

REPUBLICA ARGENTINA  
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA  
Dependiente de la Presidencia de la Nación  
DIRECCION INVESTIGACION Y DESARROLLO  
Departamento Materiales

ANALISIS DE FALLAS DE ALABES DE TURBINAS

A.F. IORIO y J.C. CRESPI

Buenos Aires

1989

RESUMEN

Dos turbinas de gas de 20 MW han sufrido rotura de álabes pertenecientes a la 2da etapa de la turbina después de 24.000 hs de servicio. De la investigación realizada se desprende que el combustible utilizado no es el más adecuado para garantizar la vida útil de los álabes dado el exceso de  $SO_3$ , C y Na presentes en los gases de combustión los cuales producen picado en los mismos. Posteriormente, se presenta el fenómeno de co-rrosión bajo tensiones debido a las tensiones de trabajo incrementadas por el picado y actuando como agente principal el Pb. Se recomienda el cambio de combustible con lo cual se considera que los álabes llegarán a su vida útil de diseño prevista.

## ANALISIS DE FALLAS DE ALABES DE TURBINAS

### INTRODUCCION

Dos turbinas de gas han sufrido roturas de álabes. Estas máquinas de ciclo combinado fallaron en 1987, la primera de ellas en octubre después de 25.000 hs y la segunda en diciembre después de 24.000 hs.

Las roturas han ocurrido en los álabes de la segunda etapa de las turbinas, donde las temperaturas especificadas son del orden de los 700-750°C.

Partes de álabes rotos fueron enviados a la empresa fabricante para su análisis y dar una explicación de la rotura anticipada con respecto a las 35.000 hs mínimas previstas. Los resultados del estudio indicaron que las roturas se produjeron por excesivas tensiones residuales y la acción de contaminantes contenidos en el combustible utilizado (Diesel C), principalmente Pb, lo que dio lugar a corrosión bajo tensiones.

Con la finalidad de tener una opinión independiente se enviaron tres (3) álabes, uno de ellos fallado y dado que no se posee mayor información acerca de las especificaciones técnicas y de operación de los álabes, el estudio se basará principalmente en el análisis macro y microfractográfico de la superficie de fractura y en el análisis químico y metalográfico del material del álabes.

Material

Dada la falta de información acerca del tipo de material en estudio se procedió a realizar un barrido de posibles elementos con microsonda electrónica (MS 46), lo cual arrojó los siguientes resultados:

Ni }  
Cr } Elementos mayoritarios, distribuidos en forma homogénea y en  
Co } cantidad

Ti }  
Al } Distribución homogénea y en cantidad apreciable  
Mo }

W }  
Nb } Elementos no detectados  
Ta }

En base a la información anterior se realizó un análisis químico, cuya composición se muestra en la Tabla I.

Tabla I

Composición química g/1000 g

Ni	Cr	Fe	S	C	Co	Ti	Al	Mo	Nb
53,7	18-20	0,1-0,2	0,006	0,085	18,2	3,7	2,5	3,7	<0,1

Esta superaleación base níquel endurecible por precipitado no concordó con ninguna de las aleaciones normalmente utilizadas para álabes de turbinas, pero se asemeja a tres aleaciones conocidas como Udimet 500; Udimet 710 y René 77.

Combustible:

El combustible utilizado en las turbinas en estudio es Diesel C, comúnmente llamado Diesel Coke, es el último de los combustibles tipo Diesel extraído del petróleo. Normalmente está recomendado como diluyente y uso en calderas. Posee un grado de oxidación que hace no recomendable su uso en turbinas de gas. Contiene además muchas impurezas y el grado corrosivo es alto. En la Tabla II se muestra un análisis característico de dicho combustible, provenientes de las destilerías Luján de Cuyo y La Plata.

Tabla II

Propiedades físicas y composición química

	L.de Cuyo	La Plata
Densidad	0,825	0,850
Color, ASTH D-1500	8	8
Destilación (°C)		
1era. gota,	165	200
10%,	200	220
50%,	254	280
85%,	351	365
Azufre, %p	0,50	0,55
Índice de Cetano	48	48
Punto de Inflamación, °C	60	70
Punto de Escurrimiento, °C	5	5
Viscosidad, SSU a 37,8°C	35	38
Cenizas, %p	Vestigios	Vestigios
Estabilidad a la Oxidación	No pasa	No pasa
Número de Neutralización, mg KOH/g	0,3	0,3
Carbón Conradson sobre 10% Vol. Destilación, %p	0,30	0,33
Poder Calorífico Superior, (Kcal/Kg)	10.970	10.950
Agua y Sedimentos, %v	0,1	0,1

De acuerdo a lo conversado con técnicos de YPF el Diesel C deja como residuo S, Na, V, Fe, C y Cl y no contiene Pb. Sin embargo aunque el Pb no fue detectado con espectroscopía de electrones sobre la zona fracturada (XPS y Auger), un análisis químico del residuo superficial depositado sobre los álabes muestra que el mismo contiene hasta 2% de Pb (espectrográfico semicuantitativo).

#### Observaciones macro y micrográficas

Las figuras 1 y 2 muestran la mitad del álabe fallado. Sobre la zona de choque de gases se observa una gran cantidad de "picado" el cual es similar en los tres álabes inspeccionados. La fisura observada con bajos aumentos (5X) presenta un aspecto frágil, sin indicios de sobrecargas anormales. En la Fig. 3 se observa que la propagación estable de la fisura se produce hasta aproximadamente un tercio de la sección resistente y luego sobreviene la rotura por sobrecarga. En la Fig. 3 se indica la zona donde fueron tomadas las fractografías por microscopio electrónico de barrido de las Figs. 4 y 5, las cuales muestran claramente la diferencia entre rotura estable e inestable. La rotura estable es claramente intercrystalina con pocas facetas de clivaje, mientras que la rotura final presenta principalmente características transcristalinas mezcladas con clivaje.

En la misma zona de la Fig. 4 fue extraída una probeta para realizar un análisis superficial por medio de espectroscopía de electrones a fin de detectar algún agente contaminante. Se utilizaron dos técnicas, XPS que toma un espectro amplio en superficie donde se observa C y O y la técnica de AUGER, con la cual se analizaron dos puntos en profundidad de 50 a 500 Å y 100 a 400 Å respectivamente, los resultados son mostrados en la Tabla III.

Tabla III

Resultados de Análisis por Técnicas de Auger

	PROFUNDIDAD	ESPECTRO	ELEMENTOS OBSERVADOS
PUNTO 1	50 Å	67CW3	Ni, O, C, Cl, S
	100 Å	67CW4	Ni, O, N, C, Cl, S
	150 Å	67CW5	Ni, O, N, C, Cl, S
	200 Å	67CW6	Ni, O, N, C, Cl, S
	300 Å	67CW7	Ni, O, N, C, Cl, S
	400 Å	67CW8	Ni, O, N, C, Cl, S
	500 Å	67CW9	Ni, O, N, C, Cl, S
PUNTO 2	100 Å	67CWE	Ni, O, N, C, Cl, S
	200 Å	67CWH	C, Cl, S
	300 Å	67CWI	C, Cl, S
	400 Å	67CWJ	C, S

En Anexo A se adjuntan los espectros respectivos,

En la zona donde se iniciara la fisura se realizaron cortes paralelos y perpendiculares a ésta a fin de estudiar metalográficamente el material.

Después del pulido se utilizó el reactivo de Marble a fin de poner en evidencia los carburos en borde de grano y dentro del grano, quedando también revelado el precipitado  $\gamma'$ .

En la Fig. 6, plano paralelo al de la fisura se observa la clásica estructura dendrítica, procedente del método de colada en cera perdida con granos del orden de 0,5-1,0 mm. En la superficie exterior convexa se desarrollan granos mucho más pequeños

( $\approx 50 \mu$ ) que no aparecen en otra zona superficial, ver parte superior de la Fig. 7. En la Fig. 8 se observan los bordes de grano con precipitado de carburos (MC) y una homogénea precipitación de la fase  $\gamma'$  en el interior de los mismos. Es factible que los carburos sean mixtos del tipo  $(TiCr)C$ .

La Fig. 9 muestra la estructura en un plano perpendicular al plano de la fisura. No hay signos de creep que en este tipo de aleaciones se comienza a producir desde  $650^{\circ}C$ .

### Discusión de Resultados

Si bien es conocido que actualmente es de práctica común aplicar un recubrimiento sobre los álabes de turbina de gas, a fin de asegurar que las mismas están operativas durante toda la vida diseñada, los álabes estudiados no poseían recubrimientos. Existen tres tipos de recubrimientos utilizados:

- a) los que forman un intermetálico al difundir los compuestos del recubrimiento (principalmente aluminuros) que con aleaciones base níquel producen  $NiAl$ .
- b) los que usan aleaciones complejas basadas en este caso en  $NiCrAlX$ , donde X es un metal activo que ayuda a la adhesión de los óxidos formados.
- c) los sistemas de recubrimientos que trabajan como barreras térmicas (compuestos metálicos cerámicos).

La finalidad de estos recubrimientos es mejorar la corrosión en caliente (hasta 4 veces).



Para álabes que trabajan por encima de 700-850°C es deseable que se forme una superficie de  $Al_2O_3$ , dado que el  $Cr_2O_3$  se puede descomponer para dar  $CrO_3$  que se volatiliza. Sin embargo por debajo de la temperatura mencionada el proceso de degradación es de corrosión más que de oxidación, con lo cual  $Cr_2O_3$  posee un mejor comportamiento ante problemas de sulfidación. Evidentemente los "pittings" (picados) encontrados en los tres álabes en estudio se deben a este tipo de proceso dado el alto grado de  $SO_3$  producido por el combustible Diesel C.

En realidad el proceso es mucho más complejo, pero se puede resumir de la siguiente manera: el sistema Ni-Cr-Al da lugar a la formación de tres grupos de óxidos donde el óxido externo es NiO con capas de  $Cr_2O_3$  y /o  $Al_2O_3$ . Una segunda capa de óxidos es de  $Cr_2O_3$  con capas discontinuas de  $Al_2O_3$  y una tercera capa exterior fina y continua de  $Al_2O_3$ .

Estos óxidos como ya se mencionara son disueltos por  $Na_2SO_4$  y el proceso es acelerado por la presencia de  $SO_3$  y C, este último puede prevenir de una defectuosa combustión.

Como se desprende de la Tabla III también existe Cl presente, posiblemente procedente de NaCl ó HCl, cuyos efectos si bien no son tan conocidos, se sabe que produce un aumento en la velocidad de corrosión.

Si bien es cierto que el contenido de Pb en el residuo de combustión depositado sobre los álabes es alto ( $\approx 2\%$ ) y el mismo puede dar lugar a corrosión bajo tensiones, no sería la tensión residual la responsable de dicho mecanismo, dado que la misma a la temperatura de servicio y después de tanto tiempo de operación se relajaría. Por lo tanto la tensión estaría dada por la tensión operativa incrementada por los concentrados de tensión producidos por los numerosos "pittings" la que causaría corrosión bajo tensiones.

## Conclusiones

- 1.- Es evidente que el combustible utilizado (Diesel C), no es el más adecuado para garantizar la vida útil de los álabes; tanto el  $\text{SO}_3$ , C y Na están en cantidades excesivas como para iniciar mecanismos de corrosión a altas temperaturas sumamente perjudiciales, y éstos dan lugar a la formación de numerosos "pittings" (picados).
- 2.- Se manifiesta "a posteriori" el fenómeno de corrosión bajo tensiones. Sin embargo, las tensiones residuales no son importantes en este caso, ya que las mismas se relajan en servicio (o en los tratamientos térmicos previos). Las tensiones más importantes aparecen por el ciclado térmico más las tensiones mecánicas, incluyendo el picado por corrosión como concentrador de tensiones y actuando entre otros agentes químicos principalmente el Pb.
- 3.- Un adecuado recubrimiento mejoraría notoriamente la performance de estas piezas y podría evitarse el uso de otro combustible más caro (gasoil). Sin embargo, el cambio de combustible es lo más aconsejable dado que no se conocen experiencias realizadas, con Diesel C y algunos de los tipos de recubrimientos mencionados en este trabajo.

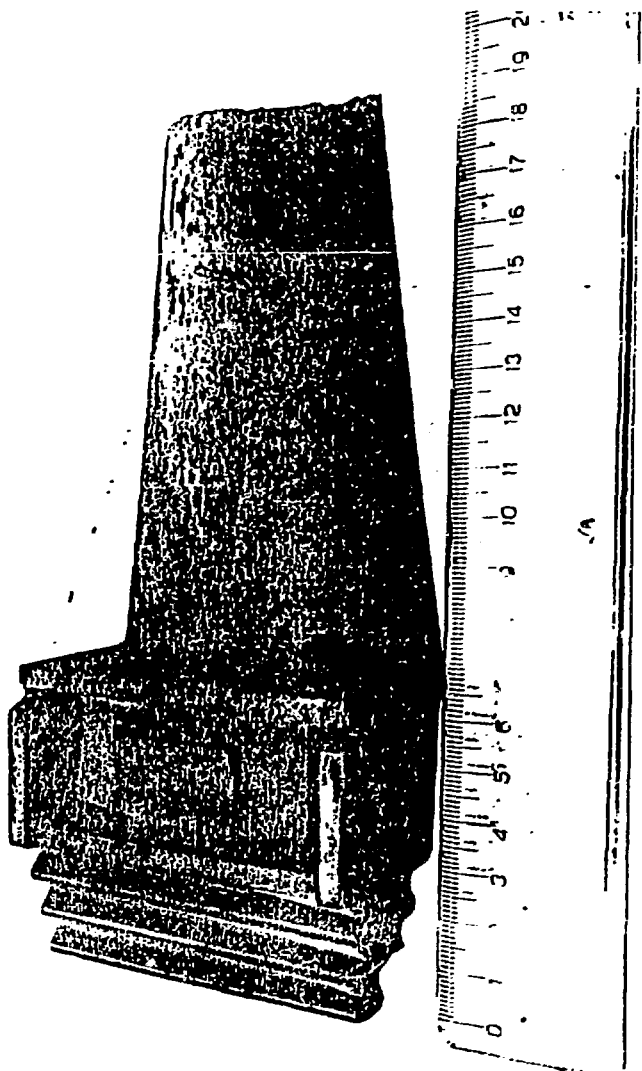


FIGURA N° 1: Vista lateral del álabo fallado. Se observa una gran cantidad de picado producido por los gases de combustión.

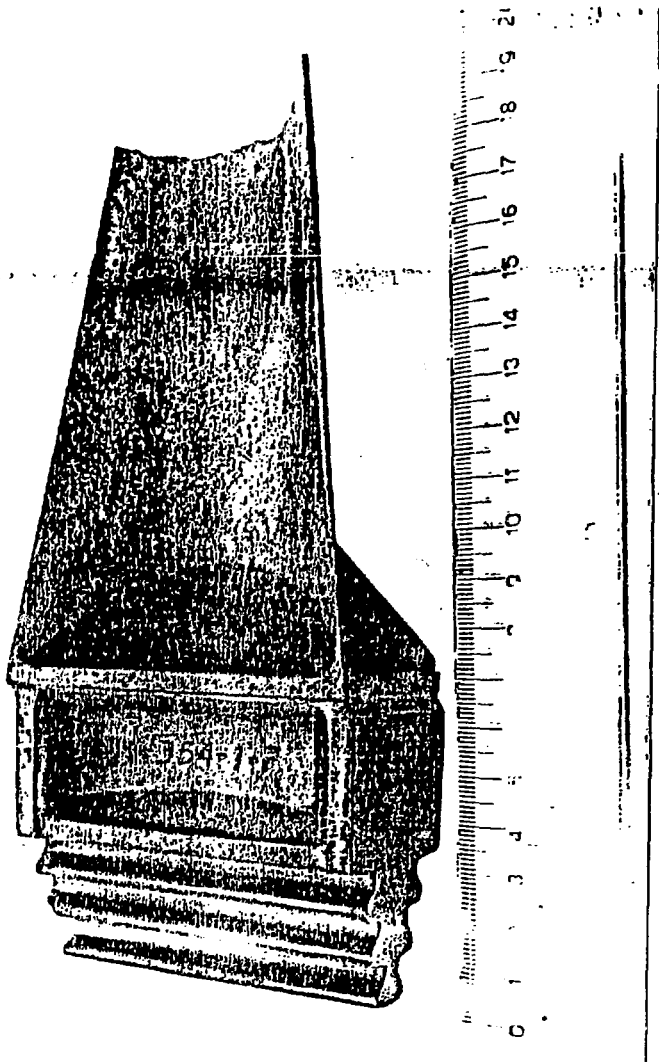


FIGURA N° 2: Idem Figura 1. La zona de picado igual que en Fig.1 se concentra en el borde de ataque del álabe que es donde se inicia la fisura.

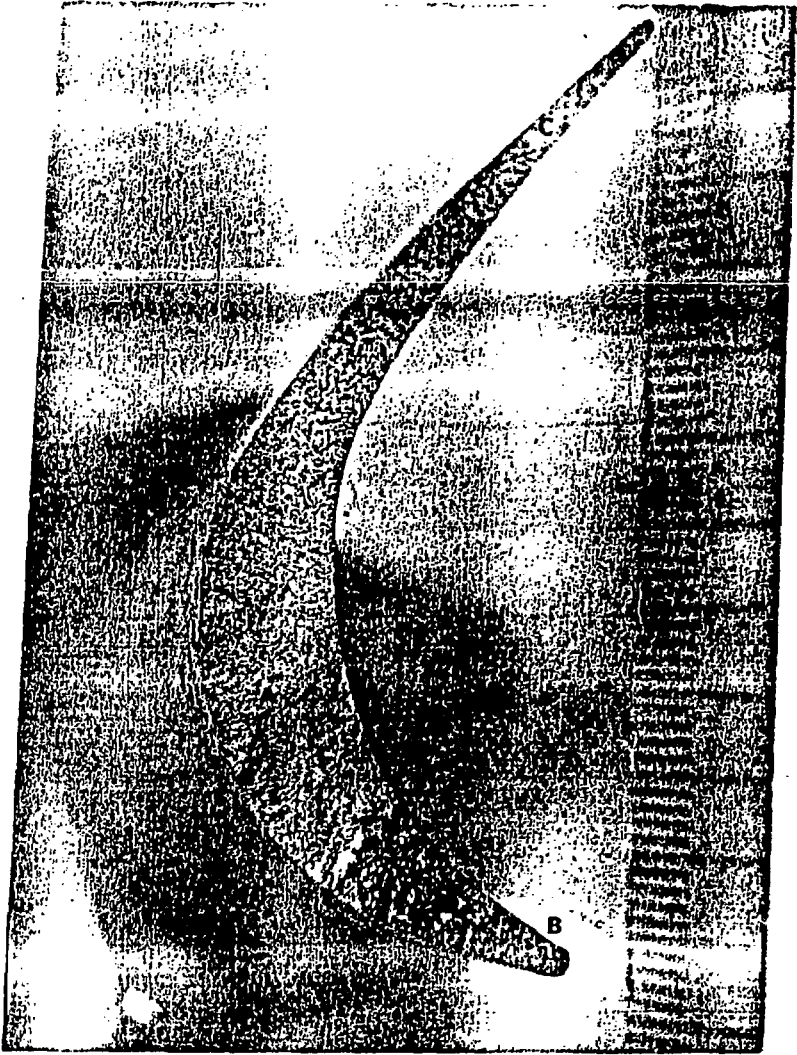


FIGURA N° 3: Superficie de fractura del álabo. En la zona A se produce la rotura inestable.

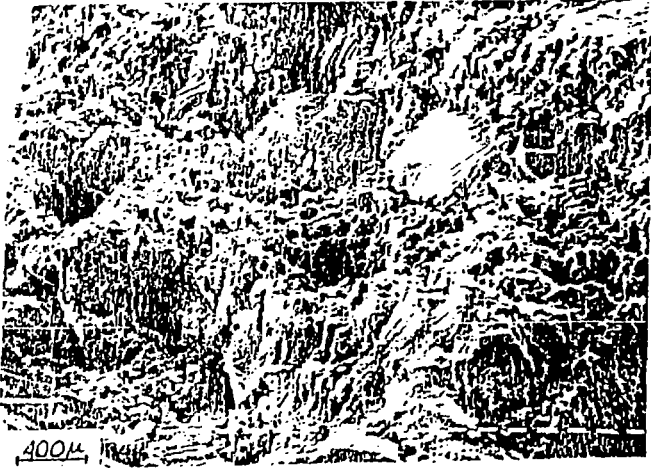


FIGURA N° 4: Microfractografía tomada en la zona B de la Fig.3. Zona de propagación estable de fisura.



FIGURA N° 5: Microfractografía tomada en la zona C de la figura 3. Zona de propagación inestable de fisura.



FIGURA N° 6: Plano perpendicular a la fisura inmediatamente debajo de la misma. Se observa la estructura dendrítica producto de la colada en cera perdida. Nótese la estructura fina que sólo existe en toda la cara convexa del álabe.

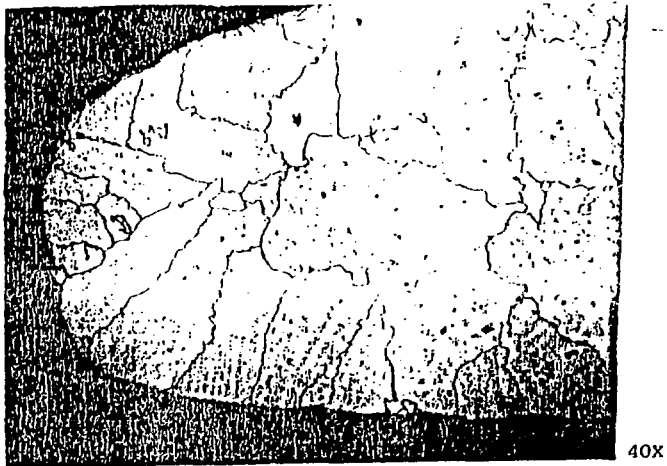


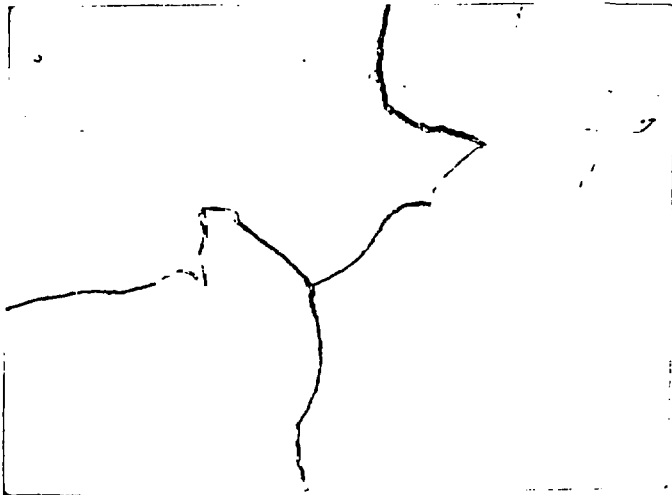
FIGURA N° 7: Plano paralelo a la superficie de fractura, revelando tamaño de grano.





500X

FIGURA N°8: Borde de grano con precipitación de carburos y homogénea precipitación de  $\gamma'$  en su interior.

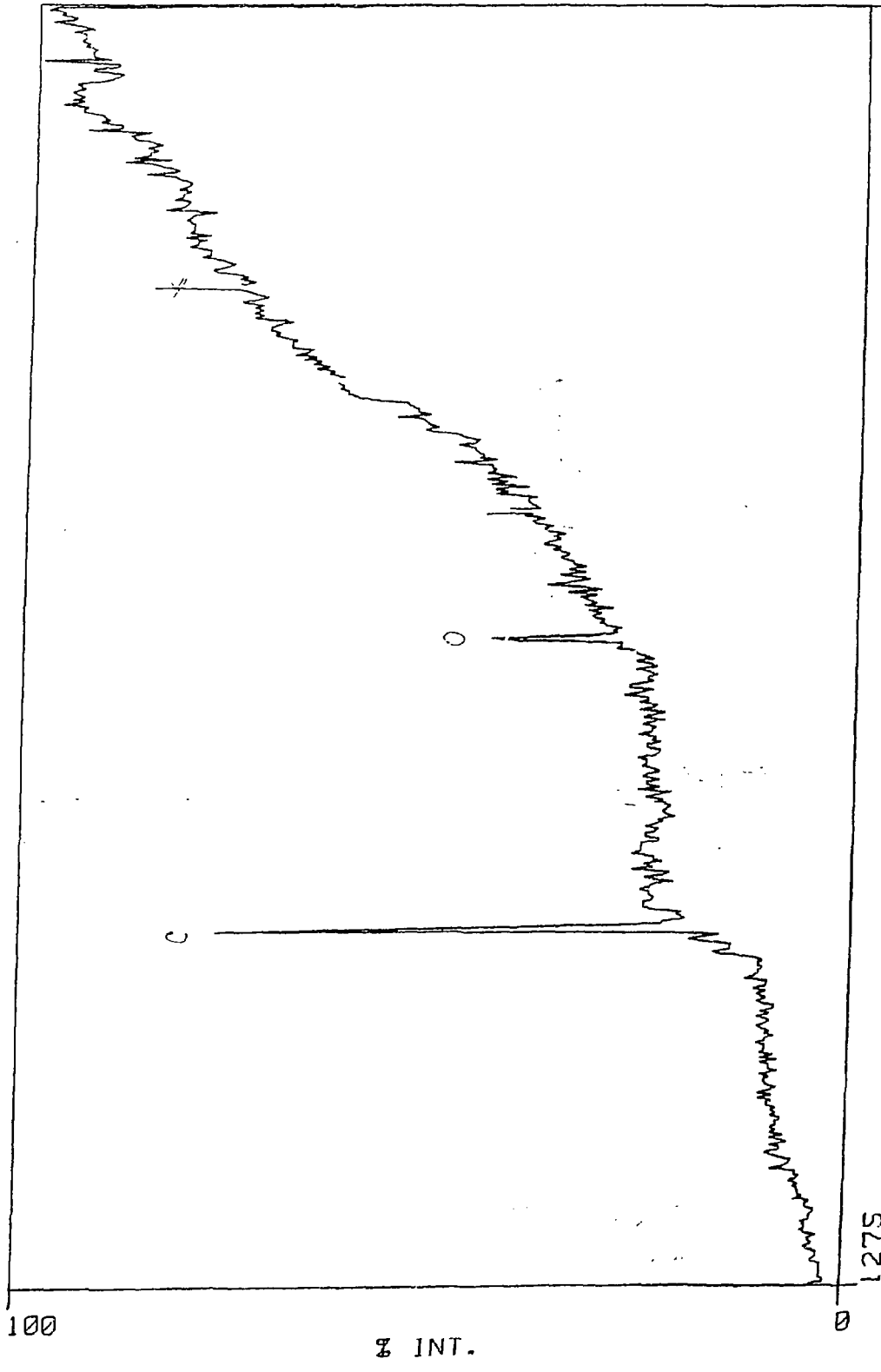


500X

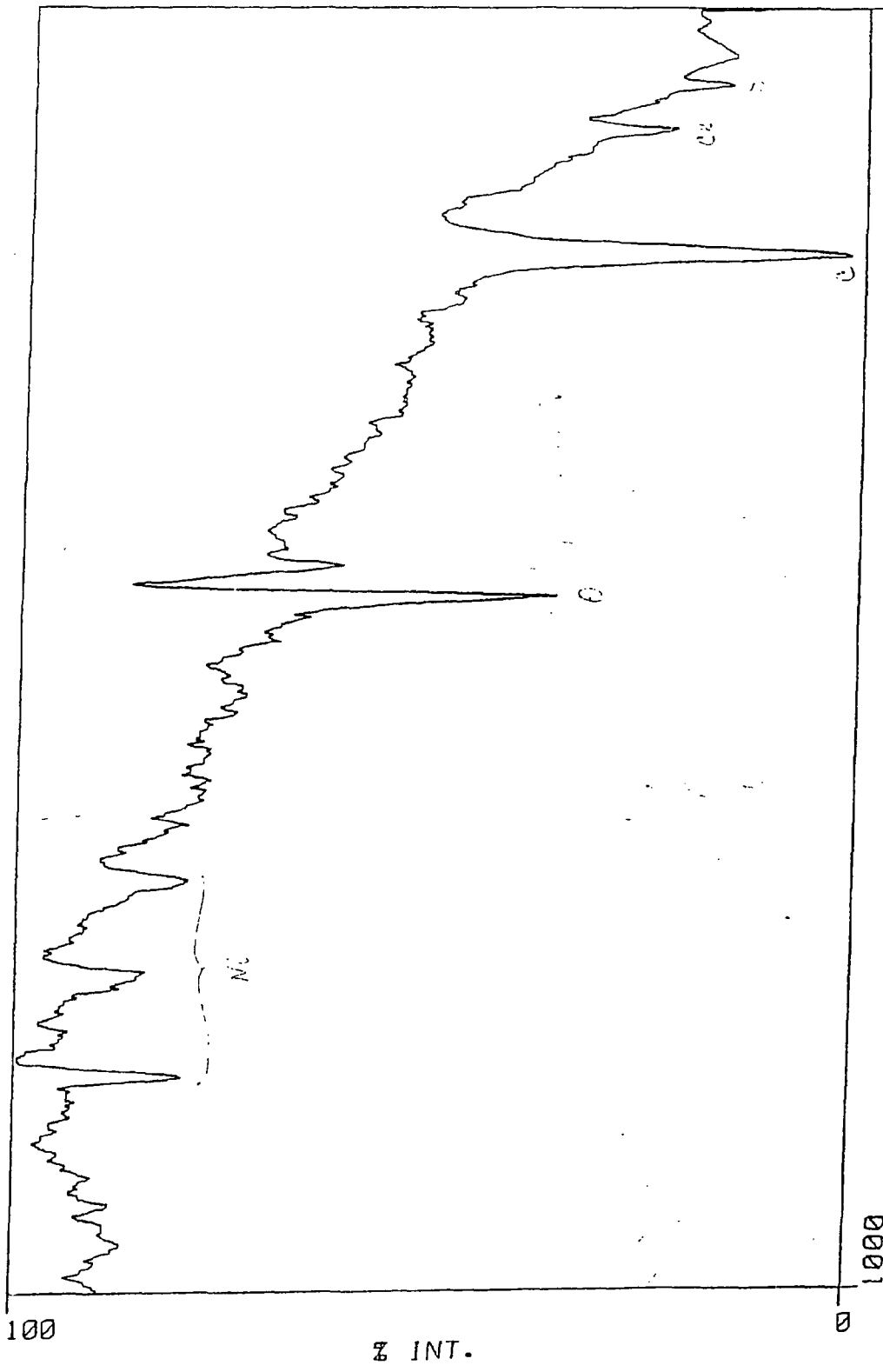
FIGURA N°9: Idem Fig.8 formada en un plano perpendicular a la fisura. No se observan signos de "creep".

A N E X O A

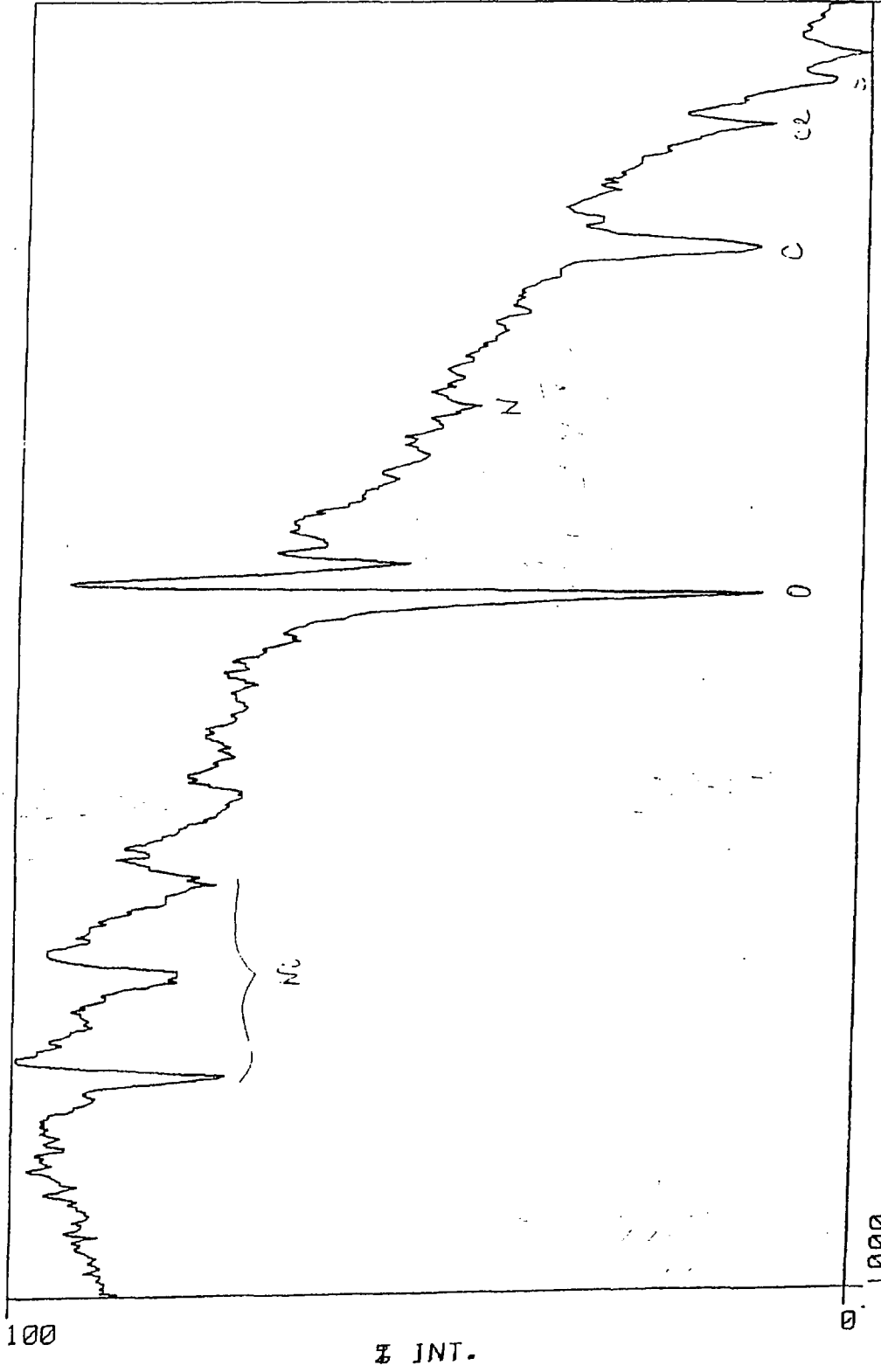
66CW - Ø XPS, en superfície. Fixura.



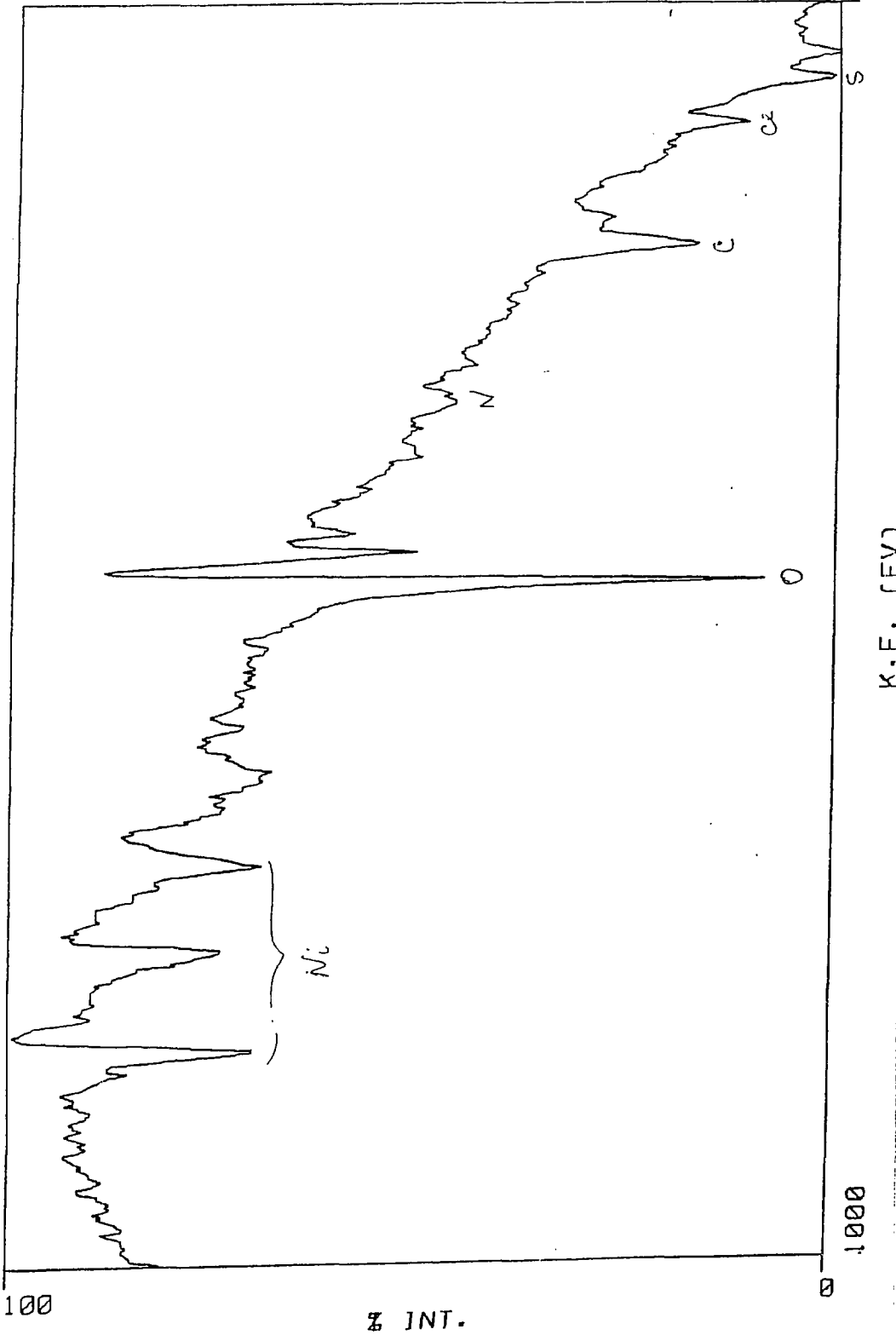
67CW3 • 0 Auger, prof. = 50 Å. (Punto 1). Fadura.



67CW4 - Ø Auger, prof = 100 Å. (Punto 1.) Firenze.



67CW5 · 0 Auger, prof. = 150 Å. (Punto 1). Fosvia.



K.E. (eV)

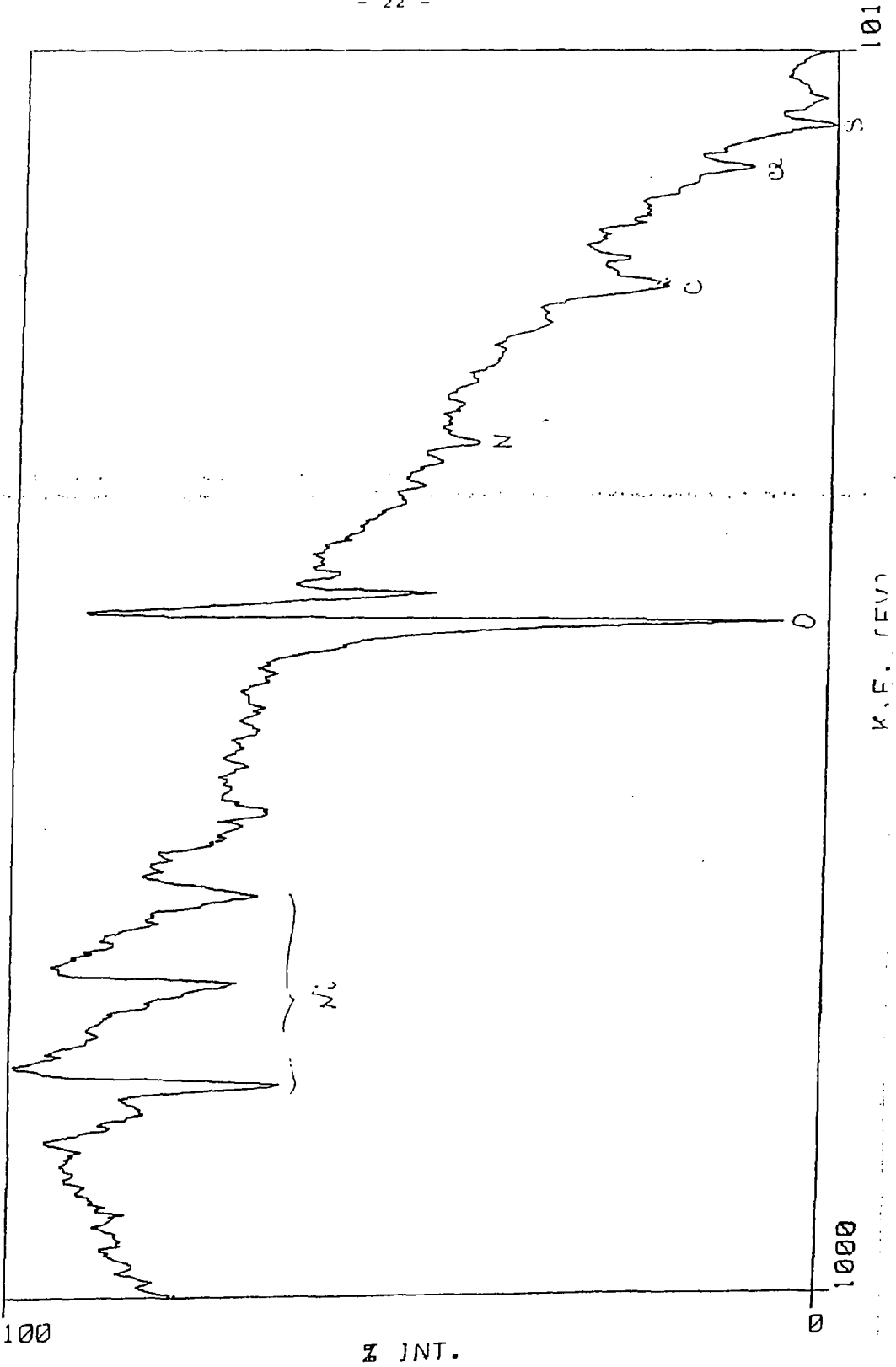
1000

S

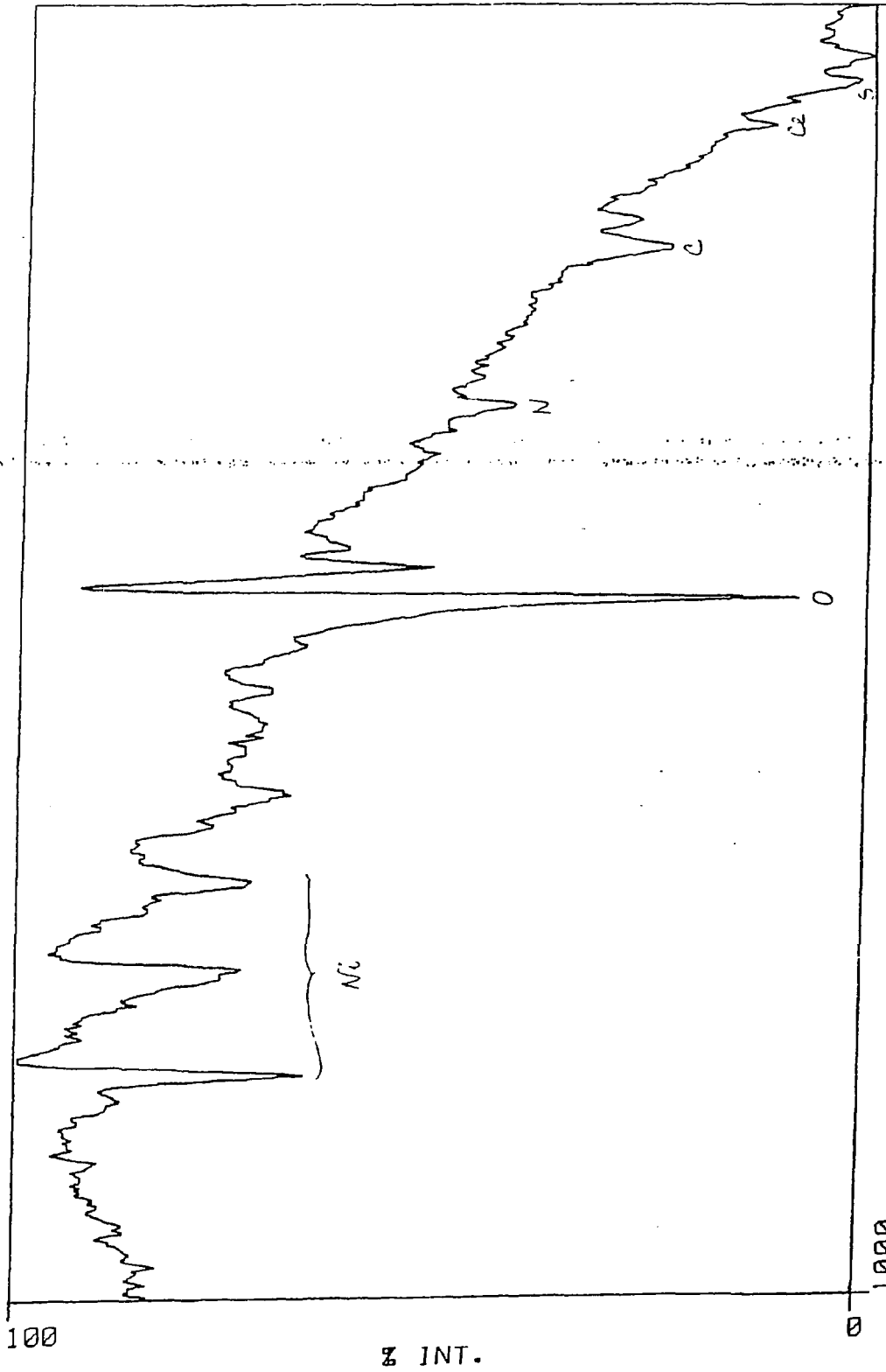
101

% INT.

67CWB • 0 Auger, prof. = 200 Å. (Punto 1). Firme.



67CW7 • Ø Auger, prof. = 300Å. (Punto 1). Fisura.



101

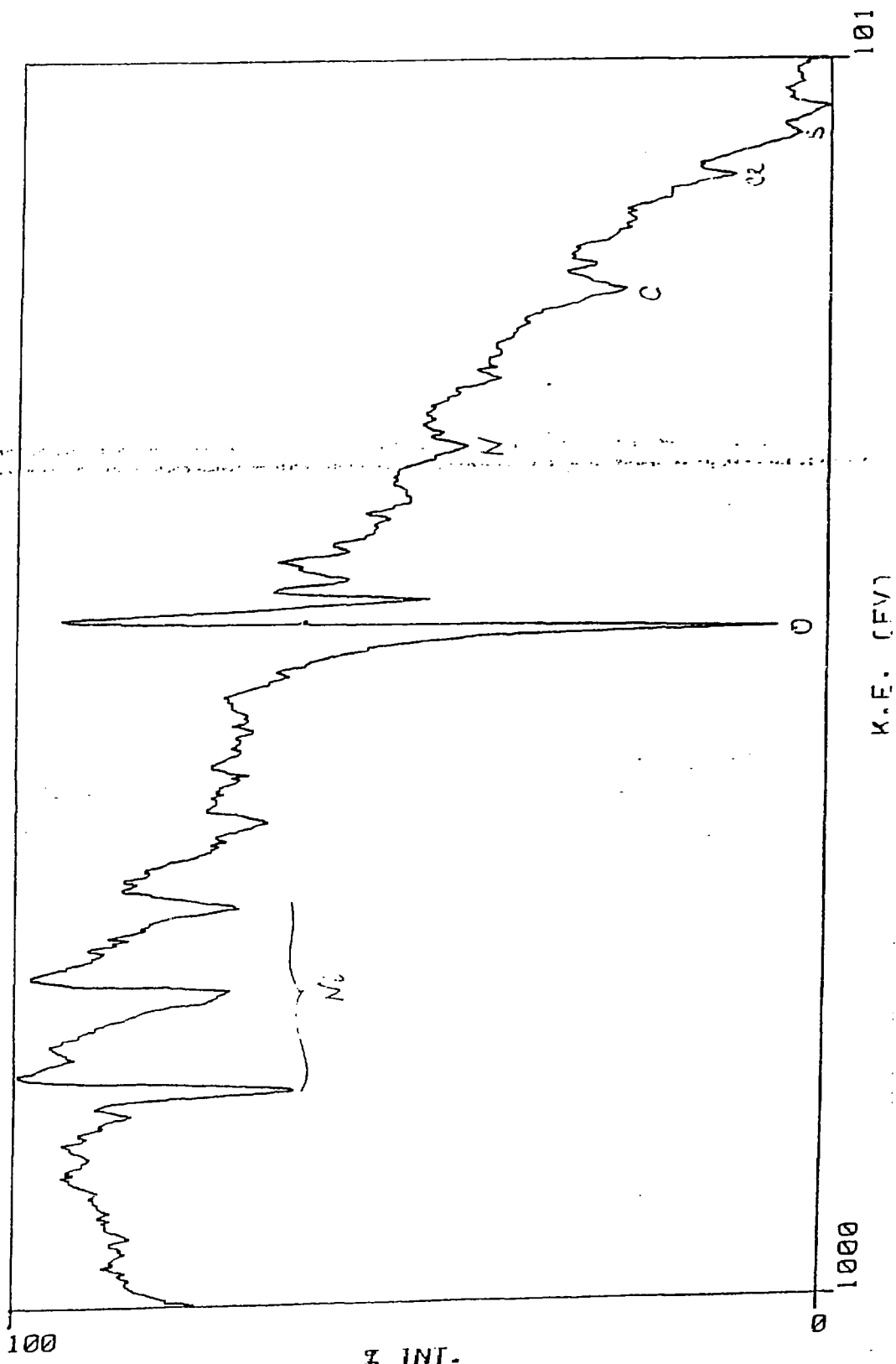
K.E. (eV)

1000

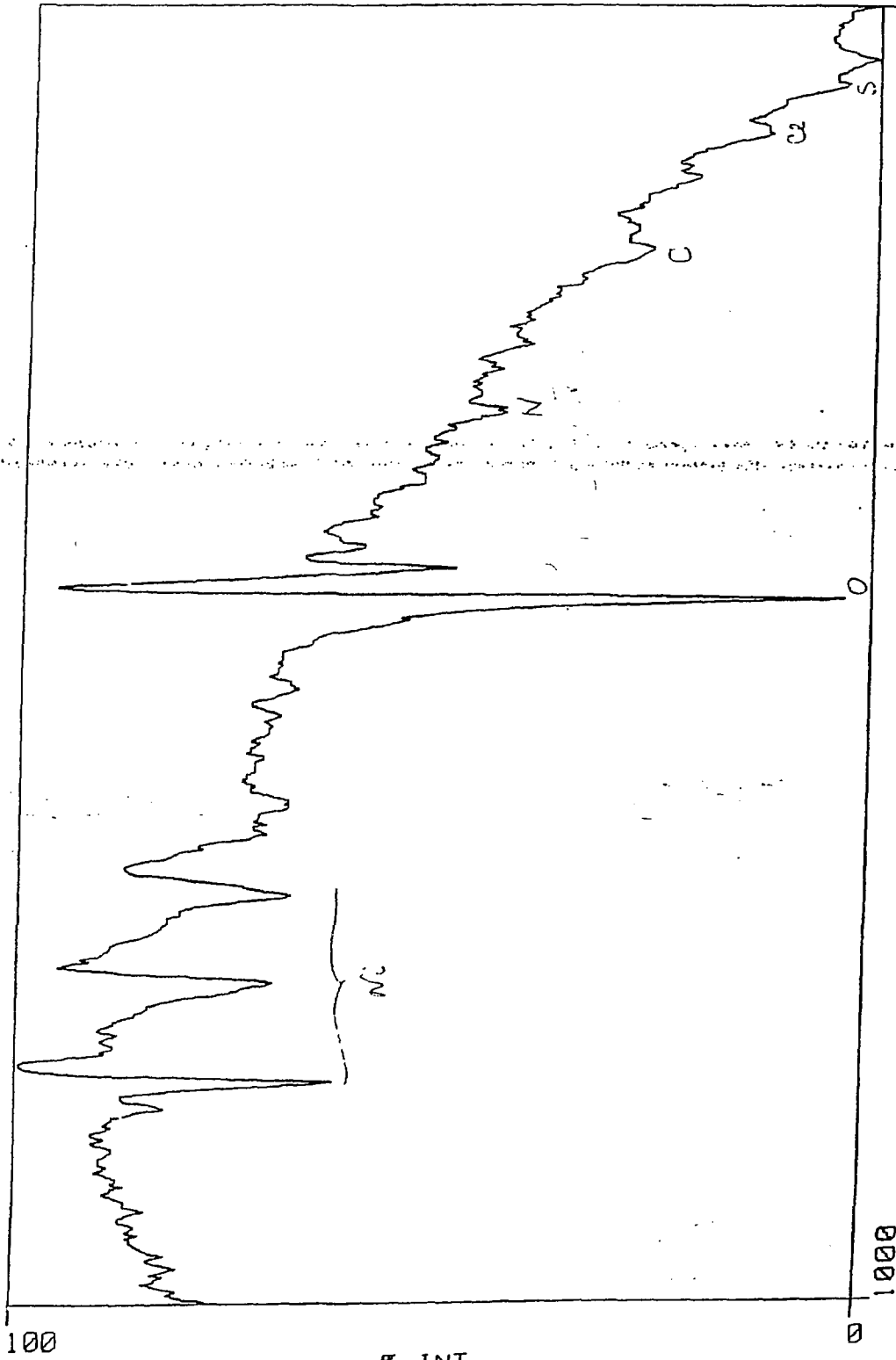
% INT.



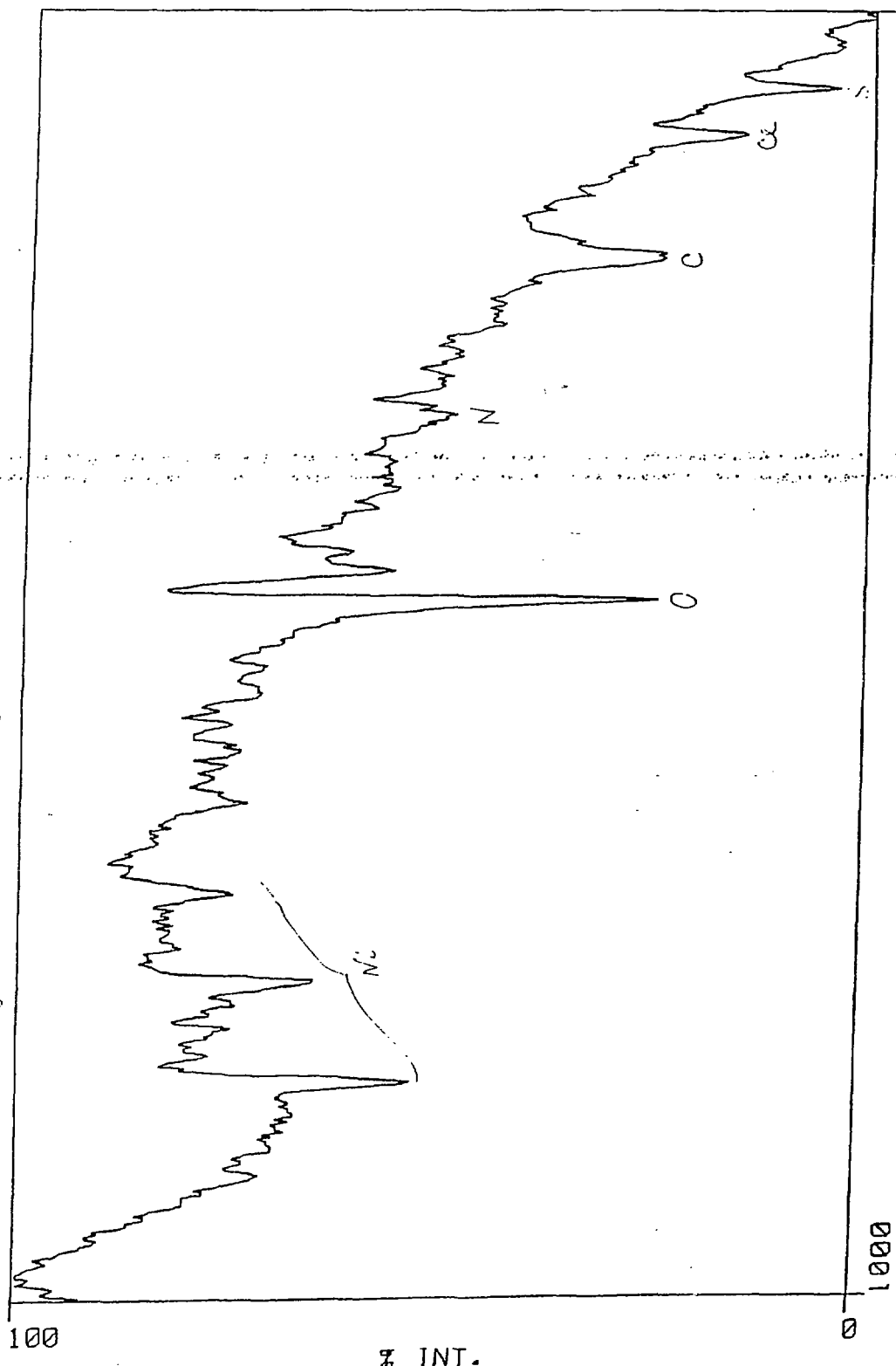
67CW8 • 0 Auger, prof. = 400 Å. (Punto 1). Firsa.



67CW9 • Ø Auger, prof. = 500 Å. (Punto 1). Figura.



67CWE • Ø Auger, prof. = 100 Å. (Punt 2). Fama.

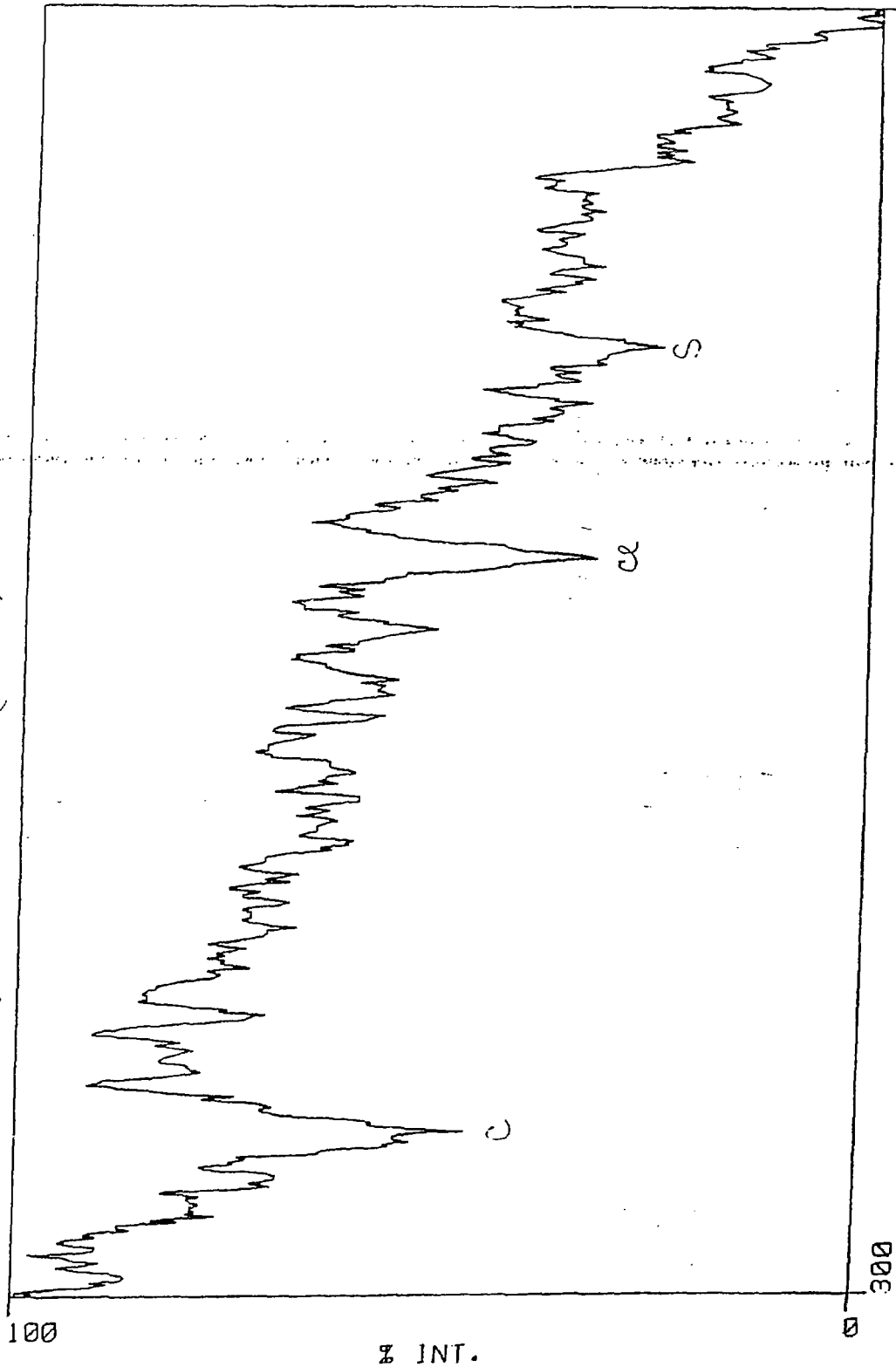


K.F. (EV)

101

1000

67CWH •  $\emptyset$  Auger, prof. = 200 Å. (Punto 2). Firma:



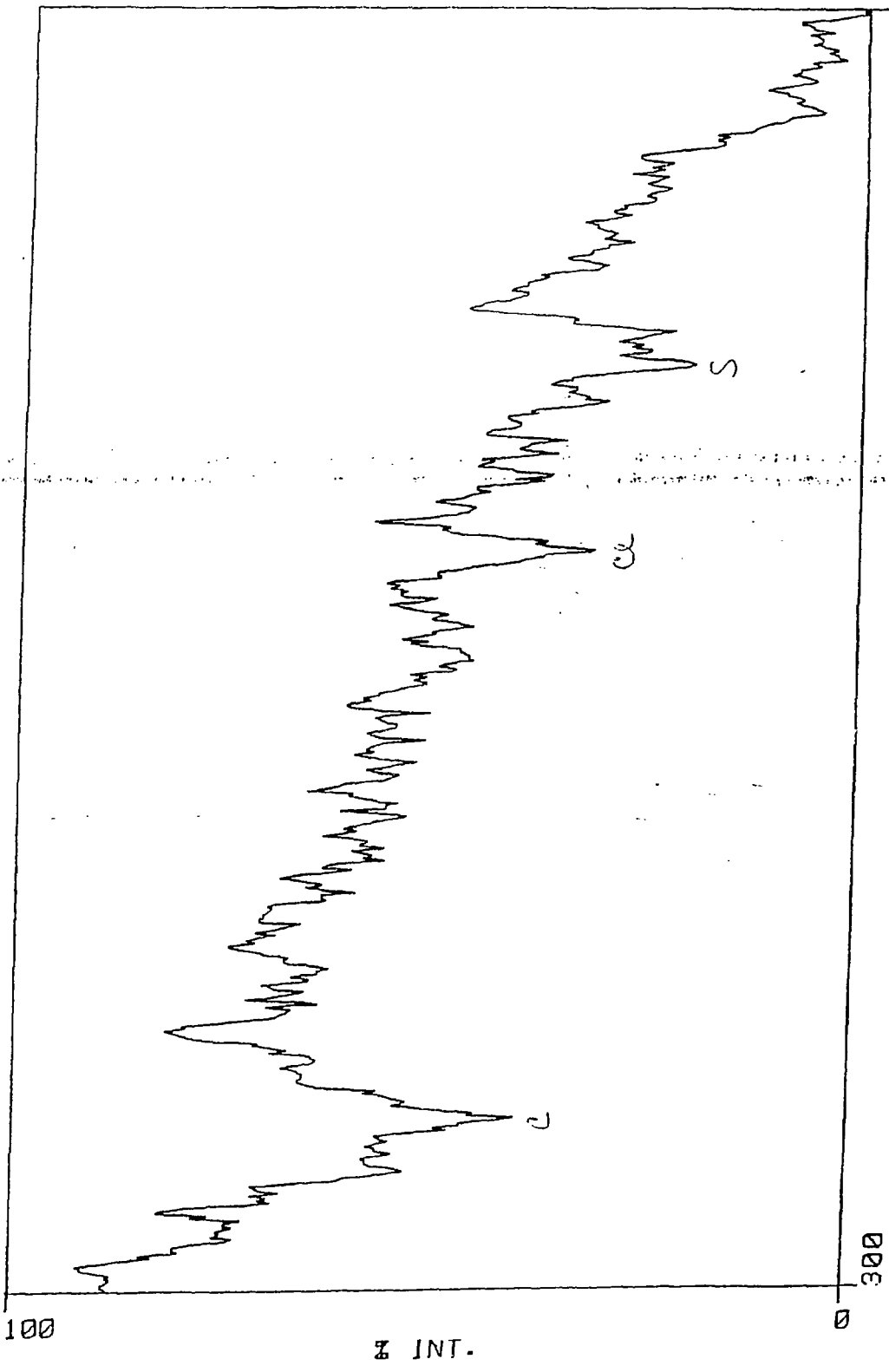
101

K.E. (eV)

300

% INT.

67CWI • 0 Auger, prof. = 300 Å (Punto 2) . Fisura.

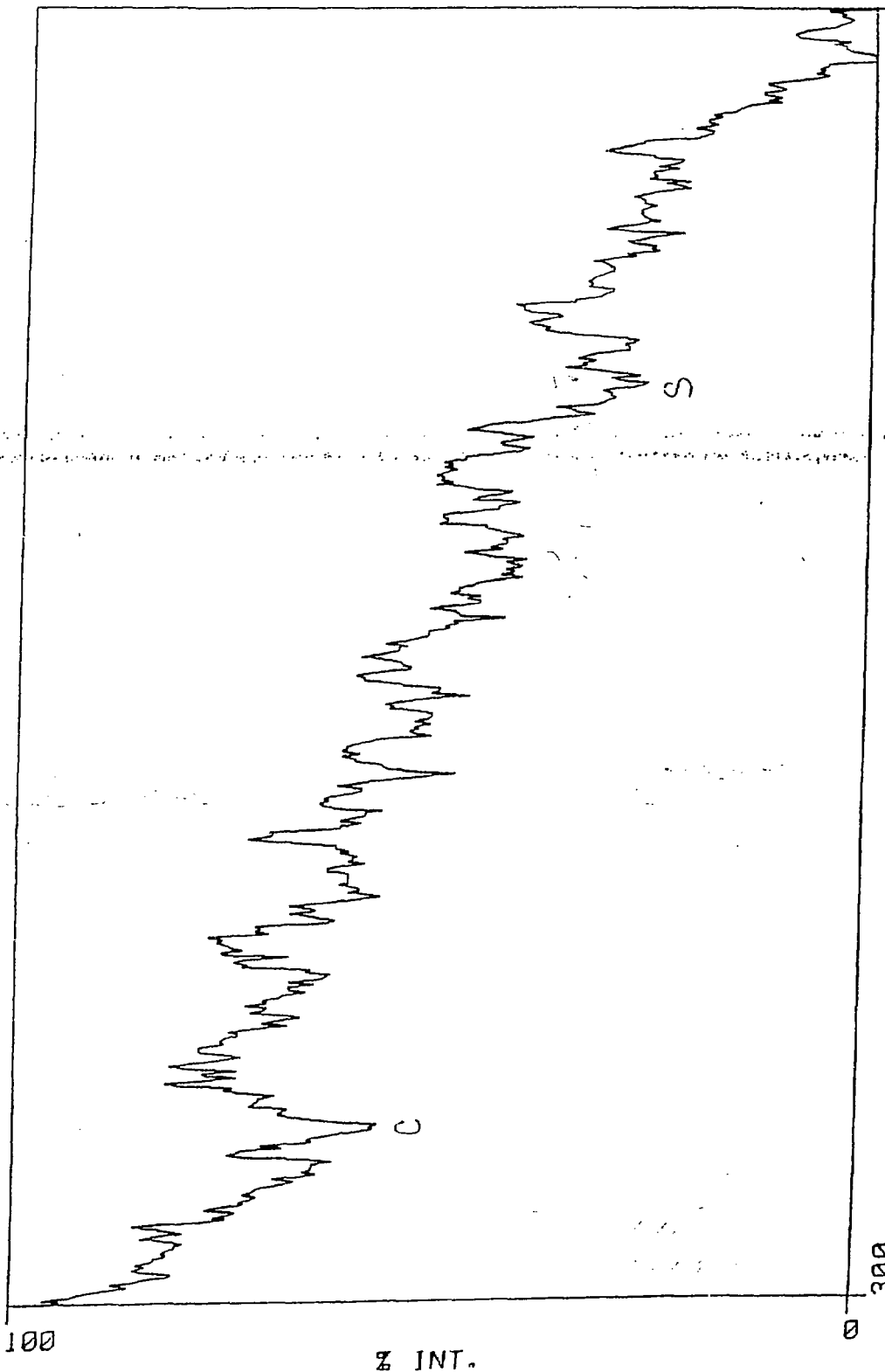


K.E. (eV)

300

% INT.

67CWJ • 0 Auger, prof. = 400 Å. (Punto 2). Fava.



K.E. (eV)

300

101