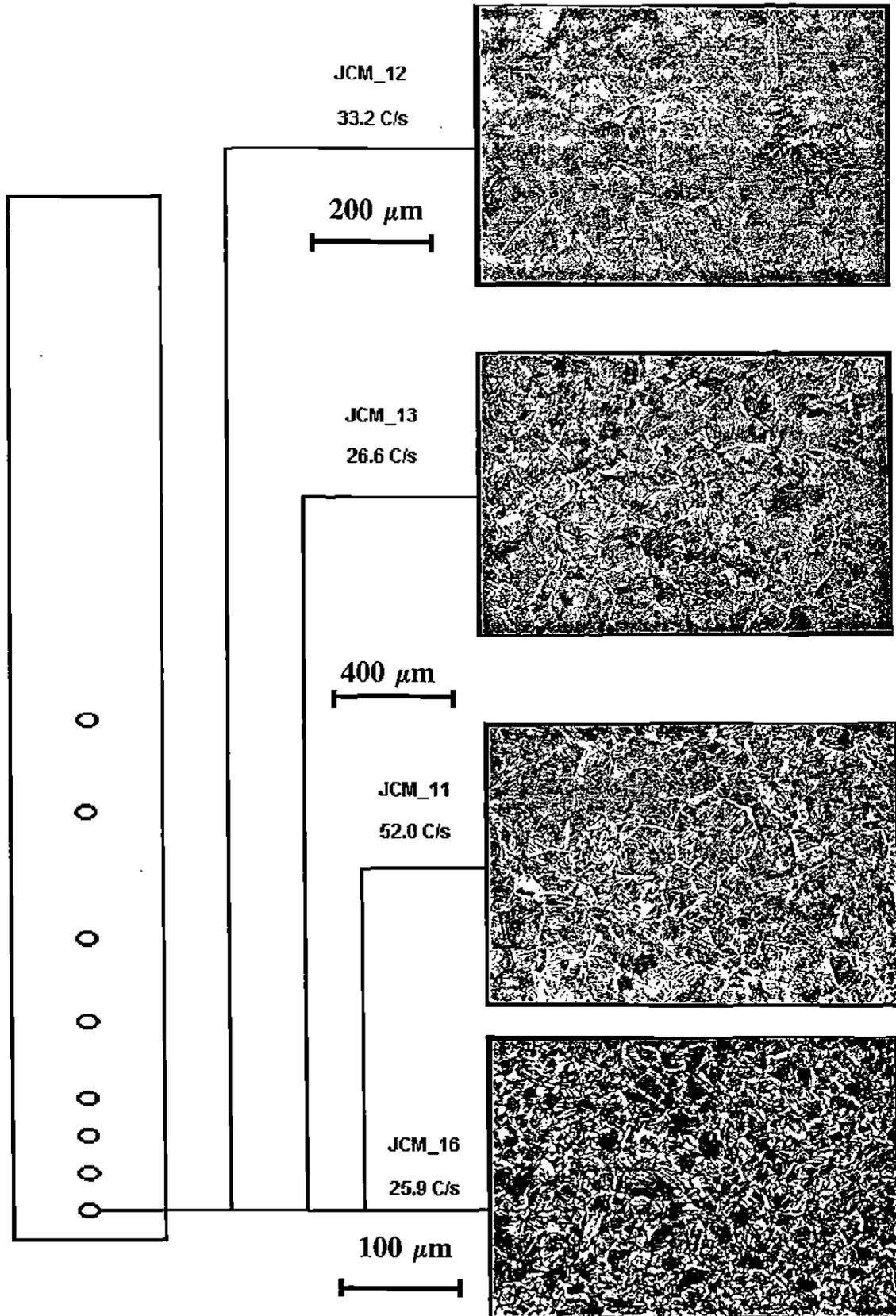
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA JCM_16.



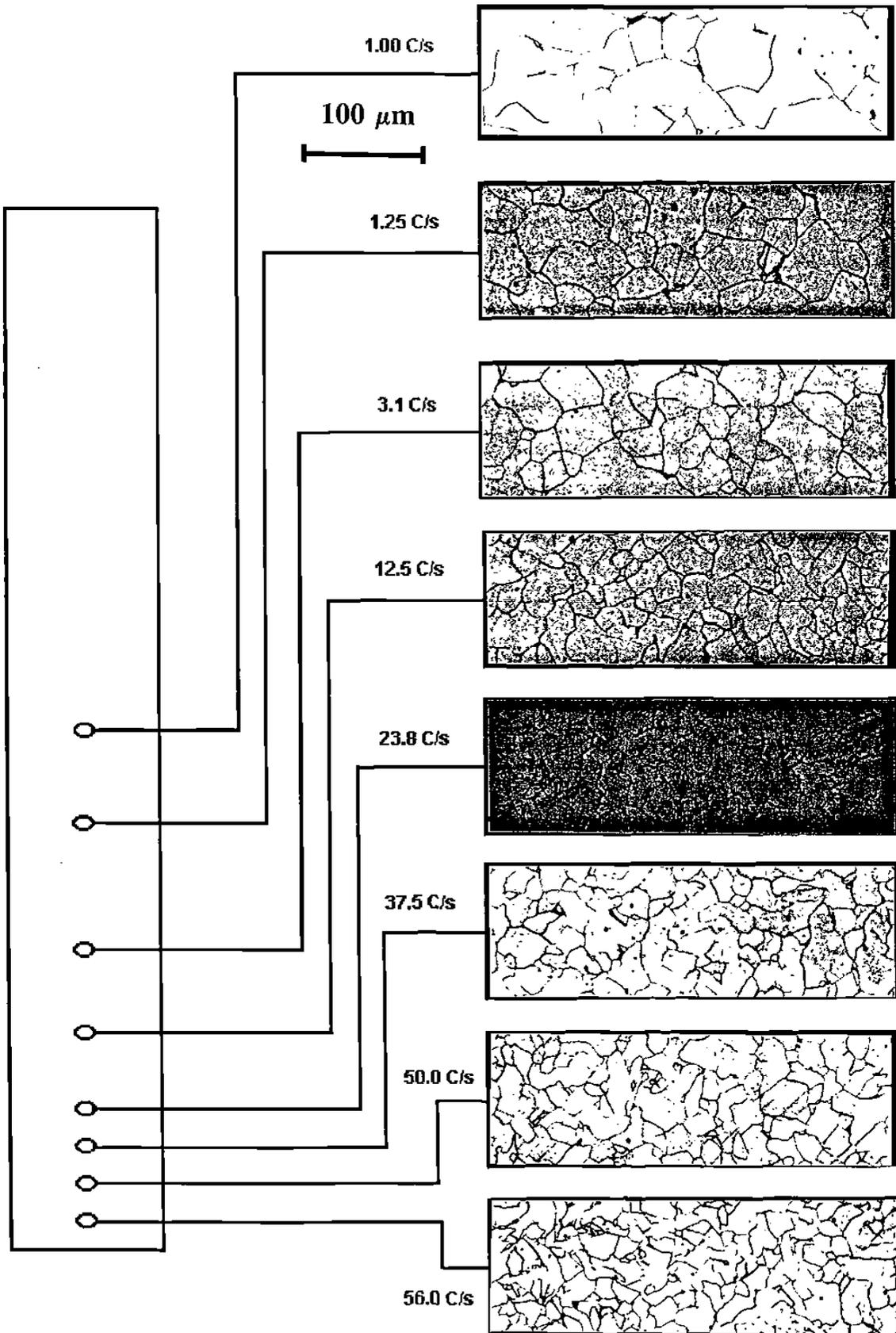
Inicio de la ferrita (F_s): 775 °C

APENDICE C.- Microestructuras

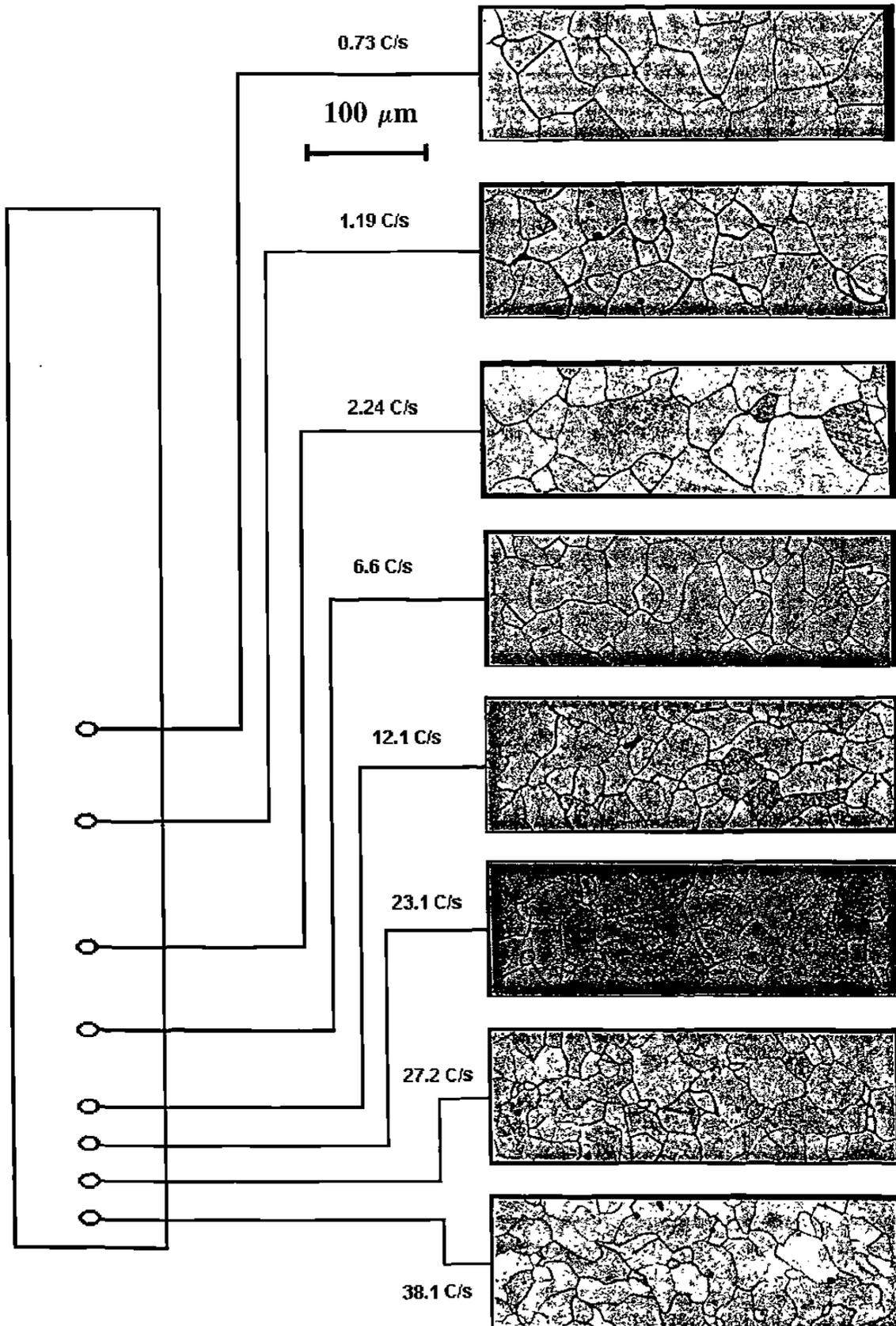
GRANO AUSTENITICO



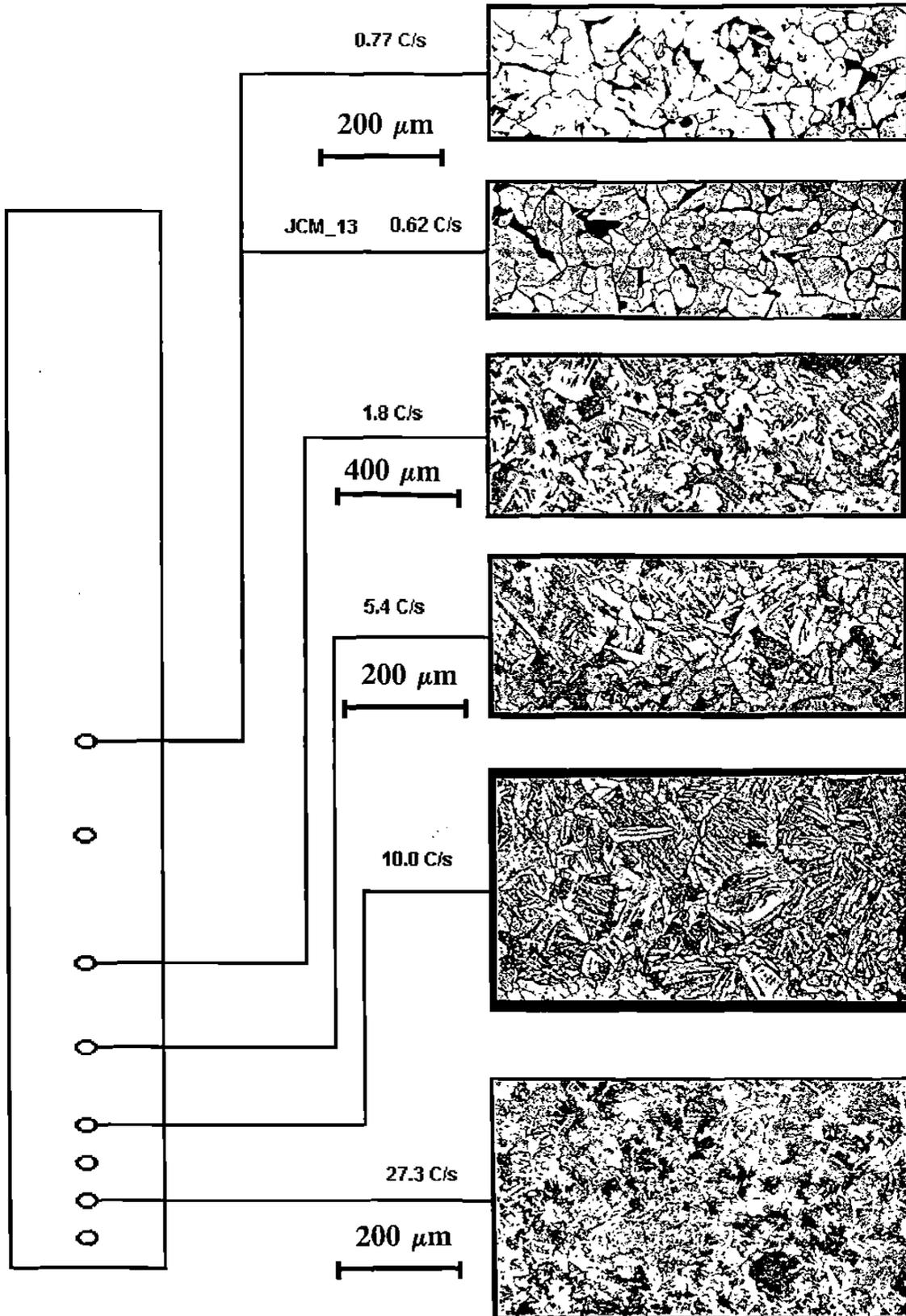
PRUEBA JCM_01



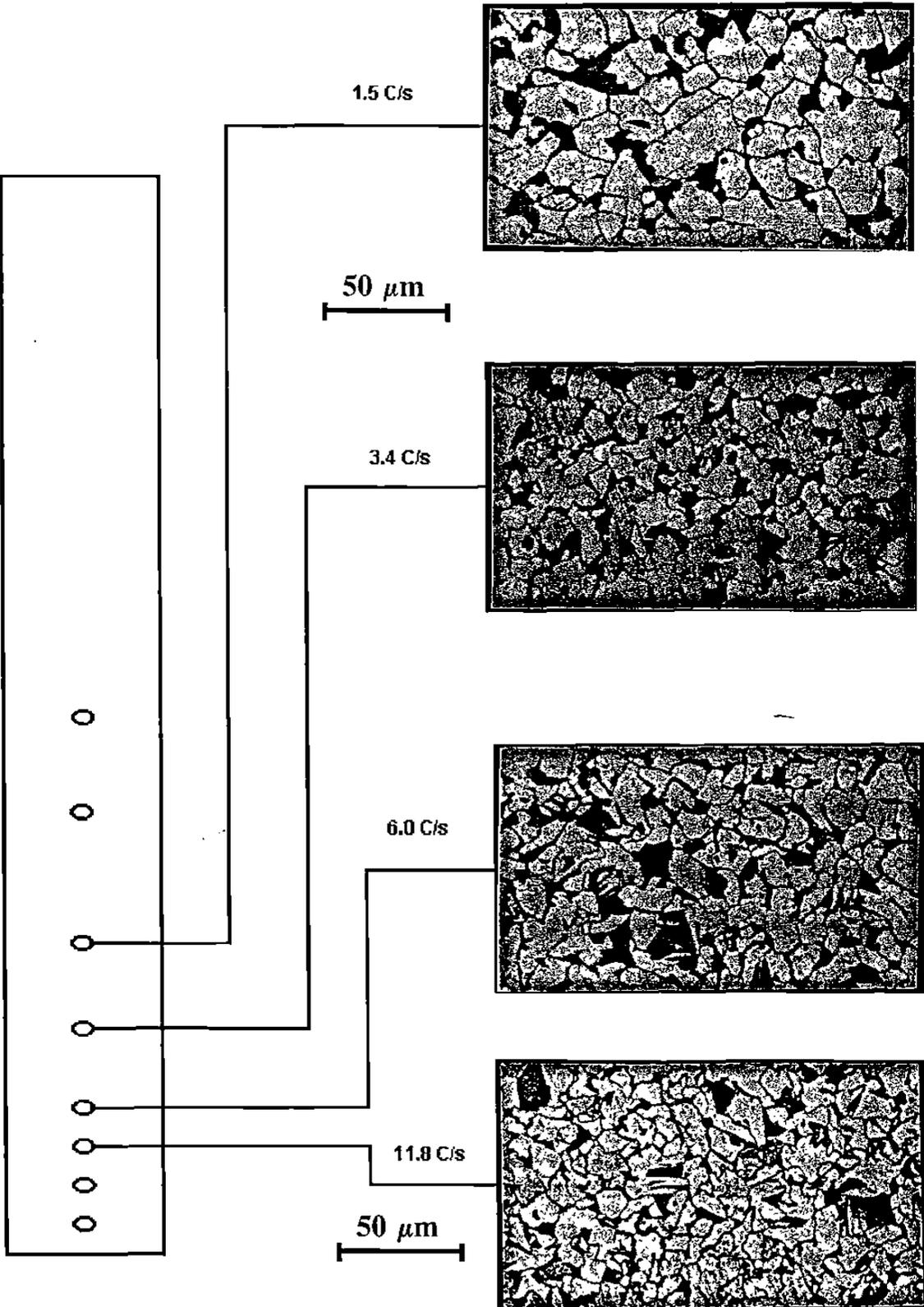
PRUEBA JCM_03



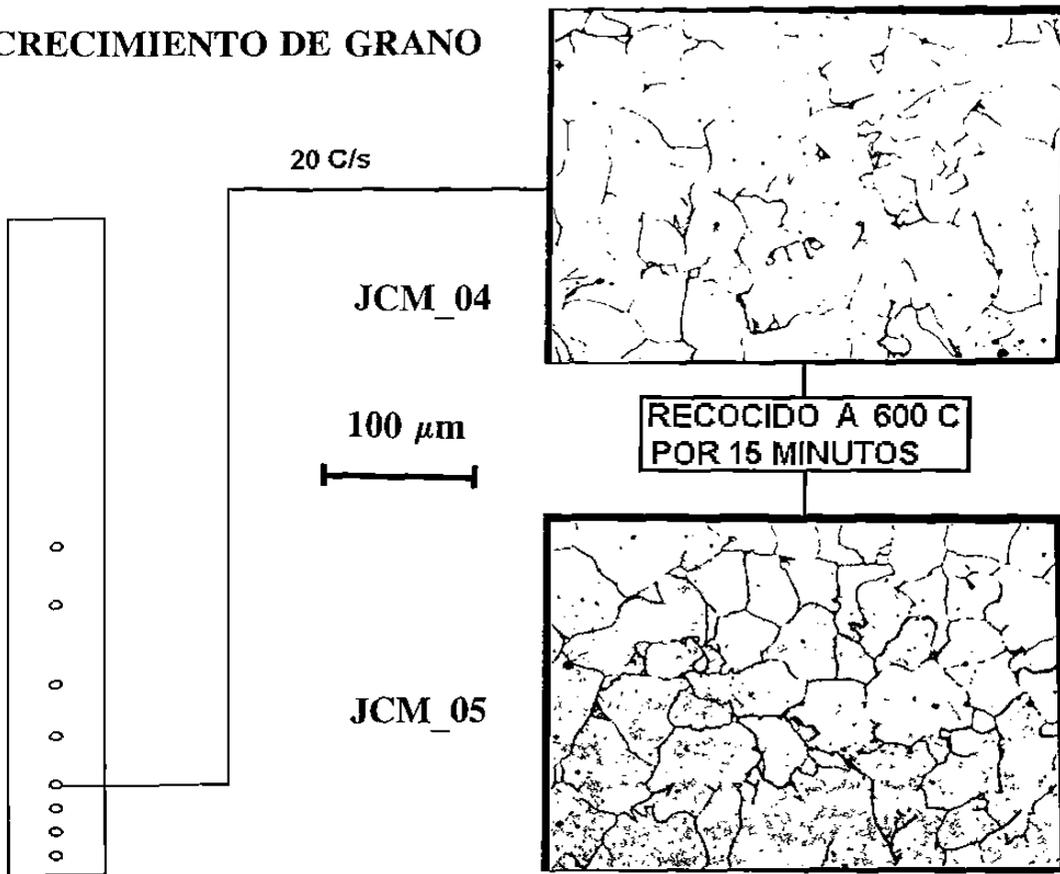
PRUEBA JCM_11



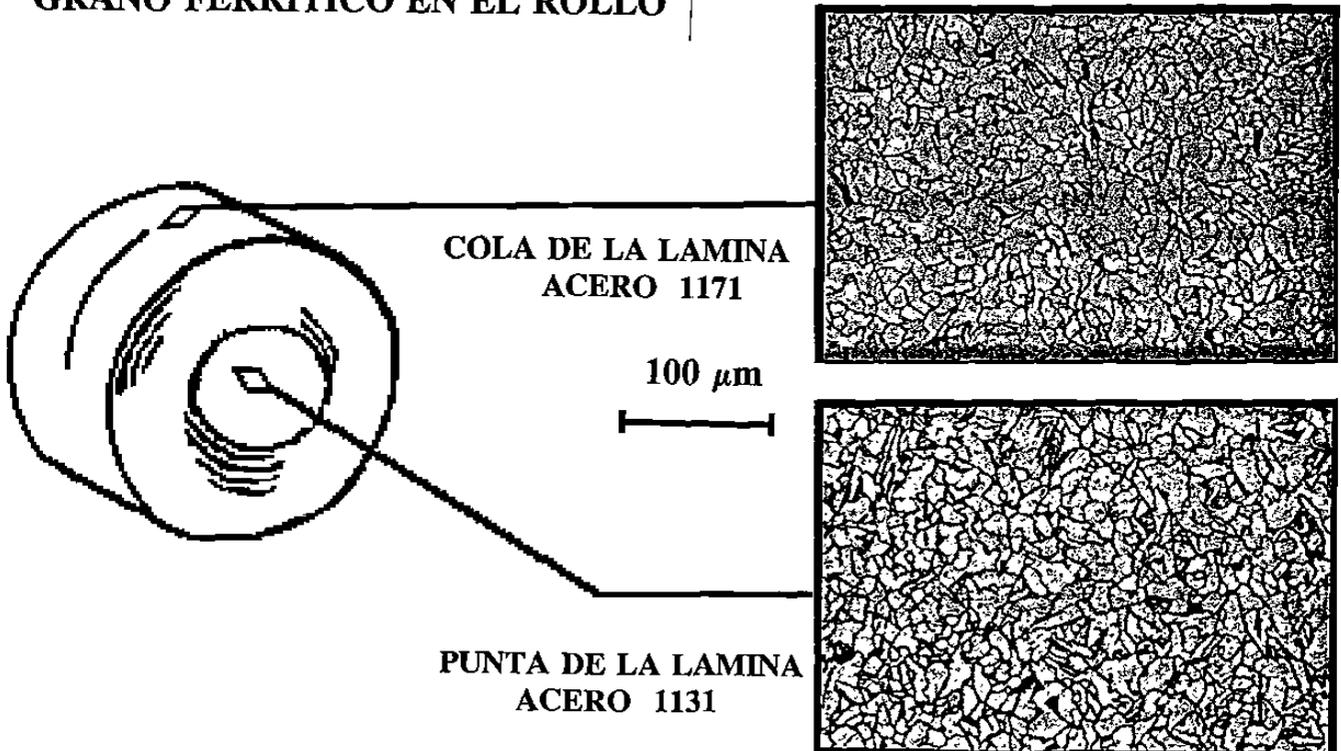
PRUEBA JCM_16



CRECIMIENTO DE GRANO



GRANO FERRITICO EN EL ROLLO



EXPERIMENTACION EN PLANTA
COLAS DE LAMINA

