

04.82.59

JORNADAS DE METALURGIA 1982

Volumen II

- Propiedades y Comportamiento de los
Metales, Aleaciones y Materiales
Compuestos.

Comisión Nacional de Energía Atómica
BIBLIOTECA

Vaquerías, Córdoba, Abril de 1982

DIFUSION DE MICROALEANTES EN Fe Y ALEACIONES DE Fe

S.Kurokawa, J.E.Ruzzante, F.Dyment (Dpto.Materiales - CNEA)
D.Moreno Pérez (CONACYT, México).

RESUMEN: Los procesos de refinamiento de grano y de endurecimiento por precipitación son determinantes en el incremento de las propiedades mecánicas en aceros estructurales de alta resistencia. Los mismos se obtienen a través de un manejo adecuado de los fenómenos de recristalización, transformación y precipitación durante el proceso productivo mediante el agregado de elementos precipitables como Nb, V y Ti.

El análisis de estos fenómenos desde un punto de vista fundamental requiere el conocimiento de la difusividad de estos microaleantes en los rangos de composición y temperatura de uso práctico.

Como parte de un programa extenso para obtener dicho conocimiento se presentarán los resultados obtenidos del estudio de la difusión de Nb⁹⁵ y V⁴⁸ en Fe puro y en aleaciones de Fe-Mn, Fe-Si y Fe-Mn-Si con el objeto de investigar la influencia de los aleantes sustitucionales sobre el comportamiento de los distintos microaleantes.

Difusion of Microalloying Elements in Fe and Fe Alloys

SUMMARY: In high strength low alloy steels, an improvement in mechanical properties is brought about by grain refinement and precipitation hardening. These processes are, in turn, controlled by a suitable manipulation of the recrystallization and precipitation phenomena occurring in the course of industrial processing and, in particular, through the addition of elements such as Nb, V, Ti. An accurate knowledge of the diffusion behaviour of these elements in the appropriate ranges of temperature and composition is required when these processes are to be analysed from a basic point of view.

The purpose of the present work is to study the diffusivity of Nb and V in unalloyed Fe and in Fe-Mn, Fe-Si and FeMnSi alloys; and in this way, to examine the influence of substitutional alloying elements on the behaviour of different microalloying elements.

INTRODUCCION

La adición de pequeñas cantidades de elementos aleantes puede producir importantes cambios en la estructura y propiedades de un metal. Con una elección adecuada de tales aditivos y de sus cantidades es posible obtener aleaciones con una gran diversidad de propiedades. Los procesos de difusión que ocurren en el estado sólido son, en muchos casos, responsables de estas alteraciones en la estructura y las propiedades. En el caso particular de los aceros de baja aleación y alta resistencia, los procesos de refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación son determinantes en el mejoramiento de las propiedades mecánicas. A su vez, dichos procesos se controlan a través de un manejo adecuado de los fenómenos de recristalización, transformación y precipitación durante el proceso productivo, y en particular, mediante el agregado de elementos precipitables como Nb, V y Ti. El análisis de estos fenómenos, desde un punto de vista básico, requiere el conocimiento de la difusividad de estos microaleantes en los rangos de temperatura y composición de uso práctico.

Como primer paso de la presente investigación se llevó a cabo una revisión bibliográfica considerando la heterodifusión de solutos sustitucionales en las fases α y γ del Fe.

Be (1,2), Co (3-11), Cr (13-16), Hf (12-17), Mn (18-19), Ni (4,5,11,20-22), S (23-28), V(12,29), W (4,30), Au (5), Ag (31, 32), Sb (33), P(34-36), Nb (17), Pt (37).

Los datos obtenidos se presentan en la Fig. 1; de los mismos se concluye que hay muy poca información acerca de los elementos de interés: Nb, V y Ti. El comportamiento del Nb en la fase γ ha sido investigado solamente en un estrecho rango de temperaturas. Estos datos serán discutidos más adelante. Respecto de la difusión del V en la fase γ del Fe, existen dos conjuntos de resultados muy diferentes entre sí. El Ti no ha sido estudiado, al menos con técnicas que usan trazadores radioactivos, en los cuales se basa el presente trabajo. Los únicos datos sobre Ti se encuentran en un trabajo (38) -- que se refiere a la solubilidad y difusión del Ti en Fe y proporciona coeficientes de interdifusión química. A partir de éstos, aplicando la relación de Darken es posible obtener coeficientes de difusión intrínsecos. Estos valores no fueron incluidos en la Fig. 1 -

donde se han representado solamente los datos obtenidos mediante técnicas de trazadores radioactivos. En aquellos elementos para los cuales se cuenta con información sobre coeficientes de interdifusión química, por un lado, y de heterodifusión medidos con radiotrazadores, por el otro, se encontró una diferencia de un factor 3 a 10, entre ambos.

Debido a la relativa escasez de datos confiables obtenidos a partir de radiotrazadores, se decidió investigar la difusión de Nb y V en Fe puro, y en tres aleaciones particulares del Fe: Fe0.6%Si; Fe1.5%Mn y Fe0.6%Si1.5%Mn. Esta elección de niveles de Mn y Si se debió a que los mismos son típicos de las concentraciones presentes en los materiales comerciales. En una etapa posterior se continuará con el estudio del comportamiento del Ti en Fe y en el mismo conjunto de aleaciones de Fe .

METODO EXPERIMENTAL

Materiales

Las aleaciones fueron preparadas por Leico Industries, Inc., usando material puro (99.99%) de partida. El Fe de pureza 99.99% fue provisto también por la misma firma. Los lingotes rectangulares cuyo peso era de aproximadamente 250 g cada uno, fueron laminados en frío hasta un espesor de 5mm. Se cortaron muestras cilíndricas de 10 mm de diámetro con una máquina de electroerosión, las que fueron pulidas mecánicamente con papel esmeril hasta el 400 y luego electrolíticamente. La estructura fue homogeneizada mediante recocidos-adequados, previos al tratamiento de difusión.

El Nb⁹⁵ se obtuvo como cloruro de Nb en solución clorhídrica o como complejo oxalato en solución de ácido oxálico y el Nb⁹⁴ y el V⁴⁸ como cloruro de Nb y de V respectivamente, en solución clorhídrica. En la Tabla 1 se presentan las características de los radioisótopos.

Recocidos

Los tratamientos térmicos de homogeneización se realizaron en hornos Chevenard-Joumier con regulación de la temperatura entre 1 y

3°C. Las probetas fueron envueltas en Ta laminado y selladas en tubos de cuarzo en atmósfera de Ar puro (99,99%) bajo una ligera sobrepresión. Se usaron virutas de Zr como getters. Durante los recocidos de difusión se prefirió envolver las muestras con Fe laminado - debido a que se observó una reacción entre el Ta y el Nb depositado.

Preparación de los pares de difusión

La aplicación del método de depósito electrolítico del trazador utilizando como baño dimetil-sulfóxido (DMSO) resulta exitosa en muchos sustratos y con diferentes radioisótopos (39). En el caso de Nb sobre Fe dicha aplicación resultó sumamente dificultosa. La velocidad de depósito era baja y la actividad obtenida, muy pobre. Métodos alternativos, tales como el depósito directo de la solución - sobre la muestra con posterior secado dieron como resultado capas - de poca adherencia y escasa homogeneidad. Además, bajo estas condiciones se sumaba el ataque químico de la superficie. Finalmente, la eficiencia del método del depósito electrolítico con DMSO se aumentó con una previa deshidratación de la solución conteniendo el trazador. La homogeneidad de la capa depositada fue controlada mediante autoradiografías. El Nb⁹⁴ producido por New England Nuclear Corp. se adoptó cuando aparecieron dificultades en la provisión de Nb⁹⁵ - por Amersham Corp. Debido a la más baja actividad del Nb⁹⁴, fue necesario trabajar con largos tiempos de contaje, inconveniente que - se sumó a la baja eficiencia del depósito. El uso de Nb⁹⁴ salva, - sin embargo, un problema asociado con Nb⁹⁵ y con la presencia de su madre radioactiva, Zr⁹⁵. La vida media más corta del Nb⁹⁵ lleva a - un aumento gradual de la concentración relativa del Zr⁹⁵, cuya radiación y no puede ser resuelta, lamentablemente, cuando se usa - un detector de INa(Tl). Si se quiere evitar la contribución del - Zr⁹⁵ a los contajes de actividad del Nb⁹⁵, es necesario disponer de un detector de GeLi. En cuanto a la difusividad, es esperable una - diferencia pequeña aunque definida entre Zr⁹⁵ y Nb⁹⁵ en una matriz - de Fe tal como la observada en una matriz de Zr-α (40).

Perfiles de penetración

La solución de la ecuación de Fick para un medio semiinfinito - con una delgada capa de radioisótopo depositada en una de las superficies planas es

$$C(x,t) = \frac{K}{\sqrt{\pi Dt}} \exp(-x^2/4Dt) \quad (1)$$

donde C es la concentración del trazador, x es la penetración del mismo, K es la masa total del soluto, D es el coeficiente de difusión en volumen y t es la duración del recocido.

Los perfiles de penetración se obtuvieron usando el método de seccionamiento directo. Como las profundidades de penetración de los trazadores eran del orden de los 200 μm , fue necesario usar una máquina de abrasión de precisión que permite extraer capas desde aproximadamente 1 μm de espesor manteniendo el paralelismo entre las sucesivas capas dentro de 1/3°. Los espesores se determinaron por diferencia de pesada de las probetas y la actividad de las capas seccionadas usando un detector de Ina(Tl) .

Las actividades específicas, proporcionales a las concentraciones, se graficaron como una función semilogarítmica de los cuadrados de las penetraciones. Los coeficientes de difusión se calcularon a partir de la ecuación (1) mediante un programa de cuadrados mínimos, teniendo en cuenta los errores en ambas variables. El error estimado en los coeficientes de difusión D resultó ser $\leq 5\%$.

RESULTADOS

Los valores de coeficientes de difusión del Nb en la fase γ del Fe, FeSi, FeMn y FeMnSi se presentan en la Tabla II. Estos se determinaron a partir de los perfiles de penetración, algunos de los cuales se ilustran en la Fig. 2. Los valores de D_0 , el factor de frecuencia y de Q, la energía de activación, se calcularon a partir de las curvas de Arrhenius para las 4 composiciones. Estos se muestran en la Tabla III. Resulta interesante observar que los valores de D_0 y Q para Fe puro medidos por Sparke y colaboradores (17), 530 cm^2/s y 82.3 Kcal/mol respectivamente, son considerablemente mayores que los hallados en este trabajo: 0.75 cm^2/s y 63.2 Kcal/mol;

ver Tabla III. Estos autores también emplearon una técnica de trazador radioactivo pero cubriendo un rango de temperaturas más alto: - 1150 a 1350°C comparado con el intervalo usado en este trabajo: 948 a 1201°C; ver Fig. 3. Una extrapolación a bajas temperaturas de la fase γ con los parámetros publicados por Sparke da coeficientes de difusión menores en un orden de magnitud que los medidos experimentalmente en este trabajo. Es de hacer notar que éstos no se disponen sobre la recta de Arrhenius obtenida a partir de los datos de alta temperatura (Fig. 3): el cambio en la pendiente de la recta a las temperaturas más bajas es similar al observado por Gruzin y colaboradores (41) para autodifusión de Fe en Fe- γ y en aleaciones de FeNi y FeNiC. Normalmente se atribuye este comportamiento a la influencia de difusión por dislocaciones o por borde de grano.

De mayor importancia es la secuencia sistemática de los coeficientes de difusión dispuestos en la Tabla II en presencia de Mn y/o Si. Estas tendencias se ilustran en la Fig. 4. Se deduce tanto de la figura como de la tabla que la difusividad del Nb en Fe disminuye con la adición de Mn y crece con el agregado de Si. Ambos efectos se compensan aproximadamente cuando los dos elementos se agregan simultáneamente. Se conoce que la adición de Si en aleaciones FeSi tiene un efecto similar: las difusividades de Si y de Fe crecen linealmente con un agregado de Si de hasta 4.2 y 7% respectivamente (42). Asimismo, la difusión en volumen de Fe, Cr y Ni en aceros austeníticos inoxidable aumenta con cantidades crecientes del contenido de Si (43). No se ha encontrado en la literatura ninguna variación sistemática en la difusión en aleaciones FeMn con el agregado de Mn.

De manera análoga, a partir de los perfiles de penetración, algunos de los cuales se muestran en la Fig. 2, se obtienen los coeficientes de difusión del V (Tabla II). A 1200°C se repite la misma secuencia que para Nb y a 1120°C se mantiene la relación entre el coeficiente de difusión del V en FeSi y en FeMn. Para este trazador no se cuenta aún con valores de los parámetros Q y D_0 . Para completar la experiencia con V se están llevando a cabo los recocidos de difusión correspondientes a dos temperaturas más: 1050 y 1230°C. En la literatura hay dos trabajos de difusión de V en Fe (12, 29) que difieren mucho entre sí. Los resultados preliminares obtenidos en este trabajo están en buen acuerdo con los de Bowen y Leak (12).

DISCUSION

El efecto del agregado de Mn y Si en la difusión del Nb en Fe- γ representado en la Fig. 4 requiere algún comentario. Cabe destacar que aún cuando las variaciones en los coeficientes de difusión no son considerables, ellas son decididamente mayores que los errores experimentales. Esto puede verse a partir de los errores que figuran en la Tabla II, los cuales varían entre ± 0.5 y $\pm 4\%$ con un promedio de alrededor de $\pm 2.1\%$. En cambio, la disminución de la difusión del Nb asociada con la adición de Mn tiene un valor medio de 11%, y el aumento atribuible al agregado de Si, uno de 5%. Todos estos aumentos y disminuciones que se muestran en la Tabla II son consistentes y sistemáticos; se observan también en los valores de coeficientes de difusión hallados para el V.

El efecto acelerador del agregado de Si es quizás el más simple de explicar. Esto se debe a que Si es un difusor relativamente rápido (44) y en consecuencia su adición lleva a un crecimiento en la autodifusión de la matriz (42). La variación en autodifusión puede llevar a su vez a aumentar la difusividad de otros elementos, tales como Nb y V en este caso. Las razones del efecto acelerador debido al agregado de Mn son quizás menos claras: no se observan variaciones sistemáticas en la difusividad en aleaciones de FeMn.

Cabe destacar que el agregado de Si conduce a aumentar ambos parámetros: D_0 y Q , mientras que el de Mn los disminuye (Ver Tabla III). En ambos casos, el efecto sobre la difusión debido al cambio en D_0 supera al debido a la variación en Q cuyos valores se mantienen dentro del error experimental. Así, la influencia macroscópica del Si y del Mn sobre la difusión en Fe- γ puede interpretarse como proveniente principalmente del aumento y disminución que cada uno produce, respectivamente, en el factor de frecuencia.

La relevancia práctica de estos resultados surge del uso que habitualmente se da al Nb como aleante en aceros. Estos son: como estabilizador de C en aceros inoxidables (45) y para promover refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación en aceros estructurales microaleados (46). El refinamiento de grano es provocado por una demora en la recristalización de austenita que se atribuye (47), según sea el rango de velocidad de deformación, a un efecto

de frenado por soluto o al anclado de límites de grano por precipitación inducida por deformación. Las teorías de frenado por soluto (48,49) relacionan la efectividad de los diversos aleantes con sus respectivas difusividades. La notable efectividad del Nb en este sentido está muy probablemente relacionada con su alta difusividad, confirmada por las presentes investigaciones.

Las alteraciones en la difusividad introducidas por el agregado de aleantes debieran asimismo modificar la cinética de precipitación de carbonitruro de niobio. En este sentido son de hacer notar los resultados obtenidos por M.G. Akben y colaboradores (50) al estudiar la influencia de adiciones crecientes de Mn sobre la precipitación dinámica de CNb. Con respecto a un acero con 0.42 Mn, el agregado de 1.9 Mn decrece el tiempo de comienzo de precipitación dinámica en más de un orden de magnitud, en coincidencia con la tendencia a disminuir la difusividad de Nb por agregado de Mn. Los mismos autores han mostrado que el V, difusor notoriamente más lento que el Nb según se desprende de los resultados hasta ahora obtenidos, precipita más lentamente que el Nb.

Si bien la cinética de precipitación está determinada por varios otros factores como solubilidad de los precipitados, actividad de los solutos, no se descarta que la difusividad, modificada o no por otros aleantes, puede jugar un papel importante en su determinación.

CONCLUSIONES

La difusividad del Nb en la fase del Fe fue medida en el rango de temperaturas de 1081 a 1201°C, obteniéndose los siguientes parámetros de difusión: $D_0 = 0.75 \text{ cm}^2/\text{seg}$, $Q = 63.2 \text{ kcal/mol}$. Un aumento en la difusión relativa al comportamiento de la autodifusión del Fe se observa a 948 y 1007°C, o sea a temperaturas inferiores a 1081°C.

En coincidencia con observaciones sobre la cinética de precipitación de Nb(CN), la adición de 1.5%Mn y 0.6%Si al Fe tiene los siguientes efectos sobre el comportamiento de la difusión:

-El Mn disminuye la difusión del Nb en Fe- γ en alrededor del 11%.

-El Si aumenta la difusión del Nb en Fe- γ en alrededor del 5%.

-Cuando Si y Mn se adicionan simultáneamente, la difusión del Nb en Fe- γ puro es aproximadamente igual a la del Nb en Fe- γ en ausencia de estos elementos.

Nb es uno de los elementos metálicos difusores más rápidos en Fe y aleaciones de Fe.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Sr. G. Galambos y a la Srta. N. Guinudinick por la colaboración prestada en el desarrollo experimental del trabajo y a los Dres. M. Grey, A. Le Claire y J.J. Jones por las sugerencias e interesantes discusiones mantenidas. Este trabajo se ha realizado con el apoyo parcial de la Comisión de Investigaciones Científicas de la Pcia. de Buenos Aires y del Proyecto Multinacional de Metalurgia OEA-CNEA.

REFERENCIAS

1. G.V. Grigor'yev and L.V. Pavlinov: Fiz.Metal. Metalloved (1968) 26, 946.
2. G.V. Grigor'yev and L.V. Pavlinov: Fiz. Metal. Metallove,(1968) 25, 836.
3. D.W. James and G.M. Leak: Physl. Mag., (1966), 14, 701.
4. P.L.Gruzin: Dokl. Akad. Nauk.SSSR, 1954, 94, 681.
5. R.J. Borg and D.Y.F. LAI; Acta Met., 1963, 11, 861
6. W.Lange, A. Hassner and E. Dahn: Neue Hutte, 1961, 6, 33.
7. K.Hirano and M. Cohen: Trans. JIM, 1972, 13, 96.
8. P.L. Gruzin and D.F. Litvin: Dokl. Akad. Nauk.SSSR, 1954, 94, - 41.
9. T. Suzuoka: Trans. JIM, 1961, 2, 176.
10. H.G. Barreau, G. Cizeron and C.R. HEBD: Seances Acad. Sci. Ser. C, 1975, 280, 1007.
11. M.Badia and A. Vignes: Acta Met., 1969, 17, 177.
12. A.W. Bowen and G.M. Leak: Met. Trans., 1970, 1, 1965.
13. S.J. Rothman, N.L. Peterson, C.M. Walter and L.J. Nowicki: J. - Appl. Phys., 1968, 39, 5041.
14. M.S. Anand and R.P. Agarwala: J. Appl. Phys., 1965, 37, 4248.
15. K. Majima and H. Mitani: Trans. JIM, 1978, 19, 663.

16. V.M. Golikov and V.A. Lazarev: *Fiz. Khim. Obrab. Mater.*, 1969 - 1, 156.
17. B. Sparke, D.W. James and G.M. Leak: *J. Iron Steel Inst.*, 1965, - 203, 152.
18. V. Irmer and M. Feller-Kniepmeier: *Phys. Chem Solids*, 1972, 33, - 2141.
19. K. Nohara and K. Hirano: *Proc. Int. Conf. Sci. and Technol. Iron - and Steel*, Tokyo, Sept. 1970, 1267.
20. K. Hirano, M. Cohen and B.L. Averbach: *Acta Met.*, 1961, 9, 440.
21. Y. Hanatate, M. Yamamoto and H. Mitani: *J. JIM*, 1977, 41, 1211.
22. Y. Hanatate, K. Majima and H. Mitani: *Trans. JIM*, 1978, 19, 669.
23. G. Seibel: *Comptes Rendus*, 1962, 255, 3182.
24. N.G. Ainslie and A.U. Seybolt: *J. Iron Steel Inst.*, 1960, 194.
25. G. Seibel: *Rev. Met. Mem. Sci.*, 1964, 61, 413.
26. A. Hoshino and T. Araki: *Tetsu to Hagane*, 1970, 56, 252.
27. J.H. Swisher: *Trans. Met. Soc. AIME*, 1967, 239, 110.
28. P.L. Gruzin, V.V. Mural, A.D. Fokin: *Fiz. Met. Metall.*, 1972, - 34, 1326.
29. J. Kucera and B. Million: *Z. Metallkunde*, 1970, 61, 160.
30. J. Kucera, B. Million and K. Cihá: *Kovove Mater.*, 1969, 7, 97.
31. T. Eguchi, Y. Iijima and K. Hirano; *Crystal Lattice Defects*, - 1973, 4, 265.
32. A. Bondy and V. Lévy: *Comptes Rendus C*, 1971, 272, 19.
33. G.A. Bruggeman and J.A. Roberts, Jr.: *Metal. Trans. A*, 1975, 6 - 755.
34. G. Seibel: *Comptes Rendus*, 1963, 256, 4661.
35. P.L. Gruzin and V.V. Mural: *Phys. Metals Metallog.*, 1964, 17, 62
36. P.L. Gruzin and V.V. Mural: *Phys. Metals Metallog.*, 1964, 17, 154.
37. B. Million and J. Kucera: *Kovove Mater.*, 1973, 11, 300.
38. S.H. Moll and R.E. Ogilvie: *Trans. Met. Soc. AIME*, 1959, 215, - 613.
39. E. Santos and F. Dymant: *Plating*, 1973, 60, 821.
40. F. Dymant and C.M. Libanati: *J. Mat. Sciences*. 1968, 3, 349.
41. P.L. Gruzin: *Proc. Acad. Sci. URSS*, 1953, 93, 1021.
42. R.J. Borg and D.Y.F. Lai: *J. Appl. Phys.*, 1970, 41, 5193.
43. W. Assassa and P. Guiraldenq: *Metal Sci.*, 1978, 12, 123.

44. J. Fridberg, L.E. Torndahl and M. Hillert: *Jernkont. Ann.*, 1969
153, 263.
45. J.G.Hines and E.R.W. Jones: *Corrosion Sci.*, 1962, 2, 95.
46. J.M. Gray: "Heat Treatment '73", The Metal Soc., London, 1974,
19.
47. J.J.Jonas and I.Weiss: *Metal Sci*, abril 1979, p. 238.
48. K.Lucke and K. Detert: *Acta Met.*, 1957, 5, 628.
49. J.W.Cahn: *Acta Met.*, 1962, 10, 789.
50. M.G.Akben, I. Weiss and J.J.Jonas: *Acta Met.*, 1981, 29, 111.

RADIOISOTOPO	Nb ⁹⁵	Nb ⁹⁴	V ⁴⁸
VIDA MEDIA	35 días	2 x 10 ⁻⁴ años	16 x 2 días
REACCION DE FORMACION	Zr ⁹⁴ (n,γ)Zr ⁹⁵	Nb ⁹³ (n,γ)Nb ⁹⁴	
REACCION DE DESINTEGRACION	$\begin{array}{c} \text{Zr}^{95} \xrightarrow{65d} \text{Nb}^{95} \xrightarrow{35d} \text{Mo}^{95} \\ \updownarrow \qquad \qquad \updownarrow \end{array}$	$\begin{array}{c} \text{Nb}^{94} \xrightarrow{2 \cdot 10^4 a} \text{Mo}^{94} \\ \updownarrow \end{array}$	$\begin{array}{c} \text{V}^{48} \xrightarrow{16 \cdot 2 d} \text{T}^{48} \\ \updownarrow \end{array}$
RADIACION EMITIDA	β ⁻ γ β ⁻ γ	β ⁻ γ	β ⁺ γ
ENERGIA (Mev)	0,360 0,726 0,400 0,760 0,890	0,500 0,700 0,870	0,700 0,990 1,310

TABLA I. Características de los radioisótopos

TABLA II. Coeficientes de difusión medidos

1) para Nb		Fe-Mn		Fe-Mn-Si		Fe puro		Fe-Si	
T(°C)	t(seg)	D(cm ² /s) x 10 ¹⁰	ε%	D(cm ² /s) x 10 ¹⁰	ε%	D(cm ² /s) x 10 ¹⁰	ε%	D(cm ² /s) x 10 ¹⁰	ε%
1201	102780	2,80	2,67	3,26	3,34	3,37	1,71	3,31	0,63
1185	604800					2,10	5,00		
1167	172440	1,76	0,69	1,93	0,96	1,85	2,65	1,96	0,50
1081	973960	0,427	1,97	0,457	4,04	0,476	3,34	0,487	2,67
1007	4019100					0,210	2,35		
948	4844400					0,110	4,02		

2) para V		Fe-Mn	Fe-Mn-Si	Fe puro	Fe-Si
T(°C)	t(seg)	D(cm ² /s)·10 ¹⁰	D(cm ² /s)·10 ¹⁰	D(cm ² /s)·10 ¹⁰	D(cm ² /s)·10 ¹⁰
1120	1382400	0,267			0,273
1200	503400	1,02	0,974	1,10	1,13

TABLA III. Valores de D₀ y Q para Nb

	Fe-Mn	Fe-Mn-Si	Fe puro(*)	Fe-Si
Q(kcal/mol)	63,1 ± 1,1	64,9 ± 0,1	63,2 ± 2,6	64,6 ± 2,5
D ₀ (cm ² /seg)	0,66 ± 0,11	1,40 ± 0,007	0,75 ± 0,02	1,29 ± 0,03

(*) Valores obtenidos a partir de los coeficientes de difusión medidos a las mismas temperaturas que las aleaciones.

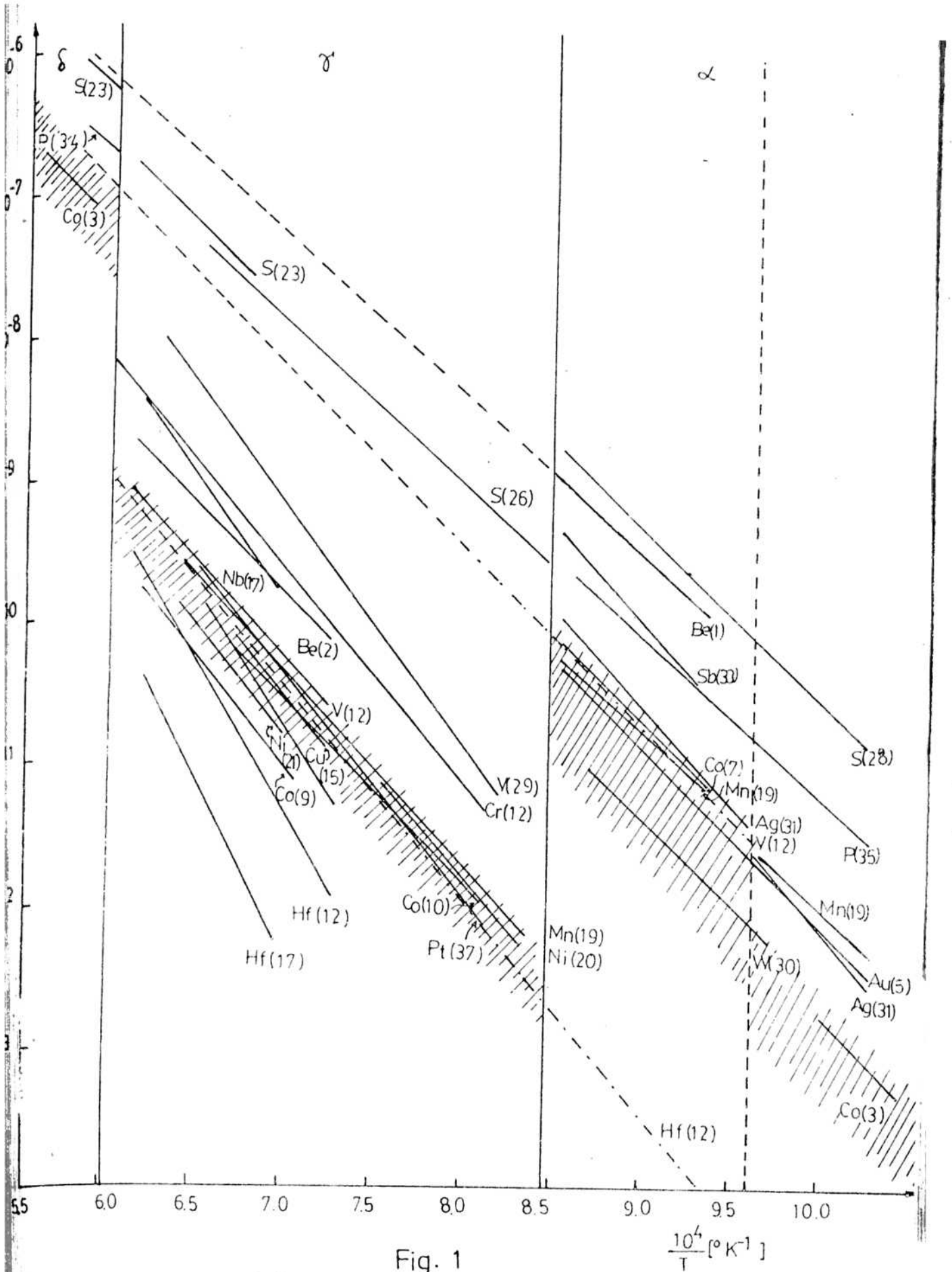


Fig. 1

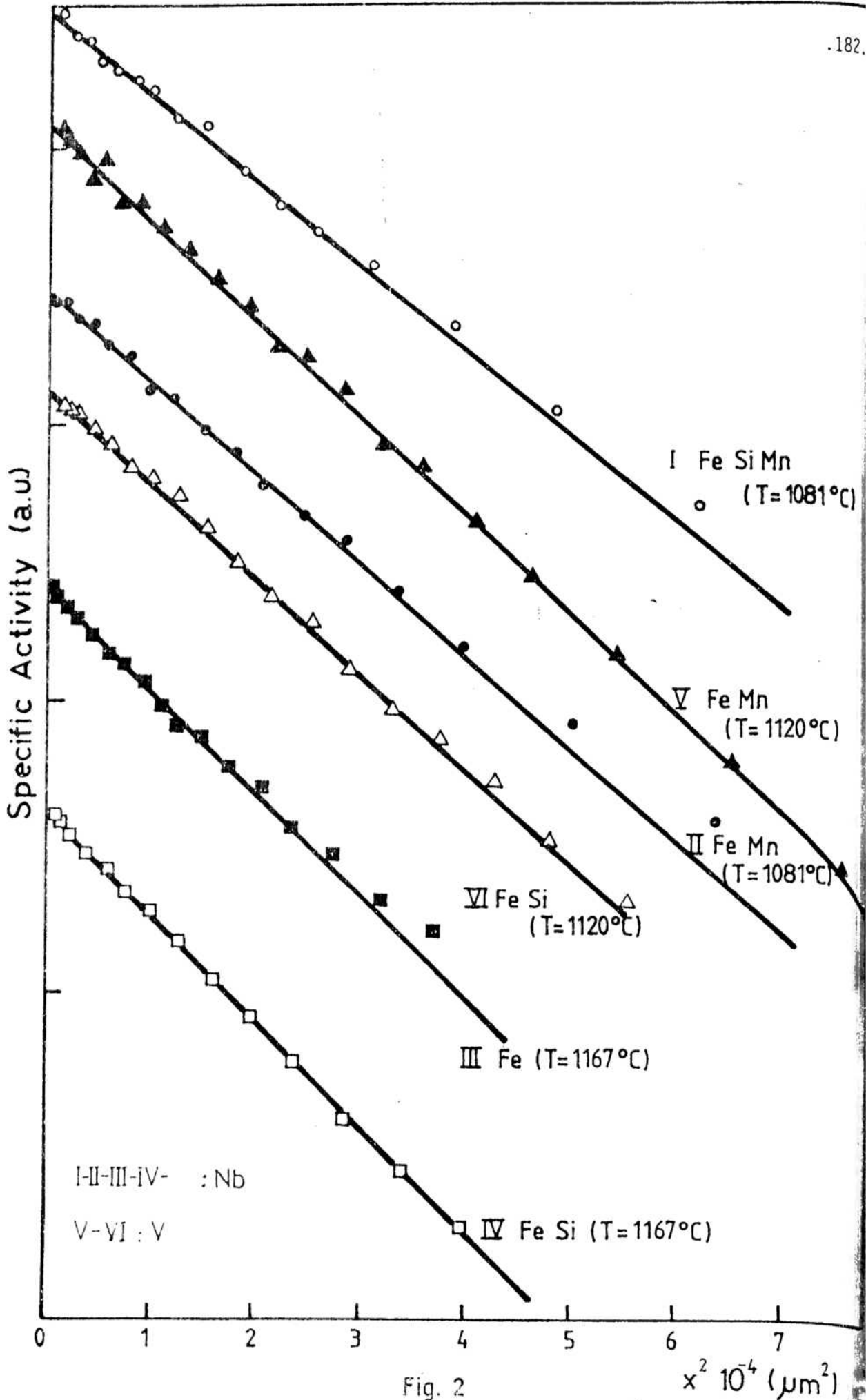


Fig. 2

T [°C]

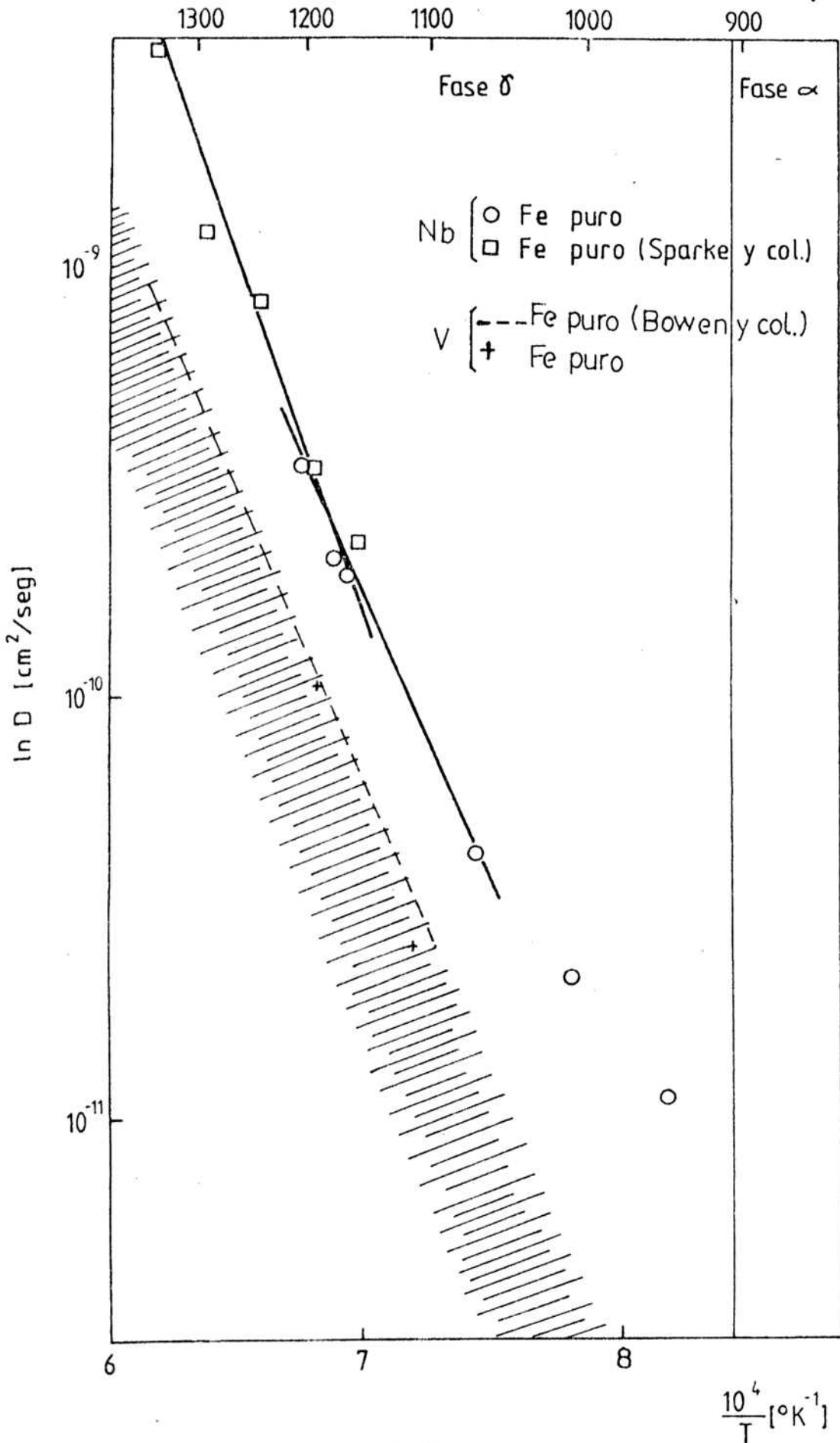


Fig.3

$\frac{10^4}{T}$ [°K⁻¹]

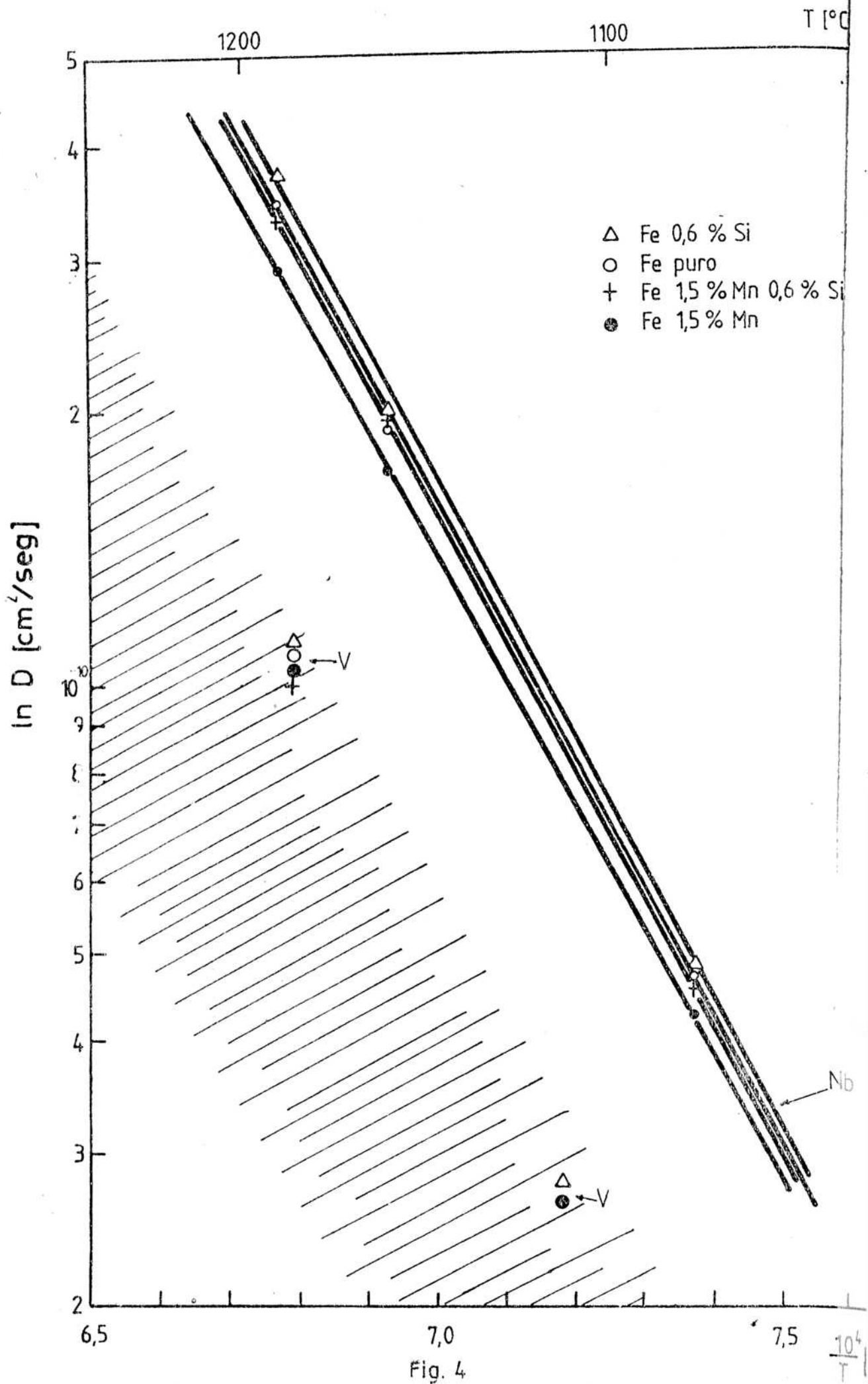


Fig. 4