

MECANICA DE LA FRACTURA. EVALUACION DE DEFECTOS. ENSAYOS DE FISURACION

J.M.Amo, J.Durán, J.Chao

CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALURGICAS.
MADRID

La presencia de fisuración en frío en las construcciones soldadas está condicionada por tres factores fundamentales: microestructura de la zona afectada térmicamente, contenido en H_2 del material de aportación y grado de embriamiento de la unión.

El estudio de la influencia de los factores anteriores sobre el riesgo de fisuración como punto de iniciación de roturas frágiles y la evaluación de defectos de apilamiento, aplicado al caso de la construcción de gasoductos, ha sido analizado con diferentes ensayos.

The presence of cold cracking in the welding construction is depending on fundamental factors: the microestructure of the heat affected zone, the weld metal hydrogen content and the embrittled joint degree.

The study of the influence of those factors on the cracking risk as cause of brittle fracture initiation and the defects' evaluation, all applied to the pipelines construction, has been analyzed by different test.

La presencia de fisuración en frío en las construcciones soldadas está condicionada por tres factores fundamentales: microestructura de la zona afectada térmicamente, contenido en hidrógeno del metal fundido y grado de tensión a que se encuentra sometida la unión.

Con respecto a la microestructura, las estructuras de temple resultan muy fragilizadas por el H_2 , por tanto, su estudio o control mediante la dureza de la ZAT pone de manifiesto su presencia. Todos los procedimientos de precalentamiento o de post-calentamiento de las uniones soldadas, intentan evitar un enfriamiento excesivamente rápido de la unión soldada, que pueda permitir la transformación de la austenita en martensita y de resultar esto inevitable, la necesidad de efectuar un revenido posterior a la soldadura.

La necesidad de emplear procedimientos seguros y eficientes para la soldadura de los grandes gasoductos, obliga al empleo de la soldadura manual con electrodos revestidos o con soldadura semiautomática con o sin gas protector; constituyendo el primero de ellos el más generalizado y por tanto utilizado en este trabajo. Estos procedimientos se caracterizan por su alta velocidad de soldadura y como consecuencia por un bajo nivel de energía térmica aportada a la unión. Por esta razón, las velocidades de enfriamiento conseguidas son muy rápidas y el temple de la zona afectada puede producirse. Lógicamente la influencia de la composición química del acero base empleado contribuye de forma esencial en la microestructura resultante.

El empleo de electrodos con revestimiento celulósico, por su elevada productividad de ejecución en obra, tienen como contrapartida proporcional al metal fundido una elevada cantidad de H_2 , del orden de 40 ml/100 gr, frente a un nivel en torno a los 5 ml exigido para los electrodos de revestimiento básico empleados en calderería a presión para aceros de alto límite elástico. La mayor cantidad de H_2 presente en la soldadura de los gasoductos incrementa el riesgo de fisuración en frío y parece lógico mantener las uniones soldadas a temperatura superior a $100^\circ C$ para permitir escapar el H_2 , con la consiguiente pérdida de productividad en el depósito de material de aportación.

Finalmente la tensión a que se encuentra sometida la unión soldada, tanto de embridamiento como residual constituye un campo tensional complejo, afectado por la eliminación de las mordazas de sujeción de los tubos, los posibles movimientos y las tensiones residuales que se incrementarán con el mayor límite elástico del acero empleado. Por otra parte, la presencia de desnivelaciones en el montaje de los tubos en obra, las diferencias de espesor y las entallas propias de la raíz de las soldaduras incrementan las tensiones locales a que se encuentra sometido el material.

Al estudio de la influencia de los factores anteriores sobre el riesgo de fisuración, se ha dedicado una parte importante de nuestros trabajos en el campo de la soldadura de gasoductos. La presencia de defectos en la pasada de raíz, observados en examen metalográfico y difícilmente puesto de manifiesto en el control radiográfico en obra, hace imprescindible la evaluación de la severidad de dichos defectos en base a las determinaciones de los valores COD para las diferentes zonas metalúrgicas de la unión soldada.

Para este estudio se ha partido de tubería de acero microaleado de calidad API 5LX de 1067 mm de diámetro (42 pulgadas) y 16 mm de espesor, con características mecánicas: $Re = 48 \text{ Kg/mm}^2$, $Rm = 60 \text{ Kg/mm}^2$ y composición química en %: $C=0,082$; $Mn=1,56$; $Si=0,24$; $P=0,020$; $S=0,007$; $Nb=0,040$ y $V=0,058$.

La determinación del tiempo de enfriamiento se establece normalmente en base al tiempo transcurrido en el enfriamiento entre 800 y $500^\circ C$, lo que puede ser establecido teóricamente en función de la energía térmica aportada a la

unión y el espesor del tubo. Para 16 mm de espesor la influencia de la temperatura de precalentamiento resulta básica para la modificación de las condiciones bitérmicas a tritérmicas en la gama de energías teóricas de cálculo entre 1 y 2 KJ/mm, empleadas en la soldadura de primera pasada de gasoductos. Por esta razón en nuestros ensayos de fisuración realizados en laboratorio se empleó como base la energía de 1,5 KJ/mm, analizando la influencia del precalentamiento entre 20 y 100°C.

La determinación de los ciclos térmicos de soldadura permitió determinar velocidades de enfriamiento $t_{8/5}$ entre 6 y 10,8 s, que corresponden a microestructuras de bainita y martensita. La dureza de la martensita se establece para este tipo de acero en 380 Hv y la de la bainita en 212 Hv. Pudo observarse en los ensayos, de los que se obtuvieron macrosecciones del cordón de soldadura realizadas a título comparativo con electrodos básico y celulósico con $t_{8/5} = 10,8$ s, que la dureza en la ZAT es de 270 Hv y su microestructura fundamental corresponde a B+M. Los resultados obtenidos mediante la formulación,

$$Hv = 2019 \left[C(1 - 0,5 \log t_{8/5}) + 0,3(Si/11 + Mn/8 + Cu/9 + Cr/5 + Ni/17 + Mo/6 + V/3) \right] + 66(1 - 0,8 \log t_{8/5})$$

y desarrollada por Mannesman. Doc. I.I.S. IX-1356-85 confirma su aplicación práctica y la necesidad de modificar los coeficientes sobre los clásicos establecidos en la formulación del carbono equivalente, para su aplicación a tubos.

En las uniones reales obtenidas en campo, las durezas obtenidas son inferiores a 240 Hv, con muy pequeña influencia de la temperatura de precalentamiento, Figuras nº 1 y 2 y con microestructura con apreciable contenido en ferrita.

Pueden, por tanto, tomarse las condiciones de enfriamiento impuestas a los ensayos de laboratorio como más desfavorables a las realmente deducidas de las condiciones reales, para juzgar la tendencia a la fisuración en frío.

Los ensayos de resiliencia con entalla en la ZAT, permitieron establecer la prácticamente nula influencia de la temperatura de precalentamiento -Figura nº3- no obstante, detectable con el ensayo COD.

Ensayo de implantes

Para el establecimiento de la tensión de rotura se preparó una serie de doce implantes, mecanizados a partir del material base del tubo en sentido longitudinal y con entalla en forma helicoidal, para asegurar el inicio de la rotura por la zona afectada térmicamente.

La chapa base del ensayo fue de 100x75x10 mm, empleándose aportación con electrodo AWS E-9010G de 40 mmØ. El diámetro nominal del implante fue de 6 mm con sección resistente de 23,75 mm². Los parámetros de soldadura se ajustaron a las condiciones de obra 150 A. 27V para mantener la energía en los niveles lo más bajos posibles (inferior a 2 KJ/mm), que suponen tiempos de enfriamiento $t_{8/5}$ análogos a los considerados anteriormente.

El resultado del ensayo se da en la tabla nº 1.

Debe considerarse que con tensión del límite elástico se produce la rotura del implante y con ligeras disminuciones de la carga la rotura completa es evitada, aún con las severas condiciones del implante. El límite de rotura puede ser situado en el valor del límite elástico, con la propia severidad del ensayo.

En el examen metalográfico efectuado al implante después del ensayo, pudo apreciarse presencia de microfisuras propagadas a partir de la entalla mecánica por la ZAT, aún con los niveles inferiores de carga aplicados. Este resultado pone de manifiesto la importancia de las irregularidades geométricas como punto de inicio de fisuras, originadas en la pasada de raíz de las uniones soldadas en campo.

En la figura nº 4 pueden apreciarse implantes con rotura/no rotura y en la figura nº 5 la propagación de microfisuras a partir de la entalla mecánica del implante situada en la ZAT, hacia el metal de aportación. Pudo comprobarse el efecto anterior en las uniones en campo y en pasada de raíz, como se observa en la figura nº 6.

Ensayos con implantes realizados en análogas condiciones y con energías teóricas entre 1,5 y 2 KJ/mm precalentados a 100°C, pusieron de manifiesto un comportamiento análogo al expuesto. Las expresiones matemáticas adoptadas para evaluar la temperatura de precalentamiento en base al carbono equivalente del acero base empleado, tomando como tiempo de enfriamiento $t_{8/5}$ entre 2 y 6 s. proporcionan valores de 61°C o de 67°C respectivamente. Las más empleadas en tu bería son:

$$T_p = 416 \cdot \log (100 \cdot CE) - 456$$

$$T_p = 678 \cdot CE - 52$$

$$CE = C + Si/25 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/10 + Ni/40 + Mo/15 + V/10$$

De esta forma se confirma la no necesidad de especificar, desde el punto de vista de comportamiento mecánico una temperatura de precalentamiento de los tubos superior a 100°C.

Ensayo de embridamiento

La influencia de la tensión de embridamiento en la raíz de las uniones soldadas manifiesta como un factor importante en la tendencia a la fisuración. Mediante probetas tipo TEKKEN y modificación del grado de embridamiento por variación de la longitud de corte transversal al cordón de soldadura, se trató de poner de manifiesto las condiciones límites de rotura y la propagación de las microfisuras por la ZAT. Debe señalarse que este tipo de probetas muy empleadas en control de soldaduras, pretende fundamentalmente caracterizar el inicio de la rotura por el material de aportación, tomando como parámetro el nivel de embridamiento adoptado para la probeta de ensayo.

Empleando electrodos de revestimiento celulósico y parámetros de soldadura los anteriormente reseñados, para conseguir tiempos de enfriamiento del orden de los obtenidos en obra, se obtuvieron los resultados recogidos en la tabla nº 2, sobre probetas mecanizadas del propio material base del tubo.

Puede observarse que, únicamente con tensiones bajas de embridamiento no se obtiene rotura, independientemente del tipo de electrodo celulósico empleado e identificado por la segunda letra de designación de la probeta. En la figura nº 7 se observan casos de rotura/no rotura estudiados. En los casos de rotura la propagación de la misma se realiza por el material de aportación.

Tomando como valores de cálculo, que en una construcción soldada los valores del coeficiente de embridamiento se sitúan en la gama entre 70 y 40 veces el espesor del material a soldar, los embridamientos para los 16 mm de espesor

del tubo considerado serían de: 1120 y 640 KG/mm.mm respectivamente, que produciría la rotura del cordón de raíz de los tubos, según el ensayo de embriamiento utilizado.

En la realidad de obra no se origina rotura en la raíz de los tubos, como pudimos comprobar en nuestros propios ensayos realizados en condiciones muy adversas de temperatura, por la necesidad de emplear una segunda pasada, la pasada caliente, con una demora muy reducida en tiempo sobre la pasada de raíz, lo que de forma indirecta supone aceptar que la unión soldada mantiene una temperatura de precalentamiento entre pasadas. Es evidente, que la ausencia de esta segunda pasada realizada inmediatamente a la propiamente de raíz, supone la rotura de la pasada de raíz en casos examinados.

Resultados COD y evaluación de defectos

Los valores obtenidos en el ensayo COD situando la entalla en diferentes zonas de la unión soldada se reproducen en la tabla nº 3 y en base a ellos se ha realizado la evaluación de defectos tomando como criterios diferentes recomendaciones o normas.

Condición	Probeta*	Sector	COD (mm)	COD medio
Sin Precalentamiento	ABS	0-3	0,228	0,208
	ADS	6-9	1,128	
	ABT	0-3	0,317	0,389
	ADT	6-9	0,462	
Precalentamiento a 100°C	AGS	0-3	0,246	0,253
	AIS	6-9	0,261	
	AGT	0-3	0,564	0,521
	AIT	6-9	0,479	

(*) S = Soldadura

T = Zona térmicamente afectada

COD Obtenidos: BS-5762

Tabla Nº 1. Resultado del ensayo de implantes

<u>Implante nº</u>	<u>Energía JK/mm</u>	<u>Tensión Kg/mm²</u>	<u>Resultado</u>
1	1,8	64	rotura
2	1,4	60	rotura
3	1,4	51	rotura a 5h
4	1,5	47,3	sin rotura
5	1,7	47,3	sin rotura
6	1,4	47,3	sin rotura
7	1,7	25,5	sin rotura
8	1,6	25,5	sin rotura
9	1,5	25,5	sin rotura
10	1,5	16	sin rotura
11	1,8	13	sin rotura
12	1,6	13	sin rotura

Tabla Nº2. Ensayo de embridamiento

<u>Probeta</u>	<u>Longitud corte</u>	<u>Embridamiento</u>	<u>Energía</u>	<u>Resultado</u>
G-B	0 mm	1250 Kg/mm.mm	1,59 KJ/mm	rotura
A-L	0 mm	1025	1,52	rotura
I-T	0 mm	1025	1,35	rotura
B-L	10 mm	890	1,69	rotura
D-B	10 mm	890	1,69	rotura
C-T	10 mm	890	1,49	rotura
F-L	30 mm	535	1,55	no rotura
H-B	30 mm	535	1,55	no rotura
E-T	30 mm	535	1,45	no rotura

Tabla Nº3. Tamaños críticos de defectos

<u>Código</u>	<u>Situación defectos</u>	<u>Altura mm</u>	<u>Longitud mm</u>
PD-6493	Superficial	0-6,2	Sin límite
	Interno	0-13	Sin límite
API 1104 Apéndice A	Superficial Interno	0-3,9	427
BS-4515 Apéndice H	Superficial Interno	0-3	230

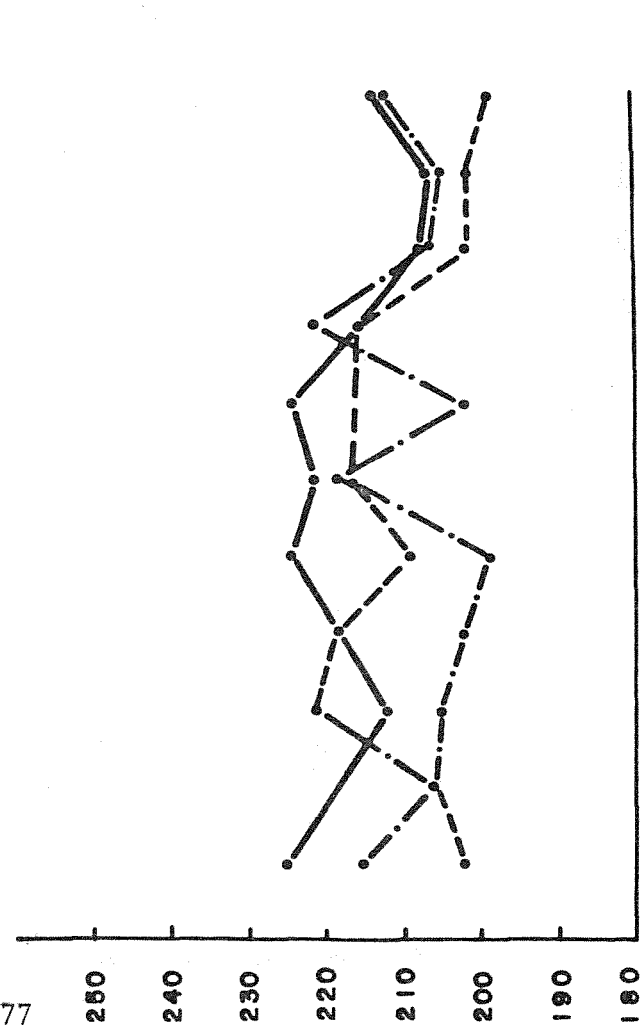
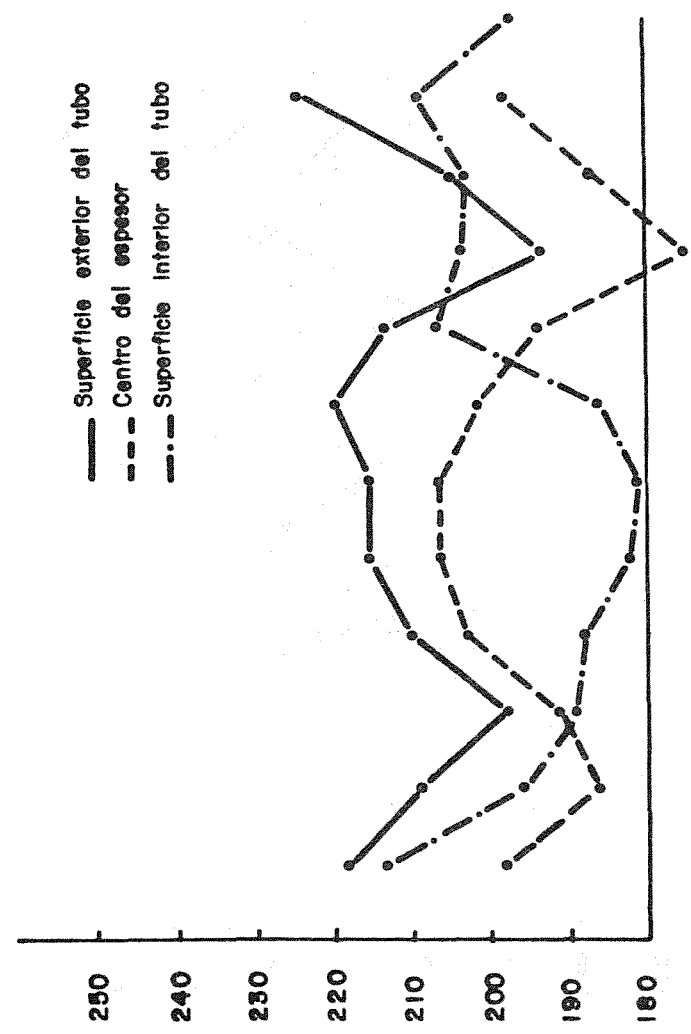
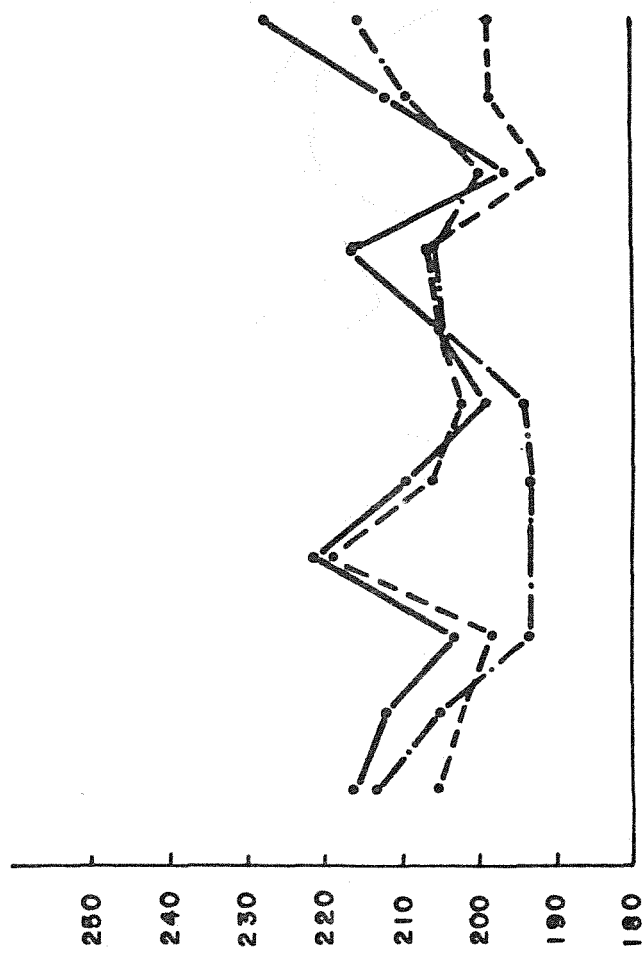
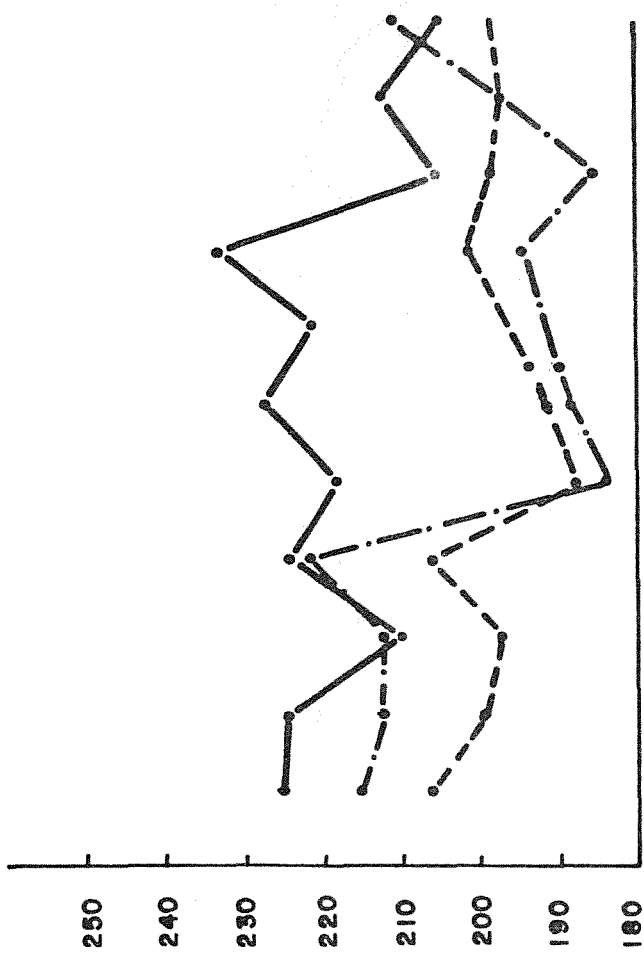


Fig: 1. UNION EN CAMPO
Electrodo E--901QIn precalentar

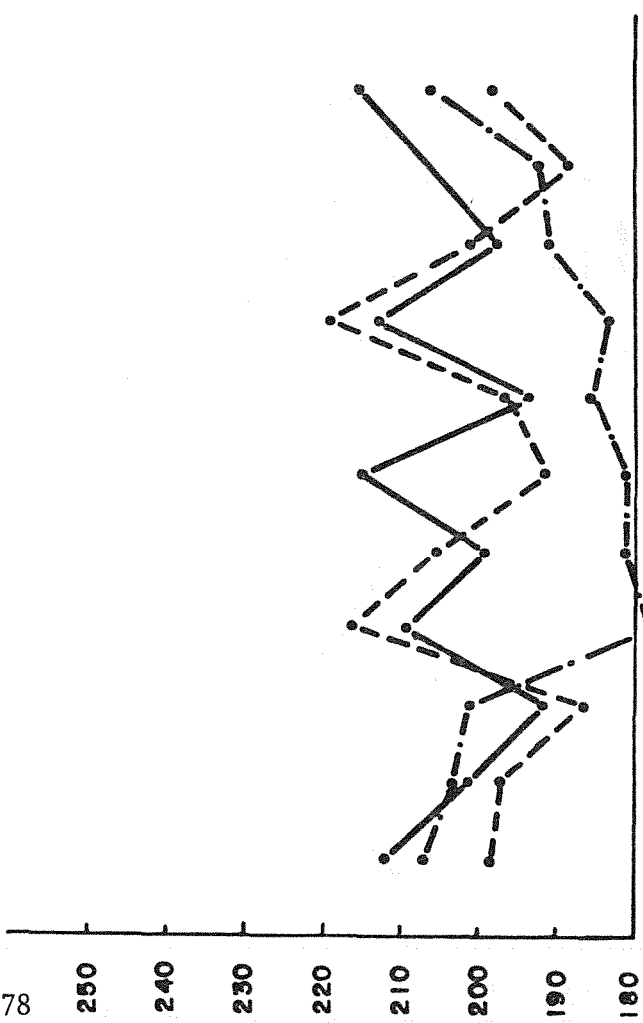
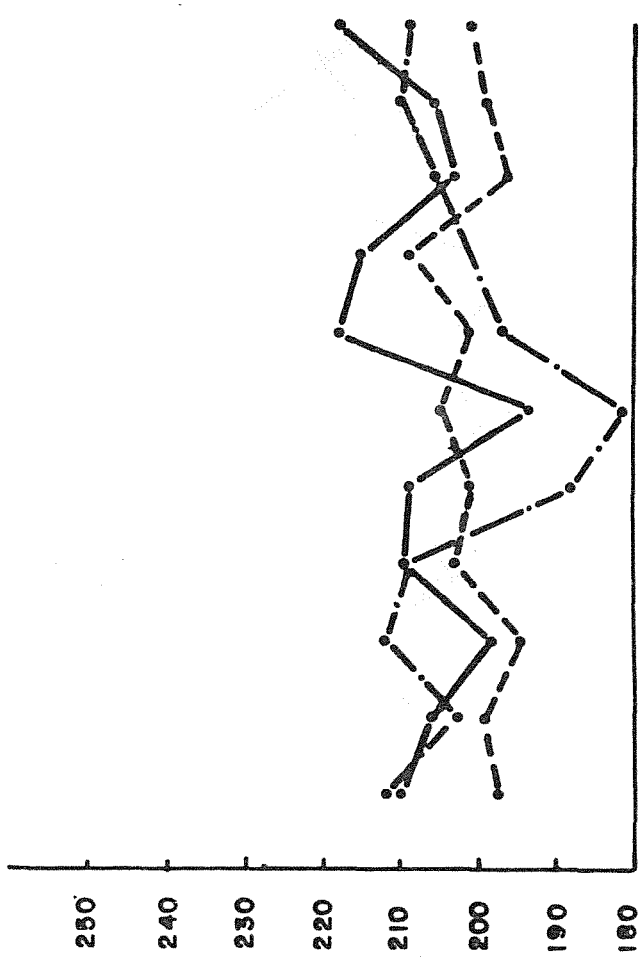
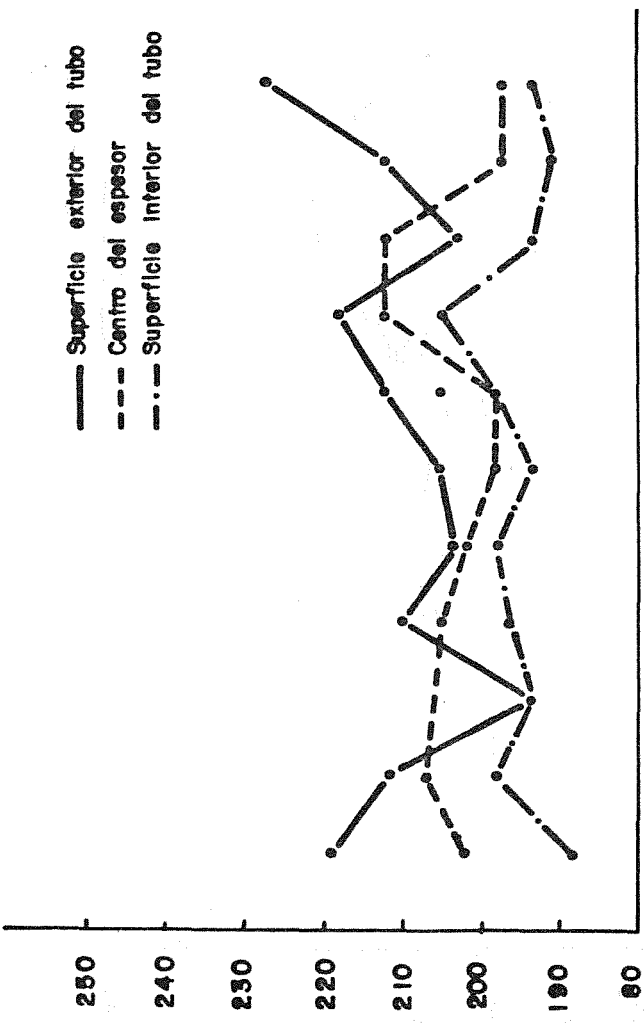
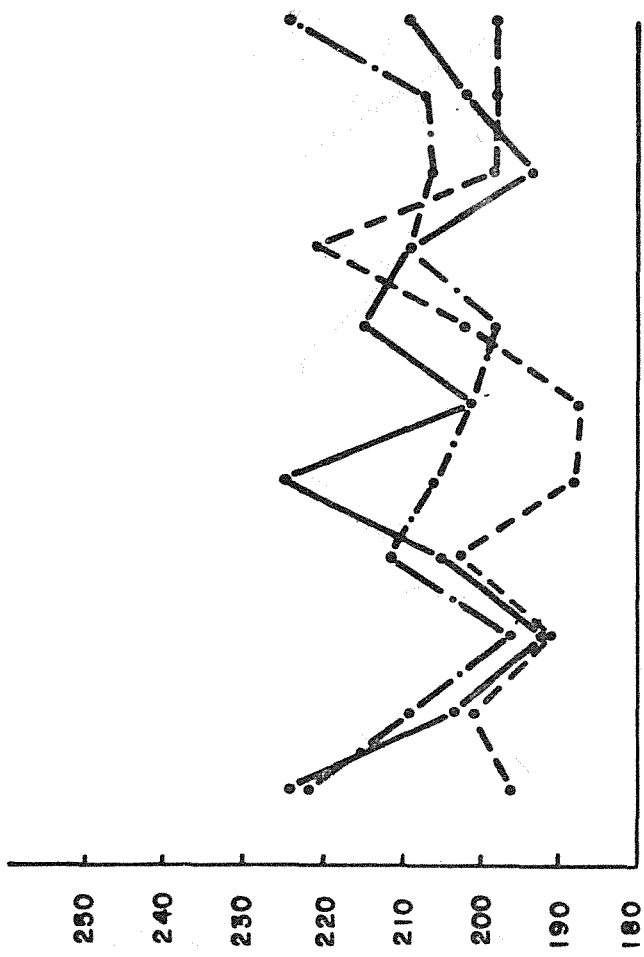


Fig : 2. UNION EN CAMPO
Electrodo E-901 Qrecalentado a 100°C

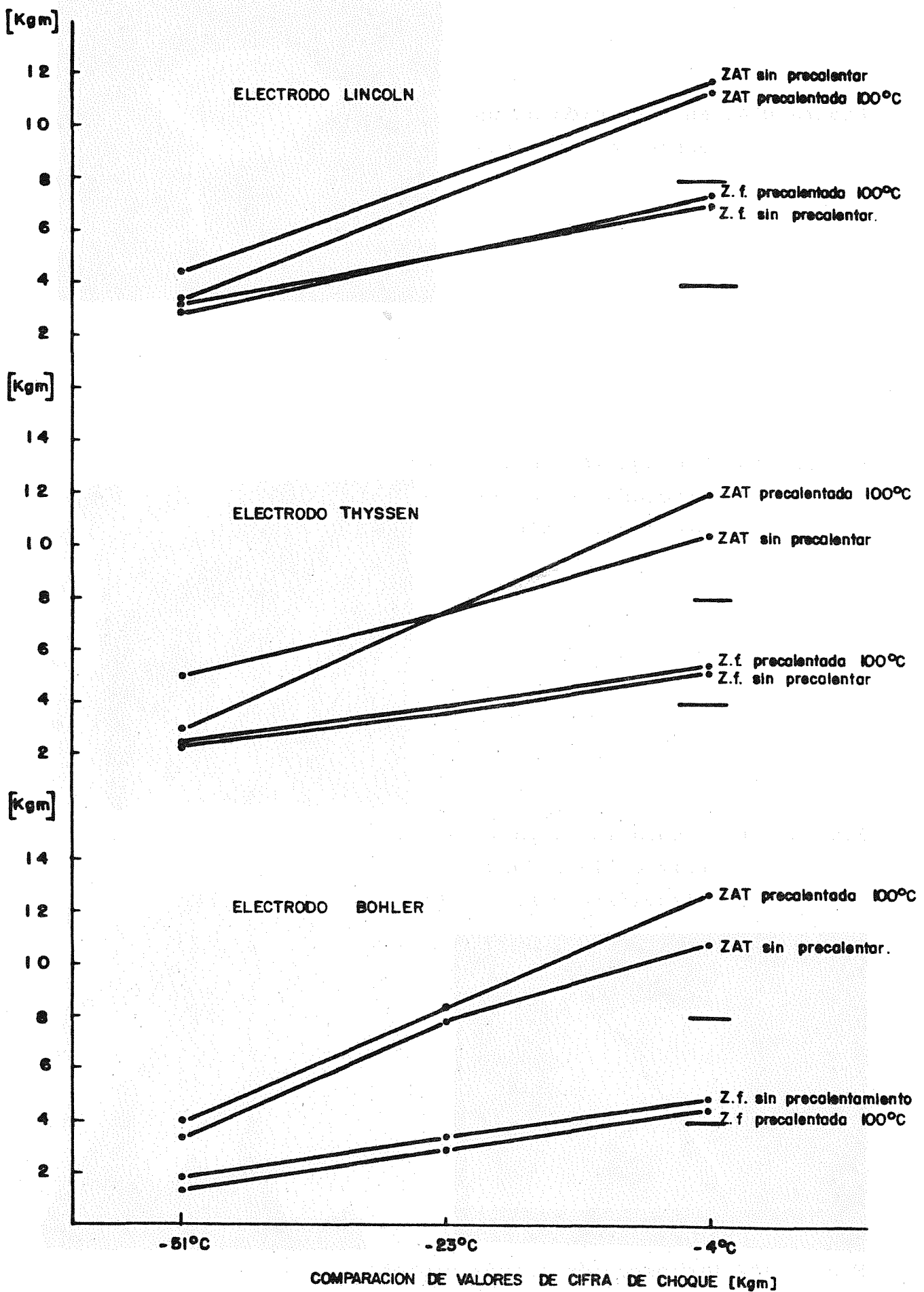


Fig 3.

Figura N°4. Macrosección de un ensayo de implante (x3).

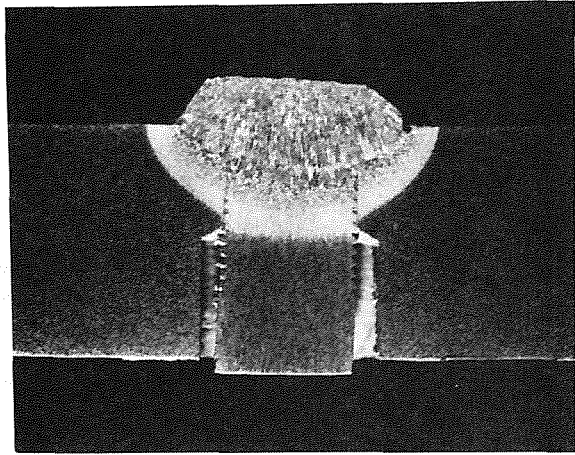


Figura N°5. Propagación de la fisura iniciada en la entalla mecánica. (x100)

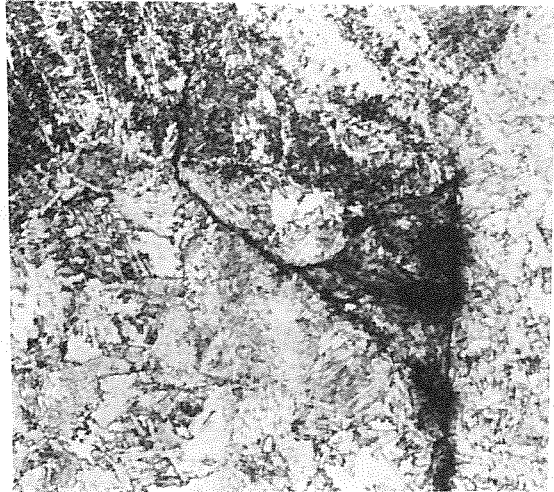


Figura N°6. Fisuración a partir de la raíz de la soldadura circunferencial. (x100)

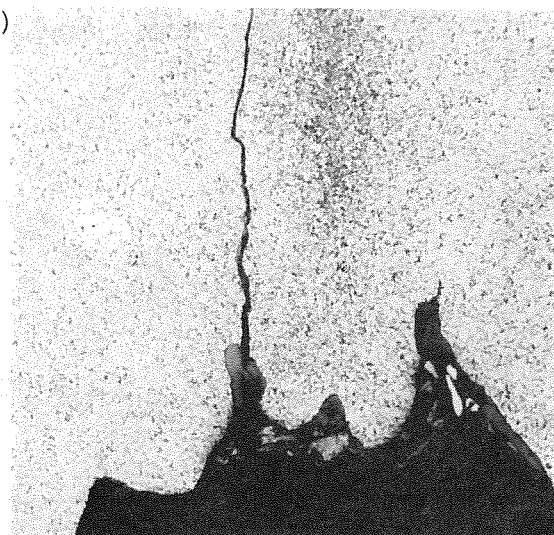
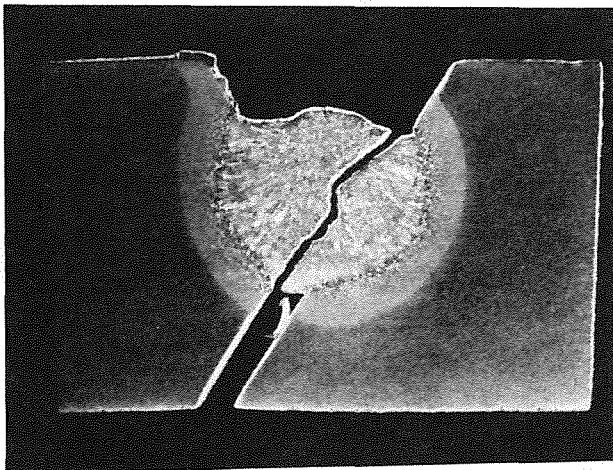


Figura N°7. Macrosección de una probeta de fisuración Tekken. (x3).