

11161



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLÁN

**“EFECTO TÉRMICO EN LA Z.A.C. DE UN
ACERO TIPO P5”**

T E S I S

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERIA

METAL - MECANICA

P R E S E N T A:

JOSE JUAN CONTRERAS ESPINOSA

ASESOR: M. EN I. HECTOR ENRIQUE CURIEL REYNA

CUAUTITLÁN IZCALLI, EDO. DE MÉXICO

200

5

m 3 4 0 6 4 6



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Autorizo a la Dirección General de Bibliotecas de la UNAM a difundir en formato electrónico e impreso el contenido de mi trabajo recepcional.

NOMBRE: JOSE JUAN

CONTRERAS ESPINOSA.

FECHA: 23/NOV./2004.

FIRMA: 



UNIVERSIDAD NACIONAL
AYUNTAMIENTO DE
MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN UNAM
DIRECCION

OFICIO/FES-C/D/739/05/2004.

ASUNTO: Designación de Jurado.

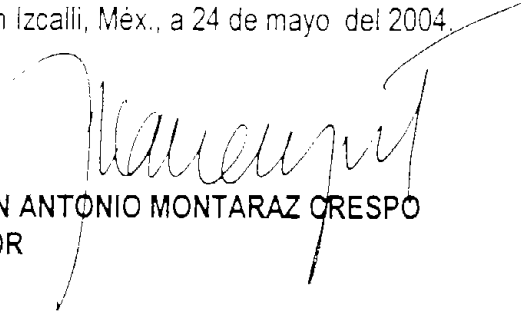
BIOL. FRANCISCO J. INCERA UGALDE
JEFE DE LA UNIDAD DE ADMINISTRACIÓN DE POSGRADO
DE LA DIRECCIÓN GENERAL DE ADMINISTRACIÓN ESCOLAR
Presente.

La Dirección de esta Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, autoriza al alumno CONTRERAS ESPINOSA JOSÉ JUAN con número de expediente 100972016 y número de cuenta 6800021-9, para presentar su examen de grado de **Maestría en Ingeniería (Metal-Mecánica)** con la tesis titulada "Efecto térmico en la Z.A.C. de un acero tipo P-5", a quien se le ha designado el siguiente jurado:

Presidente:	DRA. MARÍA ELENA VILLAFUERTE CASTREJON
Vocal:	DRA. MARÍA CRISTINA PIÑA BARBA
Secretario:	DRA. FRIDA MARÍA LEÓN RODRÍGUEZ
Primer Suplente:	M. en I. SERGIO DE MORAES BENITEZ
Segundo Suplente:	M. en I. ENRIQUE CURIEL REYNA

Sin más por el momento, reciba un cordial saludo.

Atentamente
" POR MI RAZA HABLARA EL ESPÍRITU "
Cuautitlán Izcalli, Méx., a 24 de mayo del 2004.


DR. JUAN ANTONIO MONTARAZ CRESPO
DIRECTOR

c.c.p. Exp. Alumno
c.c.p. Archivo
JAMC/PRN/sgu





FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN
COORDINACIÓN GENERAL DE ESTUDIOS DE POSGRADO

CARTA DE VOTOS APROBATORIOS

UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

Coordinación General de Estudios de Posgrado
FES-Cuautitlán
Presente.

Por medio de este conducto nos permitimos comunicar a usted que revisamos la tesis titulada "Efecto térmico en la Z.A.C. de un acero tipo P-5" que presenta el alumno CONTRERAS ESPINOSA JOSÉ JUAN con número de cuenta 6800021-9 y número de expediente 100972016 para obtener el grado de Maestro en Ingeniería (Metal-Mecánica). Consideramos que dicha tesis reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el Examen de Grado correspondiente, otorgamos el voto aprobatorio.

Atentamente
"POR MI RAZA HABLARA EL ESPÍRITU"

_____ a _____ de _____ del _____.

NOMBRE DE LOS SINODALES

Presidente: DRA. MARÍA ELENA VILLAFUERTE CASTREJON

Vocal: DRA. MARÍA CRISTINA PIÑA BARBA

Secretario: DRA. FRIDA MARÍA LEÓN RODRÍGUEZ

Primer Suplente: M. en I. SERGIO DE MORAES BENITEZ

Segundo Suplente: M. en I. ENRIQUE CURIEL REYNA

AGRADECIMIENTOS

A MI ESPOSA ISAURA: Por su gran apoyo, paciencia, entusiasmo y ese invaluable amor que me brinda y me da fuerza para lograr las metas que me trazo.

A MIS HIJOS JUAN HUMBERTO Y ERNESTO SERAFÍN: Porque son mis amigos y el objeto de mi vida.

A MIS PADRES NATALIA Y JUAN: Porque me han mostrado el camino del bien, de la honestidad de la constancia y dedicación.

A MIS COMPAÑEROS Y AMIGOS: Por su amistad y unión para luchar contra las adversidades de la vida.

A LA UNAM, A LA FACULTAD DE INGENIERÍA Y EN PARTICULAR A LA FES-C: Por brindarme la oportunidad de superarme cada día.

A MI ASESOR M. EN I. HECTOR ENRIQUE CURIEL REYNA: Por inducirme e impulsarme en el trabajo de la investigación y ser un ejemplo de superación.

AL JURADO DE MI TESIS: Por sus valiosas observaciones, consejos y apoyo para mejorar el nivel de esta investigación.

A DIOS: Por darme salud y capacidad para seguir adelante y así poder apoyar a los seres que me rodean.

A MIS ALUMNOS: Por ser el motor que me impulsa a trabajar y superarme.

INDICE

RESUMEN	i
I. MARCO TEÓRICO	1
I.1 Introducción.....	1
I.2 Efecto de Aleantes.....	2
I.3 Tratamiento Térmico.....	11
I.4 Arco Eléctrico de Soldadura.....	22
I.5 Zona Afectada por el Calor (ZAC).....	31
II. PARTE EXPERIMENTAL	36
II.1 Planteamiento del problema.....	36
II.2 Objetivos.....	36
II.3 Hipótesis.....	36
II.4 Material utilizado.....	37
III. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA, PREPARACIÓN DE MUESTRAS	38
III.1 Dureza.....	38
III.2 Metalografía.....	39
III.3 Difracción de Rayos-X.....	40
III.4 Tensión Cuasi-Estática.....	43
III.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	47

IV. RESULTADOS OBTENIDOS	48
IV.1 Dureza	49
IV.1.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo.....	49
IV.1.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora.....	51
IV.1.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas.....	53
IV.1.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas.....	55
IV.1.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.....	57
IV.2 Metalografía	60
IV.2.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo.....	60
IV.2.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora.....	65
IV.2.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas.....	70
IV.2.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas.....	75
IV.2.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.....	81

IV.3 Difracción de Rayos-X.....	86
IV.3.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo.....	87
IV.3.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora.....	88
IV.3.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas.....	89
IV.3.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas.....	90
IV.3.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.....	91
IV.4 Tensión Cuasi-Estática.....	93
IV.4.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo.....	93
IV.4.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora.....	99
IV.4.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas.....	105
IV.4.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas.....	111
IV.4.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.....	117
IV.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	122
IV.5.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo.....	122

IV.5.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora.....	129
IV.5.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas.....	136
IV.5.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas.....	144
IV.5.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.....	152
V. DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	160
V.1 Dureza.....	160
V.2 Metalografía.....	160
V.3 Difracción de Rayos-X.....	161
V.4 Tensión Cuasi-Estática.....	161
V.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	162
VI. CONCLUSIONES.....	163
VI.1 Dureza.....	163
VI.2 Metalografía.....	163
VI.3 Difracción de Rayos-X.....	163
VI.4 Tensión Cuasi-Estática.....	163
VI.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	163
VII. CONCLUSIÓN GENERAL.....	164
VIII. INVESTIGACIONES FUTURAS.....	165
BIBLIOGRAFÍA.....	166

RESUMEN

Para llevar a cabo el trabajo de investigación titulado "EFECTO TÉRMICO EN LA ZAC DE UN ACERO TIPO P5", se cortaron diez tramos de un tubo de acero P5, los cuales se unieron para obtener cinco probetas o condiciones de la siguiente manera: 1) Se aplicó soldadura a temperatura ambiente, dejando enfriar al aire tranquilo, 2) Se aplicó soldadura a 350 °C, dejando enfriar a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora, 3) Se aplicó soldadura a 350 °C, dejando enfriar a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas, 4) Se aplicó soldadura a 350 °C, dejando enfriar a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas y por último, 5) Se aplicó soldadura a 350 °C, dejando enfriar a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas.

El presente trabajo, lo forman ocho capítulos. El primer capítulo corresponde al marco teórico; en la introducción se indican los principales componentes del acero P5, sus usos y aplicaciones en la industria petrolera, en los calentadores para el fraccionamiento del crudo así como su sensibilidad al fenómeno de la soldadura. Se establecen el propósito y efecto de los aleantes, sus generalidades, beneficios, y su clasificación entre otros aspectos. Se plantean los principales tratamientos térmicos para los aceros inoxidables y con esto las transformaciones durante el calentamiento y el enfriamiento. Así mismo se establecen algunos de los métodos para soldar o hacer uniones, destacándose la soldadura por arco eléctrico llevada a cabo en esta investigación, y por último en este capítulo se manifiesta lo relacionado a la ZAC, (Zona Afectada por el Calor).

En el segundo capítulo se cubre la parte experimental, que contiene el planteamiento del problema, que hace referencia a la reparación por medio de soldadura de las tuberías que conducen los hidrocarburos cuando sufren fisuras o grietas bajo condiciones de temperatura no controladas; en la presente investigación como parte de la solución a la problemática aludida, se establecen condiciones de temperatura controlada a 350 °C. Así mismo se establecen los objetivos a cumplir en esta investigación. Se plantea la hipótesis en la que se espera que el material sufra cambios en su estructura y en su composición, de tal manera que modifiquen su comportamiento mecánico. Y se detalla en el análisis realizado los elementos que forman el acero P5 como parte del material utilizado.

Corresponde al tercer capítulo la descripción de la metodología y la preparación de muestras, es decir de las pruebas de dureza, metalografía, difracción de rayos-X, tensión cuasi-estática, fractura y microscopía electrónica de barrido (SEM), se explica que son cada una de estas pruebas y para que sirven, de que manera se prepararon las probetas para cada prueba, con que equipo se desarrollaron y las características de cada uno de ellos así como las fórmulas que se tienen que aplicar para la obtención de los resultados en las pruebas que así lo requieran.

En el cuarto capítulo, se aplican las pruebas descritas en el capítulo anterior para cada una de las muestras de las condiciones establecidas al inicio de este resumen;

de tal manera que se presentan los resultados de cada prueba a través de: las gráficas de las pruebas de dureza y tensión cuasi-estática, Las fotografías obtenidas en la microscopía óptica y microscopía electrónica, los difractogramas obtenidos en la difracción de rayos-X, haciéndose énfasis en todas las pruebas en la ZAC (Zona Afectada por el Calor).

En el quinto capítulo, se hace la discusión de los resultados de cada una de las pruebas de: dureza, metalografía, difracción de rayos-X, tensión cuasi-estática, fractura y microscopía electrónica de barrido (SEM).

En el sexto capítulo, se hace la conclusión de cada una de las pruebas de: dureza, metalografía, difracción de rayos-X, tensión cuasi-estática, fractura y microscopía electrónica de barrido (SEM).

En el séptimo capítulo se establecen las conclusiones finales del trabajo de investigación.

En el octavo capítulo, se proponen las investigaciones futuras.

I. MARCO TEÓRICO

I.1 Introducción

Los aceros inoxidable de la familia de los de bajo Cromo, son materiales que se usan principalmente donde se necesita resistencia mecánica, a la corrosión y a medias temperaturas entre 400 a 850 °C. son materiales que contienen Cromo entre 4 a 13%, Carbono de 0.06 a 0.20% y Molibdeno de 0 a 0.5%. Su sensibilidad al efecto térmico los hace que sean manejados con cuidado principalmente en los procesos donde existe calor por su tendencia a la fisuración, sin embargo, cuando son sometidos a tratamientos térmicos, las estructuras finales que se obtienen pueden dar una misma medida física como es la dureza, pero otra característica como la metalografía nos da variaciones en las estructuras.

Al acero P5, que contiene de 4 a 6% de Cromo, 0.10 a 0.20% de Carbono y 0.40 a 0.65% de Molibdeno, lo hacen ser un material que depende de su tratamiento térmico, ya que puede presentar diferentes estructuras metalúrgicas, que pueden ir desde una perlítica en matriz de Ferrita hasta la de una Martensita con Austenita retenida y carburos de Cromo.

Los aceros inoxidable con bajo contenido de Cromo, forman un grupo de materiales que se usan generalmente donde se necesita resistencia mecánica con resistencia a la corrosión, sin embargo el elemento fundamental que es el Cromo, se hace presente en ambas propiedades desde aproximadamente el 5%, esto ha permitido que el material que contiene entre 4 a 6% de Cromo con contenidos de Molibdeno, se le conoce como acero inoxidable tipo P5 en A.S.T.M., este material se usa en los calentadores para el fraccionamiento del crudo de la industria petrolera.

En los aceros de media temperatura que contienen cromo, cuando son reparados por soldadura de los diferentes hornos o calentadores, son frecuentes los sobrecalentamientos del metal y por consiguiente es común llegar a las temperaturas de Austenita inestable, entre los 350 °C y los 550 °C, y no se sabe si estas temperaturas que se alcanzan tienen un efecto en la ZAC (Zona Afectada por el Calor) del material.

La reparación, o reconstrucción de tuberías por medio de la soldadura, es una actividad normal en la industria petrolera que usa este tipo de acero, sin embargo, los fracasos una vez hecha la soldadura son frecuentes y costosos, por las fallas que se presentan en la zona afectada por el calor, después de realizarse la soldadura. Una investigación sobre las propiedades y estructuras metalúrgicas que se presenta después de la soldadura, permitiría la elaboración de una metodología científica que evite la ruptura de este tipo de acero; ya que en todo fenómeno de soldadura en donde intervenga el arco eléctrico, se presenta una acción incontrolada de calor durante el proceso, que sobrecalentará al material base que no se funde ZAC (Zona

Afectada por el Calor) y esta acción se nota más en él cuando posee una gran respuesta al fenómeno térmico; debido a su composición química como es el caso del acero P5, éste cuando es soldado presenta fisuras o grietas en la ZAC, cuya presencia se relaciona estrechamente con el tipo de enfriamiento que sufre el acero, por consiguiente el procedimiento de soldadura se realizará dependiendo de las siguientes condiciones:

Condiciones de la estructura del acero en su estado inicial previa a la soldadura.

Condiciones de la ZAC en el acero después de las velocidades de enfriamiento predeterminadas, una vez efectuada la soldadura.

El P5 es un acero que tiene propiedades mecánicas y metalúrgicas que se obtienen por medio de los Tratamientos Térmicos, que satisfacen las necesidades de resistencia mecánica y de corrosión a la media temperatura, es decir en un rango de temperaturas entre los 300 y 650 °C. Los tratamientos térmicos de este acero por su variedad de estructuras, deben ser compatibles con el servicio al que está destinado, por consiguiente las propiedades que se obtienen en el metal deben ser iguales en todas direcciones. La presente investigación consiste en que a través de la aplicación de los tratamientos térmicos y el procedimiento de soldadura se alcance la mayor igualdad en propiedades mecánicas y estructurales del material base, ZAC y material de aporte; que será comprobado por medio de las metodologías desarrolladas en esta investigación, ahí que hacer notar que los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas y características estructurales deberán de cumplir con las normas ASTM o ASME.

1.2 Efecto de aleantes

1.2.1 Generalidades

La mayoría de las limitaciones de los aceros pueden superarse mediante el uso de elementos de aleación. Un acero aleado es aquel cuyas propiedades características se deben a algún elemento diferente al carbono.

Los elementos de aleación se añaden a los aceros para diversos propósitos, entre los cuales los más importantes son los siguientes:

- a) Aumentar la resistencia a la corrosión
- b) Aumentar la resistencia al desgaste
- c) Aumentar la templabilidad
- d) Disminuir la distorsión durante el proceso de endurecimiento
- e) Mejorar la resistencia a temperaturas comunes

f) Mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas

g. Mejorar la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima. Estas mejoras se logran principalmente por:

1) Alteración de las características de revenido de los aceros

2) Alteración de las características de endurecimiento de los aceros

3) Alteración de la naturaleza y cantidad de carburos formados en los aceros, (65, 88, 45, 52, 67, 16, 76, 17).

1.2.2 Clasificación de los elementos de aleación

Los elementos aleantes pueden clasificarse de acuerdo con la forma en que se distribuyen en los dos constituyentes principales de los aceros:

GRUPO 1 Elementos que se disuelven en la ferrita (Ni, Si, Al, Cu, Co, Mn).

GRUPO 2 Elementos que forman carburos simples ó complejos (Cr, Mo, V, W, Ti, Si, Zr, Ta)

Es probable que se presente alguna solubilidad de todos los elementos en la ferrita, pero algunos no se encuentran extensivamente en la fase carburo. De esta manera, el níquel, silicio, aluminio, cobre, cobalto y manganeso se hallan ampliamente disueltos en la ferrita. En ausencia de carbono, se encontrarán disueltas en ferrita grandes proporciones de elementos del grupo 2, por lo tanto, la tendencia a formar carburos es obvia sólo cuando hay gran cantidad de carbono. (65, 88, 45, 52, 67, 16, 76, 17).

1.2.3 Influencia de los aleantes sobre el diagrama Fe-Fe₃C

Es difícil entender la función exacta de cada elemento o predecir los resultados finales en un sistema de múltiples componentes. Los elementos de aleación tendrán diferentes y severos efectos sobre el diagrama Fe-Fe₃C. Cuando un tercer elemento se añade al acero, el diagrama binario hierro-carburo de hierro ya no es una representación de condiciones de equilibrio, ya que las temperaturas críticas, la posición del eutectoide, el intervalo crítico y la localización y tamaño de los campos de ferrita y austenita se verán modificados, lo que obliga a utilizar los diagramas de fase ternarios, con los que se puede determinar la condición estructural de los aceros con diferentes aleantes, así como sus efectos. (65, 88, 45, 16).

El cambio en la temperatura crítica producido por la presencia de elementos de aleación es importante en el tratamiento térmico de aceros aleados, ya que aumentará ó disminuirá la temperatura crítica de endurecimiento al ser comparada con la correspondiente a un acero al carbono. El níquel y el manganeso por ejemplo, tienden a disminuir la temperatura crítica en calentamiento, en tanto que el molibdeno, cromo, silicio, tungsteno y vanadio tienden a aumentarla. (65, 88, 45, 16).

Al aumentar las cantidades de níquel y manganeso se puede disminuir lo suficiente la temperatura crítica para evitar la transformación de la austenita durante el enfriamiento lento, por lo que se les conoce como elementos estabilizadores de la austenita, la cual se retendrá a temperatura ambiente. Todos los elementos de aleación tienden a reducir el contenido de carbono del eutectoide, pero sólo el níquel y el manganeso reducen la temperatura eutectoide Fig. 1. El molibdeno, cromo, silicio y titanio, en grandes cantidades, tienden a contraer la región de austenita y aumentar el campo de la ferrita Fig. 2. (65, 88, 45, 16).

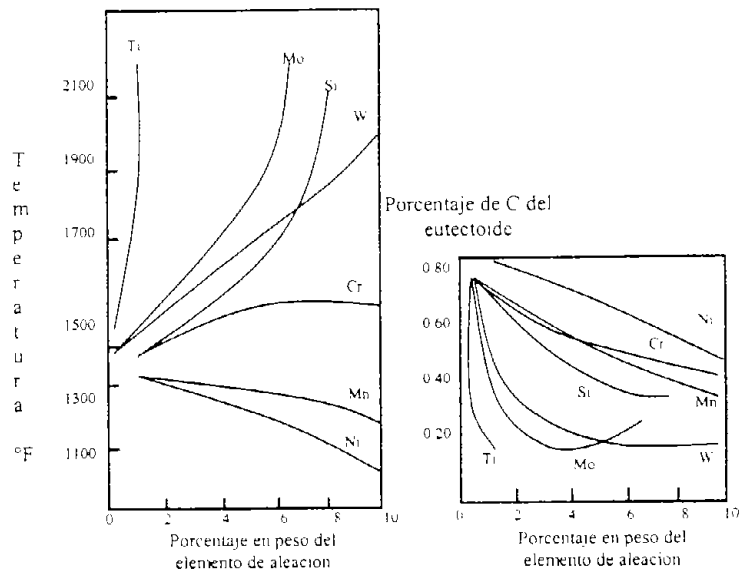


Fig. 1. Composición y temperatura eutectoides influidas por diversos elementos de aleación.

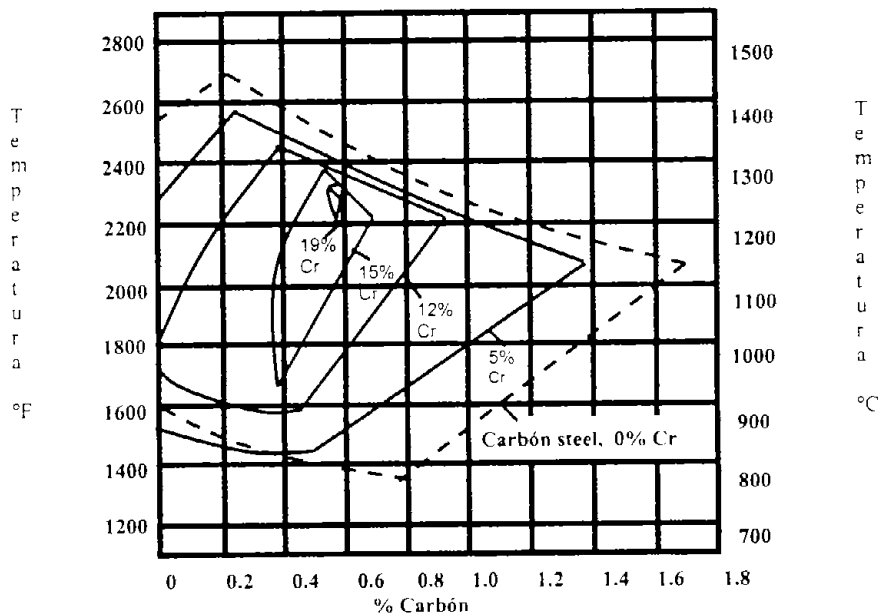


Fig. 2. Efecto del cromo en la formación de austenita.

1.2.4 Efecto de los aleantes sobre las propiedades mecánicas en condiciones de recocido.

Los aceros usualmente tienen una estructura de ferrita y finos carburos esferoidizados en la condición de recocido, la cual representa el mayor acercamiento a un estado de equilibrio. Las propiedades mecánicas de los aceros en esta condición son de interés para los consumidores por su influencia sobre la maquinabilidad. (65, 88, 45, 16).

Los elementos de aleación afectan la resistencia y dureza de los aceros recocidos al promover el endurecimiento por solución sólida de la ferrita, al incrementar la cantidad de finas partículas de carburos en la estructura que producen una ferrita de menor tamaño de grano y cambiando la naturaleza de la fase carburo a carburos aleados más abrasivos. El efecto de varios elementos de aleación en el endurecimiento por solución sólida de la ferrita sin considerar la presencia de carbono se muestra en la Fig. 3. (65, 88, 45, 16).

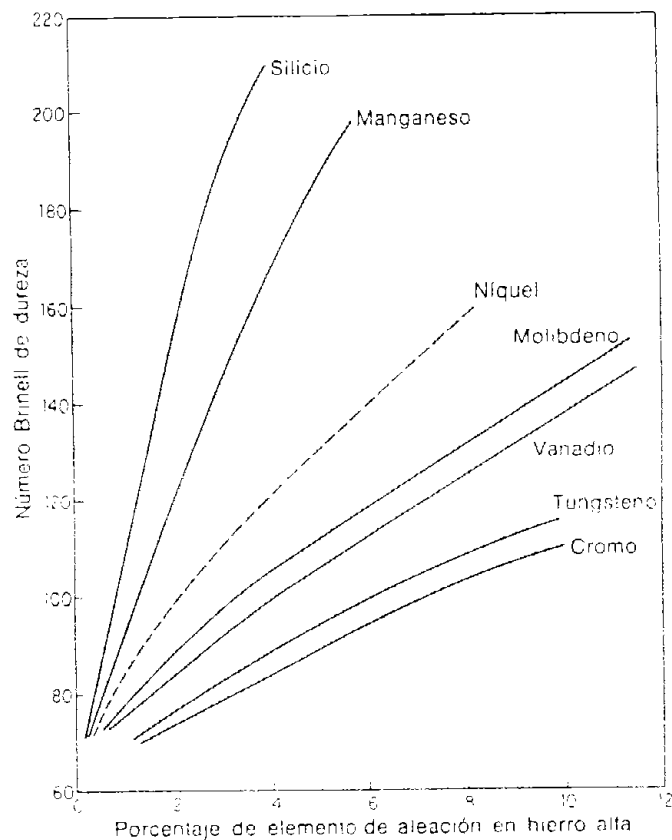


Fig. 3. Probable efecto de endurecimiento de varios elementos disueltos en hierro alfa

1.2.5 Efecto de los aleantes en la respuesta al calentamiento para endurecimiento

Lo primero que se debe hacer en el tratamiento térmico de los aceros es austenitizar el mismo calentando por arriba del rango de la temperatura crítica en cada caso. En el proceso de calentamiento, la ferrita y el carburo de la estructura recocida reaccionan formando cristales de austenita, que crecen hasta encontrarse unos con otros estableciendo así el tamaño de grano austenítico inicial. Al continuar el calentamiento, crecen estos cristales de austenita y se disuelve el exceso de carburos. Los elementos de aleación pueden afectar los siguientes parámetros durante el calentamiento del acero en el ciclo de endurecimiento del mismo:

- 1) Las características del crecimiento de grano.
- 2) La temperatura crítica y alterar el intervalo de temperatura en la cual la austenita es estable.
- 3) La cantidad de carburos sin disolver ó exceso de carburos en la estructura endurecida.
- 4) El intervalo de disolución de carburos. (65, 88, 45, 16).

1.2.6 Formación de austenita

Se puede definir el eutectoide como la composición que tiene la mínima temperatura para la formación de la austenita pura, todos los elementos de aleación cambian el contenido de carbono del eutectoide a valores inferiores. Las Figuras 2, 4 Y 5 muestran gráficamente el efecto del manganeso, cromo y molibdeno sobre la temperatura y rangos de composición para la formación de austenita. Se puede observar que los elementos de aleación desplazan la temperatura y la composición del eutectoide y alteran la posición del campo de la austenita. Estos cambios son de considerable importancia práctica porque no solo afectan las temperaturas apropiadas de tratamiento térmico sino que también afectan la cantidad de carburo sin disolver a la temperatura seleccionada. Todos los elementos de aleación cambian el contenido de carbono del eutectoide a valores inferiores. El efecto comparativo de varios elementos de aleación sobre la composición y temperatura eutectoides se muestran en la Fig. 1. (65, 88, 45, 16).

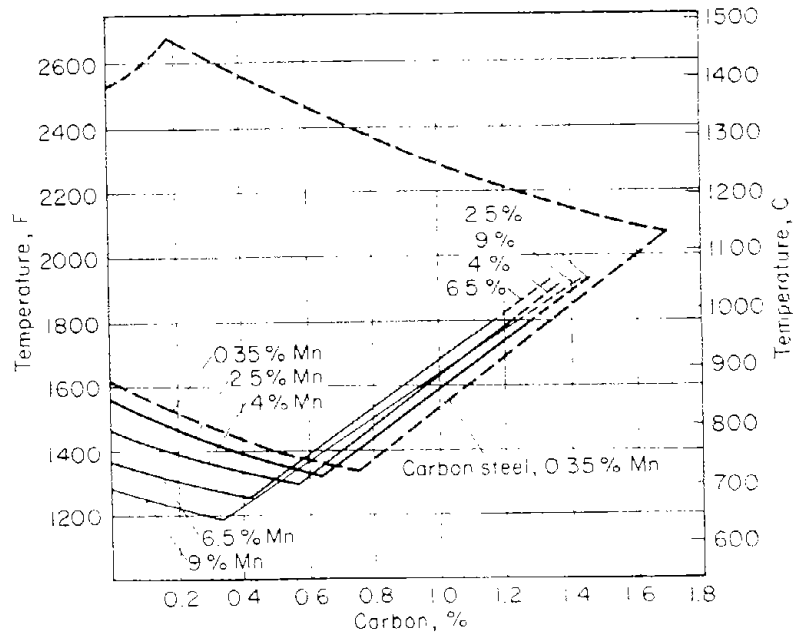


Fig. 4. Efecto del manganeso en la formación de austenita.

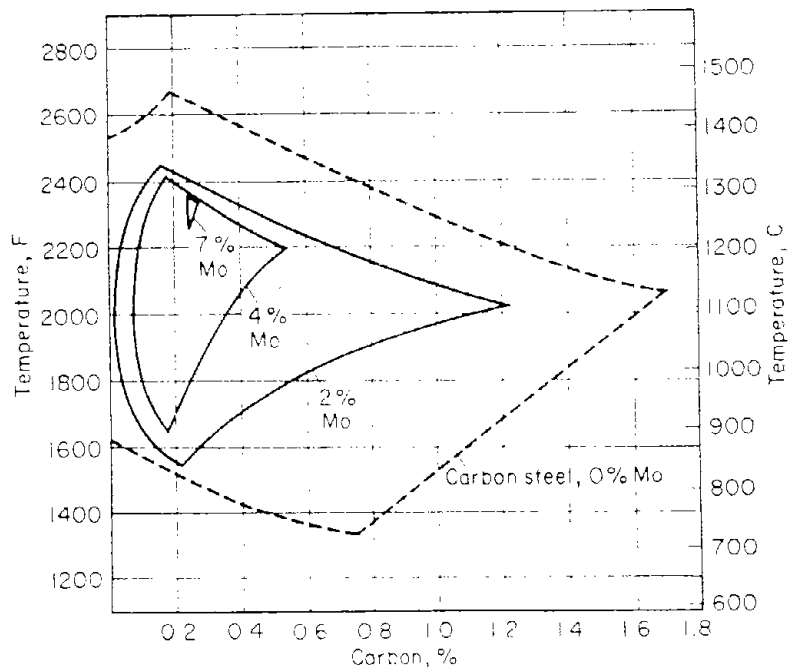


Fig. 5. Efecto del molibdeno en la formación de austenita.

1.2.7 Transformación isotérmica

A excepción del cobalto, todos los elementos de aleación que se agregan a los aceros, incluyendo el carbono, tienden a mover la curva de transformación isotérmica a tiempos mayores para aumentar la templabilidad con medios de temple de menor severidad. Debido a que el cobalto se agrega usualmente sólo en composiciones de alta aleación para aumentar su dureza. (65, 88, 45, 16).

Existe un factor de considerable importancia que debe tomarse en cuenta y que es el efecto de los carburos no disueltos. Los fuertes formadores de carburo como vanadio y tungsteno pueden resistir su disolución en la austenita durante el calentamiento para el endurecimiento. En tales casos, la austenita tiene un bajo contenido de carbono y la curva de transformación isotérmica se mueve a tiempos más cortos en vez de más largos. Por lo tanto, cuando se considera el efecto de los aleantes en las curvas de transformación isotérmica de los aceros, la temperatura de endurecimiento y la presencia ó ausencia de carburos sin disolver debe siempre tomarse en cuenta. Adiciones individuales de manganeso, níquel ó silicio a un acero, en cantidades normalmente encontradas en los aceros, mueve la totalidad de la curva de transformación isotérmica a tiempos más largos Figs. 6 y 7. (65, 88, 45, 16).

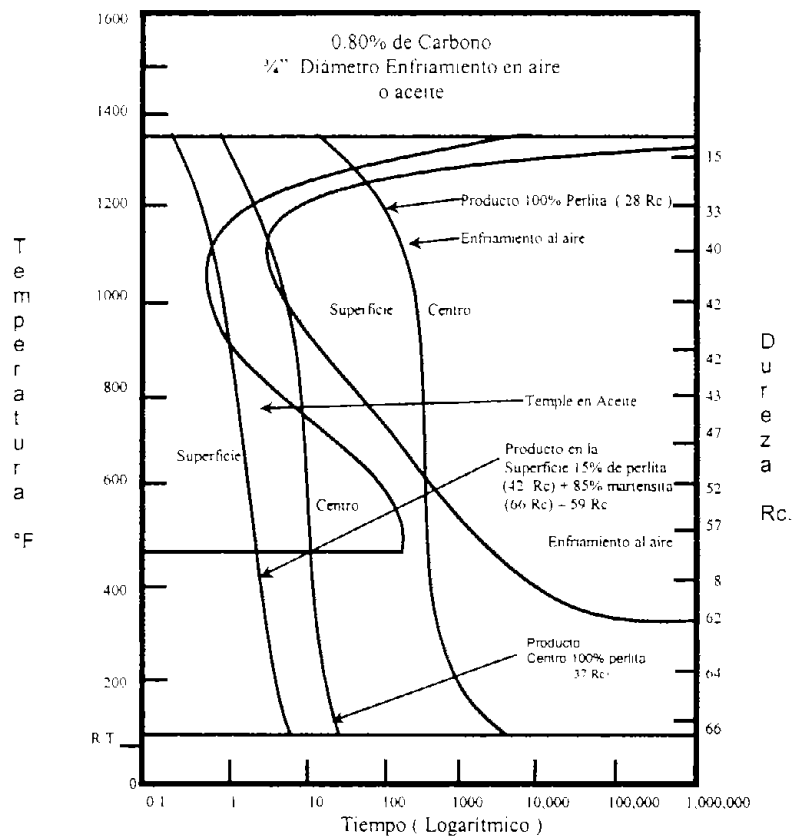


Fig. 6. Diagrama TTT de un acero con 0.8% C sin efecto de otros aleantes.

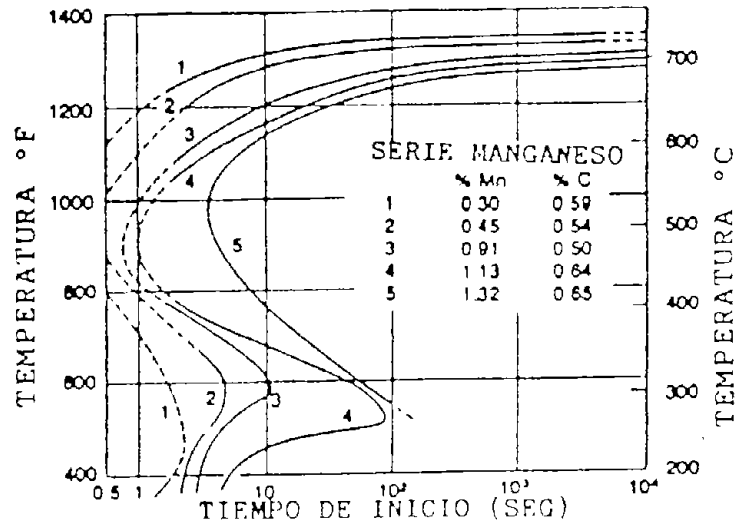


Fig. 7. Efecto del manganeso sobre el diagrama TTT.

El cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio son elementos formadores de carburos y tienden a alterar la forma de la curva de transformación isotérmica además de moverla a tiempos más largos. La Fig. 8 ejemplifica este efecto en un acero de baja aleación que contiene cromo y molibdeno. Si se compara esta figura con la Fig. 7, se observa una separación diferente de los rangos de perlita y bainita en dos "narices", con la nariz de perlita desplazada más drásticamente a la derecha. En este acero, un enfriamiento muy lento puede resultar en una mezcla de estructuras de perlita, bainita y martensita. La bainita es un producto más duro que la perlita y no es tan perjudicial para las propiedades mecánicas de un acero endurecido como lo es la perlita. (65, 88, 45, 16).

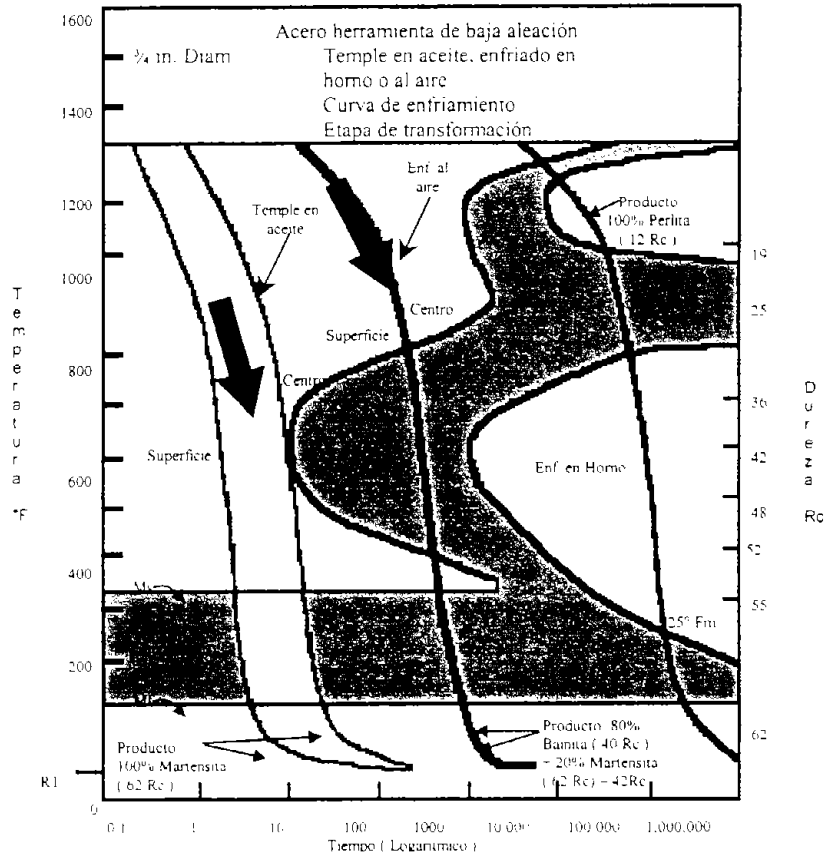


Fig. 8. Efecto de la adición de cromo y molibdeno sobre el diagrama TTT de un acero con 0.80% C.

1.2.8 Ms y austenita retenida

Ms (Martensita inicial) es la temperatura a la cual la austenita empieza a transformarse en martensita con el enfriamiento. Por abajo de esta temperatura en el enfriamiento, la formación de la martensita continúa hasta temperatura ambiente o hasta temperatura Mf (Martensita final) la cual es el fin de la transformación de la austenita a martensita .

El cobalto y aluminio, a excepción de todos los elementos disminuyen la temperatura Ms e incrementan la tendencia de la austenita a ser retenida en la estructura endurecida final Fig. 9. Es difícil predecir el efecto de cada elemento porque en gran medida depende de las condiciones de austenitización. A mayor contenido de carbono de la austenita, la temperatura Ms disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. Contrariamente, a mayor cantidad de carburo, la temperatura Ms aumenta y disminuye el porcentaje de austenita retenida. Las velocidades de enfriamiento lentas, particularmente entre el rango de temperaturas Ms y Mf, tienden a favorecer la retención de austenita. Mientras más alta es la temperatura de austenitización, la temperatura Ms disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. Si la austenita retenida se presenta en cantidades excesivas, puede disminuir notablemente la dureza de temple, y puede también afectar la estabilidad dimensional. la resistencia y la tenacidad de la estructura. (65, 88, 45, 16).

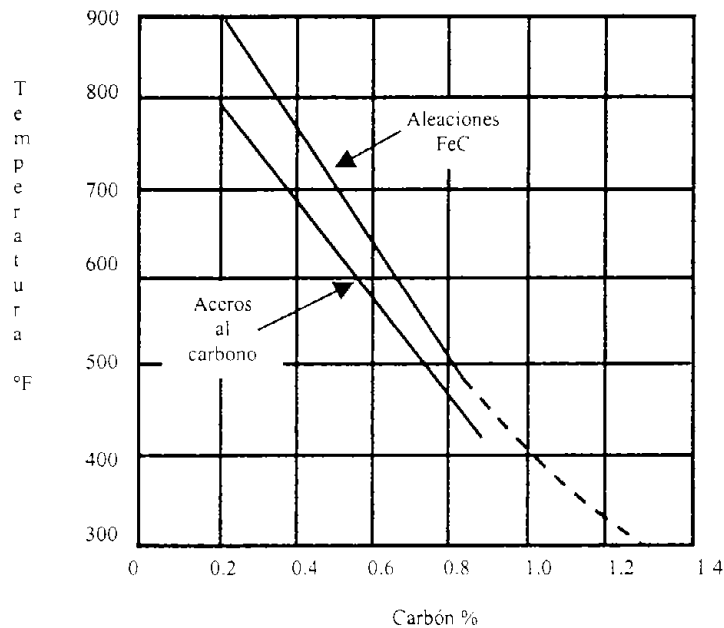


Fig. 9. Efecto del porcentaje de carbono sobre la temperatura Ms.

Como los aleantes son fuertes formadores de carburos, la respuesta de la temperatura Ms se complica debido a la tendencia de estos a formar carburos complejos que no se disuelven a la temperatura de endurecimiento. Por tanto, un aleante formador de carburo puede aumentar la temperatura Ms por disminuir la cantidad de carbono disuelto en el calentamiento a una temperatura dada de endurecimiento. Sin embargo, este mismo carburo puede disminuir la temperatura Ms cuando la temperatura de endurecimiento ó austenitización alcanza una disolución y homogenización completa del carburo. (65, 88, 45, 16).

1.3 Tratamiento térmico

En todos los aceros cuando se calientan, se produce un cambio estructural. La mezcla de ferrita y carburo que existe en el acero a bajas temperaturas, se transforma en austenita al pasar la temperatura crítica durante el calentamiento. La austenita disuelve mayor cantidad de carbono que la ferrita y, durante el enfriamiento desde la temperatura del tratamiento térmico, el tamaño y distribución del agregado de ferrita-carburo se puede controlar a través del procedimiento de enfriamiento. Al controlar la distribución de ferrita y carburos, se puede obtener la mayor variación posible de propiedades mecánicas en los aceros. (65, 88, 73, 16).

La formación de austenita en el calentamiento, así como la formación consecutiva de un agregado controlado de ferrita y cementita durante el enfriamiento, se representan básicamente por dos diagramas: (16)

a) El diagrama Hierro-Carburo de Hierro (Fe-Fe₃C), mostrado en la Fig. 10.

b) La curva TTT (Tiempo-Temperatura-Transformación), mostrada en la Fig. 11.

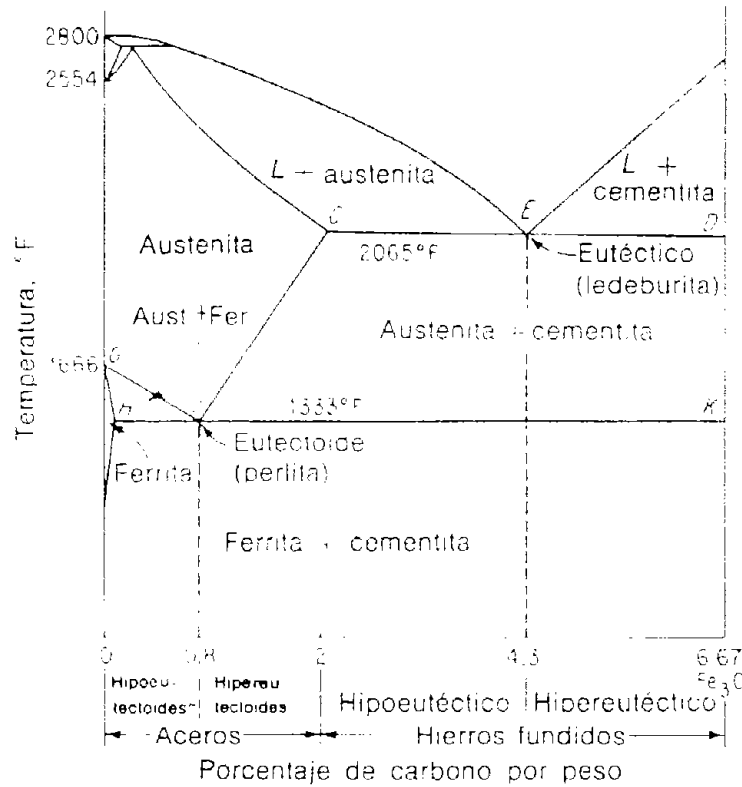


Fig. 10. Diagrama de equilibrio Fierro-Carburo de Fierro marcado con los nombres comunes para las estructuras.

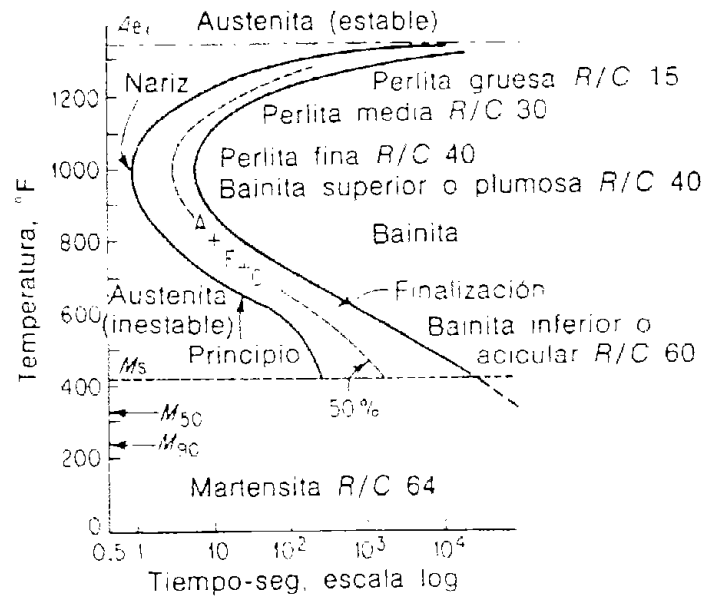


Fig. 11. Diagrama de Transformación Isotérmica de un acero eutectoide.

Los dos diagramas se utilizan para predecir las estructuras que se obtienen a través de una combinación de ciclos de calentamiento y enfriamiento.

1.3.1 Transformaciones durante el calentamiento

Al aplicar altas temperaturas a aceros con diferentes porcentajes de carbón, se obtienen temperaturas de transformación que, combinadas con los resultados de investigaciones dilatométricas y metalográficas, producen el diagrama Hierro-Carbono. Este diagrama establece las fases o estructuras estables a cualquier combinación de temperatura y porcentaje de las aleaciones Hierro-Carbono. Por ejemplo, con base a la Fig. 12, se observa que un acero con 0.8% de carbono y a 870 °C tendrá una estructura de 100% austenita, en tanto que a la misma temperatura un acero con 1.30% de carbono está compuesto de austenita más una cierta cantidad de cementita ó carburo. (65, 88, 45, 16).

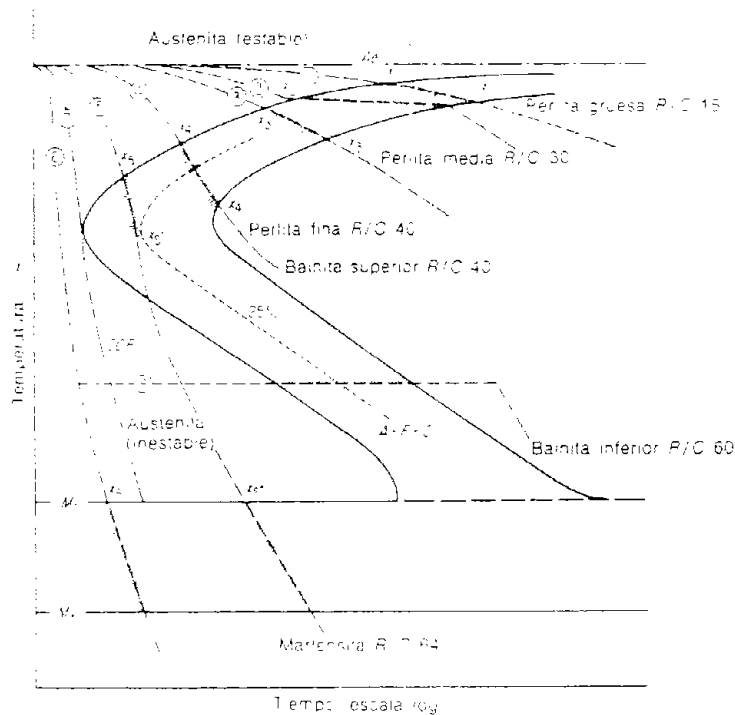


Fig. 12. Curvas de enfriamiento superpuestas en un diagrama hipotético TTT para un acero eutectoide.

La porción de achurado en la curva de enfriamiento indica la transformación.

En los aceros que contienen entre 0.90% a 1.1% de carbono, la austenita empieza a formarse aproximadamente a 725 °C y cuando el contenido de carbono aumenta sobre el rango indicado, es necesario usar temperaturas mas elevadas en los tratamientos térmicos para disolver los carburos y lograr una austenita más homogénea. (65)

El diagrama Fierro-Carbono es la base para el conocimiento de las transformaciones que ocurren tanto en aceros al carbono como en otros aceros. Así mismo, el diagrama debe considerarse inadecuado cuando se estudian aceros aleados. (65, 88, 45, 16).

Cuando la temperatura es más alta de la línea A_{cm} , el diagrama Fierro-Carbono muestra que la austenita pura debe ser la única fase presente en el acero. Sin embargo, esto no ocurre al momento exacto del calentamiento sobre la línea A_{cm} , y en algunos casos es necesario mantener el acero a temperaturas arriba de los 925°C para poder alcanzar una homogeneización total de la austenita con respecto a las partículas de carburo. Esto implica que el diagrama se puede aplicar sólo cuando se alcanza el estado de equilibrio. En la mayoría de los procesos metalúrgicos que involucran calentamiento de metales sólidos, nunca se alcanza instantáneamente el

equilibrio, por lo tanto, se utilizan tiempos largos de temperatura así como calentamientos y enfriamientos lentos para acercarnos lo suficiente al equilibrio. (65, 88, 45, 16).

Los procesos de calentamiento no se llevan a cabo a velocidades lentas y, por tanto, cuando se alcanza una temperatura de 725 °C puede no existir austenita aunque así lo indique el diagrama, es decir, con el aumento en la velocidad de calentamiento la temperatura a la que la transformación a austenita ocurre se eleva. La temperatura mínima a la que se puede iniciar la transformación a austenita en el calentamiento es a los 725 °C, que se considera la temperatura crítica de equilibrio. (65, 88, 45, 16).

1.3.2 Transformaciones durante el enfriamiento

Similarmente las transformaciones durante el calentamiento, se pueden aplicar a problemas de enfriamiento del acero desde el rango de temperaturas de austenita ó austenita más carburo. El diagrama de equilibrio Fierro Carbono muestra que al enfriar un acero que contenga de 0.8% a 0.9% de carbono, la austenita debe descomponerse para formar ferrita y carburo a una temperatura de 725 °C. Si se ha formado una austenita homogénea por calentamiento a una temperatura sobre la línea Acm y se ha disuelto una gran cantidad de carburo, la precipitación de cementita en el enfriamiento tendrá una gran tendencia a producirse en los límites de grano de la austenita. En caso de que no se hubiera disuelto el carburo completamente y quedaran cantidades considerables en forma de partículas esféricas en toda la matriz, la precipitación del carburo se producirá en estos puntos preestablecidos y la red de cementita no se formará alrededor de los límites de grano de austenita. (65, 88, 45, 16).

La transformación estructural de austenita a ferrita y carburo en el enfriamiento no se produce a los 725 °C como lo indica el diagrama de equilibrio porque se presenta un "retraso" similar al que se discutió en la formación de austenita durante el calentamiento. Si se enfriara un acero a la velocidad más baja posible, la transformación de austenita a ferrita y carburo se produciría, probablemente, entre 710 °C y 720 °C. Entonces, bajo cualquier condición normal de enfriamiento la transformación se llevará a cabo por debajo de los 705 °C. Al incrementarse la velocidad de enfriamiento, la temperatura a la que la transformación se produce es mucho menor a la que indica el diagrama de equilibrio Fierro-Carbono. La cantidad del "retraso" en el enfriamiento es más grande que el que ocurre en el calentamiento. (65, 88, 53, 17)

La forma de comprender este fenómeno es a través del estudio de los diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) de los aceros Fig. 11. El lado izquierdo de la curva indica el tiempo al cual la austenita se empieza a transformar a cualquier temperatura y el lado derecho de la curva indica el tiempo al cual la transformación se completó, así como la estructura formada. (16)

Si el acero está formado de austenita homogénea antes del enfriamiento es decir austenita sin ningún carburo o exceso de carbono presente, en todo el rango de

temperaturas entre 725 °C y 540 °C se obtendrá perlita laminar como producto de la transformación. A temperaturas cercanas a la crítica, la distancia entre las placas del carburo en la perlita, comúnmente llamado espacio de la perlita, es relativamente grande y, el producto obtenido es relativamente suave, teniendo una dureza que varía aproximadamente entre 10 a 15 Rc. Así cuando se reduce la temperatura de transformación, el espacio interlaminar de la perlita disminuye y ahora el producto obtenido se vuelve más duro, subiendo la dureza a un valor de 40 a 45 Rc a una temperatura cuya velocidad de transformación es más rápida. A esta parte de la curva, en la cual se indica el rango más rápido de transformación, se le conoce como "nariz" de la curva. En este punto se encuentra la velocidad crítica de transformación. (45, 73, 16, 17).

Si se tienen temperaturas inferiores a la de la "nariz", la perlita laminar no se forma pero en su lugar se forma un producto acicular que es una mezcla fina de ferrita y carburo, conocido como bainita, esta tiene una dureza que aumenta conforme la temperatura de transformación disminuye y varía de 45 a 60 Rc. La formación de perlita ocurre en tiempos cortos y a la temperatura de la "nariz" de la curva, por lo que, si se desea la formación de bainita, el acero debe enfriarse a una velocidad extremadamente rápida, por abajo de esta temperatura crítica y al rebasarla deberá detenerse o retardarse el enfriamiento. Si esto procede, es posible suprimir completamente la formación de perlita y retener la austenita a bajas temperaturas, la cual se transformará a bainita o martensita. (65, 88, 45, 73, 16, 17)

En caso de que el enfriamiento continuara, la austenita empezará a transformarse en martensita a aproximadamente 205 °C para un acero con 1.0% de carbono. Esta martensita, que es el principal constituyente de un acero totalmente endurecido, consta de numerosas placas microscópicas, cada una de las cuales está formada a partir de la austenita original por un proceso de cizallamiento rápido en menos de un millonésimo de segundo, La martensita tiene una celda unitaria tetragonal de cuerpo centrado en contraste a la celda cúbica de cuerpo centrado de la ferrita y tiene la misma composición química de la austenita original. La martensita sólo se forma cuando la temperatura del acero disminuye y, si el enfriamiento se detiene, la transformación se detendrá. Se requiere de un nuevo enfriamiento para que la transformación a martensita se reinicie. (65, 88, 45, 73, 16, 17).

Como se sabe, la temperatura a la cual la austenita empieza a transformarse en martensita con el enfriamiento es conocida como Ms. Por abajo de esta temperatura en el enfriamiento, la formación de la martensita continúa hasta temperatura ambiente o hasta temperaturas abajo de 0 °C; eventualmente, se consume toda la austenita remanente hasta llegar a una segunda temperatura designada como punto Mf. El resultado de la dureza en el temple es una función del contenido de carbono en la martensita la cual es heredada de la austenita y la cantidad de ésta austenita suave retenida durante la realización del enfriamiento. (65, 88, 45, 73, 16, 17).

La austenita retenida es inestable y puede transformarse a martensita bajo la influencia del trabajo en frío o deformación, durante las operaciones de revenido o simplemente durante un tratamiento de envejecimiento a temperatura ambiente,

causando un cambio dimensional inesperado, fragilidad o agrietamiento. En otros casos con porcentajes elevados de austenita retenida se puede lograr que la dureza final del acero sea más baja por la transformación de la austenita retenida a un producto más blando que la martensita durante operaciones subsecuentes de revenido. La cantidad de austenita retenida depende, principalmente, de la temperatura M_s y la temperatura del baño de temple. Entre más alto es M_s , es más baja la cantidad de austenita retenida para una temperatura dada del baño de temple. La temperatura M_s es entonces función de la composición del acero (principalmente del contenido de carbono, que al aumentar disminuye M_s) y de la temperatura de austenitización. (65, 88, 45, 73, 16, 17).

Hay varias mezclas de estructuras que se pueden obtener por un enfriamiento a ciertas velocidades específicas o por el uso de combinaciones de tiempos y temperaturas de permanencia, seguidas por diferentes velocidades de enfriamiento, como se observa en la Fig. 12 (16).

1.3.3 Normalizado

La operación de normalizado se lleva a cabo para obtener una estructura y distribución de carburos más uniforme, lo cual permite controlar mejor el endurecimiento posterior del acero. Consiste en calentar el acero a una temperatura por arriba de la crítica superior, seguido de un enfriamiento al aire tranquilo hasta temperatura ambiente. La estructura final es de perlita homogénea Fig. 12. (65, 88, 16).

1.3.4 Endurecimiento

El endurecimiento consiste en calentar el acero a una temperatura dentro de la región de austenita ó austenita más carburo y enfriar bruscamente, es decir templar a una velocidad que prevenga la formación de perlita, esferoidita o bainita y permita la formación de martensita. Es muy importante considerar los siguientes aspectos cuando se calienta un acero para endurecerlo:

- 1) Solución de carburos. Para obtener una dureza total, es necesario que haya una suficiente solución de carburos. Sin embargo, se debe evitar una solución de carburos excesiva o se retendrán grandes cantidades de austenita. La cantidad de carburos que se pueden disolver en austenita es proporcional a la temperatura de austenitización. Cada acero tiene un rango de temperaturas en el cual la cantidad de carburos disueltos es óptima.
- 2) Tamaño de grano. El tamaño de grano se debe mantener al mínimo para asegurar suficiente tenacidad. El tamaño de grano del acero crece al aumentar la temperatura por arriba de la temperatura crítica superior. El tamaño de grano también varía en función del tiempo en que se mantiene el acero a la temperatura de austenitización.
- 3) Composición química superficial. La composición química en la superficie del acero se debe controlar estrechamente, ya que ésta es directamente responsable

de las características y propiedades del mismo. Este control no implica solamente prevenir la pérdida de carbono o decarburización, sino el introducir otros elementos perjudiciales como el oxígeno. Los medios más utilizados para controlar la composición química superficial son los baños líquidos y los materiales para "empacar" el acero y prevenir el contacto del aire con el mismo, así como el uso de atmósferas controladas o vacío.

- 4) Tiempo de endurecimiento. Es muy importante que el acero se mantenga el tiempo necesario a la temperatura de austenitización para asegurar un endurecimiento total del mismo. Para fines prácticos, el tiempo de permanencia a temperatura de austenitización se inicia cuando la pieza alcanzó la temperatura del horno. (65, 88, 16).

Las características más importantes de la transformación de austenita a martensita, son las siguientes:

- a) La transformación es sin difusión y no hay cambios en la composición química.
- b) La transformación se lleva a cabo sólo durante el enfriamiento y cesa si éste se interrumpe, es decir, la transformación sólo depende de la disminución de la temperatura y es independiente del tiempo a lo cual se le conoce como transformación atérmica.
- c) La transformación a martensita de un acero no puede eliminarse, ni la temperatura M_s modificarse al cambiar la rapidez de enfriamiento.
- d) La martensita probablemente nunca esté en condiciones de equilibrio real, aunque puede existir de modo indefinido a temperatura ambiente. Esta estructura puede considerarse como una transición entre la fase inestable de austenita y la condición final de equilibrio de una mezcla de ferrita y cementita.
- e) La propiedad más significativa de la martensita es su elevada dureza, (65, 88, 16).

El propósito básico del endurecimiento es producir una estructura totalmente martensítica, y a la mínima rapidez de enfriamiento, que evitará la formación de cualquiera de los productos más suaves de transformación, se le conoce como rapidez crítica de enfriamiento, la cual es función de la composición química del acero y el tamaño de grano austenítico, e indica que tan rápido debe enfriarse un acero para formar sólo martensita. (65, 88, 16)

1.3.5 Temple

El temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia del acero. Para que se logre lo antes descrito, se calienta el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría rápidamente en un medio conveniente, agua y aceite entre otros líquidos. La transformación que ocurre a continuación generará la formación de tensiones elevadas, por lo que se deben tomar precauciones para prevenir que éstas alcancen una magnitud superior a la resistencia mecánica del acero y se fisure. Los factores más importantes que contribuyen a la fisuración durante el temple son los siguientes:

- 1) La carburización ó la decarburización de la superficie del acero, pueden producir agrietamiento durante el temple. (65, 88, 16).
- 2) Sobre calentamiento durante el Endurecimiento.- El gran tamaño de grano de austenita como resultado del sobrecalentamiento, frecuentemente causa agrietamiento durante el temple.
- 3) Esquinas afiladas sin filetes, secciones gruesas adyacentes a secciones delgadas y falta de simetría, ejercen un efecto de concentración de esfuerzos que daría por resultado agrietamiento durante el temple. En caso de que no se pueda modificar el diseño para reducir concentraciones de esfuerzos, será necesario seleccionar un acero que requiera un temple menos severo. Estos aspectos se consideran en el diseño de herramientas.
- 4) Las marcas afiladas, que son introducidas deliberadamente ó sin intención durante el maquinado, actúan como concentradores de esfuerzos y pueden causar agrietamiento durante el temple.

1.3.6 Revenido

El revenido consiste en calentar al acero a una temperatura por abajo de la temperatura crítica inferior y mantenerlo por un período de tiempo suficiente para alcanzar los cambios deseados en tensiones y estructura. En general, los tiempos de revenido varían de 0.5 a 2.5 horas, pero es práctica general controlar el proceso de revenido por variaciones en la temperatura y no en el tiempo Fig. 13. Después del temple se lleva a cabo la operación de revenido, la cual es prácticamente una necesidad en el tratamiento térmico de la mayoría de los aceros. Los propósitos del revenido son relevar las tensiones que se generan durante la transformación de austenita a martensita y durante el enfriamiento no uniforme del acero hasta temperatura ambiente, transformar la austenita retenida, mejorar la ductilidad y la tenacidad, provocar endurecimiento secundario y, en ocasiones, para reducir el endurecimiento. Esto último no siempre se desea, pero se debe aceptar si se releven las tensiones generadas. (65, 88, 16).

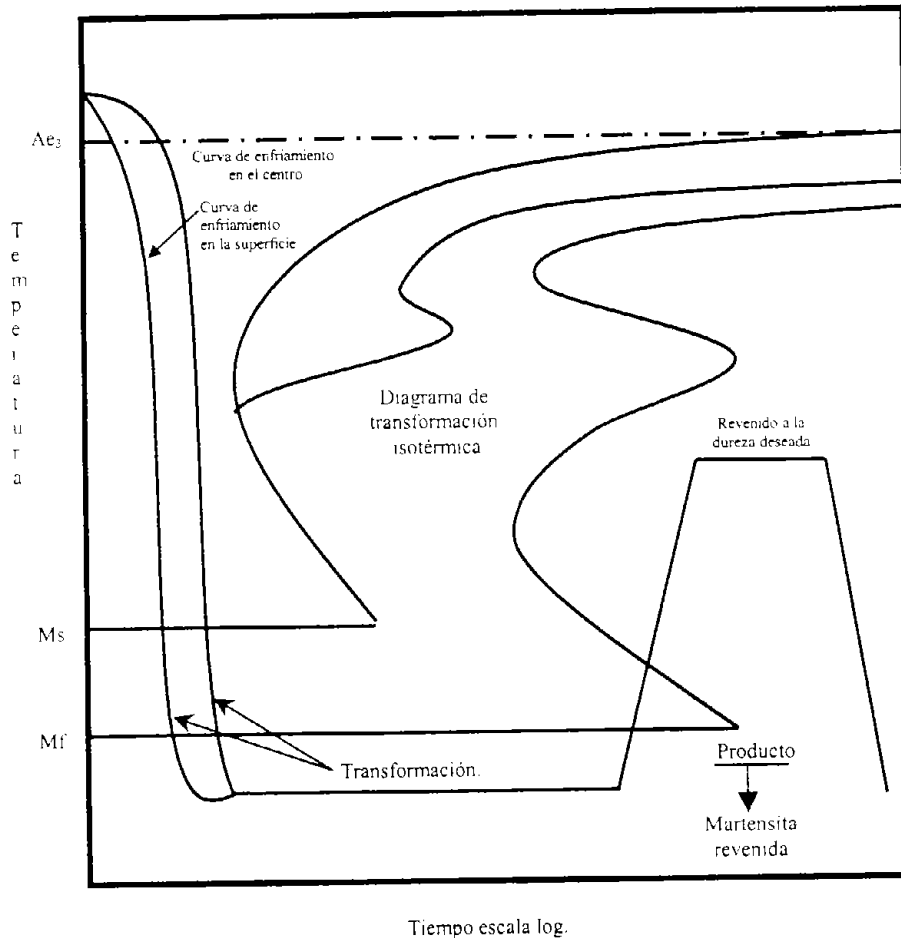


Fig. 13. Diagrama esquemático del tratamiento térmico de temple + revenido

1.3.7 Austemper

El austemper es un tratamiento térmico para obtener una estructura de 100% bainita. Consiste en calentar el acero a la temperatura de austenitización, seguido de un enfriamiento rápido hasta una temperatura por arriba de la temperatura M_s del acero, manteniéndose así hasta completar la transformación a bainita, como se muestra en la Fig. 14. Las ventajas de este tratamiento sobre el temple y revenido convencional son: mayor ductilidad, mayor tenacidad, alta dureza, menor distorsión y menor peligro de agrietamiento durante el temple en virtud de no ser tan drástico como en el método convencional. Su principal limitante son los largos tiempos requeridos para completar la transformación a bainita. (65, 88, 16).

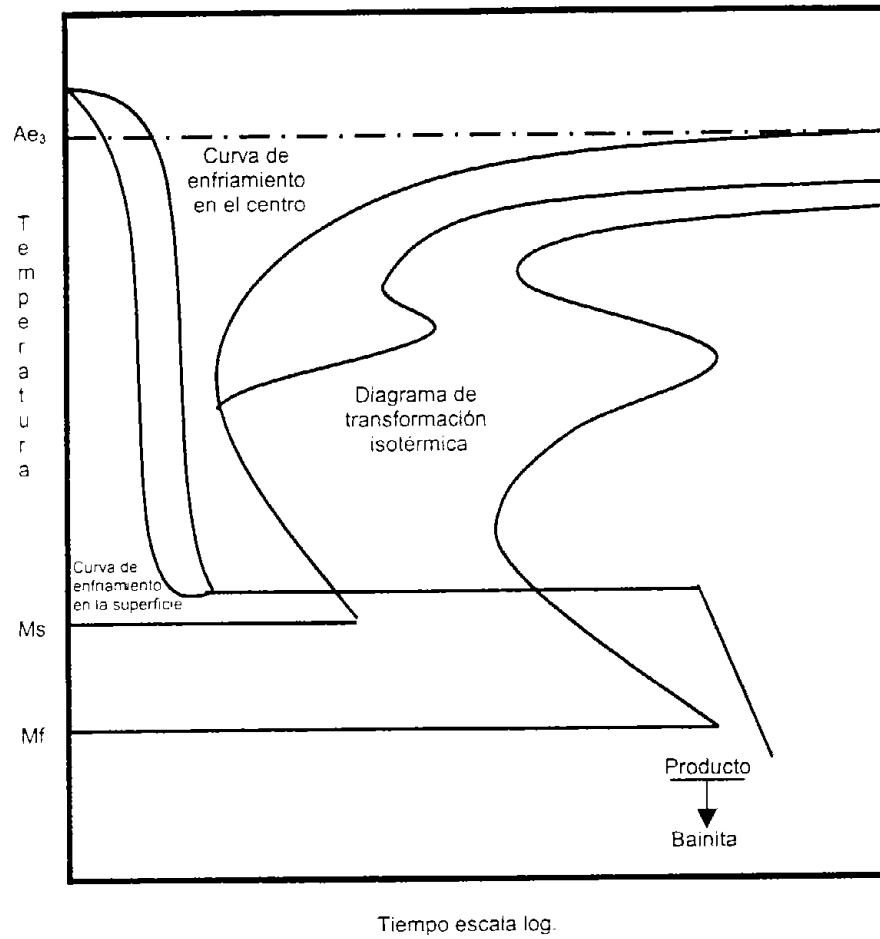


Fig. 14. Diagrama esquemático de tratamiento térmico de austemper.

I.4 Arco eléctrico de soldadura

I.4.1 Generalidades

A continuación se presentan algunos de los métodos para soldar o hacer uniones:

- a) Soldadura por arco eléctrico o gas combustible. Cuando la unión se realiza mediante un calentamiento localizado que funde la superficie del metal base y metal de aporte, las soldaduras son clasificadas por arco eléctrico, o gas combustible. En estos procesos la unión se realiza con o sin metal de aporte.
- b) Soldadura por resistencia. Si la aplicación de calor se efectúa por resistencia eléctrica y la fusión ocurre en las superficies de acoplamiento, las soldaduras se clasifican como soldaduras por resistencia. En este proceso se requiere de una fuerza de presión y la unión se realiza sin aportar material.
- c) Soldadura fuerte y estañado. Cuando la unión requiere de un calentamiento localizado (sin llegar al punto de fusión) y el metal de aporte es distribuido por acción capilar entre las superficies de acoplamiento, las soldaduras son clasificadas como soldaduras fuertes y estañado (brazing y soldering).
- d) Soldadura al estado sólido. Si la aplicación de calor se efectúa por presión o fricción, las soldaduras se clasifican como soldaduras al estado sólido. En este proceso la unión se realiza sin aportar material y sin difundir o cambiar el metal base.

Esta parte del trabajo se centra en el proceso denominado soldadura por arco metálico con electrodo revestido, en el cual se produce la fusión del metal base, además del empleo del metal de aporte en forma de varillas revestidas de diversos compuestos. (64, 83)

Este proceso de soldadura es uno de los más empleados a nivel industrial, ya que provee las mejores condiciones de operación tales como: maniobrabilidad del equipo, fácil control de amperaje, inicio sencillo y rápida estabilización del arco, así como bajo costo para realizar una soldadura de producción. (64, 83)

I.4.2 Proceso de soldadura por arco metálico con electrodo revestido

La soldadura por arco metálico con electrodo revestido (Shield Metal Arc Welding, SMAW) es un proceso de soldadura por arco, en donde la unión de los metales es producida por el calor generado por un arco eléctrico, que se mantiene entre la punta de una varilla revestida y la superficie del metal base que está siendo soldado. El término arco se refiere al corto circuito provocado entre estos dos elementos.

El establecimiento del arco y el suministro del metal de aporte (características fundamentales del proceso) se efectúan por medio de una varilla (generalmente de acero suave) recubierta, llamada electrodo.

En este tipo de soldadura, el arco se inicia golpeando ligeramente la punta del electrodo con el metal base. El calor del arco funde la superficie del metal base y forma un charco líquido, mientras que al mismo tiempo la punta del electrodo se funde y es transportada hasta el charco a través del arco, convirtiéndose así en metal de soldadura depositado. Este concepto se ilustra en la Fig. 15. (64, 83)

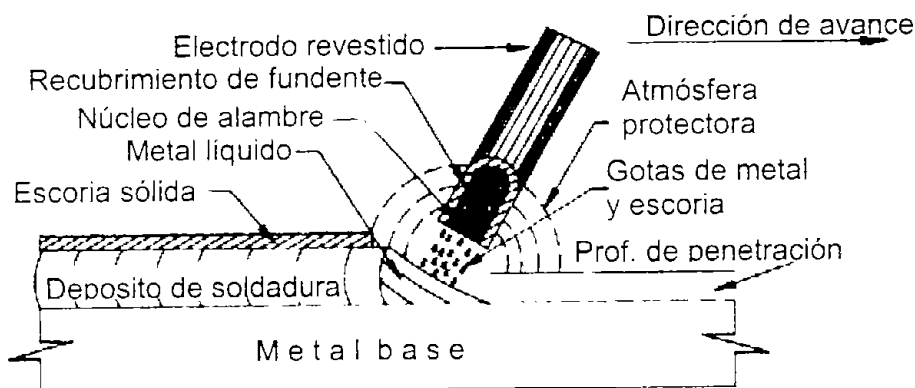


Fig. 15. Esquema del proceso de soldadura por arco metálico con electrodo revestido.

El recubrimiento debe cumplir con al menos uno de los siguientes aspectos, según sus características: (64, 83)

- 1) A fin de obtener las propiedades químicas y mecánicas del metal depositado, proporcionar un medio para suministrar aleantes.
- 2) Establecer las características eléctricas del electrodo, necesarias para la formación y estabilización del arco.
- 3) Proporcionar agentes escorificantes, desoxidantes y fundentes, que formen una capa protectora mientras el metal depositado solidifica, prevengan la oxidación del metal de soldadura y proporcionen una forma correcta al cordón de soldadura, respectivamente.
- 4) Evitar la excesiva contaminación del metal de aporte líquido así como suministrar un gas protector del arco.

La escoria protectora se obtiene por el uso de un recubrimiento base mineral, óxidos metálicos comprimidos y silicatos, que tienen un punto de fusión relativamente bajo,

para permitir el recubrimiento y protección del área de soldadura. Estos compuestos también incluyen elementos desoxidantes tales como: silicio y manganeso, los cuales tienen una alta afinidad por el oxígeno, para removerlo cuando sea absorbido por el metal de soldadura.

La protección del arco se obtiene de los gases que se forman como resultado de la descomposición de los diversos compuestos que contiene el revestimiento del electrodo. Esta acción se ilustra en la Fig. 15, y es la misma para los diferentes tipos de electrodos.

Los electrodos se identifican por las propiedades mecánicas, tipo de recubrimiento, corriente, polaridad y posición de aplicación. (64, 83)

De acuerdo a la Sociedad Americana de Soldadura (American Welding Society, AWS), la clasificación es la siguiente:

De acuerdo a la designación general EXXXX

- a) El prefijo "E", indica electrodo para soldadura por arco.
- b) Los dos primeros dígitos de cuatro, o los tres primeros dígitos de cinco, representan la mínima resistencia a la tensión del metal de soldadura depositado (sin tratamiento térmico), en kilo libras por pulgada cuadrada.
- c) El dígito más próximo al último, indica la posición en la cual la soldadura puede ser hecha.

EXXIX Todas las posiciones.

EXX2X Posición plana y horizontal de filete

- d) El último dígito en combinación con el penúltimo, indican las características eléctricas de operación y el tipo de recubrimiento.

Nomenclatura	Corriente (1)	Recubrimiento
EXX10	CD +	Orgánico
EXX11	CA o CD +	Orgánico
EXX12	CA o CD -	Rutilo
EXX13	CA o CD + -	Rutilo
EXX14	CA o CD + -	Rutilo, polvo de hierro
EXX15	CD +	Bajo hidrógeno
EXX16	CA o CD +	Bajo hidrógeno
EXX18	CA o CD +	Bajo hidrógeno, polvo de hierro
EXX20	CA o CD + -	Alto óxido de hierro
EXX24	CA o CD + -	Rutilo, polvo de hierro

CA y CD significan corriente alterna y corriente directa respectivamente, (+) indica polaridad invertida o electrodo positivo y (-) significa polaridad directa o electrodo negativo. (64, 83)

Los electrodos para soldar aceros de baja aleación, presentan un sufijo que se añade a la designación estándar después de un guión. Este sufijo indica el porcentaje de elementos aleantes que se añaden al metal de soldadura depositado.

Sufijo	Elementos Aleantes
A1	0.50% Molibdeno
B1	0.50% Molibdeno – 0.50% Cromo
B2	0.50% Molibdeno – 1.25% Cromo
B3	1.00% Molibdeno – 2.25% Cromo
C1	2.50% Níquel
C2	3.50% Níquel
C3	1.00% Níquel
D1	0.30% Molibdeno – 1.50% Manganeso
D2	0.30% Molibdeno – 1.75% Manganeso

En la soldadura por arco metálico con electrodo revestido, el electrodo y la pieza de trabajo o pieza a unir forman parte de un circuito eléctrico denominado circuito de la soldadura, el cual también está integrado por una fuente generadora de energía eléctrica, dos cables de conducción de corriente y un soporte para electrodo. Este circuito se muestra en la Fig. 16. (64, 83)

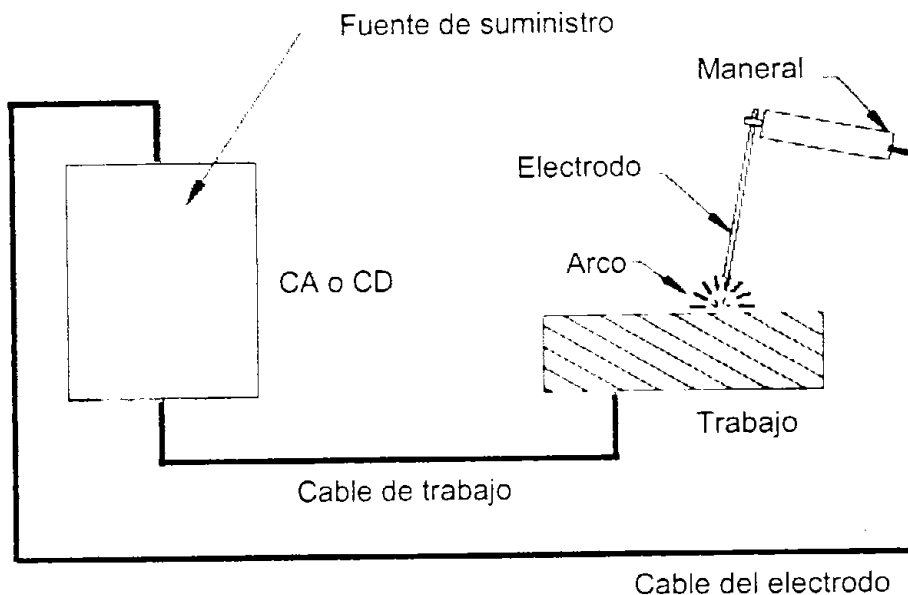


Fig. 16. Circuito de la soldadura por arco metálico con electrodo revestido.

En el proceso de soldadura por arco metálico con electrodo revestido, se deben tomar en cuenta cuatro diferentes zonas que aparecen en la junta soldada. Estas se muestran en la Fig. 17, y son:

- 1) El metal base o metal que está siendo soldado.
- 2) El metal de soldadura o metal que ha sido fundido y depositado durante el período de soldadura.
- 3) La línea de fusión o línea que define los límites entre el metal de soldadura depositado y el metal base sin fundir.
- 4) La zona afectada por el calor o porción del metal base, cuyo origen es la línea de fusión que debido a su proximidad con el metal depositado, es afectada térmicamente por el calor de la soldadura.

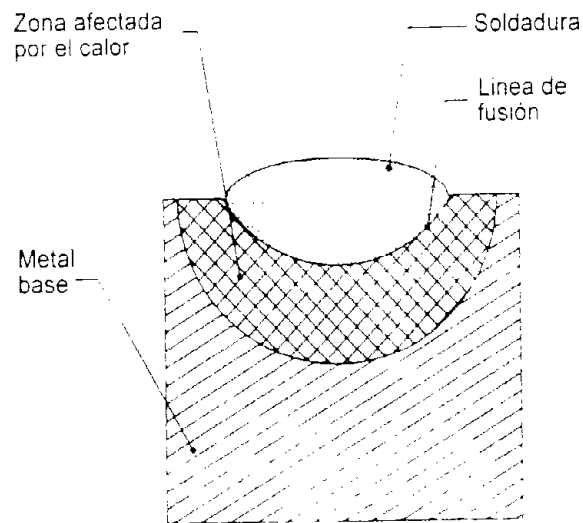


Fig. 17. Parte de una junta soldada

De estas cuatro zonas, la más crítica es la zona afectada por el calor, ya que si no se toman las medidas necesarias tanto de calentamiento como de enfriamiento para controlar los cambios mecánicos y metalúrgicos que en ella ocurren, se corre el riesgo de afectar la vida útil en servicio de la junta soldada. (64, 83)

1.4.3 Especificación de procedimiento de soldadura

1.4.3.1 Concepto y características relevantes

La especificación de procedimiento de soldadura (Welding Procedure Specification, WPS) es un documento que define en detalle todas las variables que se necesitan para producir una unión donde exista compatibilidad mecánica y metalúrgica, entre los metales base a unir y los metales de aporte seleccionados. En otras palabras, el objetivo primordial de una especificación de procedimiento de soldadura, es producir soldaduras que cumplan al menos con los mínimos requerimientos mecánicos y metalúrgicos de los metales base que van a ser unidos. (64, 83)

Por lo general, las variables relacionadas con la elaboración del procedimiento de soldadura, son establecidas por el código o especificación aplicable. Estas pueden ser:

- a) Esenciales. Son aquellas cuyo cambio fuera de los límites establecidos por el código o especificación, es considerado a afectar las propiedades mecánicas de la unión. Cuando esto sucede, el procedimiento de soldadura debe ser recalificado. Un ejemplo de estas variables, es un cambio de un metal base o de aporte, a otro de características completamente diferentes.
- b) Esenciales suplementarias. Son variables cuyo cambio fuera de los límites especificados, es considerado a afectar las propiedades de tenacidad de la unión. En este caso, el procedimiento de soldadura también debe ser recalificado. Algunos ejemplos de estas variables son: un incremento en la entrada de calor a la junta de soldadura, o un cambio de cualquier posición de soldadura, a la posición vertical ascendente.
- c) No esenciales. Son aquellas cuyo cambio no afecta las propiedades mecánicas de la unión. Debido a esto, el procedimiento de soldadura no necesita ser recalificado. Un ejemplo de estas variables, es la eliminación de un respaldo de soldadura en una junta de bisel sencillo.

La especificación de procedimiento de soldadura debe ser elaborada en forma clara, concisa y sin detalles extraños, a fin de que pueda reunir los siguientes aspectos:

- 1) Cumplir con los requerimientos de un contrato u orden de compra y con las buenas prácticas de la industria.
- 2) Asegurar que las soldaduras resultantes satisfagan los requisitos de los códigos o especificaciones aplicables.
- 3) Indicar al soldador u operador de soldadura la forma en que se deben realizar las soldaduras de producción.

La mayoría de códigos y especificaciones establecen que la especificación de procedimiento de soldadura, debe ser preparada por cada fabricante o contratista; y que además, copias de la misma deben estar disponibles para soldadores, operadores de soldadura e inspectores autorizados. (64, 83)

1.4.4 Detalles

- a) Los detalles típicos que normalmente se incluyen en la especificación de procedimiento, son discutidos a continuación:

El proceso de soldadura puede ser por arco metálico; en sus modalidades: con electrodo revestido, sumergido, con protección de gas y con electrodo de tungsteno.

El tipo de operación puede incluir cualquiera de las siguientes formas: (64, 83)

- 1) Manual, cuando toda la operación de soldadura es ejecutada manualmente.
- 2) Semiautomática, cuando el equipo de soldar controla únicamente la alimentación del metal de aporte, y la velocidad de depósito es controlada manualmente.
- 3) Tipo máquina, cuando el operador monitorea y controla el equipo que realiza la operación de soldadura.
- 4) Automática, cuando el operador no interviene en el ajuste de los controles del equipo que realiza la soldadura.

En los dos últimos tipos de operación (máquina y automática), el equipo de soldar puede o no realizar la carga y descarga del trabajo. (64, 83)

- b) Diseño de la junta y tolerancias. Los diseños detallados de la junta deben ser indicados, así como la secuencia de aplicación de la soldadura. Esto puede ser hecho mediante bosquejos que muestren en sección transversal, el espesor del metal base y los detalles de la unión.

Las tolerancias deben ser indicadas para todas las dimensiones. Esto es importante, debido que por ejemplo, el incremento de la cara de raíz, o la disminución del ángulo de ranura y de la abertura de raíz, crean una condición en la cual, aún los soldadores más expertos no pueden producir una soldadura satisfactoria.

- c) Preparación de la junta. Los métodos que pueden ser usados para preparar las juntas y el grado de limpieza superficial requerido, deben estar indicados en el procedimiento de soldadura. La preparación puede incluir: maquinado, oxicorte, o corte con arco plasma. La limpieza de las superficies a soldar puede involucrar: esmerilado, cincelado, o cepillado con cepillo de alambre.
- d) Metales base. Los metales base a unir deben ser especificados. Esto puede hacerse indicando su composición química o por referencia al código o especificación aplicable. Asimismo, se debe señalar la condición de cada material e indicar su rango de espesor calificado.

En el Código de la Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos (ASME), para reducir el número de procedimientos de soldadura requeridos, todos los metales base con características similares son agrupados bajo una designación de números p (p para plate, placa o metal principal). Dicha agrupación está basada en características tales como: composición química, soldabilidad y propiedades mecánicas.

- e) Metales de aporte. La composición, especificación, clasificación y tamaño del metal de aporte, deben indicarse siempre, a fin de asegurar su utilización adecuada. Otras como: el rango de metal depositado y nombre comercial, también deben ser especificadas.

Los electrodos y alambres para soldar son agrupados por el Código ASME, bajo una designación de números F (F para filler o metal de aporte), la cual fundamentalmente indica la habilidad de los soldadores y operadores de soldadura, para realizar soldaduras satisfactorias con un metal de aporte dado.

Otra agrupación particular del Código ASME, es la designación de números A (A para análisis o análisis químico). Esta agrupación se refiere a la composición química del metal de soldadura depositado.

El uso de los números P, F y A, amplía el rango de calificación para cada prueba de procedimiento o de habilidad. Esto es, la calificación en lugar de ser restringida a una simple combinación de metales base y de aporte, se convierte en una calificación para varios metales base y de aporte similares.

- f) Posiciones de la soldadura. Una especificación de procedimiento siempre debe incluir las posiciones en las que se va a realizar la soldadura. Además, debe indicarse el tipo de avance (ascendente o descendente) para soldaduras en posición vertical.
- g) Temperaturas de precalentamiento e interpasos. Los límites de estas temperaturas deben ser indicados, siempre y cuando sean factores significativos en la producción de juntas sanas, o influyan en las propiedades de la unión. En muchos casos, estas dos variables deben ser conversadas en un rango bien definido, para evitar la degradación de la soldadura o de la zona afectada por el calor.

Por lo general, las temperaturas de precalentamiento e interpasos se miden por contacto directo de un crayón térmico, con la superficie del metal base más cercana a la junta de soldadura. Una práctica común, es medir estos parámetros a una pulg. de la preparación para soldar.

- h) Tratamiento térmico posterior a la soldadura. Cuando después de la soldadura, los materiales soldados requieran de algún tratamiento térmico para lograr estabilidad dimensional, o algunas propiedades mecánicas y metalurgias, dicho tratamiento debe ser referido en el procedimiento de soldadura. Esto puede lograrse mediante una descripción resumida que lo refiera a un código o especificación aplicable.
- i) Gas protector. Cuando se utilicen procesos de soldadura que involucren el uso de gases, ya sea de protección, arrastre o respaldo; el tipo, composición y rango de flujo de éstos, debe ser indicado en la especificación de procedimiento.

- j) Características eléctricas. Siempre que la soldadura involucre el uso de energía eléctrica, el tipo de corriente debe ser especificada; esto es debido a que la mayoría de electrodos revestidos operan ya sea con corriente directa o corriente alterna. Si se especifica corriente directa, debe indicarse la polaridad adecuada. En adición, el rango de corriente para cada tamaño de electrodo, también debe ser especificado. Para todos los procesos de soldadura por arco eléctrico, es una práctica común indicar el rango de voltaje.
- k) Velocidad de depósito. Los rangos de velocidad de depósito son obligatorios para procesos de soldadura automáticos, y muchas veces son deseables para procesos semiautomáticos o manuales. Asimismo, cuando se sueldan algunos metales con requerimientos de impacto, en donde el calor suministrado a la junta es una consideración importante, es imperativo que los límites permisibles para velocidad de depósito o ancho del cordón de soldadura, sean especificados.
- l) Entrada de calor. Para materiales con requerimientos de impacto, esta variable debe ser conservada en un rango bien definido, a fin de evitar el crecimiento de grano (grano grueso) y por ende, la pérdida de tenacidad en la zona afectada por el calor. Por esta razón, los detalles para su control deben ser indicados en la especificación de procedimiento. Por lo general, la entrada de calor en una junta está gobernada por la corriente, voltaje y velocidad de depósito, utilizadas en el proceso de soldadura.
- m) Limpieza de interpasos. El método de limpieza entre cordones de soldadura debe ser indicado en la especificación de procedimiento. Este puede incluir: esmerilado, ciselado, o cepillado con cepillo de alambre.
- n) Eliminación de la raíz de soldadura. Cuando las juntas van a ser soldadas por ambos lados, los métodos de remoción del paso de raíz deben ser descritos en la especificación de procedimiento. Estos pueden incluir esmerilado, o ranurado con arco aire-carbón (arc-air) hasta encontrar metal de soldadura sano.

Básicamente, el método de arco aire-carbón incluye:

- 1) Un electrodo de carbón cuya punta forma un arco eléctrico con la pieza de trabajo.
 - 2) Aire comprimido para desalojar el metal depositado que se encuentra en estado líquido, debido al efecto calorífico generado por el arco.
- o) Martillado. El uso indiscriminado del martillado no debe ser permitido; sin embargo, algunas veces se utiliza para eliminar esfuerzos residuales o para corregir distorsiones en la soldadura o metales base; si éste es el caso, los detalles para su aplicación y las herramientas usadas, deben ser indicadas en el procedimiento de soldadura.

1.5 Zona Afectada por el Calor. (Z.A.C.)

1.5.1 Pre calentamiento

El pre calentamiento también puede influir en la calidad del metal depositado, es la acción de elevar la temperatura de la zona en que se va a soldar aplicando calor antes de empezar a soldar. Por otro lado, el tratamiento térmico posterior a la soldadura, se puede llevar a cabo en cualquier momento previo a la puesta en servicio de la soldadura terminada. (49, 79)

Para calentar la estructura soldada se emplean varios métodos. Para seleccionar alguno de ellos se tiene que tomar en cuenta el tamaño y configuración de la estructura, así como la disponibilidad de los medios necesarios para efectuar el calentamiento. (49, 79)

Las estructuras pequeñas se pueden colocar en hornos eléctricos o de gas, pero a veces es necesario construir hornos provisionales alrededor de las estructuras, cuando éstas son muy grandes. En la mayor parte de los casos, el calor se obtiene de uno o varios sopletes de gas natural, propano, acetileno o algún combustible parecido mezclado con aire u oxígeno, también se pueden usar calentadores eléctricos, de cinta, de inducción o radiantes. (49, 79)

1.5.2 Razón del pre calentamiento

El pre calentamiento sirve para elevar la temperatura del ensamble de un poco menos de 100 °F (37.7 °C) a un poco más de 700 °F (371.1 °C). (Las temperaturas específicas están establecidas por la clasificación del proceso de soldadura.) (49, 79)

Como se sabe, tanto en la unión como en las partes contiguas, se crean esfuerzos a causa del calor en la zona de la soldadura. Este calor se encuentra restringido a una cierta área. Existe una diferencia muy marcada entre la temperatura que hay en la zona de soldadura y las partes aledañas. Esta diferencia en temperaturas se conoce como gradiente de temperatura. (49, 79)

Cuando se suelda, especialmente si se trata de una pieza metálica de gran espesor, la masa adyacente a la zona de soldadura absorbe el calor de ésta. A este fenómeno se le conoce como temple rápido Fig. 18.

Aunque no tiene efectos tan drásticos, el temple rápido equivale a sumergir la placa soldada en una cubeta de agua fría inmediatamente después de haber finalizado el trabajo. Provoca que el metal depositado se vuelva muy duro y quebradizo. De hecho, la estructura cristalina del metal cambia a una que semeja agujas y se vuelve burda y muy propensa al agrietamiento Fig. 19.

Como resultado del procedimiento de soldadura, dos zonas de la unión se vuelven particularmente vulnerables a la formación de grietas. Una de ellas es la zona afectada por el calor, que es el área adyacente a la soldadura Fig. 20 la otra, es el

metal depositado mismo, que es menos propenso al agrietamiento. (49, 79)

En la Fig. 20 se muestran las tres zonas de la unión soldada. la zona A es el área que se ha calentado hasta la temperatura de fusión de los metales, e incluye tanto el metal base como los metales de aporte que constituyen el depósito de la soldadura. la zona B es la zona afectada por el calor, que aun cuando no se calienta hasta alcanzar la temperatura de fusión, ésta aumenta lo suficiente como para que se modifique su microestructura original y sus propiedades físicas. Ésta es el área de peligro.

La zona C es el área que ve después de la zona afectada por el calor. No se ve afectada por el calor de la soldadura hasta el punto en que cambien su microestructura original y sus propiedades físicas.

En la Fig. 20, se pueden observar las diferencias en la estructura de los metales en las diferentes zonas. Las soldaduras en acero se enfrían rápidamente, en especial si se efectúan en secciones grandes y pesadas. El enfriamiento rápido provoca que se formen estructuras cristalinas duras y quebradizas. Este tipo de estructuras hace que el metal pierda ductilidad y resistencia a los esfuerzos. Normalmente se localizan en la zona 1 de la zona afectada por el calor Fig. 20, que está entre el metal depositado y las estructuras refinadas de la zona 2.

En la zona 1 se localiza el área de mayor peligro de formación de grietas. Dicho riesgo se puede eliminar, o al menos aminorar, por medio del precalentamiento. Cuando se precalienta a altas temperaturas, disminuye la velocidad de enfriamiento. Una velocidad de enfriamiento baja, evita que el metal se vuelva quebradizo, puesto que da tiempo a que se formen las estructuras granulares deseadas. El metal depositado y el adyacente se hacen más suaves y dúctiles gracias al precalentamiento. (49, 79)

Mientras más carbono haya en el metal, aumentan las probabilidades de que se formen estructuras frágiles; un proceso de enfriamiento más lento da lugar a que se formen otras estructuras en el metal.

Otra razón importante para precalentar es la eliminación de la humedad, que puede originar la formación de hidrógeno, que, a su vez, aumenta las probabilidades de que se formen grietas. Si la velocidad de enfriamiento disminuye, los esfuerzos por contracción y deformación se reducen, y el hidrógeno y otros gases tienen más tiempo para escapar del metal. El precalentamiento se recomienda siempre que haya posibilidad de que surja algún defecto provocado por la soldadura.

Siempre que un metal esté expuesto a una temperatura ambiente baja, se debe precalentar. Si el metal ha estado a la intemperie y se introduce al taller o si se va a trabajar en el campo durante un día de invierno, lo mejor es precalentar el material antes de empezar a soldar.

La necesidad de precalentar aumenta si el ensamble cae dentro de alguna de las siguientes categorías:

- 1) Si es de gran peso o tiene una gran masa.
- 2) Si está frío o húmedo a causa de las condiciones atmosféricas.
- 3) Si se va a soldar con poco calor.
- 4) Si se va a soldar a gran velocidad.
- 5) Si tiene una forma o diseño complicado.
- 6) Si las partes que se van a unir son de espesores diferentes.
- 7) Si la estructura tiene un alto contenido de carbono.
- 8) Si tiene un alto contenido de elementos de aleación. (49, 79)

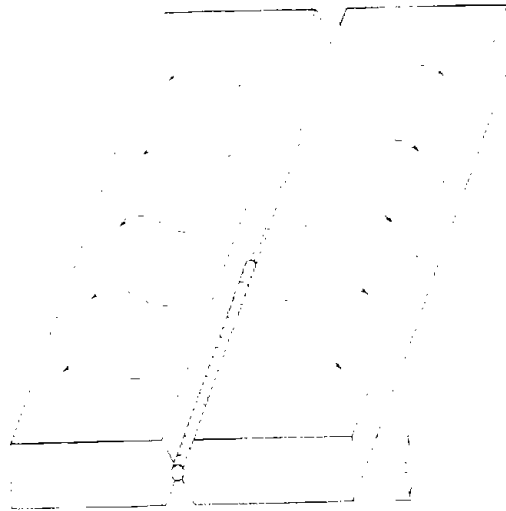


Fig. 18. La masa metálica absorbe rápidamente el calor de la zona de soldadura.

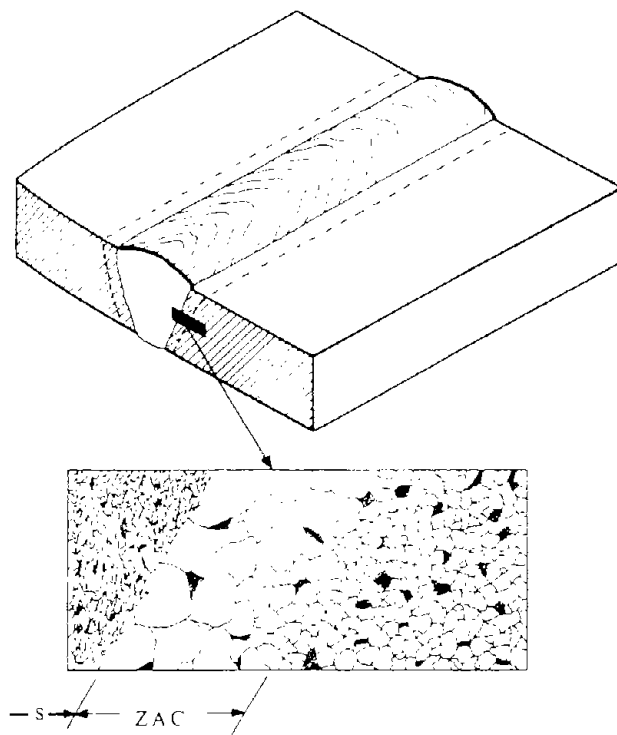


Fig. 19. Microestructura típica de la zona afectada por el calor en una unión a tope.

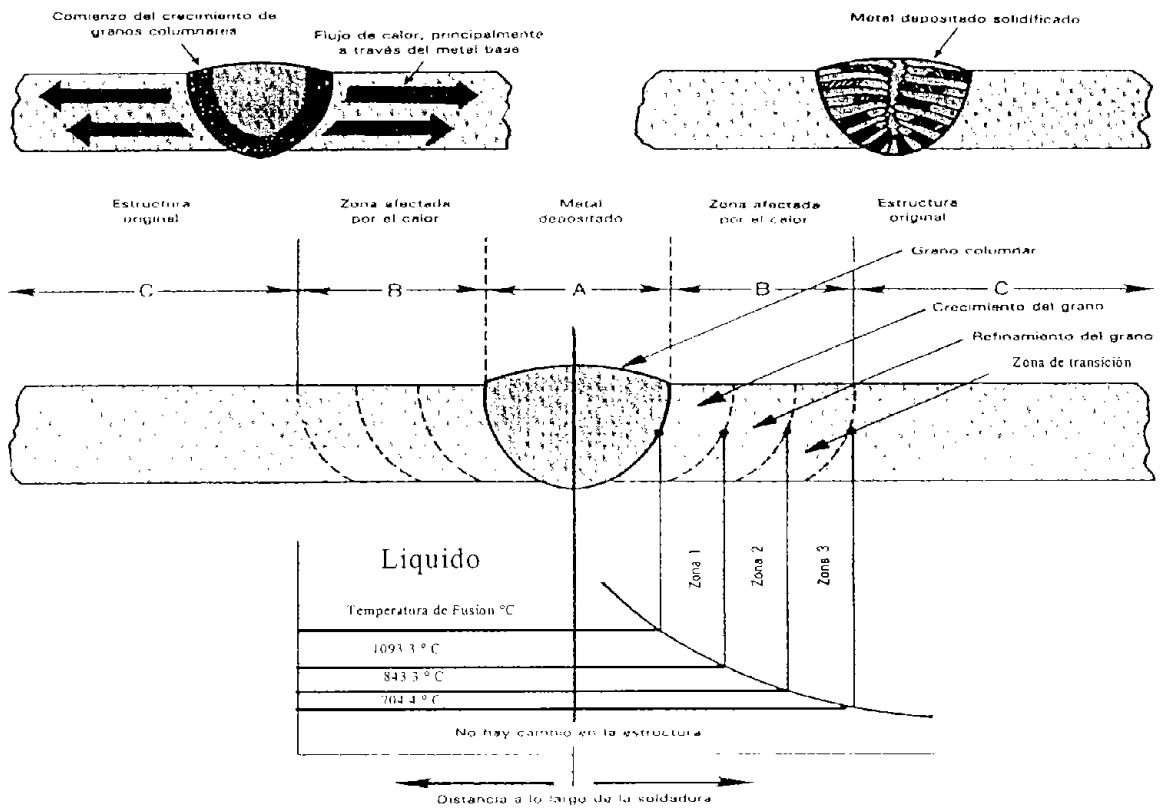


Fig. 20 Estructuras macroscópicas típicas y temperaturas máximas alcanzadas en la soldadura de una unión a tope.

II. PARTE EXPERIMENTAL

II.1 Planteamiento del problema.

Siendo el acero P5 el material que se usa en la industria petrolera mexicana en la instalación de "calentadores", los cuales sirven para elevar la temperatura del crudo, funcionan en un rango de temperatura de 400° a 800° grados centígrados dependiendo de lo ligero o pesado del mismo. Este acero sufre de calentamientos y enfriamientos, así como de los fenómenos agresivos de los ataques por azufre y fósforo así como los fenómenos de presión. Lo que ocasiona en el material de manera general grietas longitudinales paralelas al eje de los tubos, por lo que es necesario "carretear" y añadir un tramo de tubo el cual es soldado en ambos extremos; el problema es la diferencia de propiedades entre metal base, material de aporte y zona afectada por el calor, lo cual produce fenómenos de tensiones entre estas tres zonas del material que provoca condiciones propensas a la falla. En esta investigación se propone presentar las condiciones a las cuales el metal base, ZAC y material de aporte tiendan a tener las mismas propiedades mecánicas y estructuras mas semejantes, esto se alcanza con el uso de un procedimiento de soldadura y la aplicación de los tratamientos térmicos.

II.2 Objetivos

Determinar las estructuras metalúrgicas que se forman en la Zona Afectada por el Calor (ZAC) del acero P5, después de la influencia de la temperatura debido al arco de soldadura y al tiempo de permanencia en el horno a 350 °C antes y después de soldarse durante 1, 5, 10 y 24 horas.

Determinar las propiedades mecánicas en la Zona Afectada por el Calor (ZAC) del acero P5, después de la influencia de la temperatura debido al arco de soldadura y al tiempo de permanencia en el horno a 350 °C antes y después de soldarse durante 1, 5, 10 y 24 horas.

Proponer, establecer técnicas o procesos para la reparación de tuberías por medio del arco de soldadura.

II.3 Hipótesis

Debido a la aplicación de la soldadura a través del arco eléctrico en el acero P5 y a los procesos de precalentamiento y al tiempo de permanencia en el horno, se espera que el material sufra cambios en su estructura y en su composición, de tal manera que modifiquen su comportamiento mecánico.

II.4 Material utilizado

El material que se usó para el desarrollo de esta investigación corresponde a un acero inoxidable tipo P5 en ASTM, su composición química es la siguiente:

Según la clasificación de los aceros de ASTM.

Tipo	%C	%Mn	%Cr	%V	%P	%S	%Mo	%Ni	%Si
P5	Arriba de 0.10	1.0	4.0 a 6.0	0.02	0.04	0.03	0.4 a 0.65	0.8	1.0

Análisis químico realizado en las muestras tratadas en la investigación.

Tipo	%C	%Mn	%Cr	%V	%P	%S	%Mo	%Ni	%Si
P5	0.131	0.456	4.75	0.018	0.037	0.028	0.484	0.75	0.98

III. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA, PREPARACIÓN DE MUESTRAS

Se soldaron cinco muestras de un tubo de acero P5, en la primera, que sirvió de referencia, se aplicó soldadura a temperatura ambiente y en seguida se enfrió al aire tranquilo; las otras cuatro se soldaron a 350 °C, una vez aplicada la soldadura, se colocaron en un horno a la misma temperatura de 350 °C con un tiempo de permanencia en él de 1, 5, 10 y 24 horas siendo retiradas para su enfriamiento, al aire tranquilo.

Posteriormente, se prepararon los especímenes para llevar a cabo la caracterización correspondiente a las pruebas de: Dureza, Metalografía, Difracción de rayos X, Tensión Cuasi-Estática, Fractura y SEM.

III.1 Dureza

La prueba de dureza determina la habilidad de un material para resistir la penetración, existen varios métodos para determinar la dureza de un material, uno de los más comúnmente empleado en la calificación de procedimientos de soldadura, es la prueba de dureza Vickers.

Normalmente, la dureza y la resistencia a la tensión se relacionan directamente; esto es, la dureza se incrementa con la resistencia y viceversa, por lo tanto, si se conoce la dureza de un material, se puede estimar su resistencia a la tensión. Esta es una gran ventaja, ya que se puede conocer la resistencia aproximada de un material sin necesidad de preparar y probar especímenes de tensión.

La dureza con frecuencia es relacionada con las condiciones de servicio del material; por esta razón, en algunos casos se debe especificar el límite máximo de dureza para una parte. Esto es particularmente importante para componentes expuestos a ambientes productores de hidrógeno, tales como líneas de tubería para gas amargo, en donde las altas durezas asociadas con el hidrógeno inducido en el material, pueden causar severos agrietamientos.

La prueba de dureza se llevó a cabo con un durómetro marca Amsler Otto Wolper modelo D-6700, fabricado en Alemania, maneja durezas en las escalas Vickers, Brinell y Rockwell. Está Calibrado bajo normas ASTM E-18 DIML-39. Dicho equipo se usó para medir la dureza en la escala Vickers-2, por medio de un penetrador con punta de diamante aplicando una carga de 2 Kg, en cada una de las probetas, las medidas se tomaron en la soldadura o material de aporte, ZAC y material base; una vez habiendo preparado la probetas según técnica metalográfica.

La fórmula usada para la dureza Vickers, está dada por: $HV = \frac{1.854L}{d^2}$, de la cual:

L = Carga aplicada, expresada en Kg.

d^2 = Longitud de la diagonal del cuadrado de la huella de la impresión, dada en mm.

III.2 Metalografía

El análisis metalográfico es de gran ayuda cuando se requiere determinar la sanidad de la unión, número de pasos de soldadura, estructura metalúrgica de la junta, alcance de la zona afectada por el calor, localización de la soldadura y profundidad de penetración del metal de soldadura depositado.

Normalmente, los especímenes para análisis metalográfico se obtienen a partir de una muestra de prueba soldada, o de una soldadura de producción. Esto se logra seccionando dichas partes, ya sea por corte mecánico, oxicorte, o corte con arco plasma. Sin embargo, si el espécimen es removido por oxicorte, se debe esmerilar o maquinar al menos 1/8 pulg. a partir de la cara seccionada; esto con la finalidad de remover cualquier superficie dura generada durante el corte.

Existen dos formas para realizar un análisis metalográfico, las cuales son:

- a) Por macro-ataque. En esta prueba el espécimen es preparado, pulido y atacado químicamente, a fin de que muestre su estructura burda. Posteriormente, es examinado sin la ayuda de un lente amplificado, o bien a ampliificaciones menores a 10 aumentos (10X).

Un macro-ataque en una soldadura define el metal base, la soldadura y la zona afectada por el calor. Además, se utiliza ampliamente para determinar la sanidad de las juntas soldadas.

- b) Por micro-ataque. En este análisis el espécimen es montado en resinas termo fijas y termoplásticas, como son la baquelita y la lucita, respectivamente, posteriormente, es pulido a espejo y atacado químicamente, para ser examinado a ampliificaciones mayores a los 10 aumentos.

Un micro-ataque define en detalle la estructura metalográfica de la unión soldada y permite detectar pequeñas discontinuidades en el metal base o en la soldadura.

La realización de esta prueba, se llevó a cabo en un microscopio marca VERSAMET, Modelo Unión 6510 y con una cámara fotográfica marca Canon SX100.

Las probetas se prepararon de acuerdo a la técnica metalográfica para seleccionar y preparar adecuadamente la muestra, que consiste en los siguientes pasos:

- a). Seleccionar la muestra que contenga las características del objetivo que se busca en la experimentación, en este caso la zona afectada por el calor.
- b). El corte de la muestra se llevó a cabo por medio de un disco de carburo de silicio, enfriando continuamente la muestra.

c). Desbaste burdo de la superficie de la muestra, por medio de una pulidora de banda rotatoria y utilizando lijas de los números 100,200,500 y 1000.

d). Pulido fino de la superficie de la muestra, usando una pulidora de banda rotatoria, colocando una superficie de paño húmedo y agregando alúmina de grano fino (0.3 μm .).

e). El ataque químico se realizó usando una solución en la que se disolvieron 10 gr. de cloruro férrico y 30 ml. de ácido clorhídrico concentrado en 155 ml. de agua.

III.3 Difracción de Rayos-X

Es una herramienta que sirve para la investigación de la estructura fina de la materia, esta técnica tiene sus principios sobre la difracción de los Rayos-X en los cristales, de manera que la difracción revela la estructura del cristal. Otras aplicaciones han sido desarrolladas, y el método es hoy utilizado no solamente en la determinación de la estructura, sino también en los diversos problemas como análisis químico y la medida de la tensión, el estudio del equilibrio de fase y la medida del tamaño de partícula, determinación de la orientación de un cristal o del conjunto de orientaciones de un material policristalino .

La Difracción de Rayos-X está basada en la ley de Bragg. Los análisis químicos por difracción de Rayos-X y espectroscopía de Rayos-X se usan debido a la importancia industrial de éstos métodos analíticos.

Se sabe que los Rayos-X son radiaciones electromagnéticas de la misma naturaleza que la luz pero de una longitud de onda más corta. La unidad de medida es el Ångstrom (Å), y es igual a 10^{-8} cm., es usado en la difracción de Rayos-X y tiene una longitud de onda situada en el rango de 0.5 a 2.5 Å

Esta prueba se llevó a cabo con un difractómetro de polvos, marca SIEMENS serie D5000, que trabaja, con una diferencia de potencial de 30 Kv y una corriente de 20 miliampers, utiliza un filamento de cobre de radiación $K\alpha_1$. El ángulo de barrido 2θ va desde 2 hasta 85° grados, el paso es de 0.03 grados/seg., la longitud de onda es de 1.5406 Ångstrom.

Las probetas para esta medición fueron pulidas a espejo con base a la técnica metalográfica, sin ataque químico, asimismo la difracción se aplicó en la zona afectada por el calor.

La fórmula utilizada para determinar las distancias interplanares es la definida por la Ley de Bragg, que establece que: $n\lambda = 2d\sin\theta$ en donde, λ es la longitud de onda del haz de Rayos-X, θ es el ángulo de difracción y n es el número de orden.

Los difractogramas se interpretaron con base a las tarjetas que se relacionan a continuación:

Para la Ferrita α :

Sistema Cristalino: Cúbico Centrado en el Cuerpo

d(A)	2θ	h k l	I/I ₀
2.0268	44.6714372	1 1 0	100
1.4332	65.0182769	2 0 0	20
1.1702	82.3287154	2 1 1	30
1.0134	98.939963	2 2 0	10
0.9064	116.377853	3 1 0	12
0.8275	137.124772	2 2 2	6

Para el hierro γ :

Sistema Cristalino Cúbico Centrado en las Caras

d(A)	2θ	h k l	I/I ₀
2.0883	43.28924	1 1 1	100
1.8086	50.4165	2 0 0	80
1.2788	74.0734	2 2 0	50
1.0906	89.8678	3 1 1	80
1.0442	95.0712	2 2 2	50

Para el carburo M_3C :

Sistema Cristalino Ortorrómico

d(A)	2θ	hkl	I/I ₀	d(A)	2θ	hkl	I/I ₀
3.372	26.408779	0 2 0	4	1.4372	64.8151392	3 2 1	1
3.024	29.5131016	1 1 1	3	1.4143	65.9968689	1 1 3	3
2.5452	35.2311181	2 0 0	4	1.4057	66.4527086	2 4 0	6
2.3882	37.6312088	1 2 1	43	1.3514	69.4955566	2 3 2	4
2.3815	37.7410741	2 1 0	41	1.3426	70.017385	2 4 1	2
2.2631	39.7966432	0 0 2	22	1.3293	70.8224327	1 2 3	17
2.2186	40.6296949	2 0 1	22	1.2978	72.8122353	2 0 3	2
2.1074	42.8764752	2 1 1	57	1.2927	73.1459782	0 5 1	3
2.0678	43.7394717	1 0 2	100	1.2593	75.4177756	3 2 2	5
2.0313	44.567157	2 2 0	56	1.2527	75.8852865	0 3 3	3
2.0132	44.9896701	0 3 1	67	1.2253	77.8970597	4 0 1	14
1.977	45.8599435	1 1 2	53	1.2162	78.5918094	1 3 3	16
1.8792	48.3948688	0 2 2	5	1.2054	79.4345777	4 1 1	2
1.8723	48.5847082	1 3 1	32	1.194	80.3464903	2 4 2	3
1.8534	49.1126894	2 2 1	43	1.1918	80.5251954	2 5 0	11
1.763	51.8122153	1 2 2	19	1.1622	83.0202113	3 3 2	20
1.6914	54.1803616	2 0 2	5	1.1563	83.5387351	3 4 1	1
1.6852	54.3961142	2 3 0	15	1.1524	83.8855695	2 5 1	15
1.6406	56.0028124	2 1 2	8	1.1315	85.8020545	0 0 4	6
1.589	57.9907743	3 0 1	19	1.1296	85.9813003	1 5 2	12
1.5789	58.3974207	2 3 1	2	1.12766	86.1652144	3 0 3	12
1.5466	59.7392796	3 1 1	5	1.1238	86.5338662	0 6 0	9
1.5216	60.8235425	1 3 2	2	1.1121	87.6739877	3 1 3	2
1.5118	61.2600473	2 2 2	8	1.1076	88.1218692	4 3 0	11
1.5082	61.4220706	1 4 1	6				

III.4 Tensión Cuasi-Estática

La prueba de tensión se usa para determinar el comportamiento de un metal bajo la acción de una carga de alargamiento.

En la prueba de tensión estándar, la sección reducida llamada "cuello" de un espécimen o probeta, es marcada con un punzón en dos puntos, separados a 2 pulg. ó 5.08 cm. uno del otro como se muestra en la Fig. 21, el espécimen se coloca en las mordazas de una máquina para prueba de tensión, y se le aplica una carga axial por medio de un sistema de palanca mecánico o hidráulico, lo cual origina que la mordaza inferior baje a una velocidad lenta y constante, mientras que la mordaza superior permanece fija.

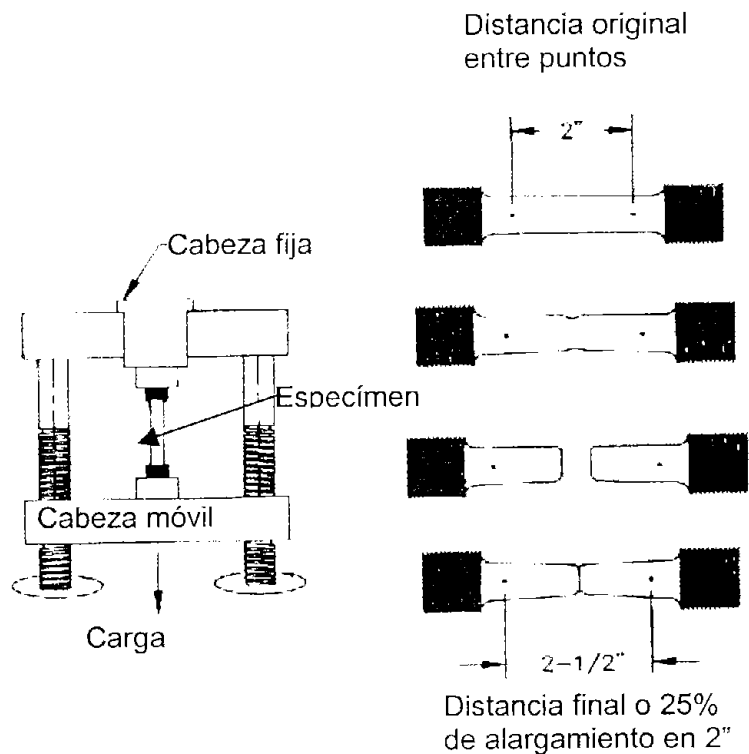


Fig. 21. Principios de la prueba de tensión.

A medida que la carga aumenta, el espécimen se alarga a una velocidad uniforme, que es proporcional a la carga aplicada a cualquier tiempo. Esta carga, dividida entre el área de la sección transversal del espécimen al inicio de la prueba, representa el

esfuerzo unitario o la resistencia del material a una fuerza de tensión. El esfuerzo se expresa en libras por pulgada cuadrada (lbs./pulg², psi).

La cantidad de alargamiento en una longitud dada, representa la deformación inducida en el material, la cual se expresa en milímetros por milímetros (mm./mm.) o bien en pulgadas por pulgada (pulg./pulg.). Esta propiedad se mide a partir de la longitud calibrada de 2 pulg., mediante un dispositivo llamado extensómetro.

El esfuerzo y la deformación se representan en un diagrama como el mostrado en la Fig. 22.

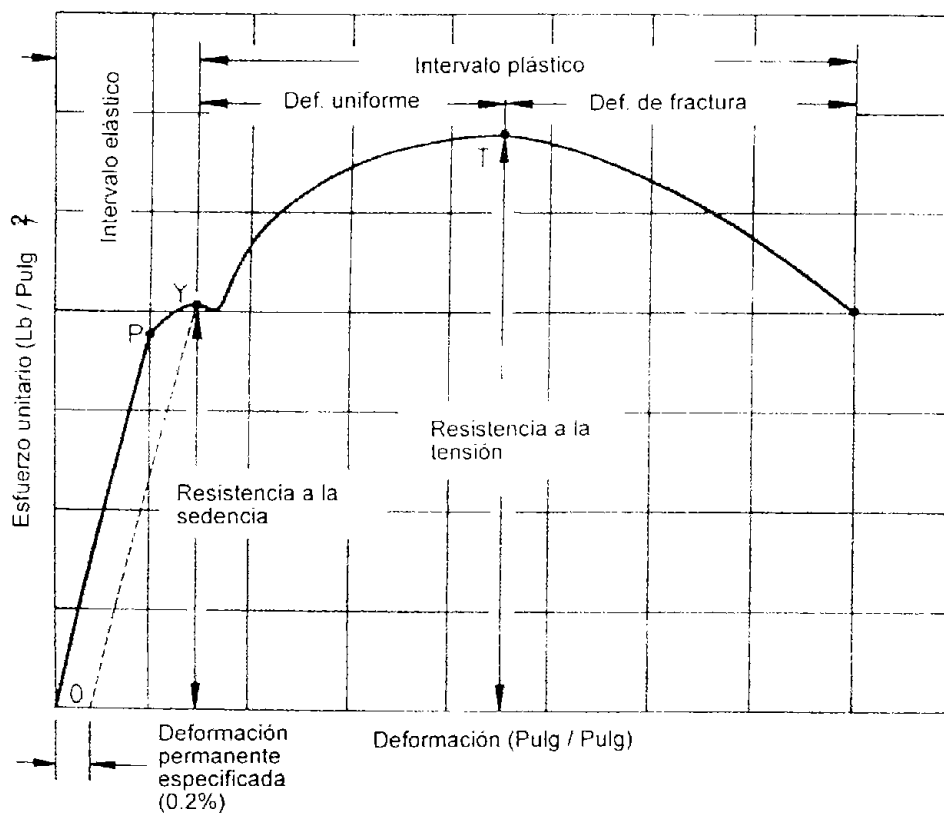


Fig. 22. Diagrama esfuerzo-deformación para un acero dúctil.

En este diagrama se definen las siguientes propiedades más comunes de los materiales:

- a) Límite proporcional (Punto P). Es el esfuerzo máximo en el que el esfuerzo y la deformación permanecen directamente proporcionales. El límite proporcional representa la primera desviación que tiene la curva de su linealidad.

- b) Resistencia a la cedencia (Punto Y). Es el esfuerzo en el que el material exhibe una pequeña cantidad de deformación plástica. En este punto se presenta una desviación de la proporcionalidad entre el esfuerzo y la deformación.

La resistencia a la cedencia se determina por el método de la deformación permanente especificada (OFFSET), que consiste en trazar una línea paralela a la porción recta de la curva. El trazo se desplaza del origen de la curva, en una cantidad igual a la deformación permanente especificada, la cual frecuentemente corresponde al 0.2% de la longitud original calibrada del espécimen de prueba.

La carga correspondiente al punto donde la línea recta corta la curva, dividida entre el área original del espécimen, representa la resistencia a la cedencia del material, la cual se expresa en libras por pulgada cuadrada (lbs/pulg²).

- c) Resistencia a la tensión (Punto T). Es el esfuerzo máximo que soporta el material antes de llegar a la ruptura. Esta propiedad resulta de dividir la carga máxima, entre el área original del espécimen. La resistencia a la tensión se expresa en libras por pulgada cuadrada (lbs/pulg²).
- d) Ductilidad. Es otra propiedad de los metales que se determina mediante la prueba de tensión. Esta se define como la cantidad de deformación que soporta el material hasta el momento de la fractura. La ductilidad se determina mediante dos mediciones, que son:
- 1) Alargamiento. Este se determina acoplando tan cerca como sea posible las dos mitades del espécimen fracturado, y midiendo la distancia entre los dos puntos marcados originalmente. El incremento en longitud proporciona el alargamiento del espécimen en 2 pulg., el cual es expresado en porcentaje; esto es:

$$\text{Alargamiento } \% = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100$$

Donde: L_f = Longitud de la medida final (pulg)

L_o = Longitud de la medida original, generalmente 2 pulg.

- 2) Reducción de área. Determinada a partir de las dos mitades fracturadas, midiendo para ello el diámetro del espécimen en el punto de ruptura y calculando su área respectiva. De aquí, se calcula la reducción de área con respecto al área original del espécimen. Esta propiedad también se expresa en porcentaje; esto es:

$$\text{Reducción de área } \% = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100$$

Donde: A_0 = Área transversal original (pulg²).

A_f = Área transversal más pequeña después, de la fractura (pulg²).

Normalmente, las mejores propiedades de tensión se presentan en la dirección de rolado del material. Esto es debido a que en este sentido la operación de rolado desarrolla y retiene una estructura de grano mucho más alargada que en la dirección transversal. Usualmente esta estructura es parecida a la fibra del material.

La prueba se llevó a cabo con la máquina universal de tensión marca Instron Corporation, serie IX, sistema automático de pruebas versión 1.04, con una interfase integrada del tipo serie 4200.

El tipo de las probetas es de geometría rectangular y sus dimensiones están de acuerdo a las normas de los estándares americanos para prueba de materiales (ASTM).

Con la información obtenida de la prueba, se calculan tanto las deformaciones ingenieril y verdadera como los esfuerzos ingenieril y verdadero correspondientes a cada uno de los puntos proporcionados por la maquina.

Las fórmulas utilizadas son:

$$\epsilon_{ing} = \frac{l_f - l_i}{l_i} \dots\dots\dots \text{Deformación ingenieril}$$

$$\epsilon_v = \ln(\epsilon_{ing} + 1) \dots\dots\dots \text{Deformación verdadera}$$

$$\sigma_{ing} = \frac{P}{A_0} \dots\dots\dots \text{Esfuerzo ingenieril expresado en MPa}$$

$$\sigma_v = \frac{P}{A_i} \dots\dots\dots \text{Esfuerzo verdadero expresado en Mpa}$$

P = Carga expresada en Newtons

A_0 = Área de la sección transversal inicial expresada en m²

l_f = Longitud final

l_i = Longitud inicial expresadas en mm

A_i = Área de la sección transversal instantánea en m²

III.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

El Microscopio Electrónico de Barrido tiene capacidad de analizar superficies. Un haz de electrones se mueve en un plano X-Y a través de una muestra, que proporciona datos sobre el contenido estructural e información de su composición, porque los electrones son usados como fuente de radiación en lugar de fotones ligeros, favoreciendo la resolución, la muestra está irradiada en un modo de secuencia-tiempo, la alta profundidad del campo se logra, y las imágenes se pueden observar de una manera tridimensional, con un rango de aumentos que varía de 10 a 30,000X y facilita la correlación de imágenes macro y microscópicas.

El Microscopio Electrónico de barrido también tiene capacidad analítica. El análisis se obtiene entre los datos realizados durante el examen de Rayos-X que caracterizan la composición elemental de la muestra, cuando éstos y la información estructural son combinados, una descripción de la muestra es obtenida. Lo más reciente del desarrollo en el microscopio Electrónico de Barrido (SEM) incluye la imagen de la onda-termal que es usada para detectar defectos internos del material. El aparato también hace el estudio de las fracturas y tiene su aplicación en el análisis de la cinemática de deformación.

Estas características hacen que el SEM sea una herramienta ideal para el estudio de la fracturas superficiales y los diferentes modos de fracturas. .

El equipo utilizado para la realización de esta prueba, es un microscopio electrónico de barrido marca Philips serie XL-20. Las probetas que se usaron, fueron las que se obtuvieron una vez realizada la prueba de tensión para hacer el estudio de fractura en la Zona Afectada por el Calor para los cinco casos previstos.

IV. RESULTADOS OBTENIDOS

Como se mencionó, la reparación o reconstrucción de tuberías por medio de la soldadura, es una actividad normal en la industria petrolera que usa el acero P5, sin embargo los fracasos una vez hecha la soldadura son frecuentes y costosos, por las fallas que se presentan en la zona afectada por el calor, después de realizarse la soldadura.

En este capítulo, se presentan los resultados correspondientes a las pruebas de: Dureza, Metalografía, Difracción de Rayos X, Tensión Cuasi-Estática y Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) desarrolladas en esta investigación. Pruebas que sirven de gran apoyo para establecer una propuesta tecnológica en el proceso de la aplicación de soldadura, como se pretende en el desarrollo de este trabajo y se culminaría en las conclusiones.

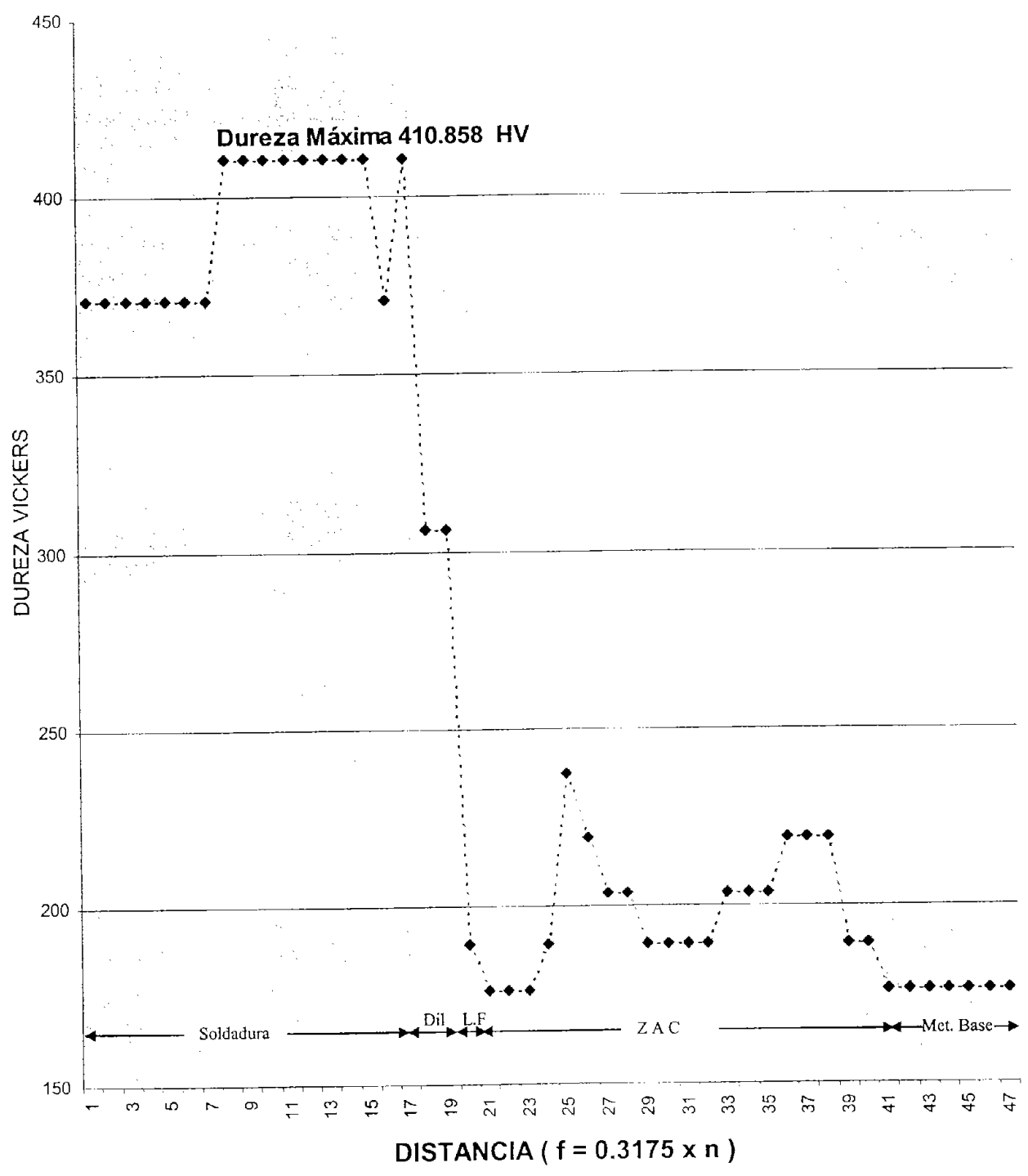
IV.1 Dureza

IV.1.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo

En el desarrollo de la prueba de dureza para la condición de la muestra soldada y enfriada al aire tranquilo, se realizaron 47 medidas o indentaciones con una longitud total de 14.605 mm., sobre el eje perpendicular al sentido de la soldadura, desde el centro de ésta hasta el metal base, la distancia entre huellas fue de 0.3175 mm., obtenidas con una platina micrométrica y posteriormente se aplicó la fórmula de la dureza Vickers.

Con las indentaciones encontradas y la distancia entre ellas, se calcularon las dimensiones (longitudes) correspondientes a las zonas de: Material de aporte, dilución, línea de fusión, Zona Afectada por el Calor (ZAC) y metal base.

La gráfica de la Fig. 23 presenta los resultados obtenidos.



DUREZA VICKERS-2
MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE
acero P5

Fig. 23 Curva de dureza de la muestra 1

Nomenclatura: Dil = Zona de Dilución, L.F. = Línea de Fusión, ZAC = Zona Afectada por el Calor, Met. Base = Zona de Metal Base

En la gráfica de la Fig. 23 se definen cuatro zonas, las cuales son:

La longitud de la primer zona es de 5.08 mm. e incide en el material de aporte, la medida de 0.9525 mm., corresponde a la segunda, que es la zona de dilución, con la medida de 0.3175mm., se encuentra la línea de fusión, la tercer zona que corresponde a la Zona Afectada por el Calor (ZAC), tiene una longitud de 6.35 mm. y la cuarta zona, que corresponde al metal base, su longitud es de 1.905 mm.

En el material de aporte, se presentaron las durezas de 370.8 y 410.85 HV. Las cuales indican una alta dureza y no representan una variación significativa.

La caída de la dureza de 410.85 a aproximadamente 200 HV. que se presenta de la indentación 17 a la 20 se puede considerar como la zona de dilución, en este lugar se representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica, cuya dimensión es de 0.9525 mm.

Las indentaciones de la 21 a la 41 representan la Zona Afectada por el Calor (ZAC) cuya dimensión es de 6.35 mm., en la cual se puede notar variaciones de dureza por arriba de la del metal base y por debajo de la soldadura y de la zona de dilución, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura.

De la indentación 41 a la 47, por su continuidad se tiene la presencia del metal base que no sufrió efecto térmico por el fenómeno de la soldadura, su longitud es de 1.905 mm.

IV.1.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora

En el desarrollo de la prueba de dureza para la condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora, se realizaron 67 medidas o indentaciones con una longitud total de 20.955 mm., sobre el eje perpendicular al sentido de la soldadura, desde el centro de ésta hasta el metal base, la distancia entre huellas fue de 0.3175 mm., obtenidas con una platina micrométrica y posteriormente se aplicó la fórmula de la dureza Vickers.

Con las indentaciones encontradas y la distancia entre ellas, se calcularon las dimensiones (longitudes) correspondientes a las zonas de: Material de aporte, dilución, línea de fusión, Zona Afectada por el Calor (ZAC) y metal base.

La gráfica de la Fig. 24 presenta los resultados obtenidos.

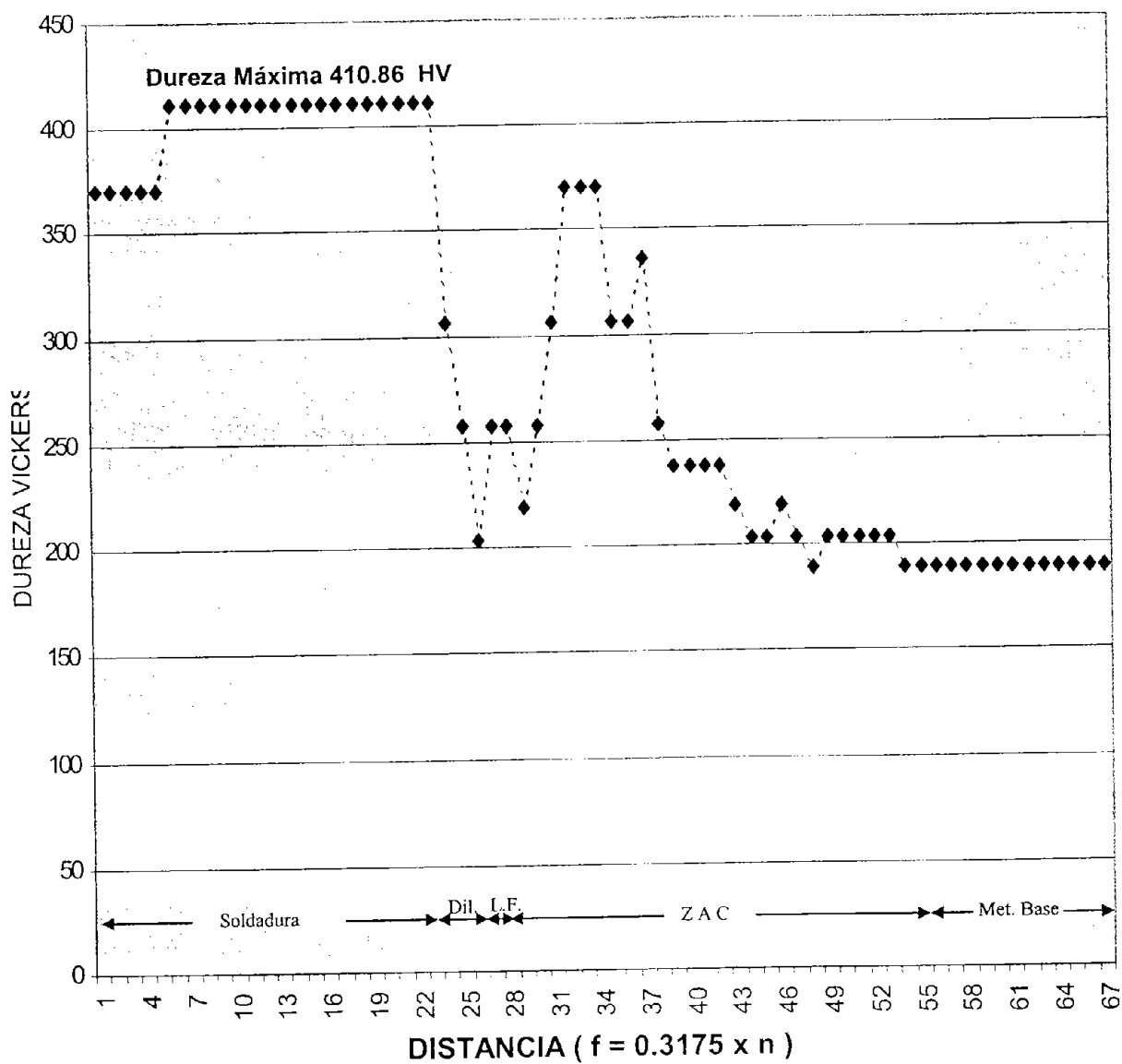


Fig. 24 Curva de dureza de la muestra 2

Nomenclatura: Dil = Zona de Dilución, L.F. = Línea de Fusión, ZAC = Zona Afectada por el Calor, Met. Base = Zona de Metal Base

En la gráfica de la Fig. 24 se definen cuatro zonas, las cuales son:

La longitud de la primer zona es de 6.985 mm. e incide en el material de aporte, la medida de 0.9525 mm., corresponde a la segunda, que es la zona de dilución, con la medida de 0.3175mm., se encuentra la línea de fusión, la tercer zona que corresponde a la Zona Afectada por el Calor (ZAC), tiene una longitud de 8.5725 mm. y la cuarta zona, que corresponde al metal base, su longitud es de 4.1275 mm.

En el material de aporte, se presentaron las durezas de 370 y 410.86 HV. Las cuales indican una alta dureza y no representan una variación significativa.

La caída de la dureza de 410.86 a aproximadamente 200 HV. que se presenta de la indentación 23 a la 26 se puede considerar como la zona de dilución, en este lugar se representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica cuya dimensión es de 0.9525 mm.

Las indentaciones de la 27 a la 54 representan la zona afectada por el calor (ZAC) cuya dimensión es de 8.5725 mm., en la cual se puede notar variaciones de dureza por arriba de la del metal base y por debajo de la soldadura y de la zona de dilución, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura.

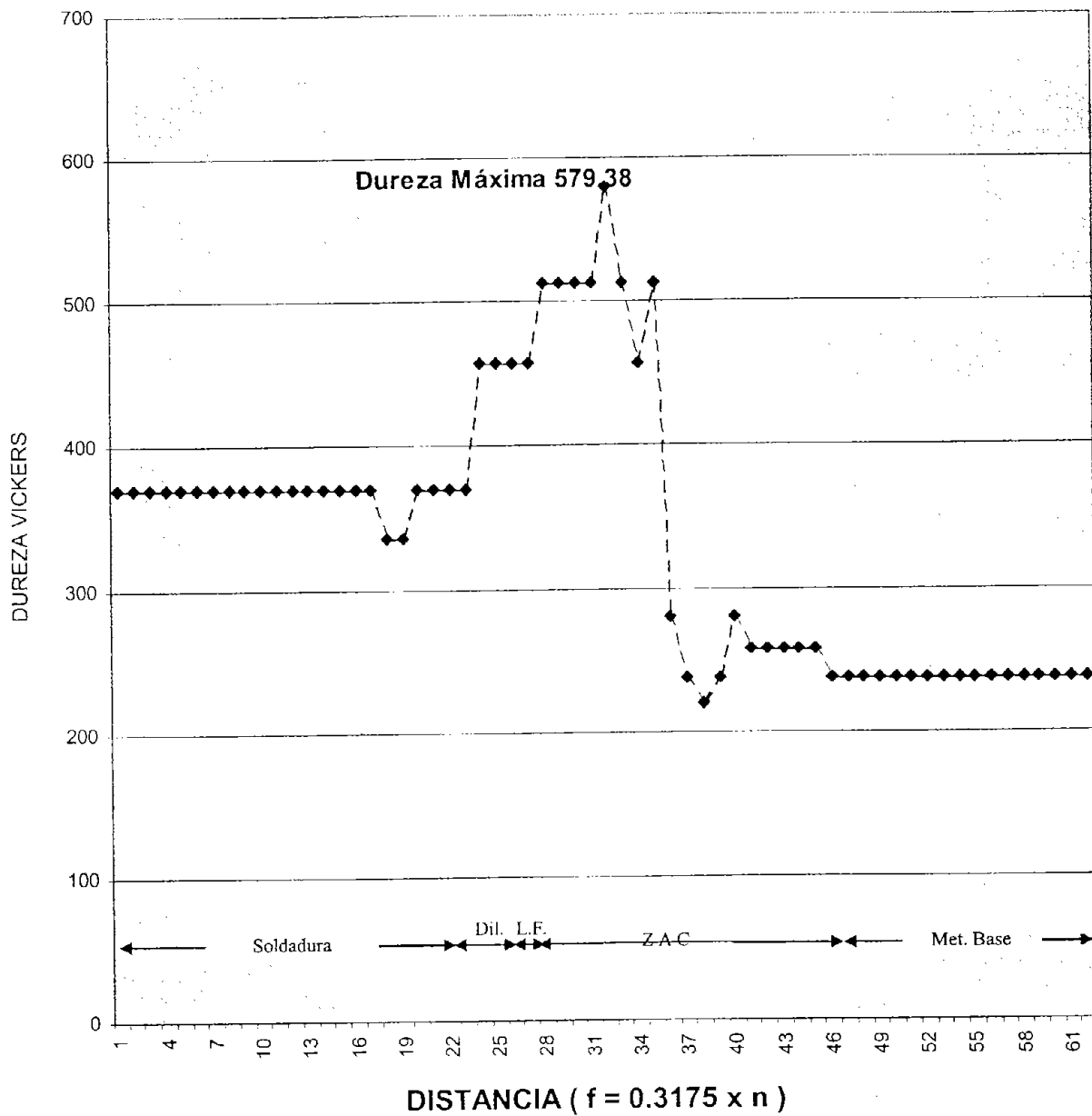
De la indentación 54 a la 67, por su continuidad se tiene la presencia del metal base que no sufrió efecto térmico por el fenómeno de la soldadura, su longitud es de 4.1275 mm.

IV.1.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas

En el desarrollo de la prueba de dureza para la condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas, se realizaron 62 medidas o indentaciones con una longitud total de 19.3675 mm., sobre el eje perpendicular al sentido de la soldadura, desde el centro de ésta hasta el metal base, la distancia entre huellas fue de 0.3175 mm., obtenidas con una platina micrométrica y posteriormente se aplicó la fórmula de la dureza Vickers.

Con las indentaciones encontradas y la distancia entre ellas, se calcularon las dimensiones (longitudes) correspondientes a las zonas de: Material de aporte, dilución, línea de fusión, Zona Afectada por el Calor (ZAC) y metal base.

La gráfica de la Fig. 25 presenta los resultados obtenidos.



DUREZA VICKERS-2
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS
acero P5

Fig. 25 Curva de dureza de la muestra 3

Nomenclatura: Dil = Zona de Dilución, L.F. = Línea de Fusión, ZAC = Zona Afectada por el Calor, Met. Base = Zona de Metal Base

En la gráfica de la Fig. 25 se definen cuatro zonas, las cuales son:

La longitud de la primer zona es de 6.985 mm. e incide en el material de aporte, la medida de 1.27 mm., corresponde a la segunda, que es la zona de dilución, con la medida de 0.3175 mm., se encuentra la línea de fusión, la tercer zona que corresponde a la Zona Afectada por el Calor (ZAC), tiene una longitud de 5.715 mm. y la cuarta zona, que corresponde al metal base, su longitud es de 5.08 mm.

En el material de aporte, se presentaron en promedio durezas de 375 HV.

El aumento de la dureza a aproximadamente 460 HV. que se presenta de la indentación 23 a la 27 se puede considerar como la zona de dilución, en este lugar se representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica cuya dimensión es de 1.27mm.

Las indentaciones de la 28 a la 46 representan la zona afectada por el calor (ZAC) cuya dimensión es de 5.715 mm., en la cual se puede notar variaciones de dureza en general por arriba del metal base, de la soldadura y en parte de la zona de dilución, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura.

De la indentación 46 a la 62, por su continuidad se tiene la presencia del metal base que no sufrió efecto térmico por el fenómeno de la soldadura, su longitud es de 5.08 mm.

IV.1.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

En el desarrollo de la prueba de dureza para la condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas, se realizaron 69 medidas o indentaciones con una longitud total de 21.59 mm., sobre el eje perpendicular al sentido de la soldadura, desde el centro de ésta hasta el metal base, la distancia entre huellas fue de 0.3175 mm., obtenidas con una platina micrométrica y posteriormente se aplicó la fórmula de la dureza Vickers.

Con las indentaciones encontradas y la distancia entre ellas, se calcularon las dimensiones (longitudes) correspondientes a las zonas de: Material de aporte, dilución, línea de fusión, Zona Afectada por el Calor (ZAC) y metal base.

La gráfica de la Fig. 26 presenta los resultados obtenidos.

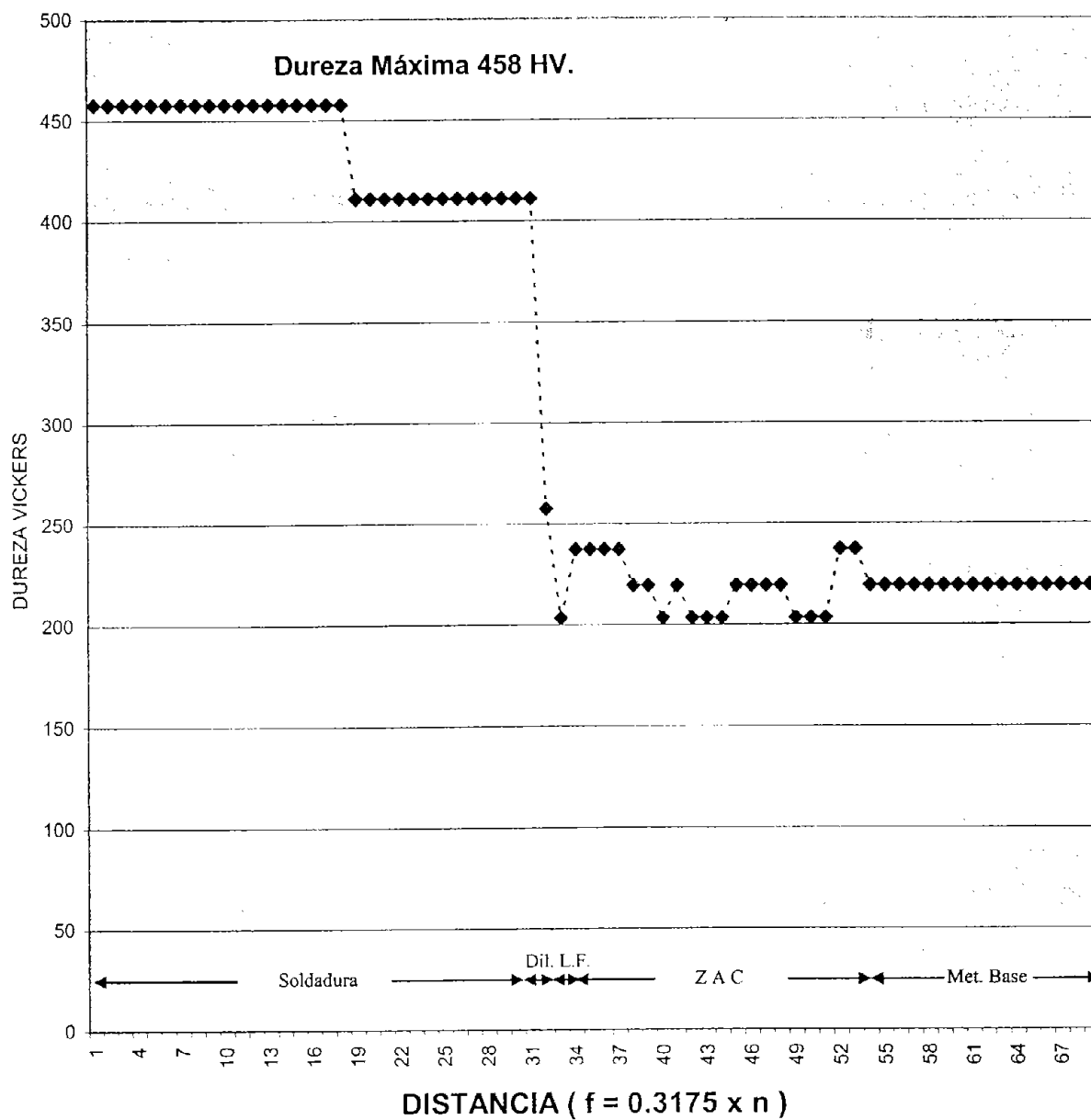


Fig. 26 Curva de dureza de la muestra 4

Nomenclatura: Dil = Zona de Dilución, L.F. = Línea de Fusión, ZAC = Zona Afectada por el Calor, Met. Base = Zona de Metal Base

En la gráfica de la Fig. 26 se definen cuatro zonas, las cuales son:

La longitud de la primer zona es de 9.525 mm. e incide en el material de aporte, la medida de 0.635 mm., corresponde a la segunda, que es la zona de dilución, con la medida de 0.3175 mm., se encuentra la línea de fusión, la tercer zona que corresponde a la Zona Afectada por el Calor (ZAC), tiene una longitud de 6.35 mm. y la cuarta zona, que corresponde al metal base, su longitud es de 4.7625 mm.

En el material de aporte, se presentaron las durezas de 410 y 458 HV. Las cuales indican una alta dureza y no representan una variación significativa.

La caída de la dureza de 410 a 225 HV. en promedio, que se presenta de la indentación 31 a la 33 se puede considerar como la zona de dilución, en este lugar se representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica cuya dimensión es de 0.635mm.

Las indentaciones de la 34 a la 54 representan la Zona Afectada por el Calor (ZAC) cuya dimensión es de 6.35 mm., en la cual se puede notar variaciones de dureza en promedio por abajo del metal base y por debajo de la soldadura y de la zona de dilución, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura.

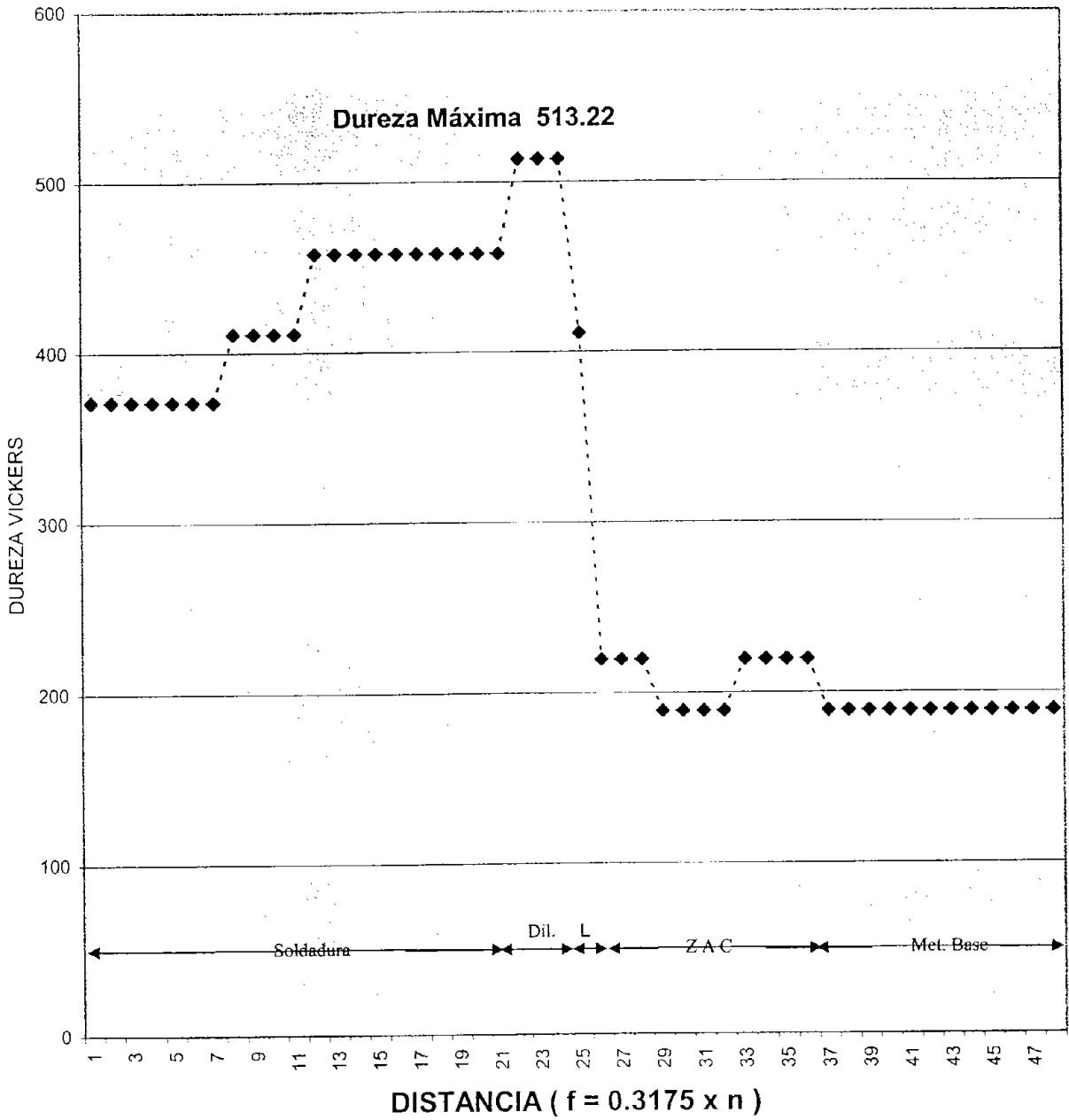
De la indentación 54 a la 69, por su continuidad se tiene la presencia del metal base que no sufrió efecto térmico por el fenómeno de la soldadura, su longitud es de 4.7625 mm..

IV.1.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas

En el desarrollo de la prueba de dureza para la condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas, se realizaron 48 medidas o indentaciones con una longitud total de 14.9225 mm., sobre el eje perpendicular al sentido de la soldadura, desde el centro de ésta hasta el metal base, la distancia entre huellas fue de 0.3175 mm., obtenidas con una platina micrométrica y posteriormente se aplicó la fórmula de la dureza Vickers.

Con las indentaciones encontradas y la distancia entre ellas, se calcularon las dimensiones (longitudes) correspondientes a las zonas de: Material de aporte, dilución, línea de fusión, Zona Afectada por el Calor (ZAC) y metal base.

La gráfica de la Fig. 27 presenta los resultados obtenidos.



DUREZA VICKERS-2
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS
acero P5

Fig. 27 Curva de dureza de la muestra 5

Nomenclatura: Dil = Zona de Dilución, L.F. = Línea de Fusión, ZAC = Zona Afectada por el Calor, Met. Base = Zona de Metal Base

En la gráfica de la Fig. 27 se definen cuatro zonas, las cuales son:

La longitud de la primer zona es de 6.35 mm. e incide en el material de aporte, la medida de 1.27 mm., corresponde a la segunda, que es la zona de dilución, con la medida de 0.3175 mm., se encuentra la línea de fusión, la tercer zona que corresponde a la Zona Afectada por el Calor (ZAC), tiene una longitud de 3.4925 mm. y la cuarta zona, que corresponde al metal base, su longitud es de 3.4925 mm.

En el material de aporte, se presentaron las durezas de 375, 410, y 460 HV. Las cuales indican una alta dureza y no representan una variación significativa.

El aumento en la dureza a 513.22 HV. que se presenta de la indentación 21 a la 25 se puede considerar como la zona de dilución, en este lugar se representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica cuya dimensión es de 1.27 mm.

Las indentaciones de la 26 a la 37 representan la zona afectada por el calor (ZAC) cuya dimensión es de 3.4925 mm., en la cual se puede notar variaciones de dureza en promedio iguales a las del metal base y por debajo de la soldadura y de la zona de dilución, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura.

De la indentación 37 a la 48, por su continuidad se tiene la presencia del metal base que no sufrió efecto térmico por el fenómeno de la soldadura, su longitud es de 3.4925 mm.

IV.2 Metalografía

IV.2.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo

Para el desarrollo de la prueba de metalografía, se usó la condición de la muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo, se tomaron fotografías a distintos aumentos con un microscopio óptico, con base a la técnica metalográfica enunciada en el tema III.2 en las zonas que comprenden parte de la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base.

A continuación se muestran las fotografías correspondientes a esta 1ª Condición:

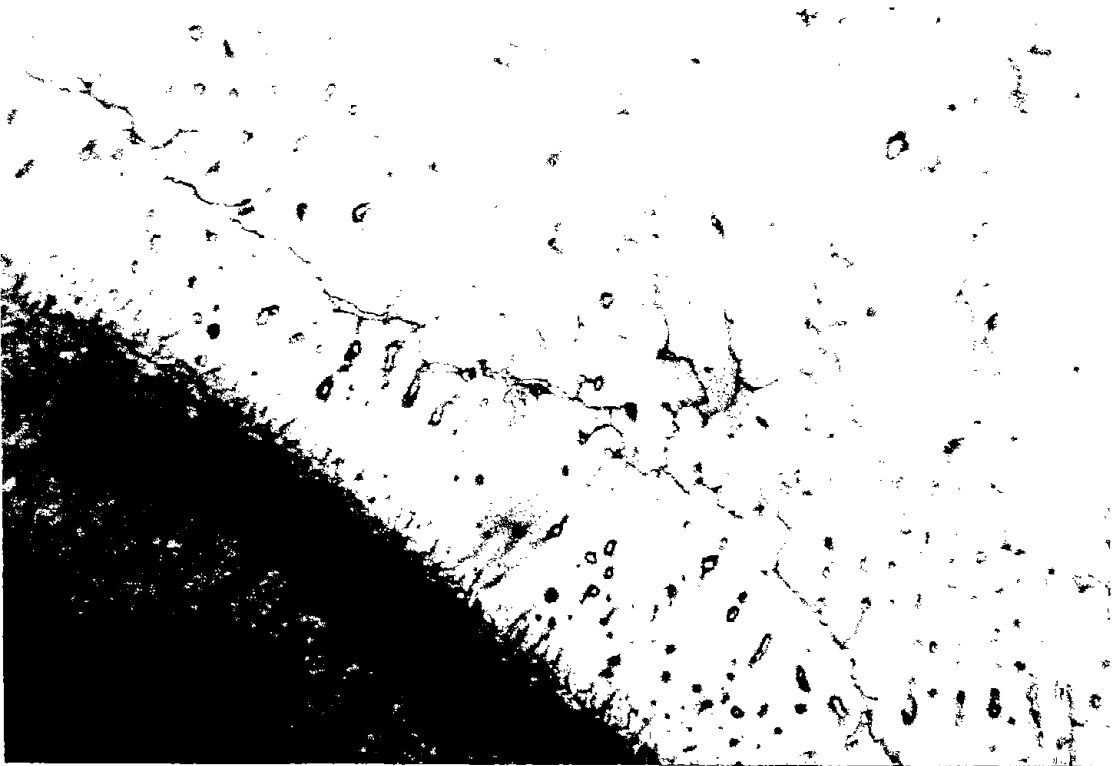


Fotografía 1

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Se puede observar una estructura de Ferrita próxima a la línea de fusión, con precipitación de carburos intergranulares y transcristalinos. Tomada a 50 X

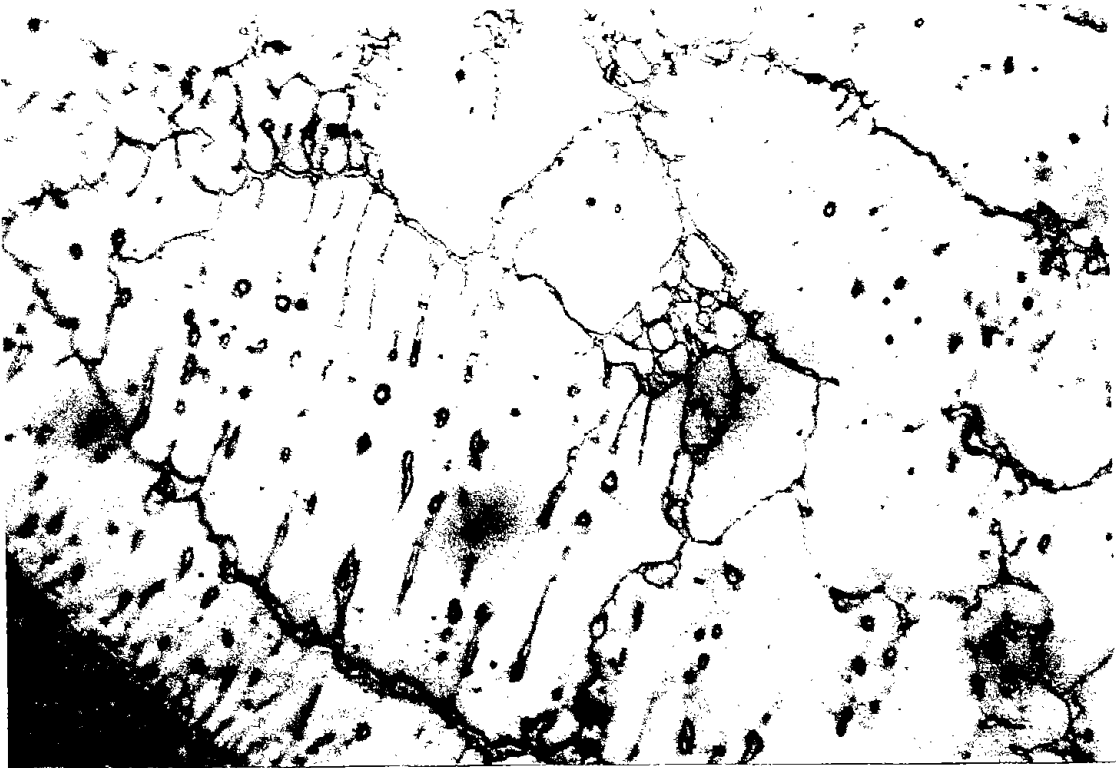


Fotografía 2

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Se tiene una estructura de Ferrita con Austenita retenida intercristalina y transcristalina, con escasos carburos intercristalinos y transcristalinos. Tomada a 100 X

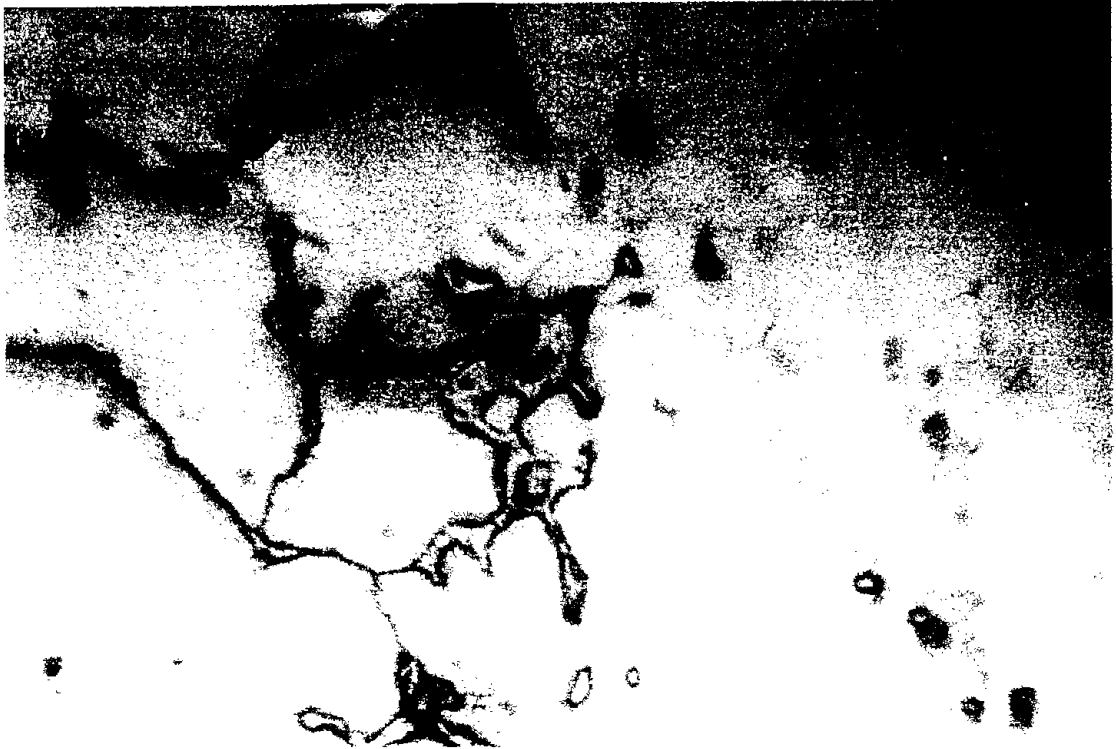


Fotografía 3

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Se observa una estructura de Ferrita con escasa Austenita retenida intercrystalina y transcristalina, escasos Carburos intercrystalinos y transcristalinos, con pequeños cristales de Perlita. Tomada a 600 X



Fotografía 4

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

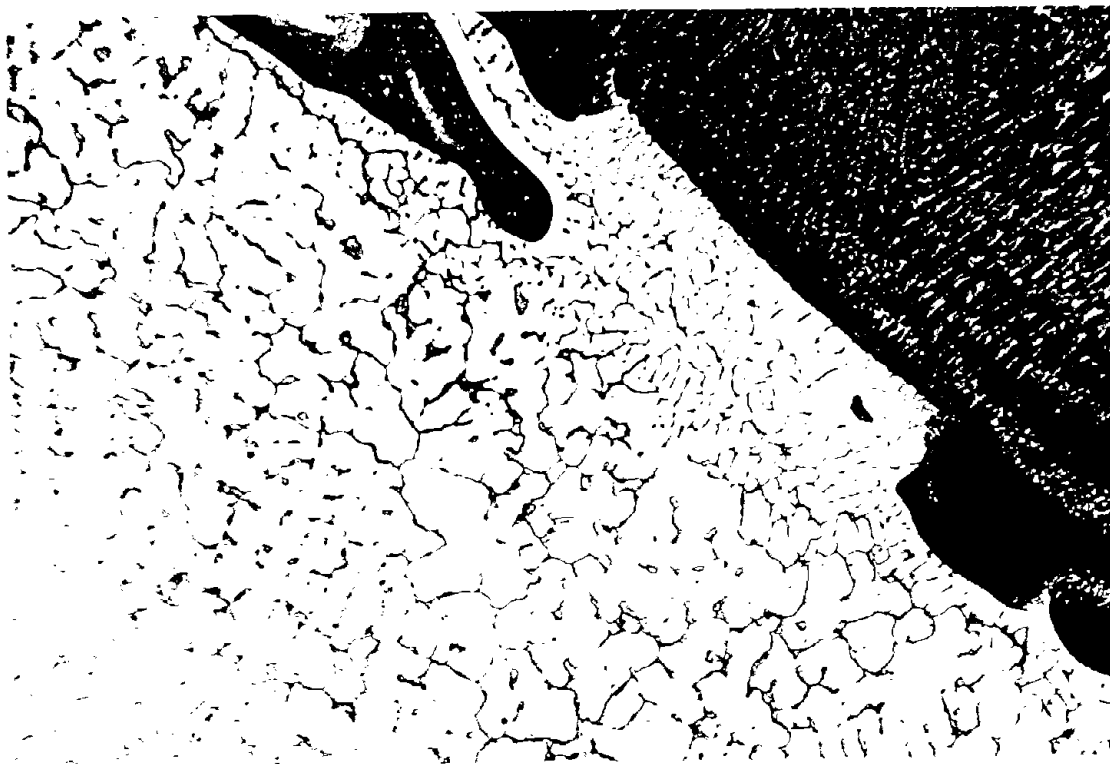
En esta foto se presenta una estructura de Ferrita con Austenita retenida intercrystalina y transcrystalina, con escasos y pequeños Carburos intercrystalinos y transcrystalinos y pequeños cristales de Perlita fina.

Tomada a 1000 X

IV.2.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora

Para el desarrollo de la prueba de metalografía, se usó la Condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora, se tomaron fotografías a distintos aumentos con un microscopio óptico, con base a la técnica metalográfica enunciada en el tema III.2 en las zonas que comprenden parte de la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base.

A continuación se muestran las fotografías correspondientes a esta 2ª Condición:



Fotografía 5

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

En esta fotografía se puede observar una estructura de Ferrita próxima a la línea de fusión en la ZAC, con precipitación de carburos intercrystalinos y transcrystalinos. Tomada a 50 X

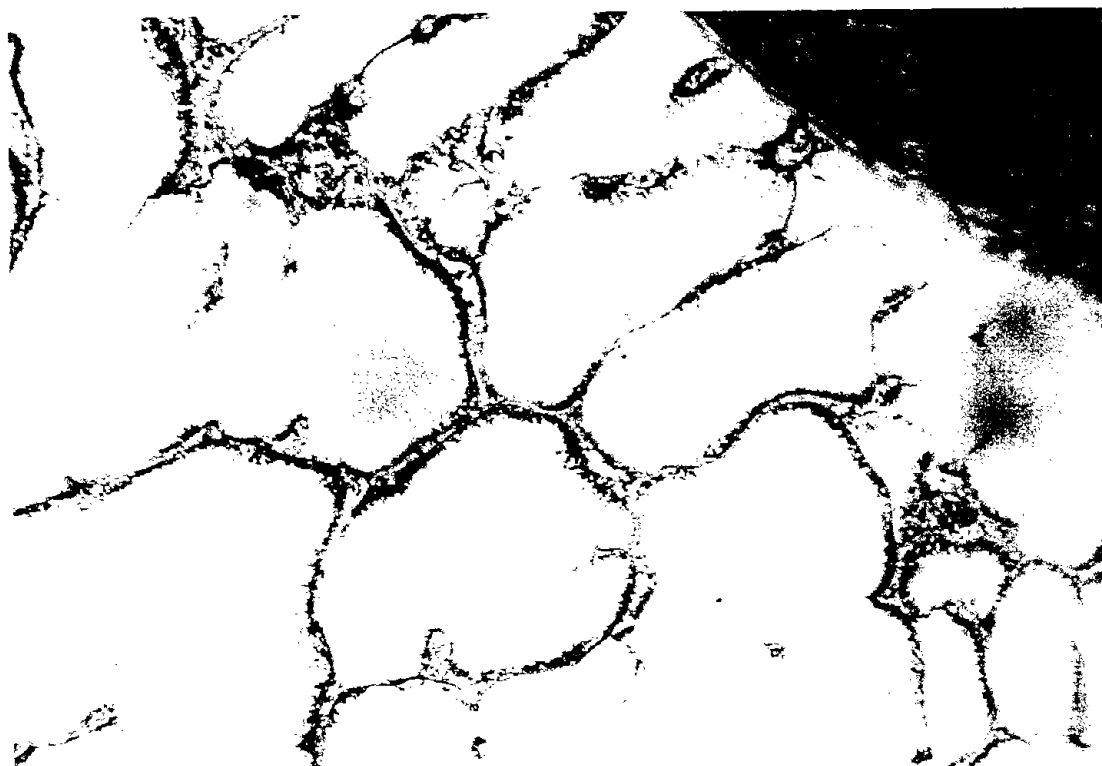


Fotografía 6

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 1 HORA**

acero P5

Presencia de Matriz ferrítica con abundantes carburos masivos y escasos globulares intercrystalinos y en borde de grano, se puede observar perlita fina Intercristalina y transcristalina en abundancia. tomada a 200 X



Fotografía 7

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

Cristales de fundición, cerca de la línea de fusión, donde se puede observar, Ferrita con carburos intercrystalinos, y pocos transcrystalinos cercanos al borde de grano. Tomada a 400 X



Fotografía 8

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

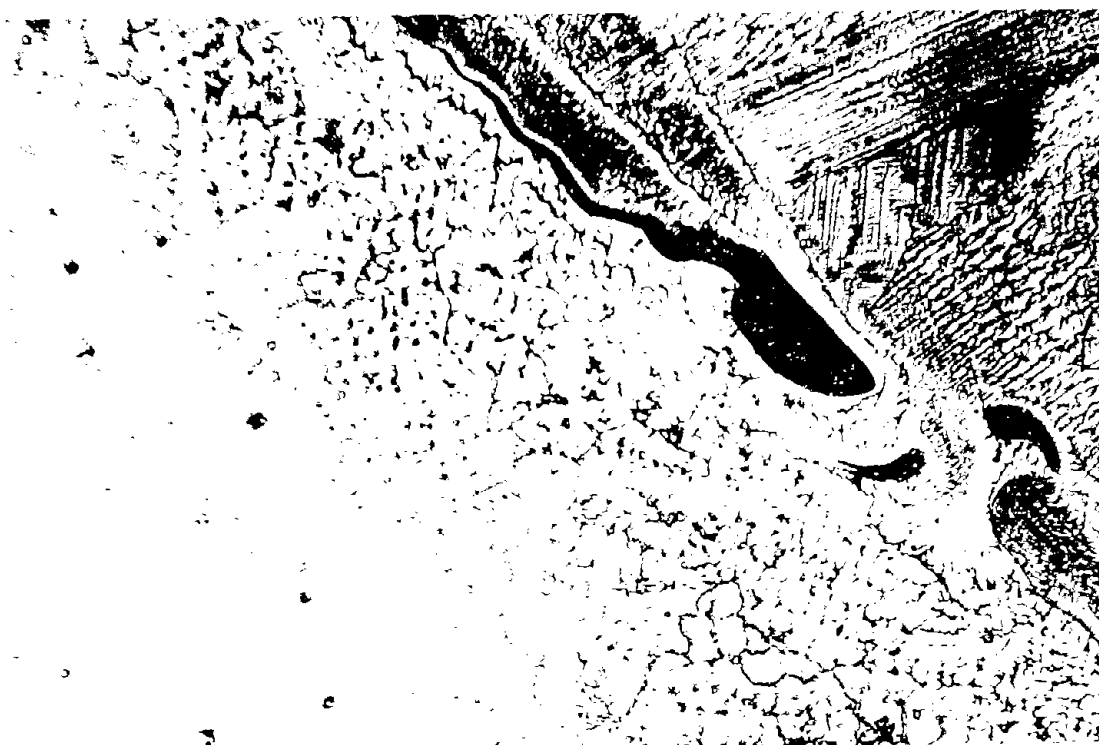
acero P5

Presencia de granos de Ferrita con carburos abundantes intercristalinos de dos tipos, unos masivos y otros globulares. También existe presencia de Perlita fina en borde del grano. Tomada a 400 X

IV.2.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas

Para el desarrollo de la prueba de metalografía, se usó la Condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas, se tomaron fotografías a distintos aumentos con un microscopio óptico, con base a la técnica metalográfica enunciada en el tema III.2 en las zonas que comprenden parte de la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base.

A continuación se muestran las fotografías correspondientes a esta 3ª Condición:



Fotografía 9

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 5 HORAS**

acero P5

Se puede observar una estructura de Ferrita próxima a la línea de fusión en la ZAC, con precipitación de carburos intercristalinos, escasos transcristalinos y perlita fina. Tomada a 50 X

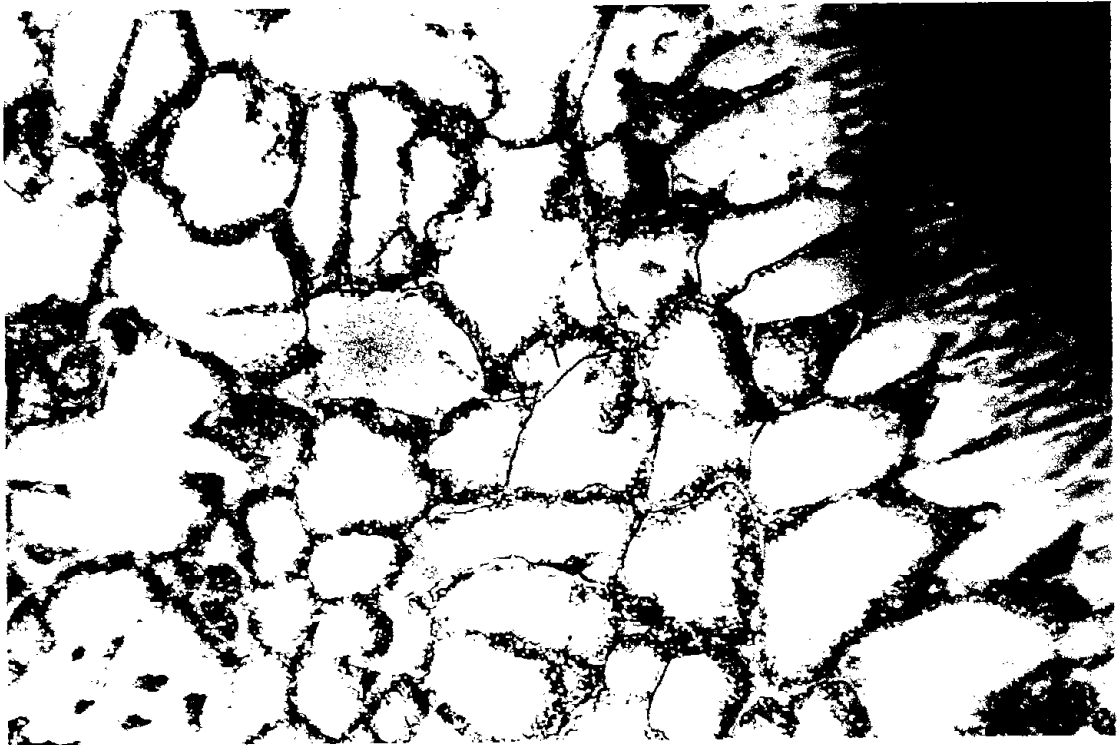


Fotografía 10

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Presencia de una gran cantidad de carburos intercristalinos esféricos o globulares y masivos, así como pocos transcristalinos en una estructura de ferrita. Tomada a 200 X



Fotografía 11

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Presencia de granos de fundición en la ZAC. de Ferrita con abundantes carburos masivos y globulares en borde de cristal, con pequeñas islas de perlita fina. Tomada a 400 X



Fotografía 12

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 5 HORAS**

acero P5

Granos de Ferrita en la línea de fusión, con gran cantidad de carburos
globulares inter y transcristalinos con algunos carburos masivos.
Tomada a 1000 X

IV.2.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

Para el desarrollo de la prueba de metalografía, se usó la Condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas, se tomaron fotografías a distintos aumentos con un microscopio óptico, con base a la técnica metalográfica enunciada en el tema III.2 en las zonas que comprenden parte de la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base.

A continuación se muestran las fotografías correspondientes a esta 4ª Condición:

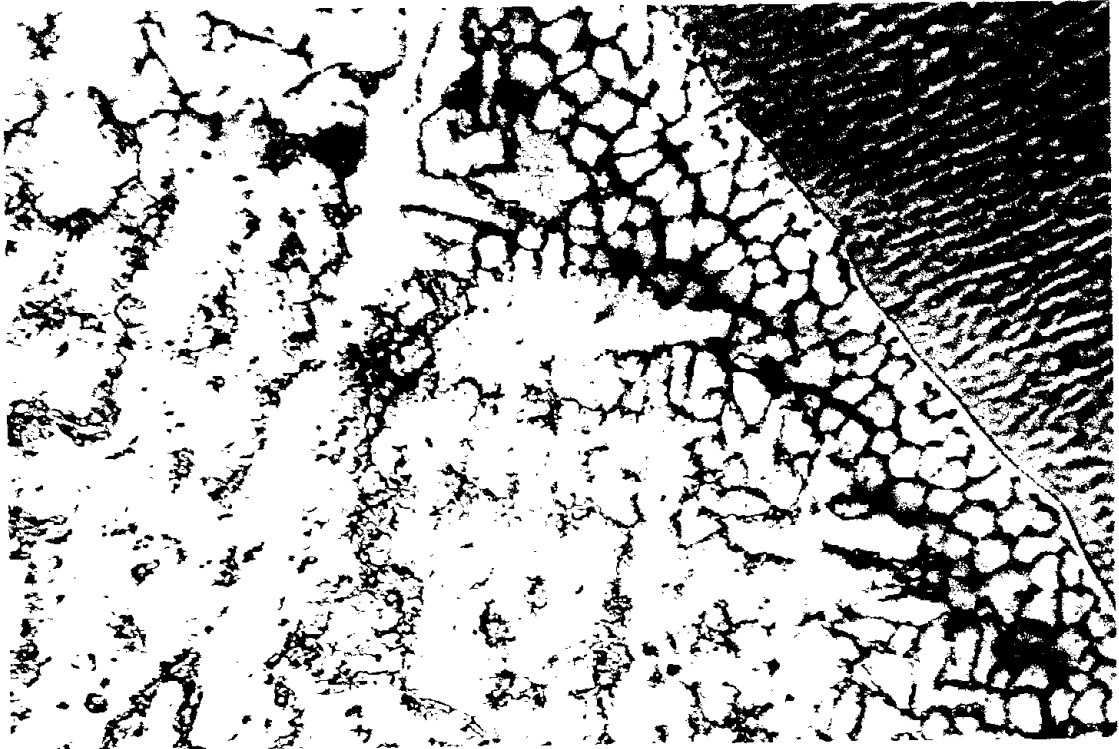


Fotografía 13

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Se muestra estructura de Ferrita próxima a la línea de fusión en la ZAC, con abundantes carburos masivos intercristalinos, escasos transcristalinos y perlita fina. Tomada a 50 X

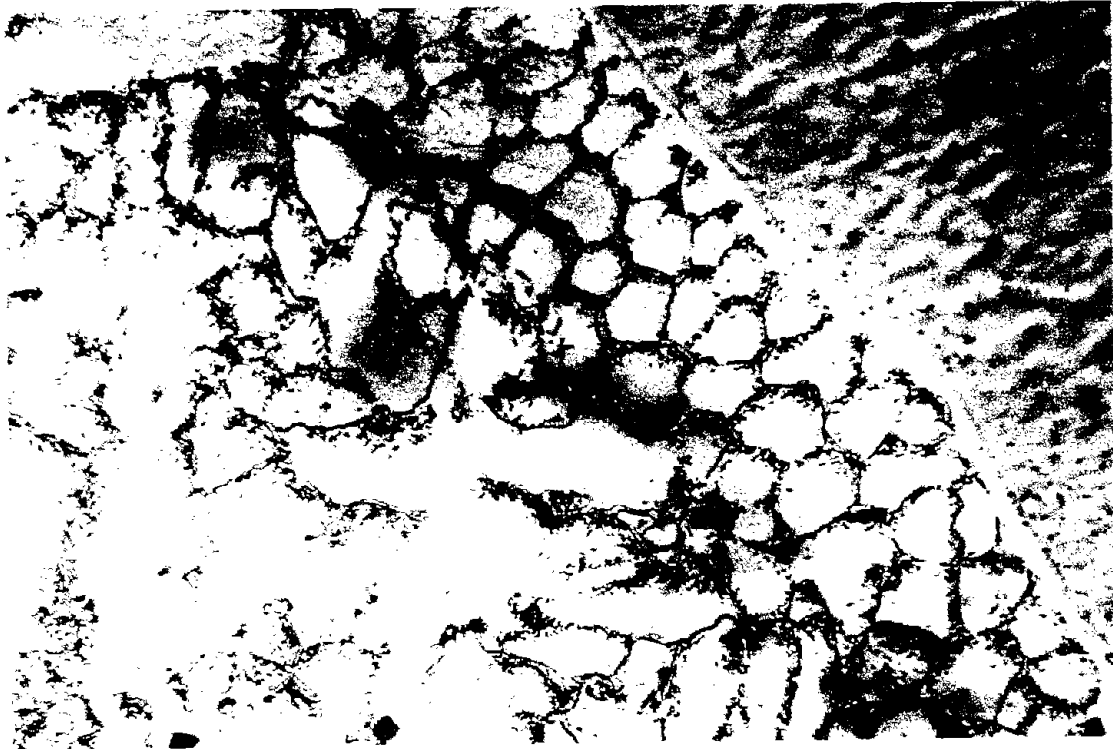


Fotografía14

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

En esta fotografía, se puede observar estructura de ferrita en la ZAC próxima a la línea de fusión, con grandes cantidades de carburo globular o esférico intercrystalino, escasos carburos masivos intercrystalinos y transcrystalinos globulares. Tomada a 200X

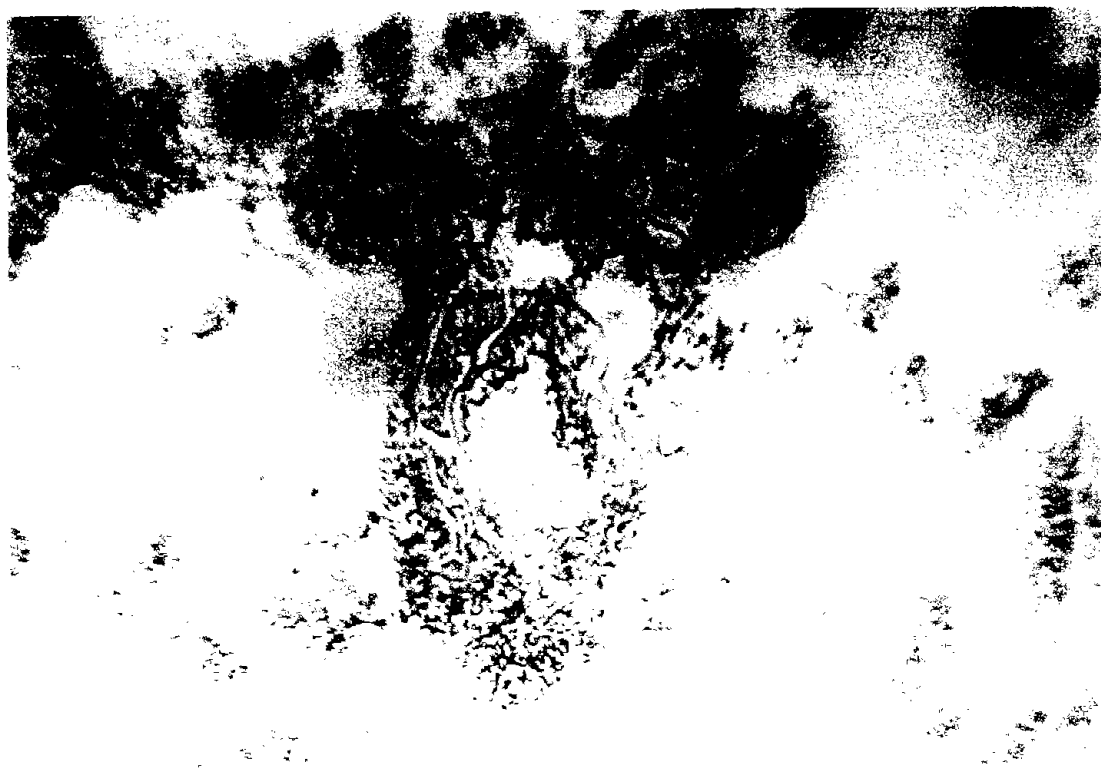


Fotografía 15

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

En la ZAC con estructura de ferrita se tienen abundantes carburos en borde de grano del tipo de masivos y globulares y escasos transcristalinos globulares. Tomada a 400 X

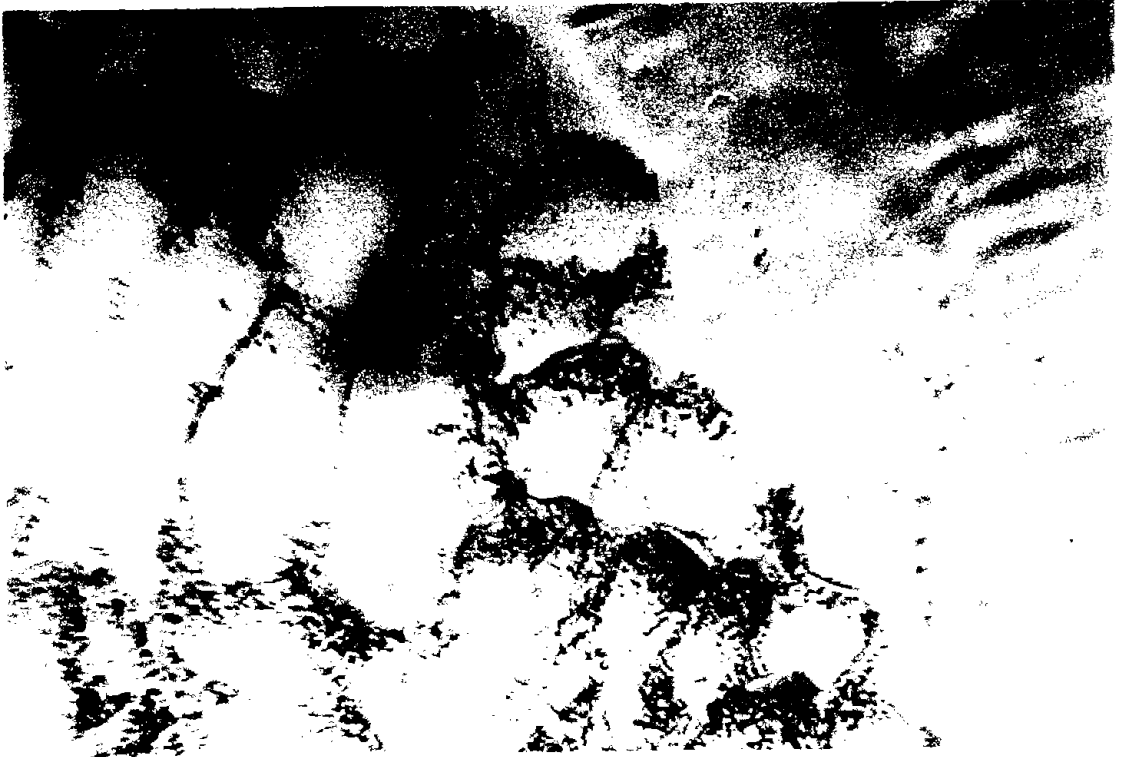


Fotografía 16

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN
EL HORNO DE 10 HORAS**

acero P5

Presencia de ferrita con abundantes carburos globulizados y pocos
masivos en borde de grano, algunos carburos globulizados
transcristalinos. Tomada a 1000 X



Fotografía 17

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 10 HORAS**

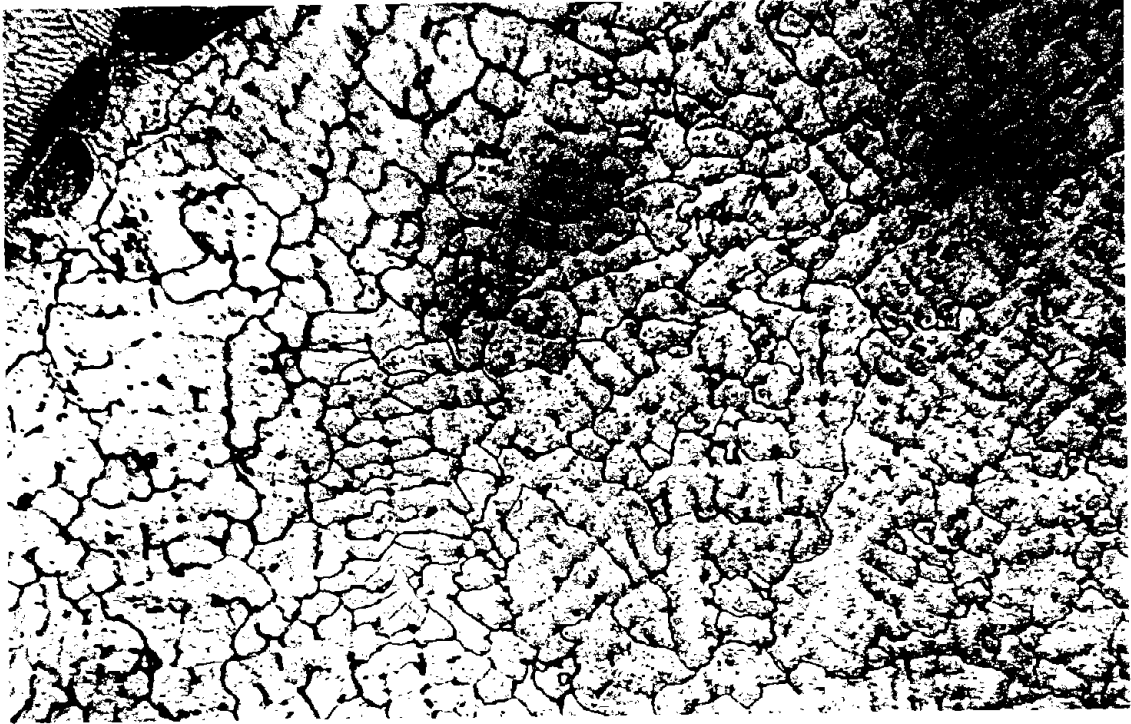
acero P5

Granos de Ferrita en la ZAC, cercana a la línea de fusión, con abundantes carburos intergranulares y pocos carburos masivos intergranulares, estructura de fundición. Tomada a 1000X.

IV.2.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas

Para el desarrollo de la prueba de metalografía, se usó la Condición de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas, se tomaron fotografías a distintos aumentos con un microscopio óptico, con base a la técnica metalográfica enunciada en el tema III.2 en las zonas que comprenden parte de la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base.

A continuación se muestran las fotografías correspondientes a esta 5ª Condición:

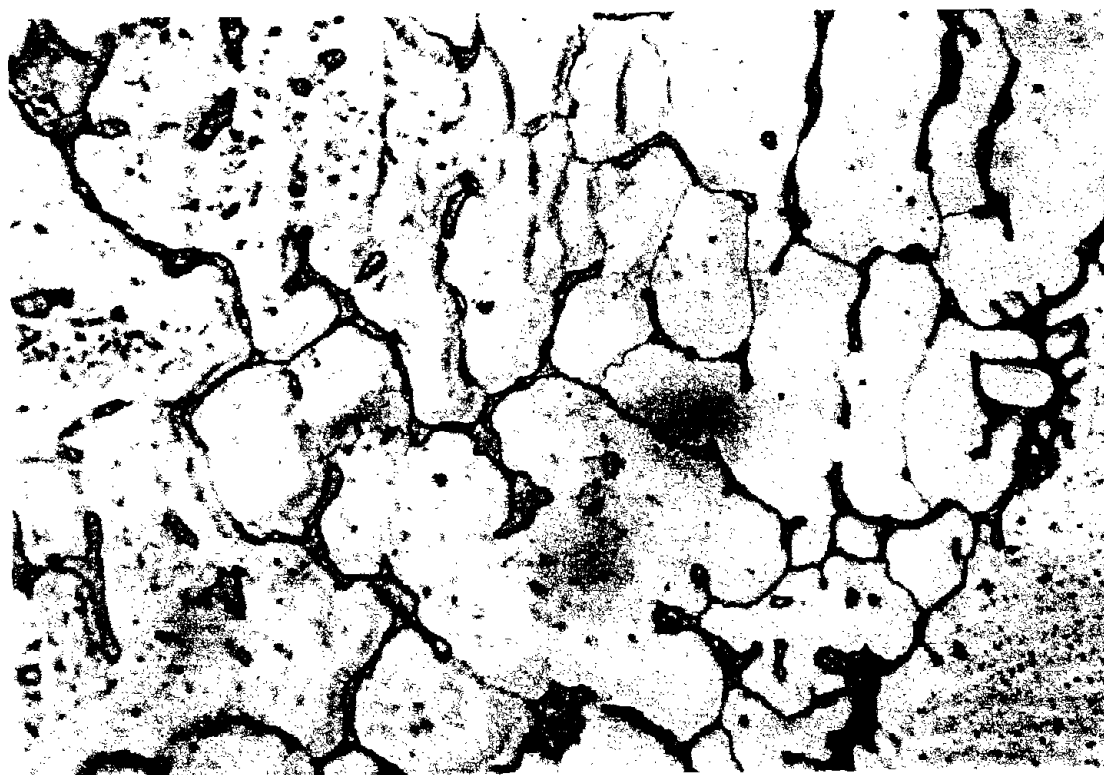


Fotografía 18

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Se muestra estructura de Ferrita con perlita fina próxima a la línea de fusión en la ZAC, con carburos globulares intercrystalinos y abundantes transcristalinos. Tomada a 50 X

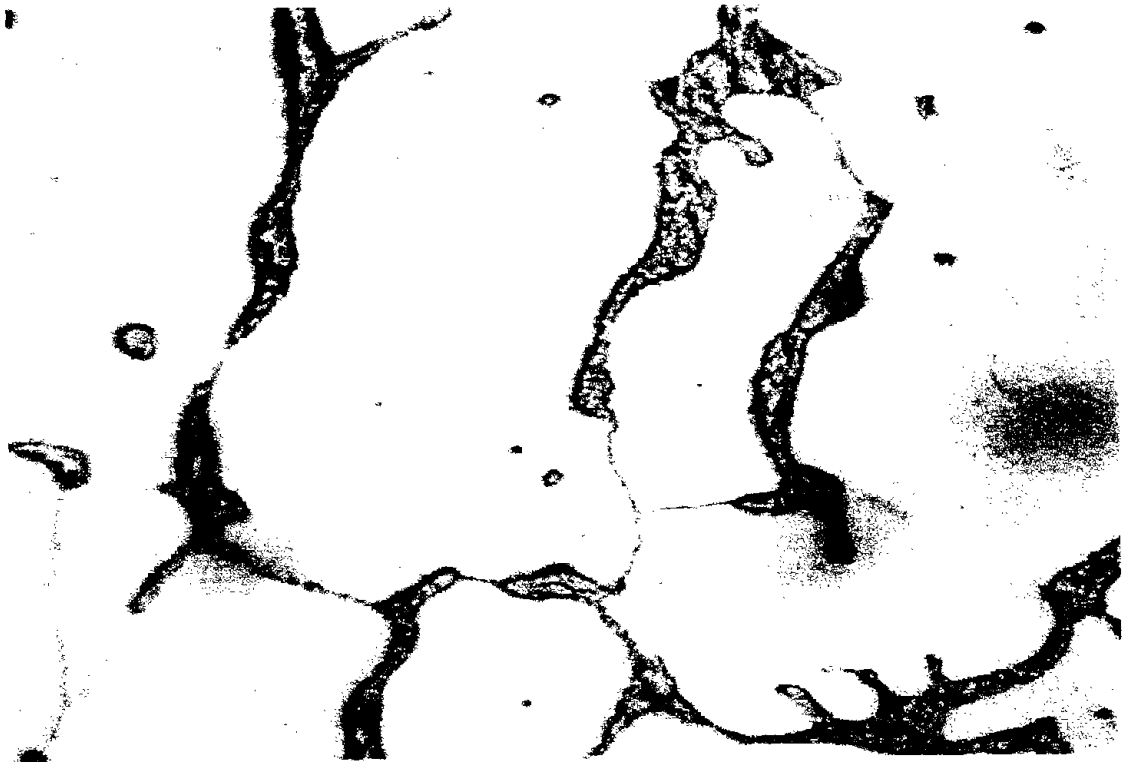


Fotografía 19

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 24 HORAS**

acero P5

Estructura de fundición de Ferrita con pocos carburos masivos y
globulares intercrystalinos y escasos carburos transcristalinos. Tomada a
200 X



Fotografía 20

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Línea de fusión con la presencia de carburos masivos en la línea, además de carburos intercristalinos del tipo masivo en bloques, la estructura es de Ferrita. Tomada a 400 X.



Fotografía 21

**MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 24 HORAS**

acero P5

Se observa una estructura de ferrita con presencia de carburos masivos intergranulares y perlita fina. Tomada a 1000 X

IV.3 Difracción de Rayos-X

IV.3.1 1ª Condición muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo

La difracción de Rayos-X es una herramienta que sirve entre otras cosas para la investigación de la estructura fina de la materia, de manera que la difracción revela la presencia de fases en metales. Es así como se determina a que tipo de cristales corresponde cada uno de los picos que compone al difractograma considerando que el acero P5 está compuesto principalmente por: ferrita, hierro γ , y carburos de los tipos M_3C y M_7C_3 .

Los patrones de difracción son la representación grafica de las distancias que existen entre planos de las fases presentes que posean una capacidad de difracción de los Rayos "X", a un ángulo θ dado según la ley de Bragg.

Los datos de esta prueba se muestra en el difractograma de la Fig. 28

IV.3.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora

Los datos de esta prueba se muestra en el difractograma de la Fig. 29

IV.3.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas

Los datos de esta prueba se muestra en el difractograma de la Fig. 30

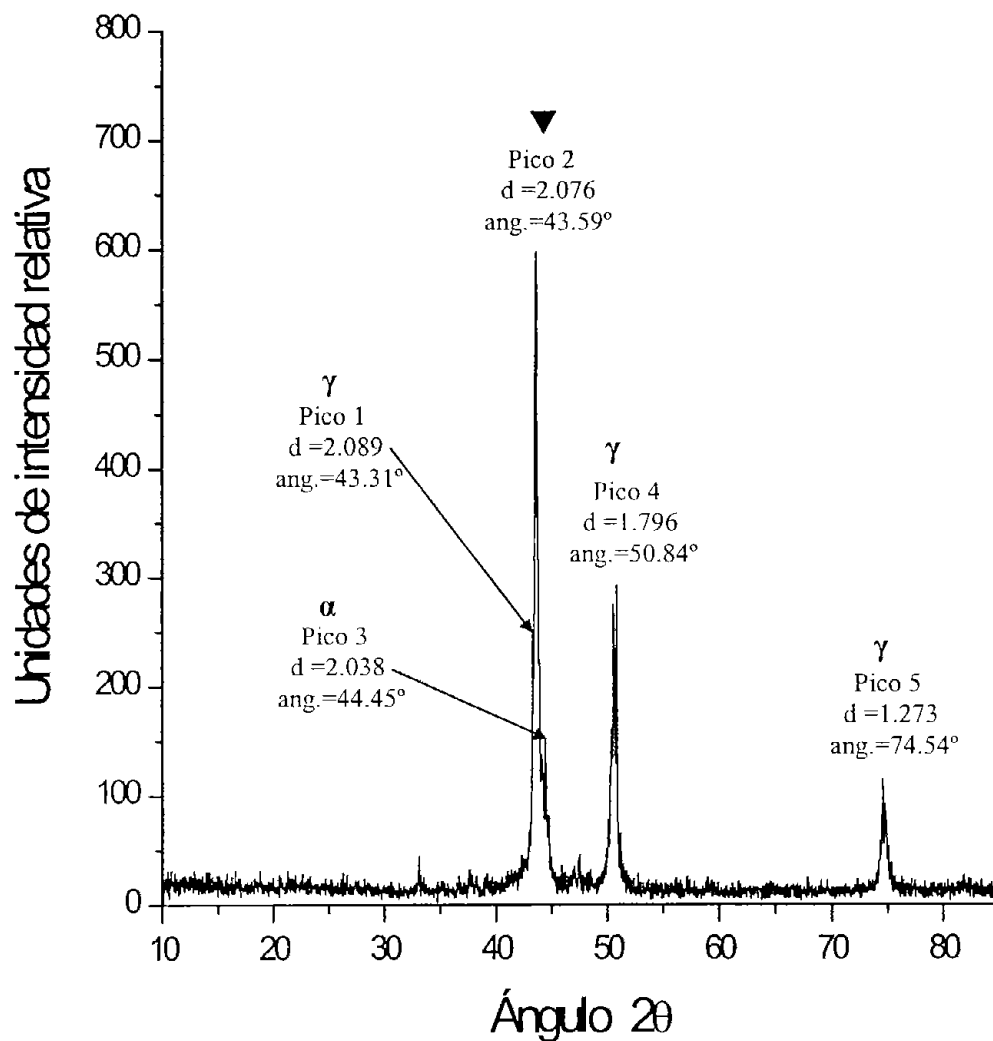
IV.3.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

Los datos de esta prueba se muestra en el difractograma de la Fig. 31

IV.3.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas

Los datos de esta prueba se muestra en el difractograma de la Fig. 32

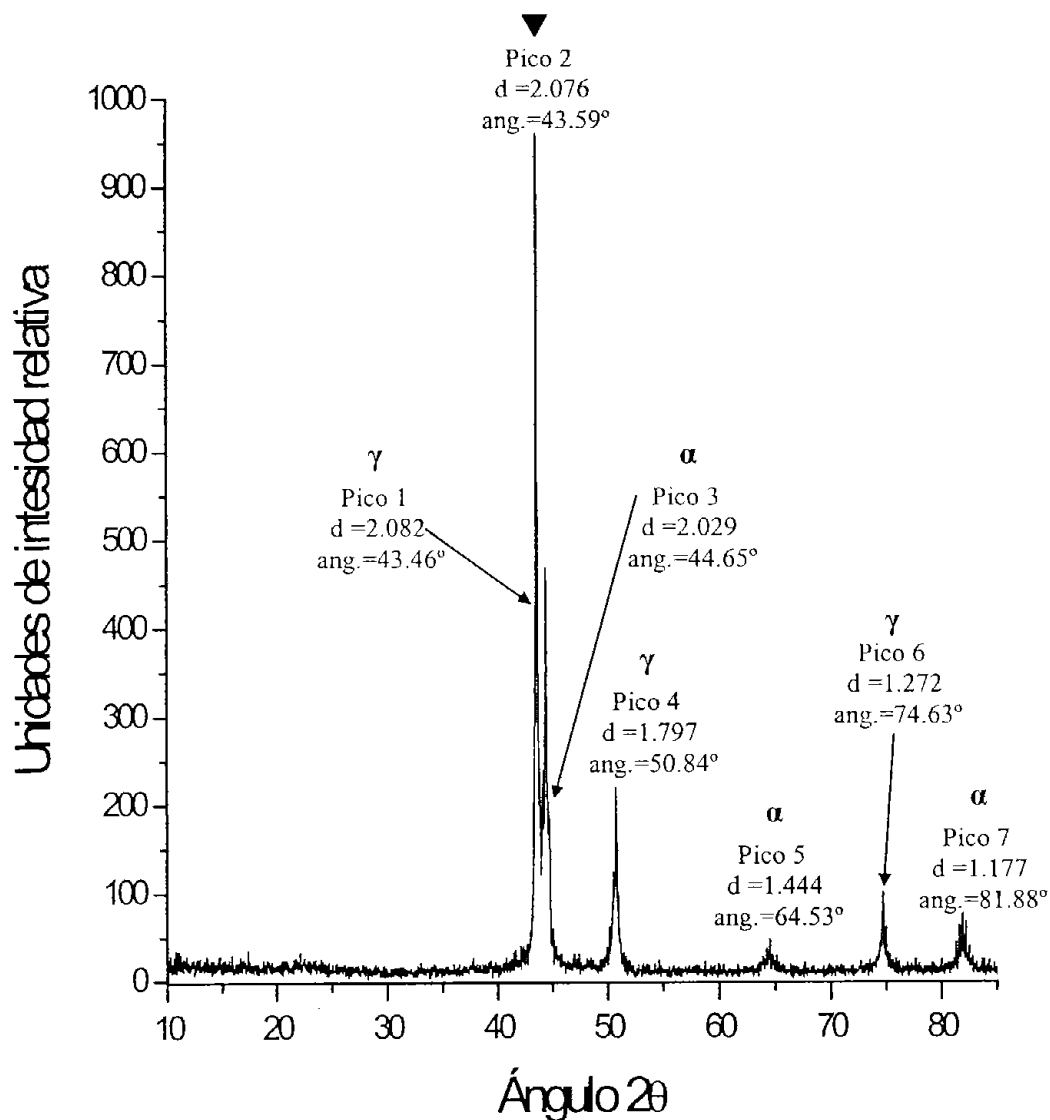
PATRÓN DE DIFRACCIÓN DE LA MUESTRA 1



Nomenclatura: α Ferrita, γ Fierro γ , ▼ Carburo M_3C

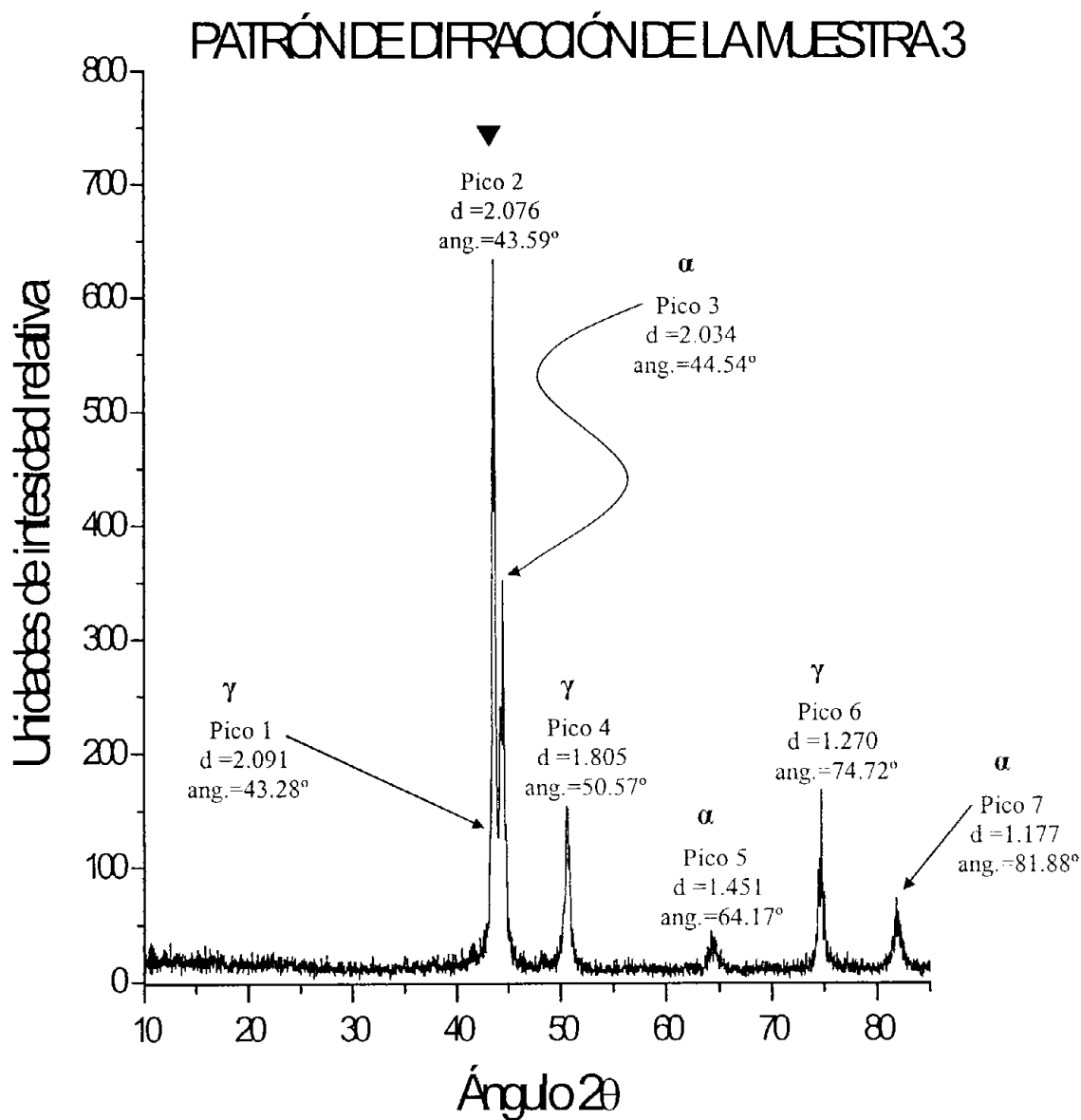
Fig. 28. Difractograma de la muestra soldada a temperatura ambiente, acero P5.

PATRÓN DE DIFRACCIÓN DE LA MUESTRA 2



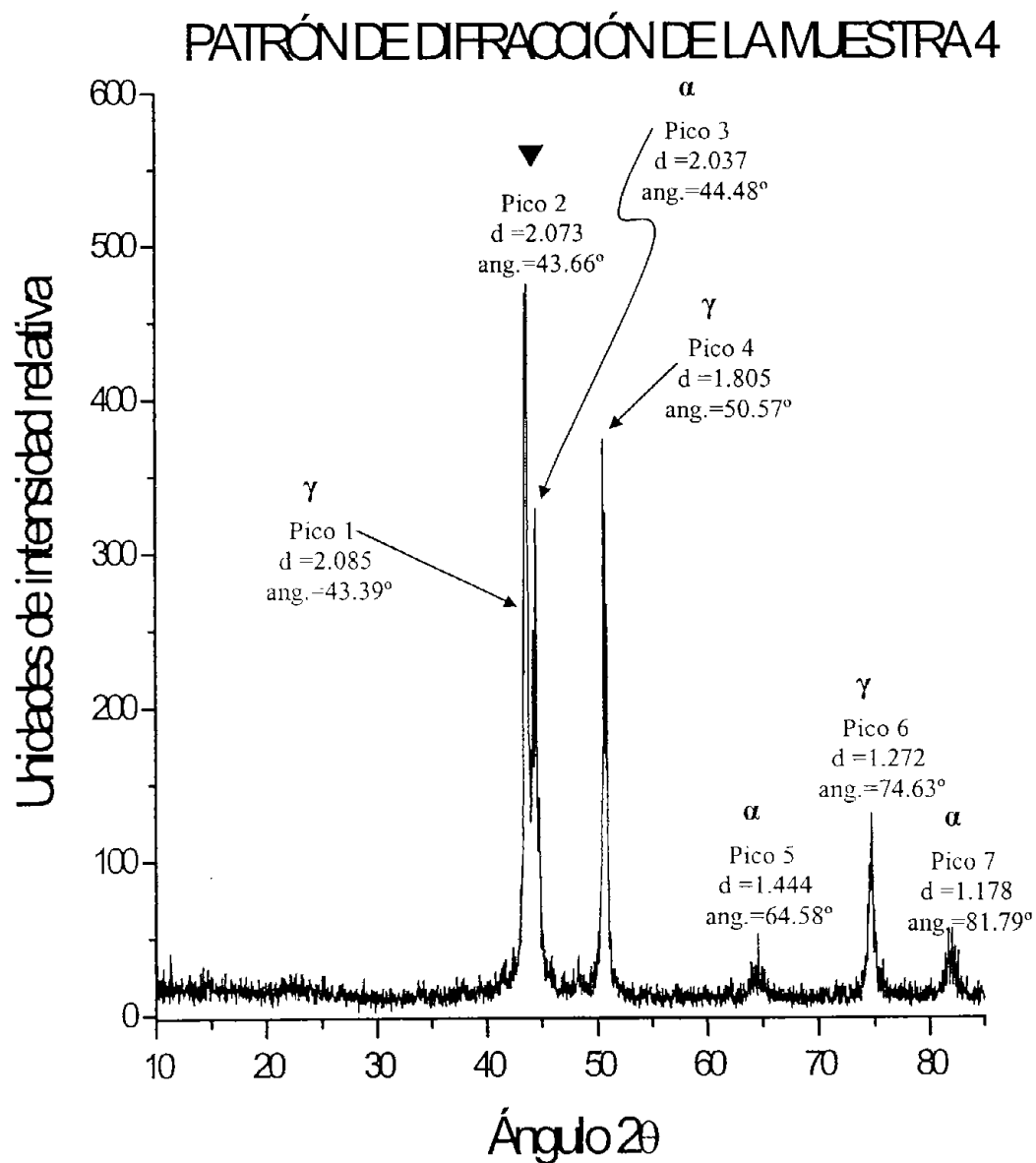
Nomenclatura: α Ferrita, γ Fierro γ , ▼ Carburo M_3C

Fig. 29. Difractograma de la muestra soldada a 350 grados centígrados con 1 hora de permanencia en el horno, acero P5.



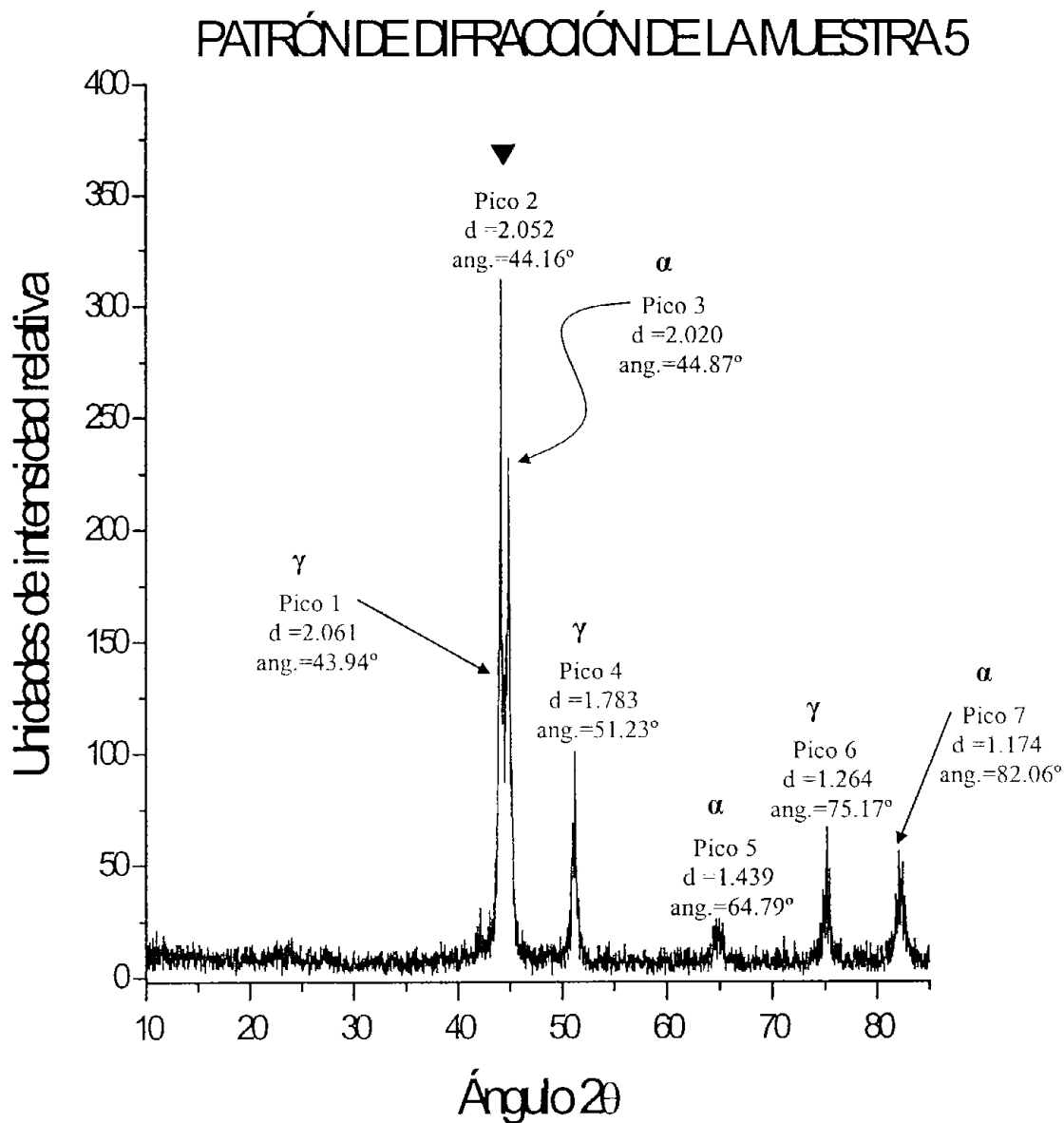
Nomenclatura: α Ferrita, γ Fierro γ , \blacktriangledown Carburo M_3C

Fig. 30. Difractograma de la muestra soldada a 350 grados centígrados con 5 horas de permanencia en el horno, acero P5.



Nomenclatura: α Ferrita, γ Fierro γ , \blacktriangledown Carburo M_3C

Fig. 31. Difractograma de la muestra soldada a 350 grados centígrados con 10 horas de permanencia en el horno, acero P5.



Nomenclatura: α Ferrita, γ Fierro γ , \blacktriangledown Carburo M_3C

Fig. 32. Difractograma de la muestra soldada a 350 grados centígrados con 24 horas de permanencia en el horno, acero P5.

**Resumen de los resultados encontrados en los patrones
de difracción de las cinco muestras de la prueba de
difracción de Rayos-X**

P.D	Pico 1					Pico 2					Pico 3					Pico 4				
	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀
1	43.31	2.089	1 1 1	γ	100	43.59	2.076	1 0 2	▼	100	44.45	2.038	1 1 0	α	100	50.84	1.796	2 0 0	γ	80
2	43.46	2.082	1 1 1	γ	100	43.59	2.076	1 0 2	▼	100	44.65	2.029	1 1 0	α	100	50.84	1.797	2 0 0	γ	80
3	43.28	2.091	1 1 1	γ	100	43.59	2.076	1 0 2	▼	100	44.54	2.034	1 1 0	α	100	50.57	1.805	2 0 0	γ	80
4	43.39	2.085	1 1 1	γ	100	43.66	2.073	1 0 2	▼	100	44.48	2.037	1 1 0	α	100	50.57	1.805	2 0 0	γ	80
5	43.94	2.061	1 1 1	γ	100	44.16	2.052	1 0 2	▼	100	44.87	2.020	1 1 0	α	100	51.23	1.783	2 0 0	γ	80

P.D.	Pico 5					Pico 6					Pico 7				
	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀	θ °	d Å	h k l	F	I/I ₀
1	74.54	1.273	2 2 0	γ	50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	64.53	1.444	2 0 0	α	20	74.63	1.272	2 2 0	γ	50	81.88	1.177	2 1 1	α	30
3	64.17	1.451	2 0 0	α	20	74.72	1.270	2 2 0	γ	50	81.88	1.177	2 1 1	α	30
4	64.58	1.444	2 0 0	α	20	74.63	1.272	2 2 0	γ	50	81.79	1.178	2 1 1	α	30
5	64.79	1.439	2 0 0	α	20	75.17	1.264	2 2 0	γ	50	82.06	1.174	2 1 1	α	30

Nomenclatura: P.D. = Patrón de difracción, α = Ferrita, γ = Fierro γ ,
▼ = Carburo M₃C, F = Fase, I/I₀ = Intensidad .

IV.4 Tensión Cuasi-Estática

IV.4.1 1ª Condición muestra soldada a la temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo

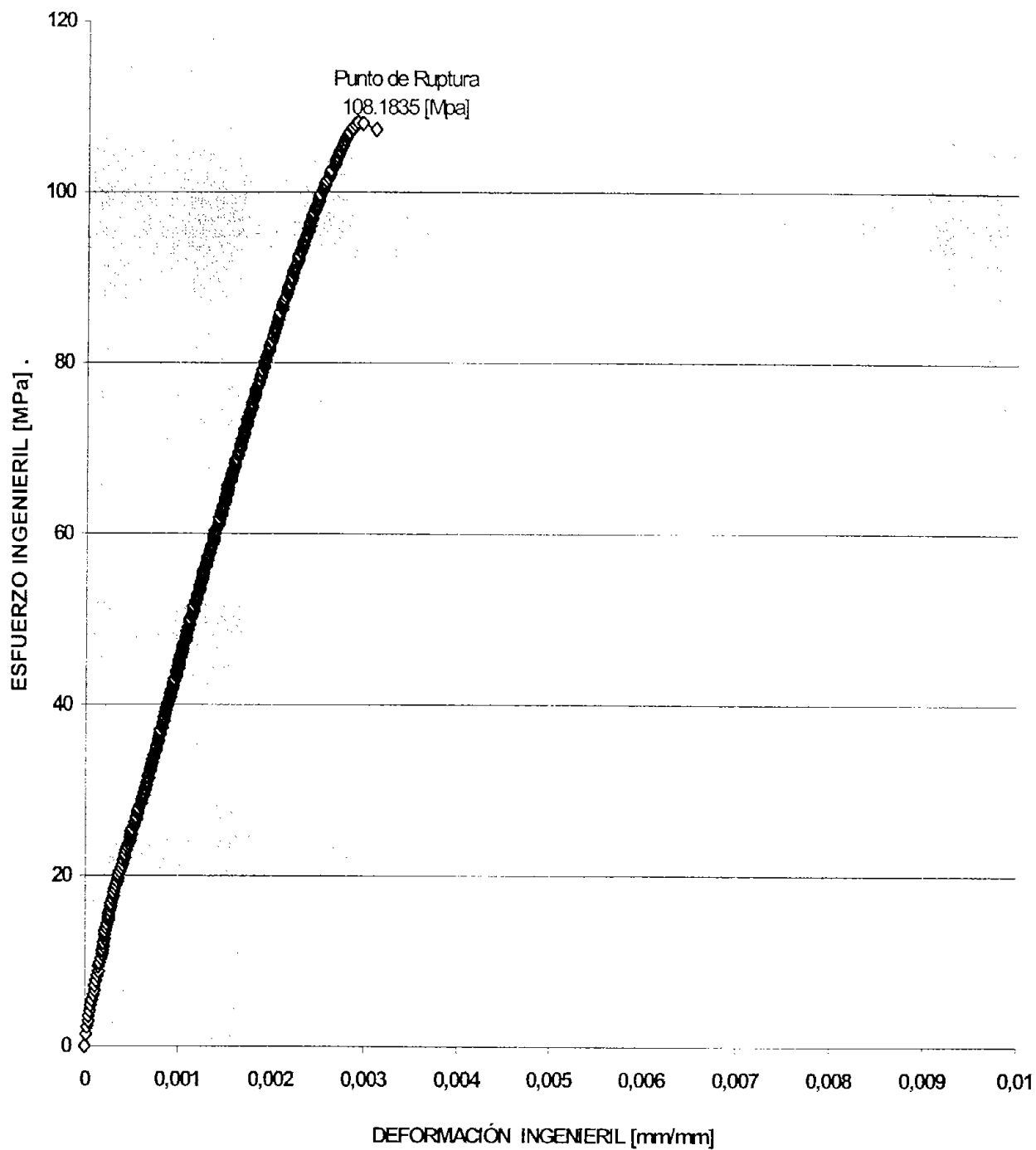
La probeta utilizada en la prueba de tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada y enfriada al aire tranquilo fue construida de acuerdo a las normas establecidas por la ASTM (American Standard for Testing Materials), sus dimensiones están dentro de estas normas. Los datos de la prueba se establecen en la siguiente tabla:

Parámetros de la máquina de prueba	
Velocidad de muestreo:	0.5 puntos/segundo
Velocidad de los cabezales:	0.15 mm/min
Dimensiones de la probeta:	
Ancho:	15.12 mm
Espesor:	4.18 mm
Longitud:	126.8 mm

Datos para la prueba de Tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada a temperatura ambiente

Una vez realizado el ensayo, la máquina proporcionó dos columnas de datos, la primera se refiere al desplazamiento detectado por el extensómetro medido en pulgadas y la segunda se refiere a las cargas correspondientes a cada desplazamiento medida en libras.

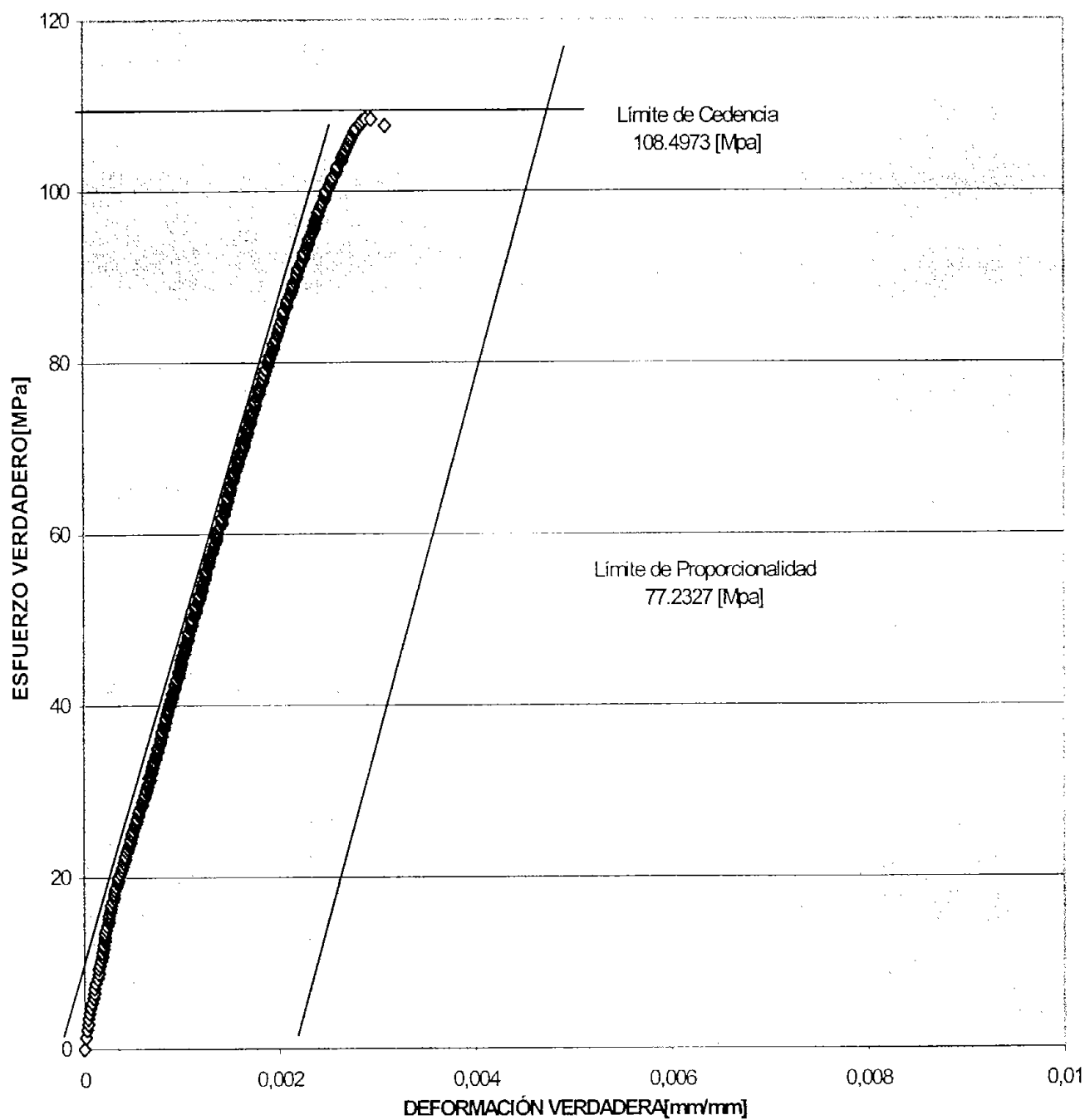
Con los datos obtenidos, se llevaron a cabo los cálculos correspondientes con las fórmulas establecidas en el tema III.4 de la descripción de la metodología, preparación de muestras para esta prueba, indicando los puntos característicos en las siguientes gráficas:



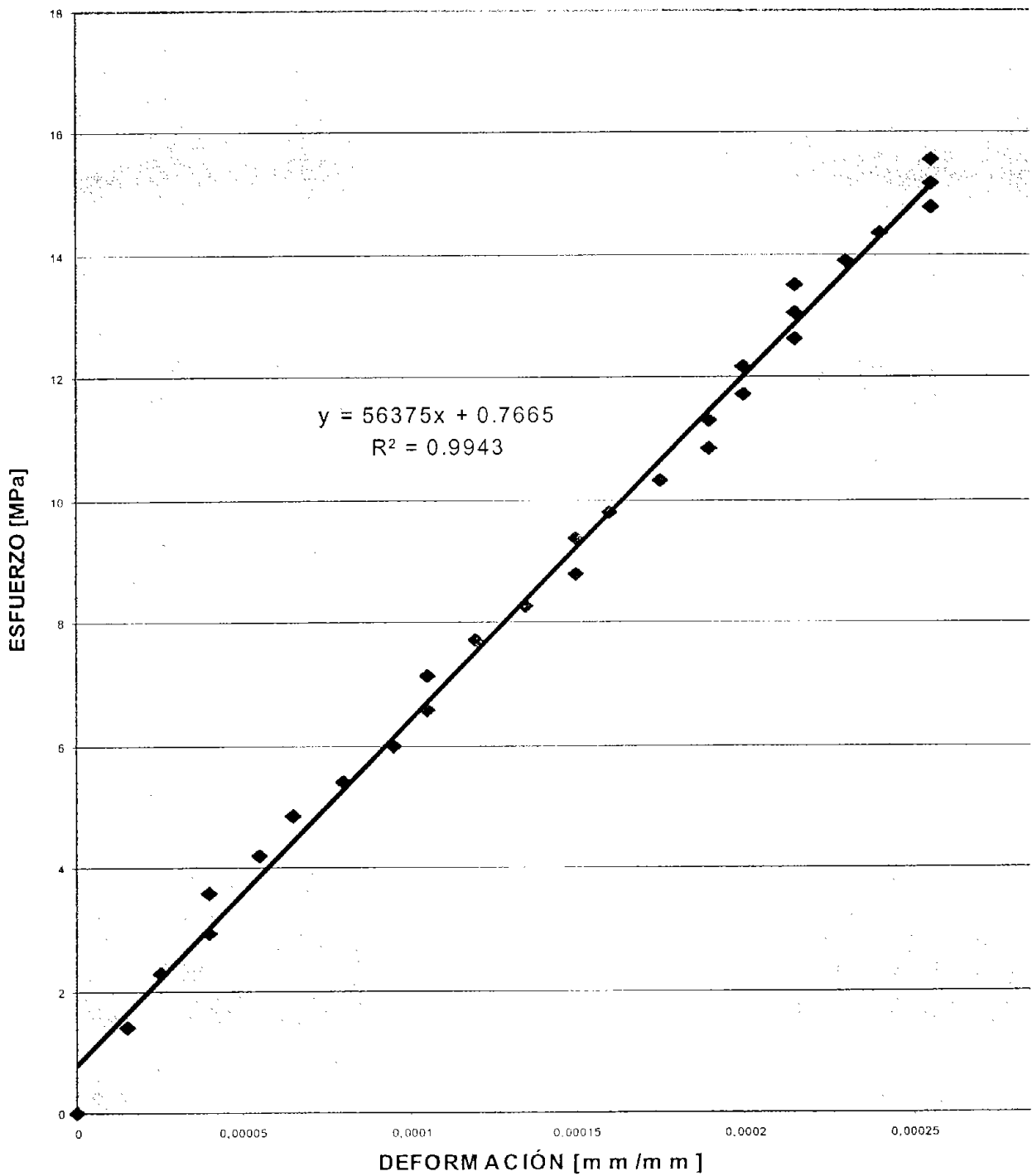
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN INGENIERIL
MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

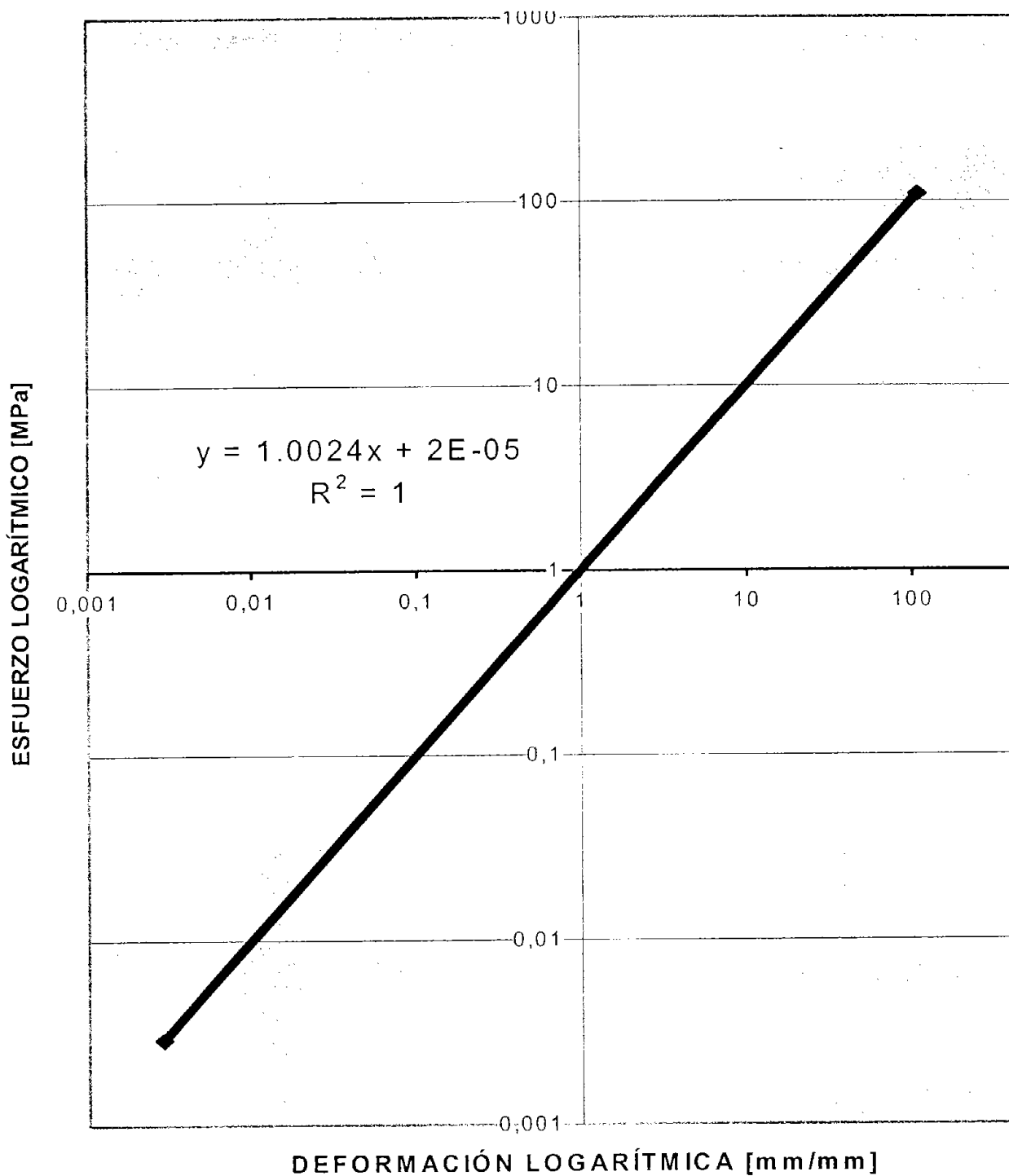
Fig. 33.



CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN VERDADERA
MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE
acero P5
Fig. 34.



MÓDULO DE YOUNG
MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE
acero P5
Fig. 35.



COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO
MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE
acero P5
Fig. 36.

A continuación se muestran los resultados de las gráficas anteriores:

Las gráficas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera son semejantes; asimismo, se puede apreciar que si se traza una línea recta paralela a dichas curvas desde el eje horizontal a partir de una deformación correspondiente a un valor de 0.002 (0.2 %), esta recta no corta a las curvas en algún punto cercano al esfuerzo máximo, lo que significa que el límite de cedencia coincide con la resistencia máxima y no se puede determinar el punto de fluencia de acuerdo a la norma del offset del 0.2 % = 0.002 mm/mm de deformación. Los resultados de esta prueba, se resumen en la siguiente tabla:

PARÁMETRO	SOLDADA A TEMP. AMBIENTE
PUNTO DE RUPTURA	108.1835 Mpa.
LÍMITE DE CEDENCIA	108.4973 Mpa.
LÍMITE PROPORCIONALIDAD	77.2327 Mpa.
MÓDULO DE YOUNG	56375 Mpa.
COEFICIENTE ENDURECIMIENTO	1.0024

Resumen de resultados de la prueba de Tensión Cuasi-Estática, muestra soldada a temperatura ambiente

IV.4.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora

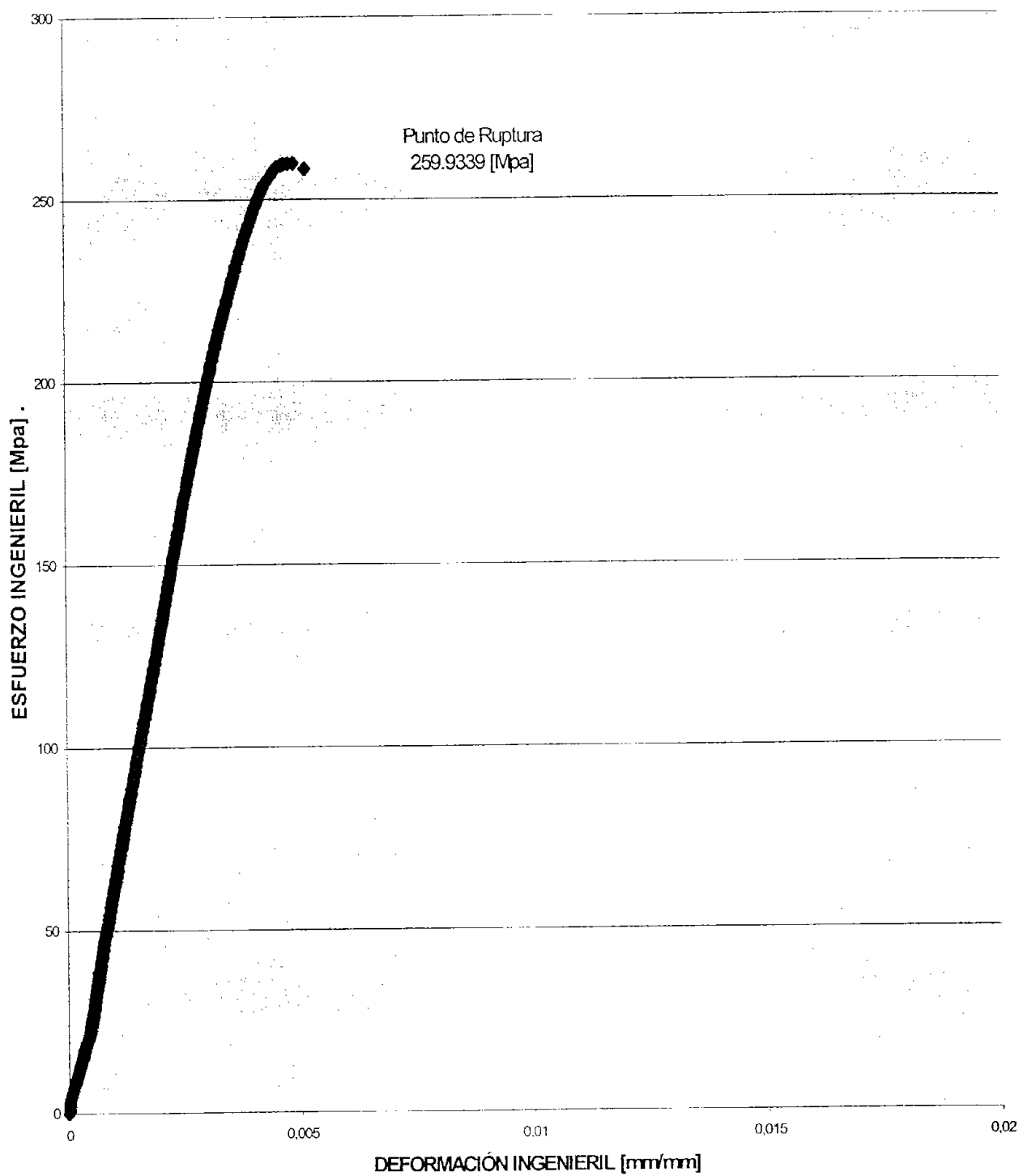
La probeta utilizada en la prueba de tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora, fue construida de acuerdo a las normas establecidas por la ASTM (American Standard for Testing Materials), sus dimensiones están dentro de estas normas. Los datos de la prueba se establecen en la siguiente tabla:

Parámetros de la máquina de prueba	
Velocidad de muestreo:	0.5 puntos/segundo
Velocidad de los cabezales:	0.15 mm/min
Dimensiones de la probeta:	
Ancho:	15.72 mm
Espesor:	4.38 mm
Longitud:	127.2 mm

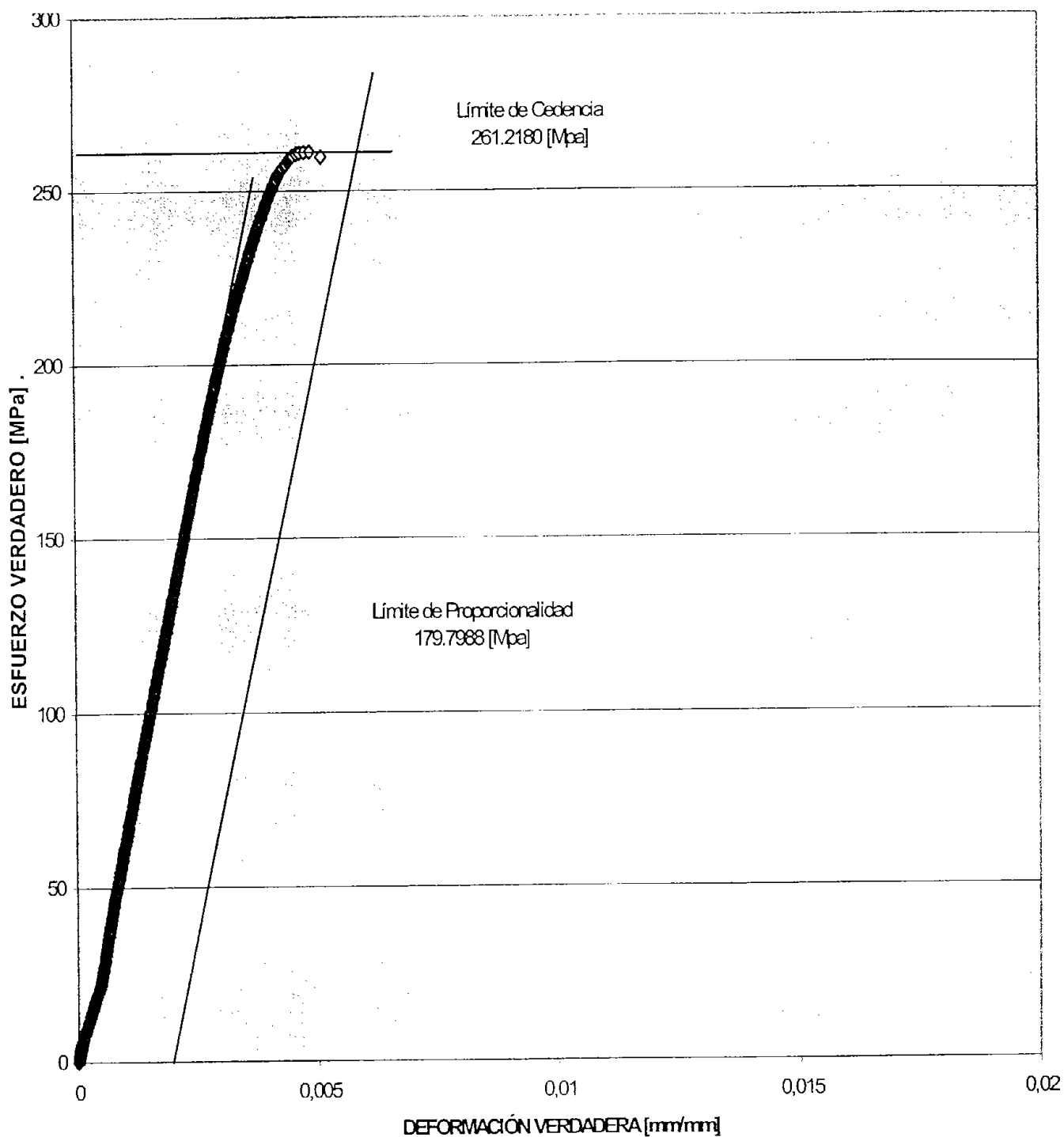
Datos para la prueba de Tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por 1 hora

Una vez realizado el ensayo, la máquina proporcionó, dos columnas de datos, la primera se refiere al desplazamiento detectado por el extensómetro medido en pulgadas y la segunda se refiere a las cargas correspondientes a cada desplazamiento medida en libras.

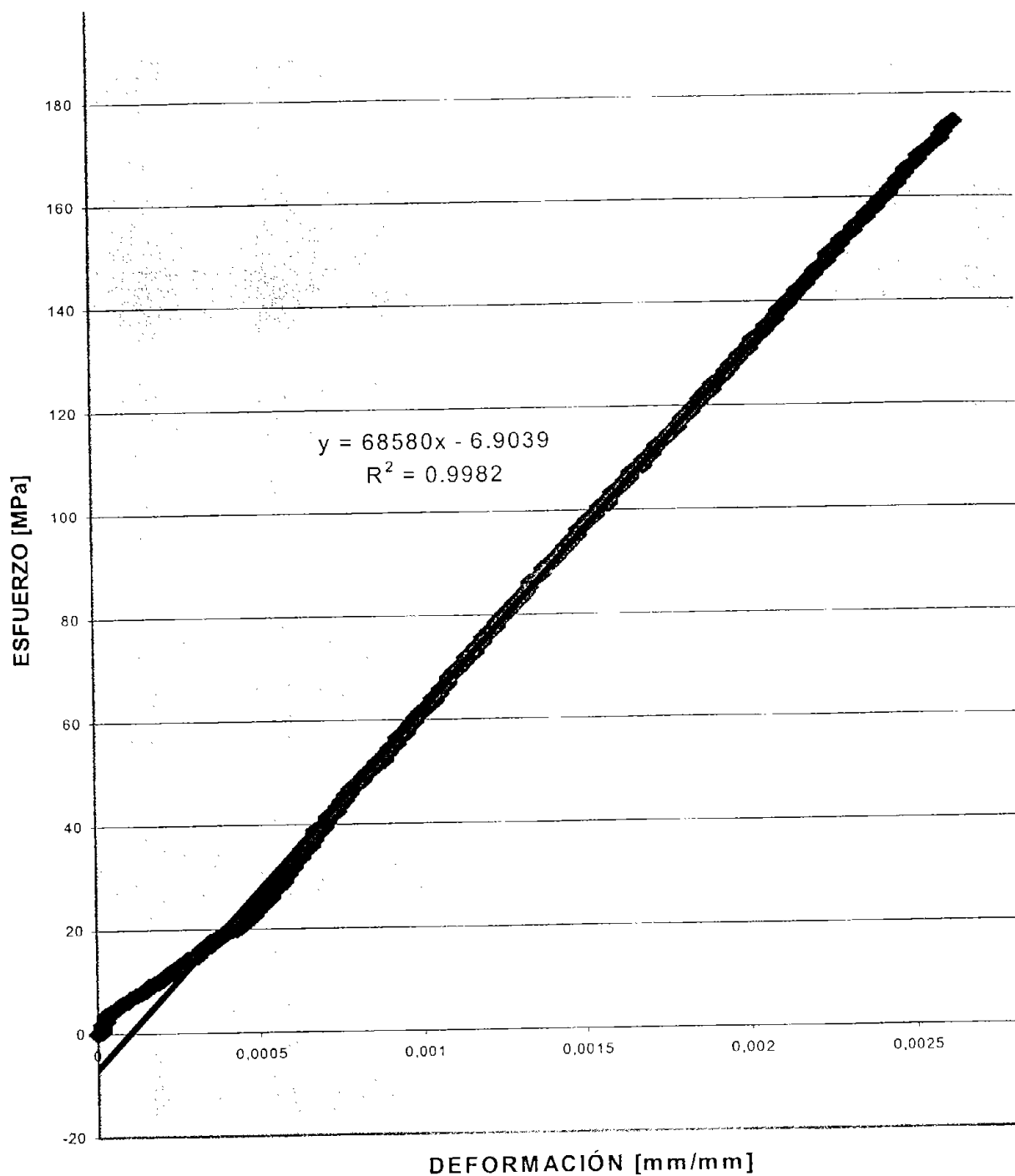
Con los datos obtenidos, se llevaron a cabo los cálculos correspondientes con las fórmulas establecidas en el tema III.4 de la descripción de la metodología, preparación de muestras para esta prueba, indicando los puntos característicos en las siguientes gráficas:



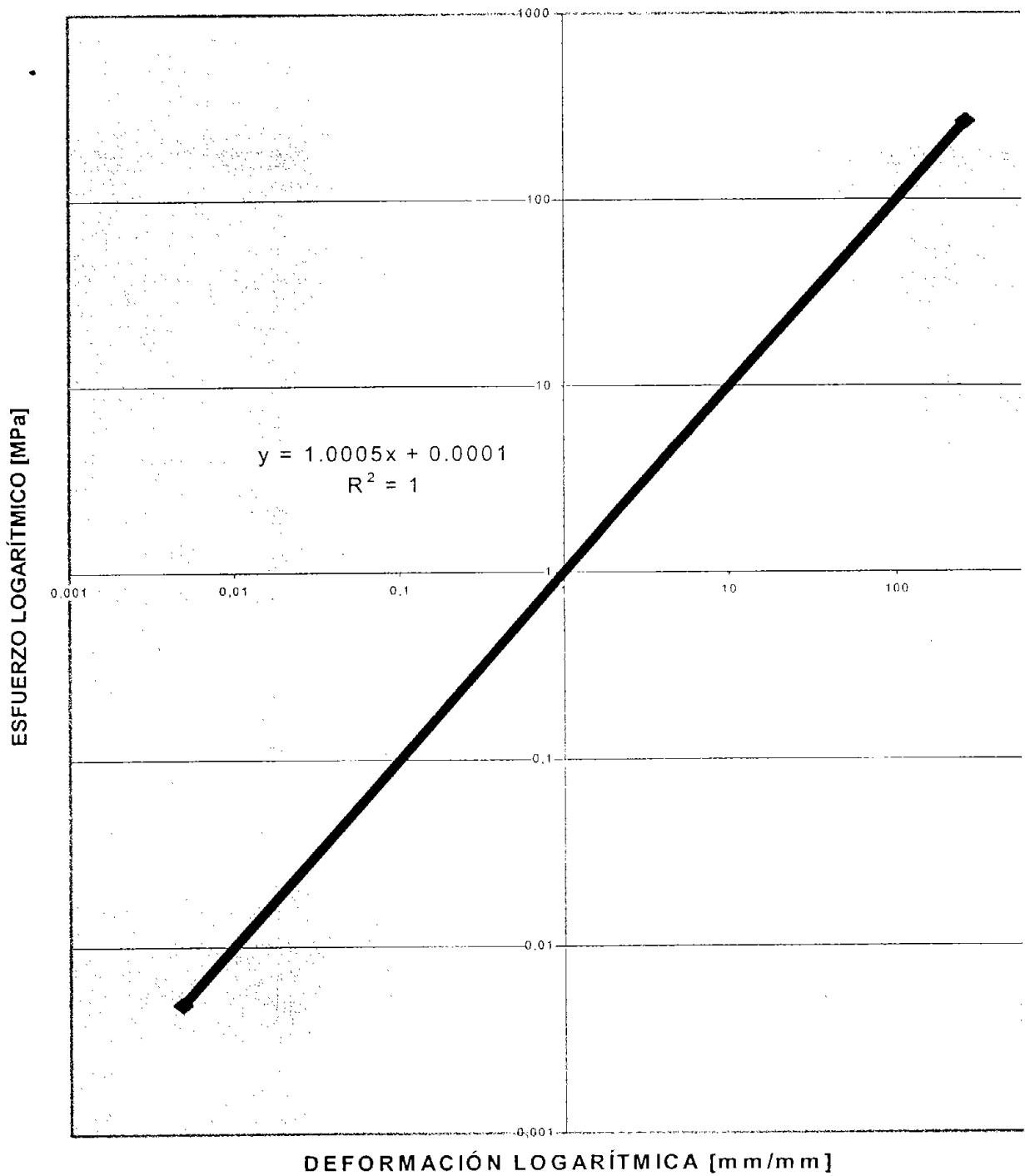
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN INGENIERIL
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 1 HORA DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 37.



CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN VERDADERA
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 1 HORA DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 38.



MÓDULO DE YOUNG
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 1 HORA DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 39.



COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 1 HORA DE PERMANENCIA EN EL HORNO

Acero P5

Fig. 40.

A continuación se muestran los resultados de las gráficas anteriores:

Las gráficas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera son semejantes; asimismo, se puede apreciar que si se traza una línea recta paralela a dichas curvas desde el eje horizontal a partir de una deformación correspondiente a un valor de 0.002 (0.2 %), esta recta no corta a las curvas en algún punto cercano al esfuerzo máximo, lo que significa que el límite de cedencia coincide con la resistencia máxima y no se puede determinar el punto de fluencia de acuerdo a la norma del offset del 0.2 % = 0.002 mm/mm de deformación. Los resultados de esta prueba, se resumen en la siguiente tabla:

PARÁMETRO	SOLDADA A 350 °C
PUNTO DE RUPTURA	259.9339 Mpa.
LÍMITE DE CEDENCIA	261.218 Mpa.
LÍMITE PROPORCIONALIDAD	179.7988 Mpa.
MÓDULO DE YOUNG	68580 Mpa.
COEFICIENTE ENDURECIMIENTO	1.0005

Resumen de resultados de la prueba de Tensión Cuasi-Estática, muestra soldada a 350 grados centígrados con 1 hora de permanencia en el horno

IV.4.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas

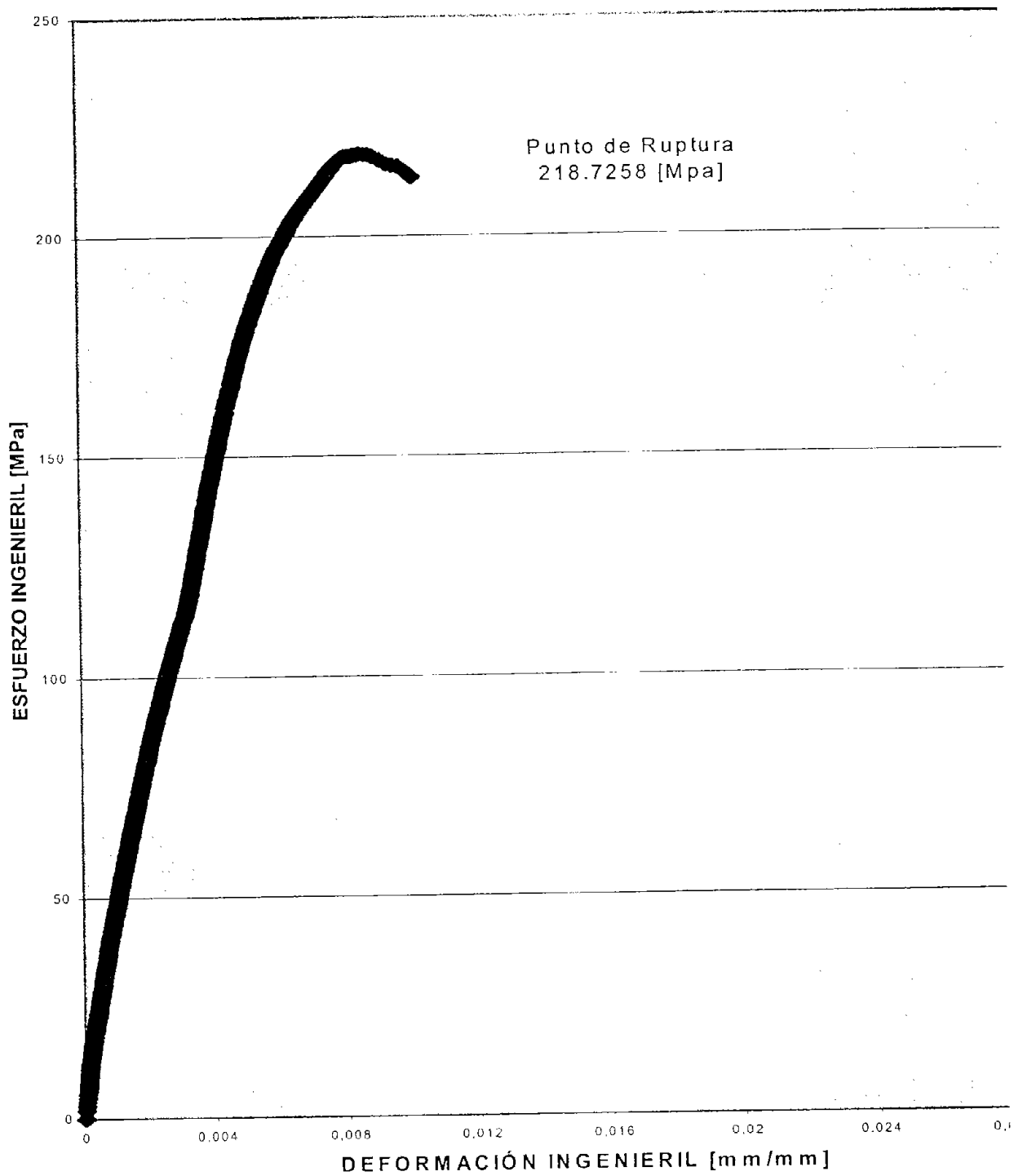
La probeta utilizada en la prueba de tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas, fue construida de acuerdo a las normas establecidas por la ASTM (American Standard for Testing Materials), sus dimensiones están dentro de estas normas. Los datos de la prueba se establecen en la siguiente tabla:

Parámetros de la máquina de prueba	
Velocidad de muestreo:	0.5 puntos/segundo
Velocidad de los cabezales:	0.15 mm/min
Dimensiones de la probeta:	
Ancho:	15.81 mm
Espesor:	4.66 mm
Longitud:	126.8 mm

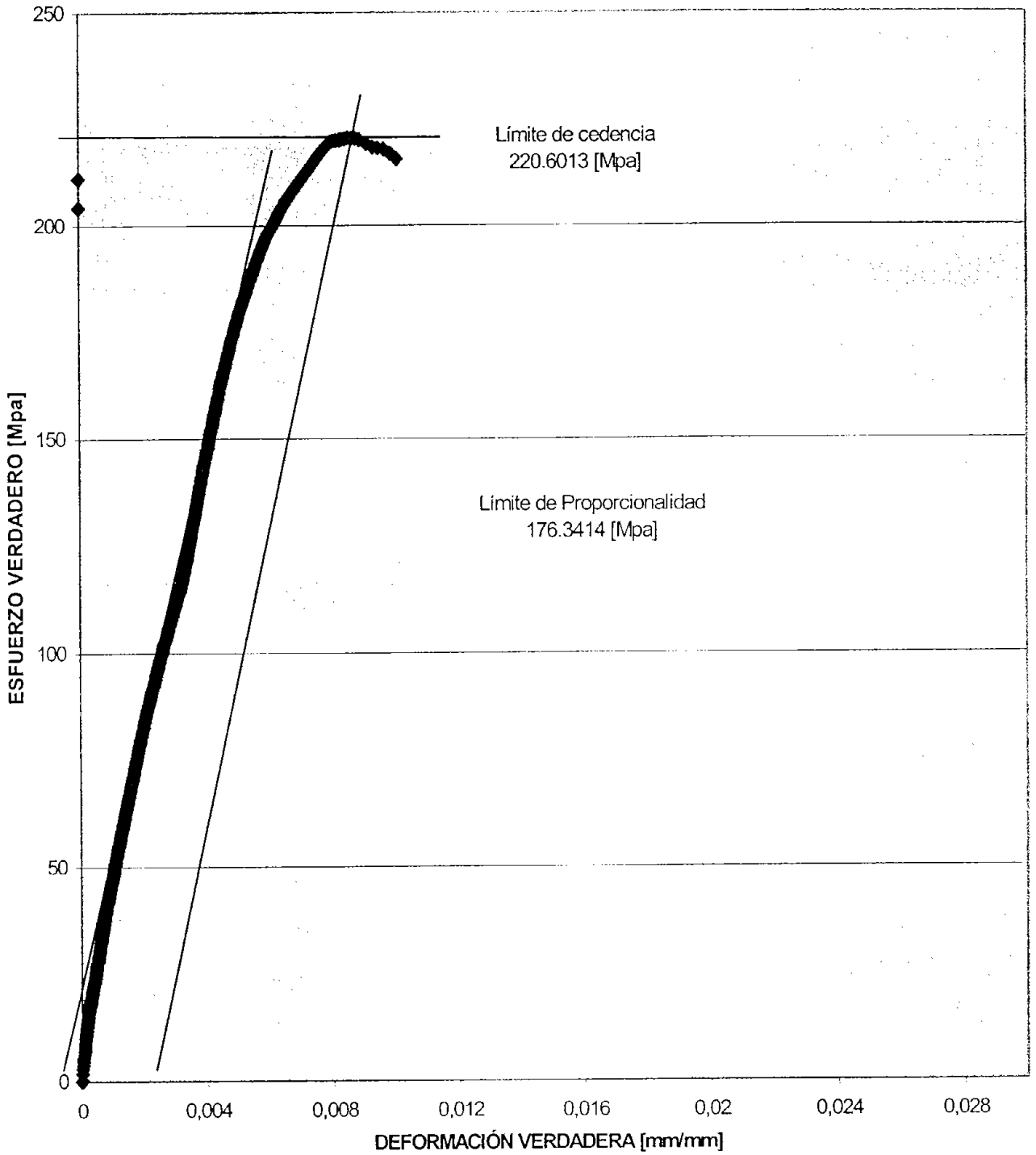
Datos para la prueba de Tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por 5 horas

Una vez realizado el ensayo, la máquina proporcionó, dos columnas de datos, la primera se refiere al desplazamiento detectado por el extensómetro medido en pulgadas y la segunda se refiere a las cargas correspondientes a cada desplazamiento medida en libras.

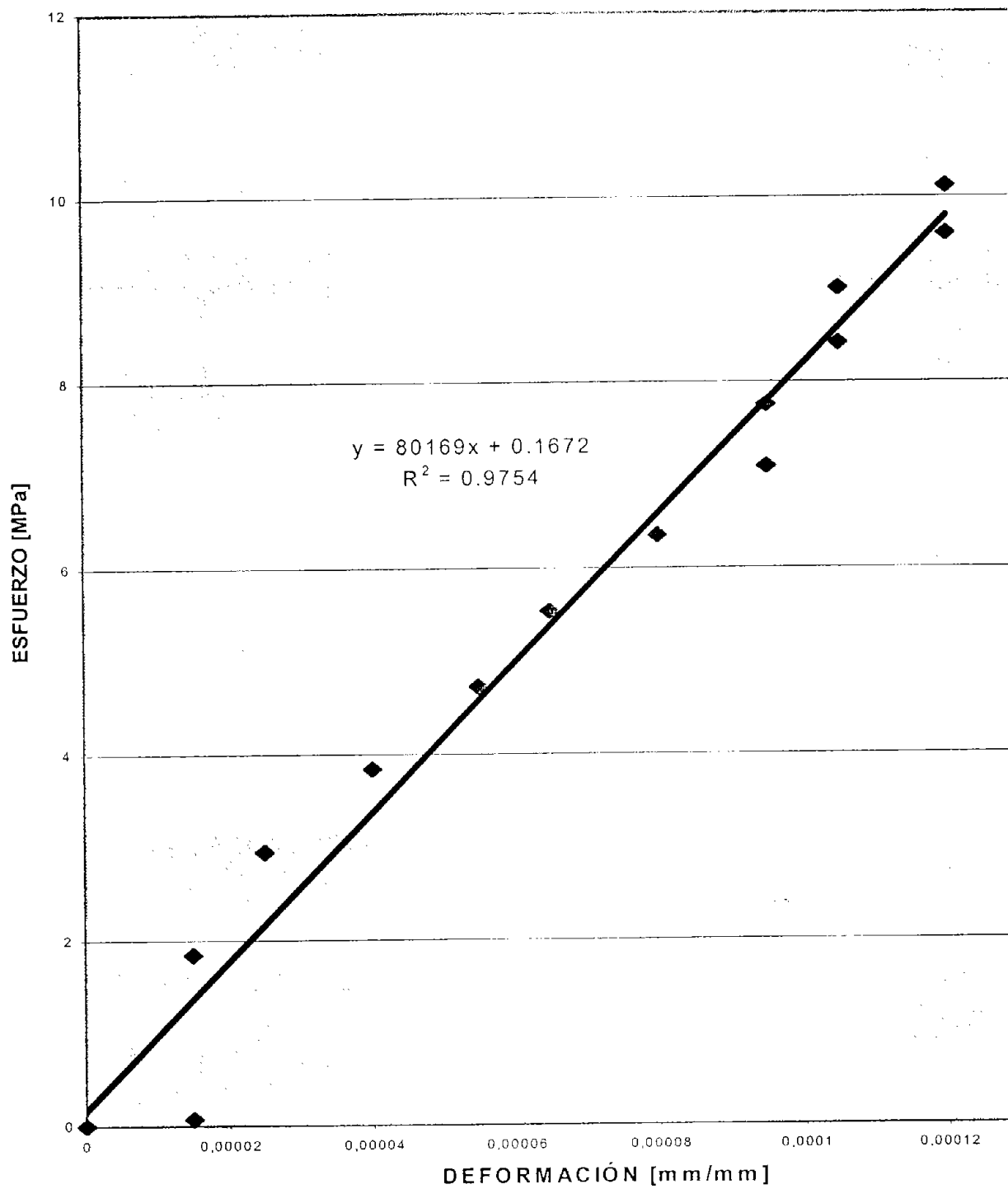
Con los datos obtenidos, se llevaron a cabo los cálculos correspondientes con las fórmulas establecidas en el tema III.4 de la descripción de la metodología, preparación de muestras para esta prueba, indicando los puntos característicos en las siguientes gráficas:



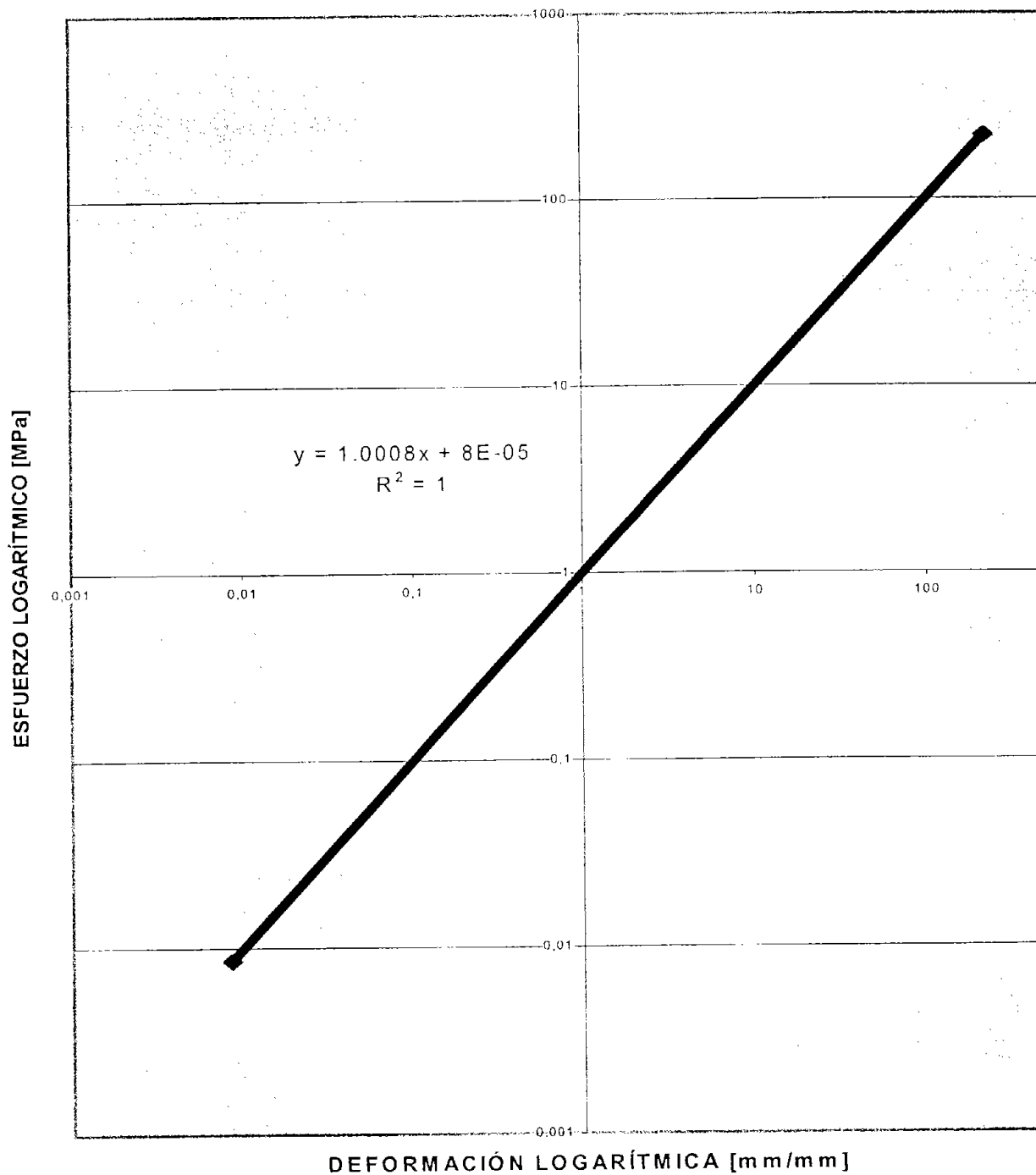
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN INGENIERIL
MUESTRA SOLDADA A350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 5 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 41.



CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN VERDADERA
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 5 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 42.



MÓDULO DE YOUNG
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 5 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 43.



COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 5 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO

acero P5
Fig. 44.

A continuación se muestran los resultados de las gráficas anteriores:

Las gráficas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera son semejantes; asimismo, se puede apreciar que si se traza una línea recta paralela a dichas curvas desde el eje horizontal a partir de una deformación correspondiente a un valor de 0.002 (0.2 %), esta recta corta a las curva en un punto cercano al esfuerzo máximo, lo que significa que el límite de cedencia es aproximado con la resistencia máxima. Los resultados de esta prueba, se resumen en la siguiente tabla:

PARÁMETRO	SOLDADA A 350 °C
PUNTO DE RUPTURA	218.7258 Mpa.
LÍMITE DE CEDENCIA	220.6013 Mpa.
LÍMITE PROPORCIONALIDAD	176.3414 Mpa.
MÓDULO DE YOUNG	80169 Mpa.
COEFICIENTE ENDURECIMIENTO	1.0008

Resumen de resultados de la prueba de Tensión Cuasi-Estática, muestra soldada a 350 grados centígrados con 5 horas de permanencia en el horno

IV.4.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

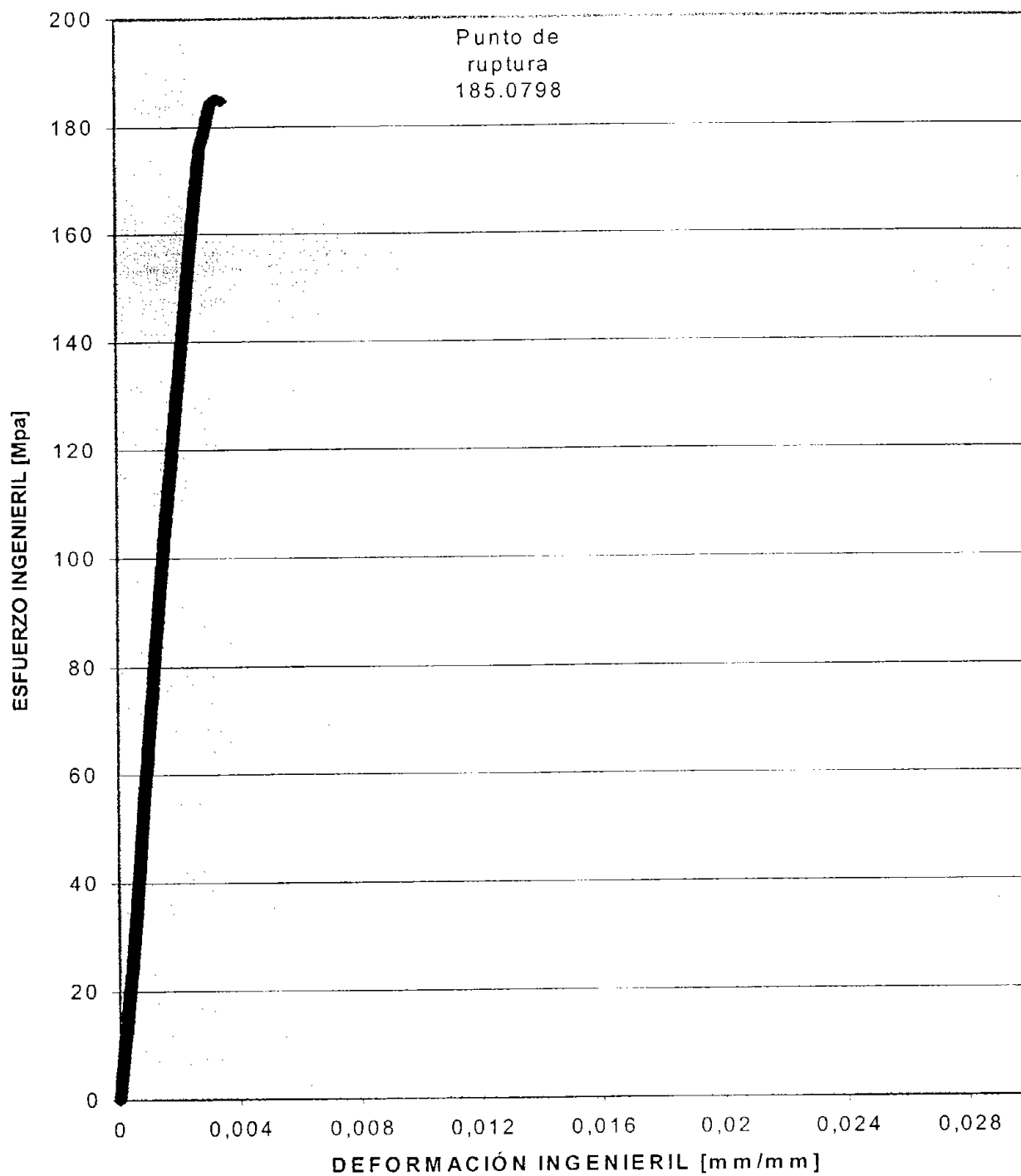
La probeta utilizada en la prueba de tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas, fue construida de acuerdo a las normas establecidas por la ASTM (American Standard for Testing Materials), sus dimensiones están dentro de estas normas. Los datos de la prueba se establecen en la siguiente tabla:

Parámetros de la máquina de prueba	
Velocidad de muestreo:	0.5 puntos/segundo
Velocidad de los cabezales:	0.15 mm/min
Dimensiones de la probeta:	
Ancho:	15.87 mm
Espesor:	4.75 mm
Longitud:	127.05 mm

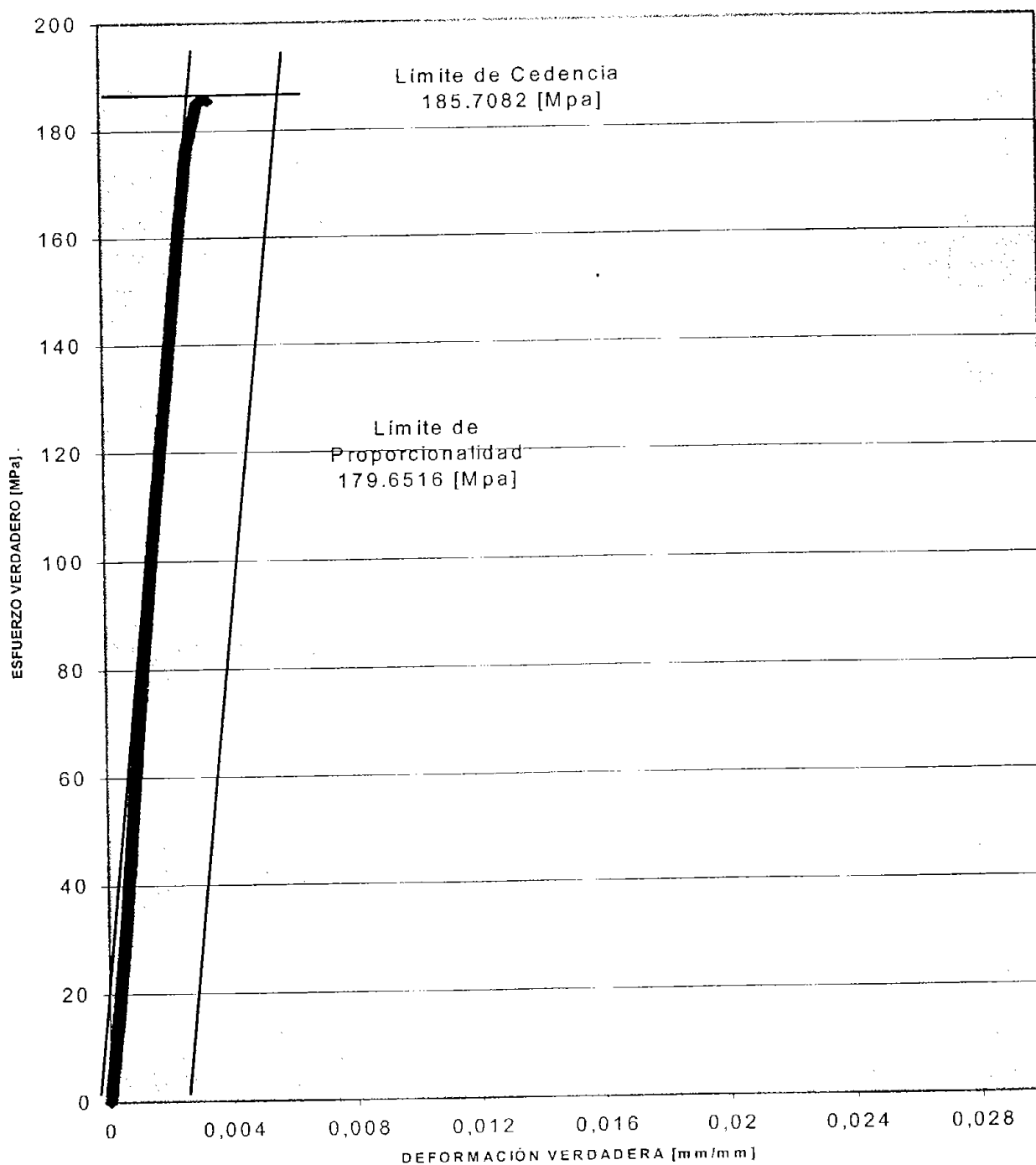
Datos para la prueba de Tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por 10 horas

Una vez realizado el ensayo, la máquina proporcionó, dos columnas de datos, la primera se refiere al desplazamiento detectado por el extensómetro medido en pulgadas y la segunda se refiere a las cargas correspondientes a cada desplazamiento medida en libras.

Con los datos obtenidos, se llevaron a cabo los cálculos correspondientes con las fórmulas establecidas en el tema III.4 de la descripción de la metodología, preparación de muestras para esta prueba, indicando los puntos característicos en las siguientes gráficas:



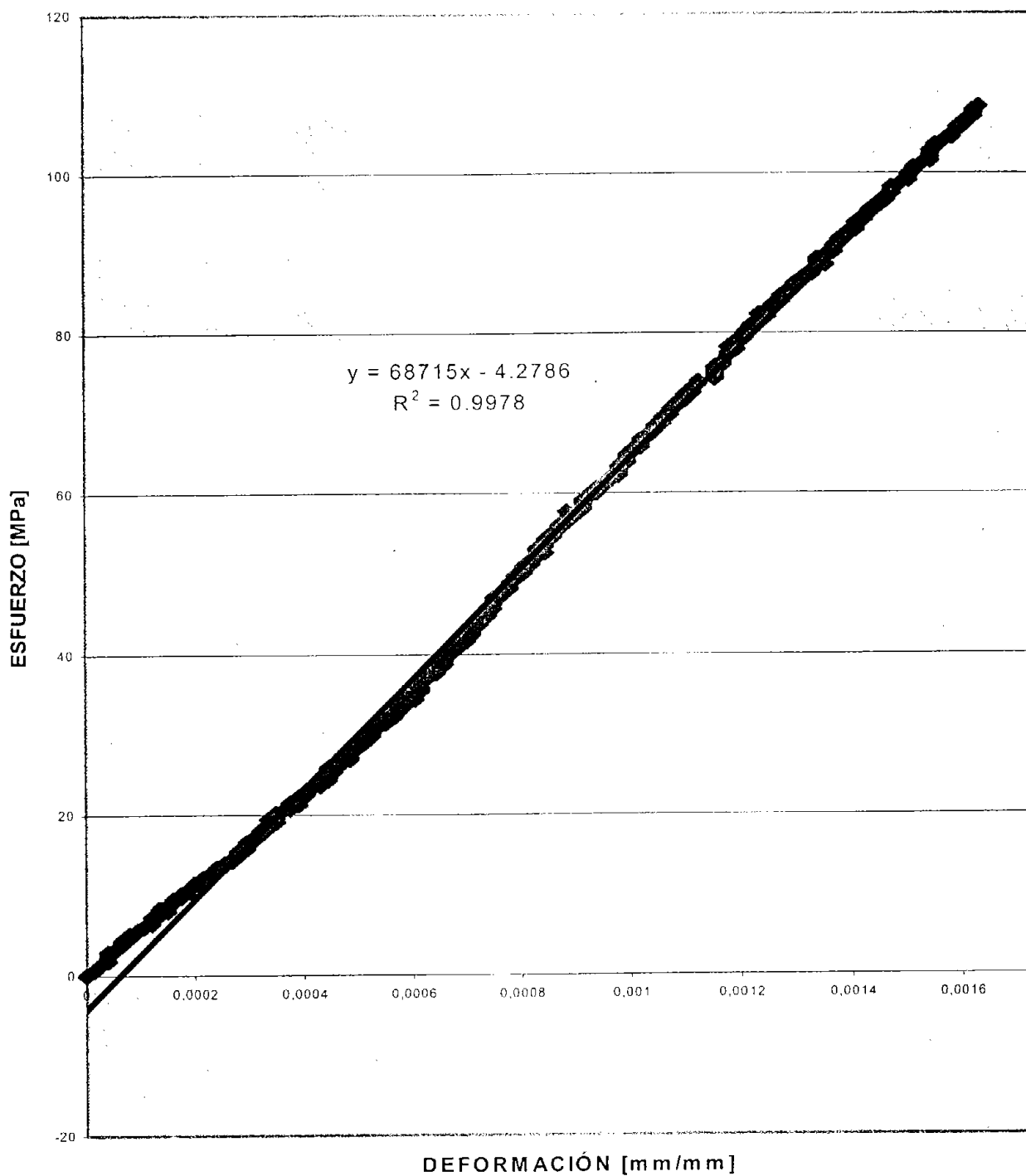
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN INGENIERIL
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 10 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 45.



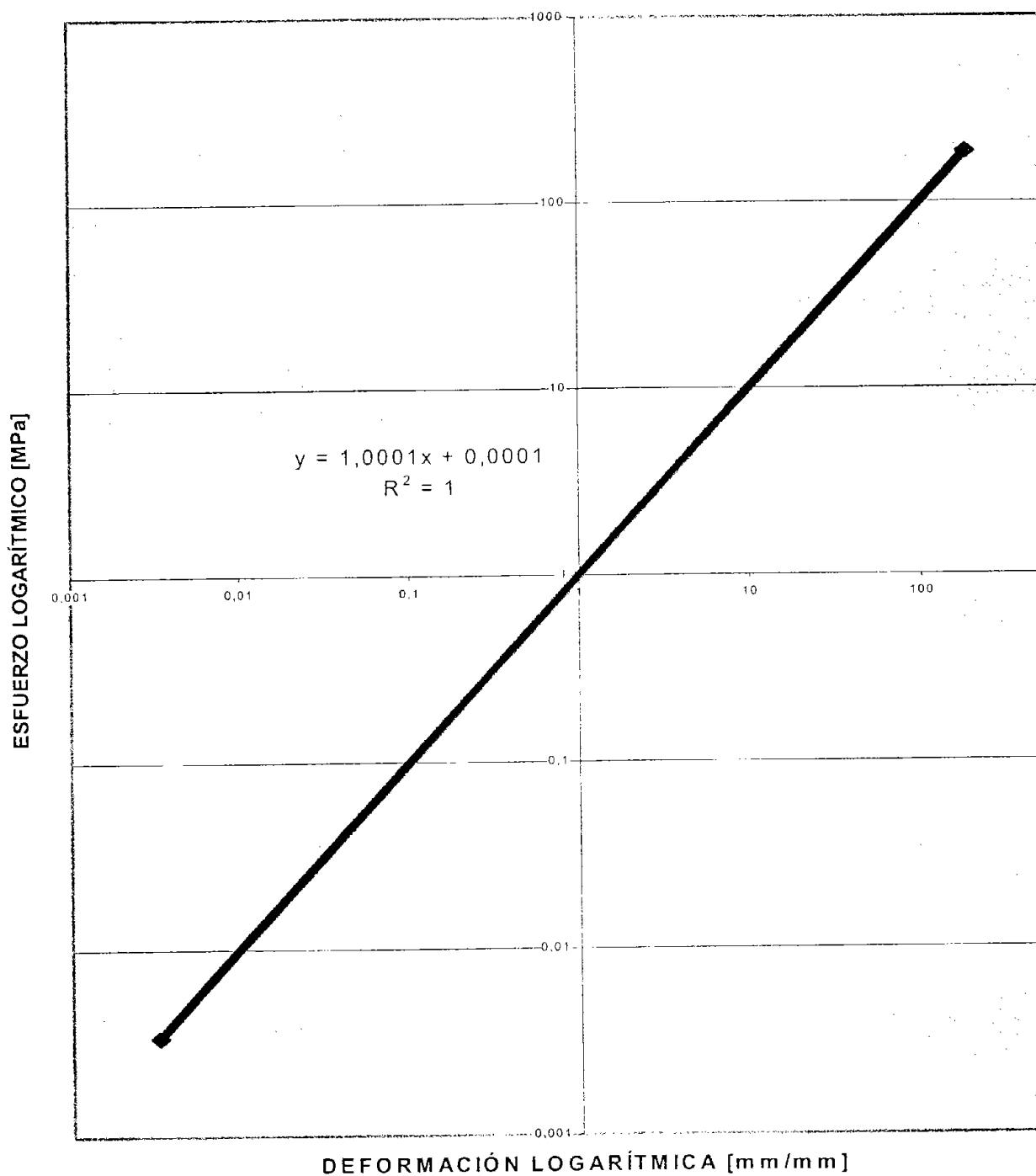
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN VERDADERA
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 10 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO

acero P5

Fig. 46



MÓDULO DE YOUNG
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 10 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 47.



COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 10 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 48

A continuación se muestran los resultados de las gráficas anteriores:

Las gráficas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera son semejantes; asimismo, se puede apreciar que si se traza una línea recta paralela a dichas curvas desde el eje horizontal a partir de una deformación correspondiente a un valor de 0.002 (0.2 %), esta recta no corta a las curvas en algún punto cercano al esfuerzo máximo, lo que significa que el límite de cedencia coincide con la resistencia máxima y no se puede determinar el punto de fluencia de acuerdo a la norma del offset del 0.2 % = 0.002 mm/mm de deformación. Los resultados de esta prueba, se resumen en la siguiente tabla:

PARÁMETRO	SOLDADA A 350 °C
PUNTO DE RUPTURA	185.0798 Mpa.
LÍMITE DE CEDENCIA	185.7082 Mpa.
LÍMITE PROPORCIONALIDAD	179.6516 Mpa.
MÓDULO DE YOUNG	68715 Mpa.
COEFICIENTE ENDURECIMIENTO	1.0001

Resumen de resultados de la prueba de Tensión Cuasi-Estática, muestra soldada a 350 grados centígrados con 10 horas de permanencia en el horno

IV.4.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas

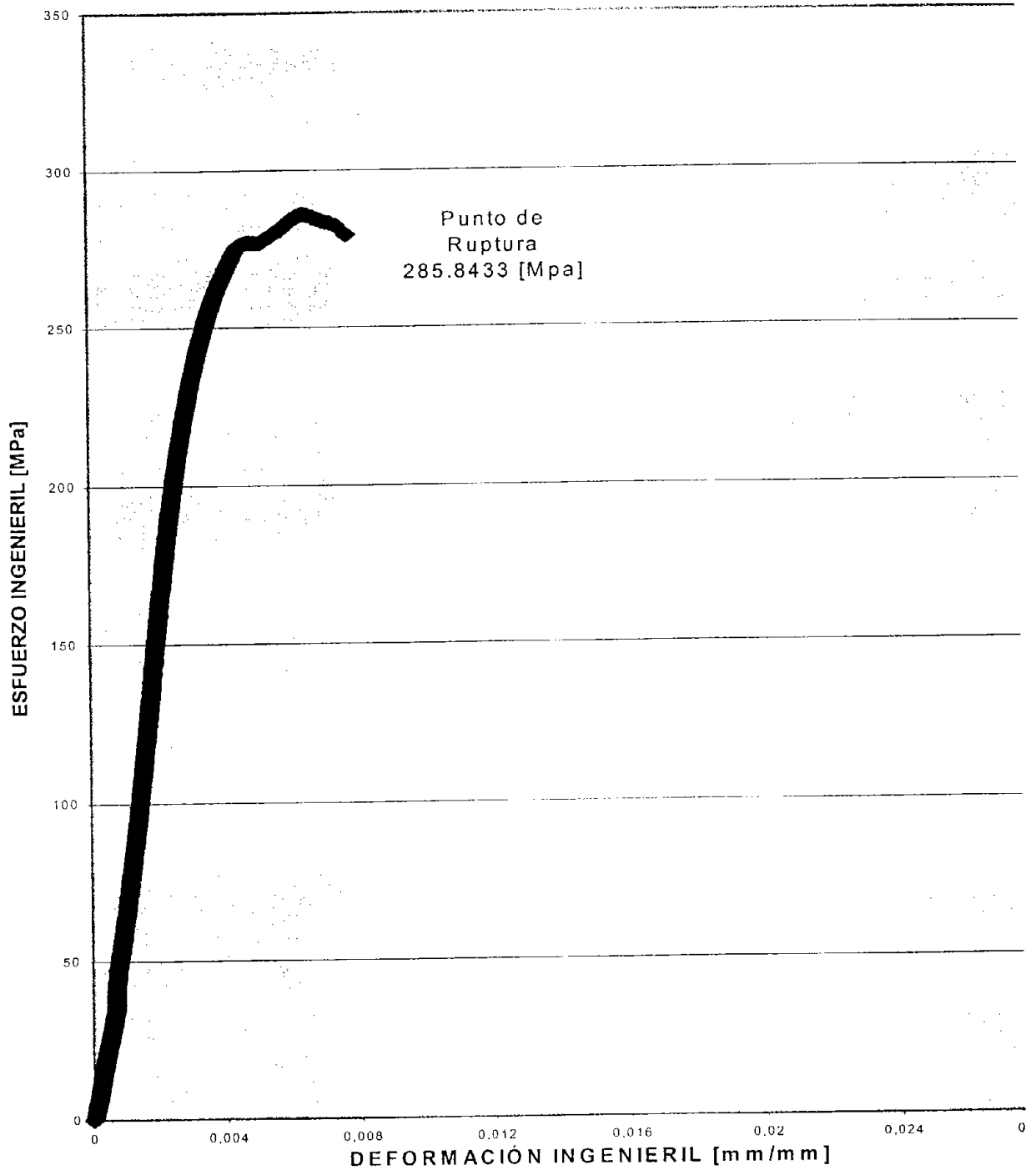
La probeta utilizada en la prueba de tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas, fue construida de acuerdo a las normas establecidas por la ASTM (American Standard for Testing Materials), sus dimensiones están dentro de estas normas. Los datos de la prueba se establecen en la siguiente tabla:

Parámetros de la máquina de prueba	
Velocidad de muestreo:	0.5 puntos/segundo
Velocidad de los cabezales:	0.15 mm/min
Dimensiones de la probeta:	
Ancho:	15.80 mm
Espesor:	4.79 mm
Longitud:	127.1 mm

Datos para la prueba de Tensión Cuasi-Estática de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por 24 horas

Una vez realizado el ensayo, la máquina proporcionó, dos columnas de datos, la primera se refiere al desplazamiento detectado por el extensómetro medido en pulgadas y la segunda se refiere a las cargas correspondientes a cada desplazamiento medida en libras.

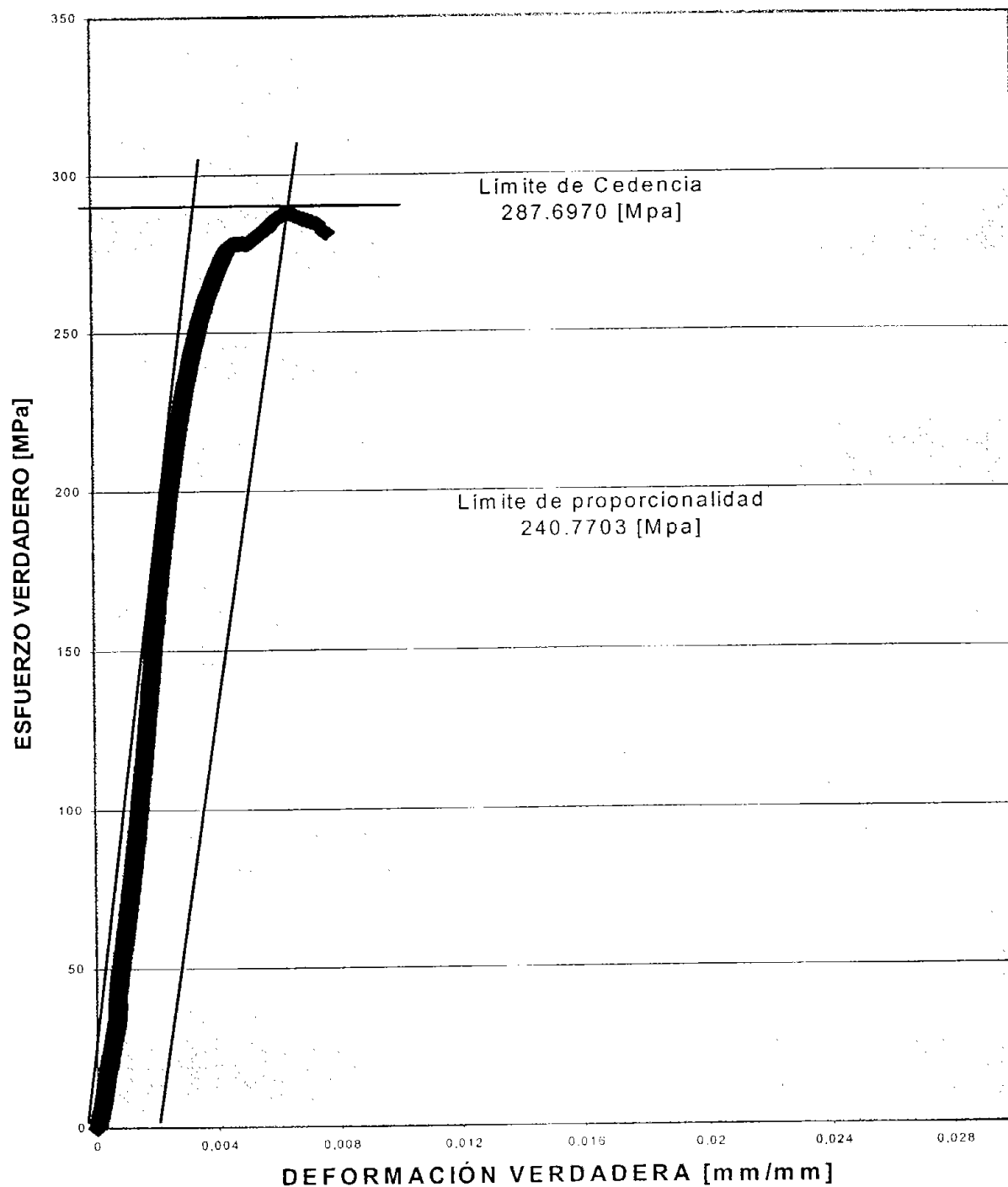
Con los datos obtenidos, se llevaron a cabo los cálculos correspondientes con las fórmulas establecidas en el tema III.4 de la descripción de la metodología, preparación de muestras para esta prueba, indicando los puntos característicos en las siguientes gráficas:



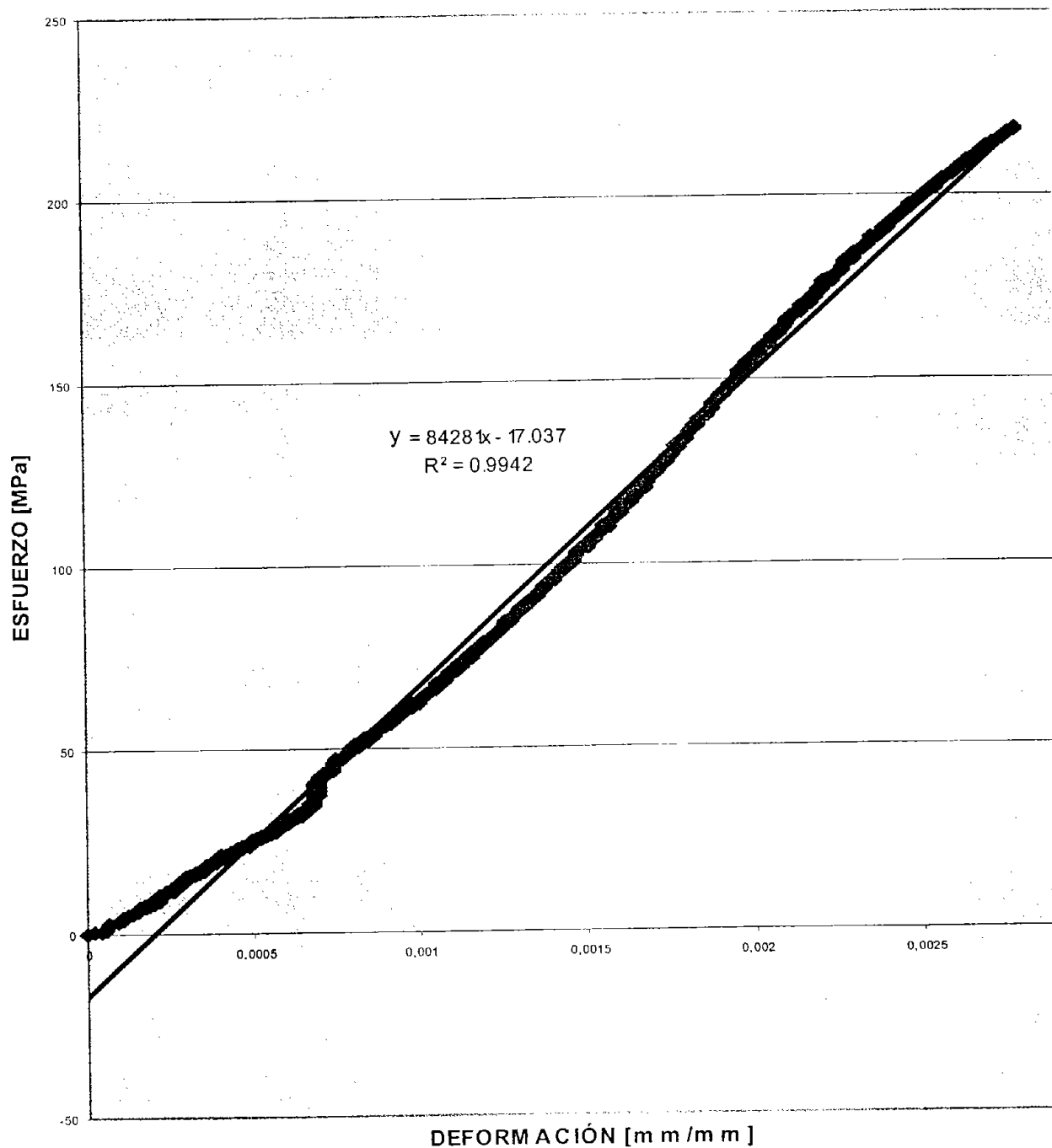
CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN INGENIERIL
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 24 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO

acero P5

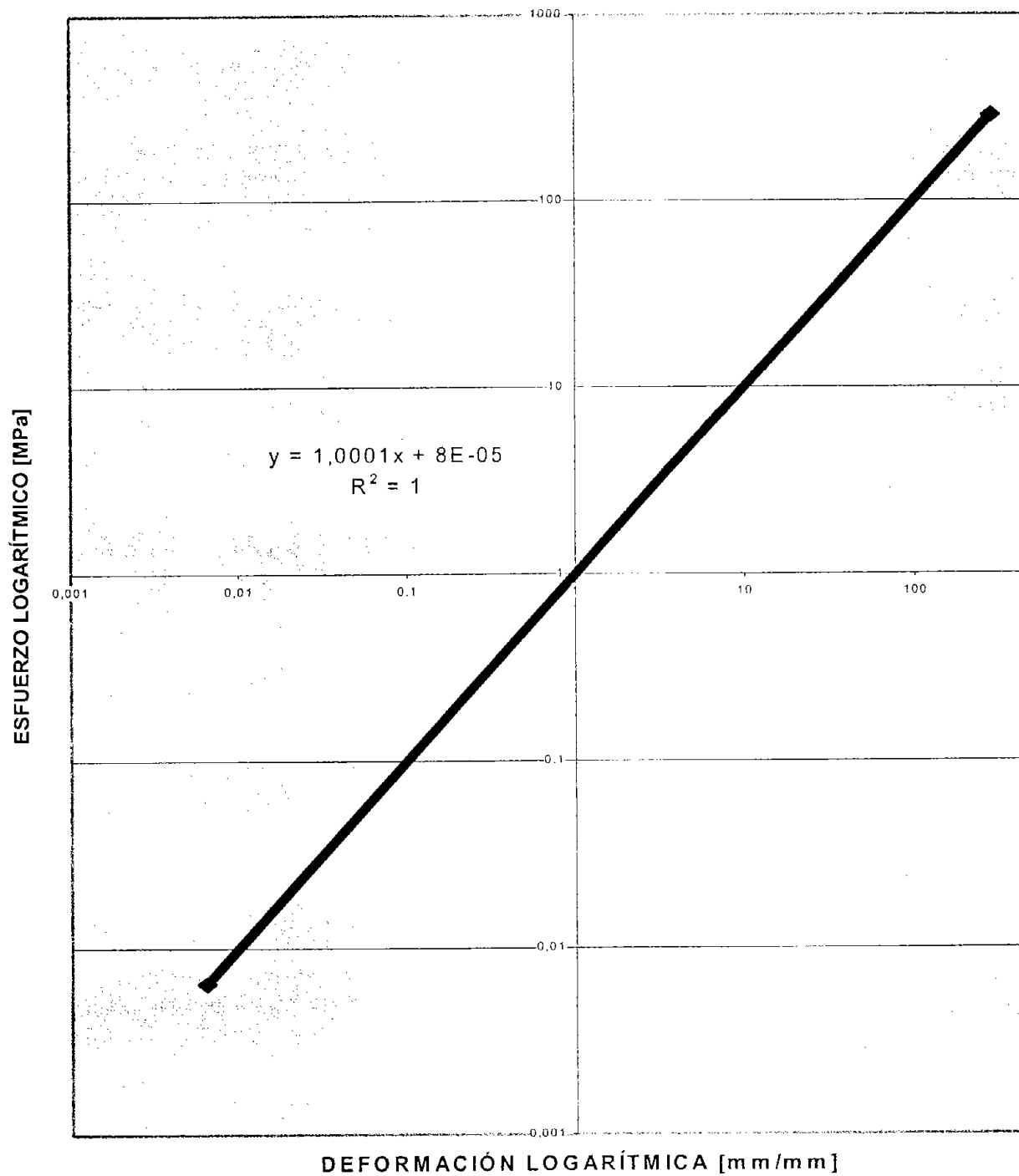
Fig. 49.



CURVA ESFUERZO DEFORMACIÓN VERDADERA
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 24 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 50.



MÓDULO DE YOUNG
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 24 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO
acero P5
Fig. 51.



COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO
MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS
CON 24 HORAS DE PERMANENCIA EN EL HORNO

acero P5

Fig. 52.

A continuación se muestran los resultados de las gráficas anteriores:

Las gráficas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera son semejantes; asimismo, se puede apreciar que si se traza una línea recta paralela a dichas curvas desde el eje horizontal a partir de una deformación correspondiente a un valor de 0.002 (0.2 %), esta recta corta a las curva en un punto cercano al esfuerzo máximo, lo que significa que el límite de cedencia es aproximado con la resistencia máxima. Los resultados de esta prueba, se resumen en la siguiente tabla:

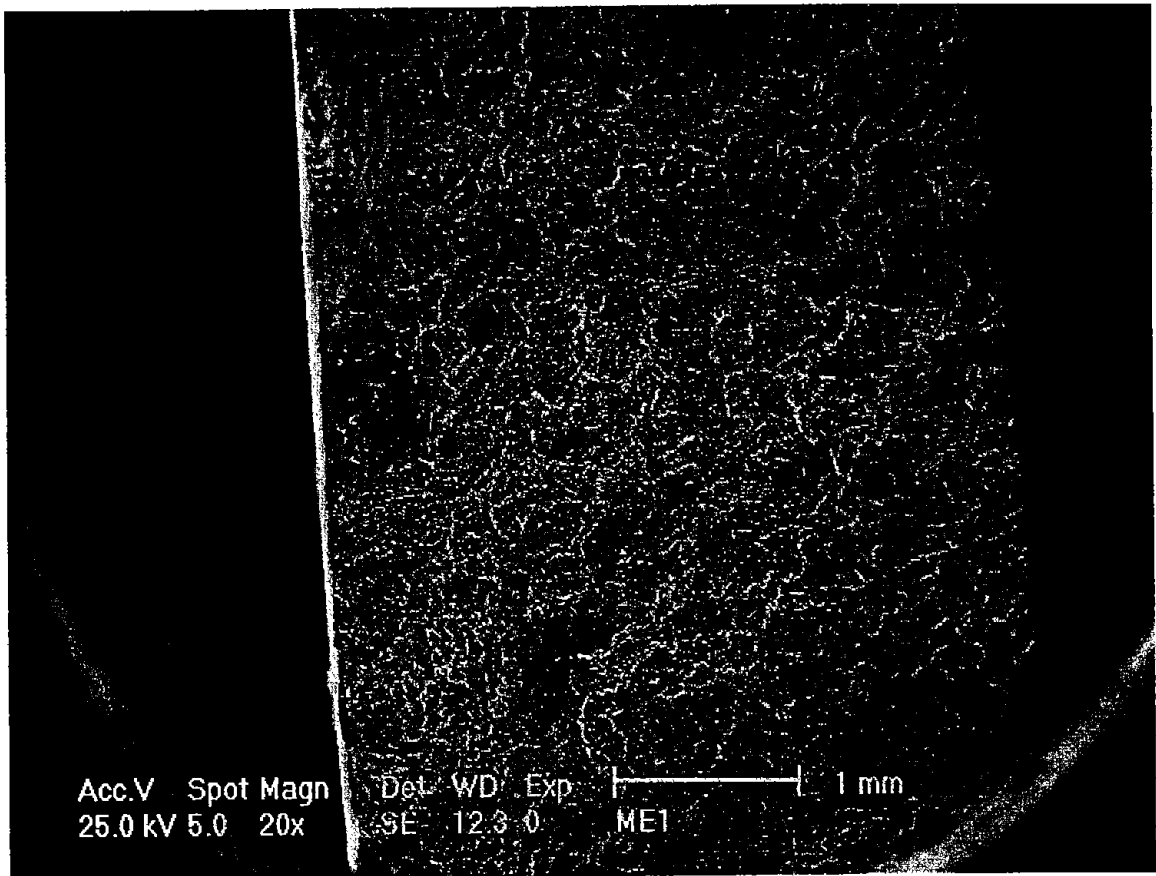
PARÁMETRO	SOLDADA A 350 °C
PUNTO DE RUPTURA	285.8433 Mpa.
LÍMITE DE CEDENCIA	287.6970 Mpa.
LÍMITE DE PROPORCIONALIDAD	240.7703 Mpa.
MÓDULO DE YOUNG	84281 Mpa.
COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO	1.0001

IV.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

IV.5.1 1ª Condición muestra soldada a la temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo

El análisis de fractura de la condición soldada a la temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo se llevó a cabo en la zona afectada por el calor. Las fotografías se tomaron en diferentes zonas de la superficie fracturada, considerando las que mostraban los distintos tipos de fractura para la investigación.

Las fotografías de la muestra soldada a temperatura ambiente se presentan en las siguientes páginas.

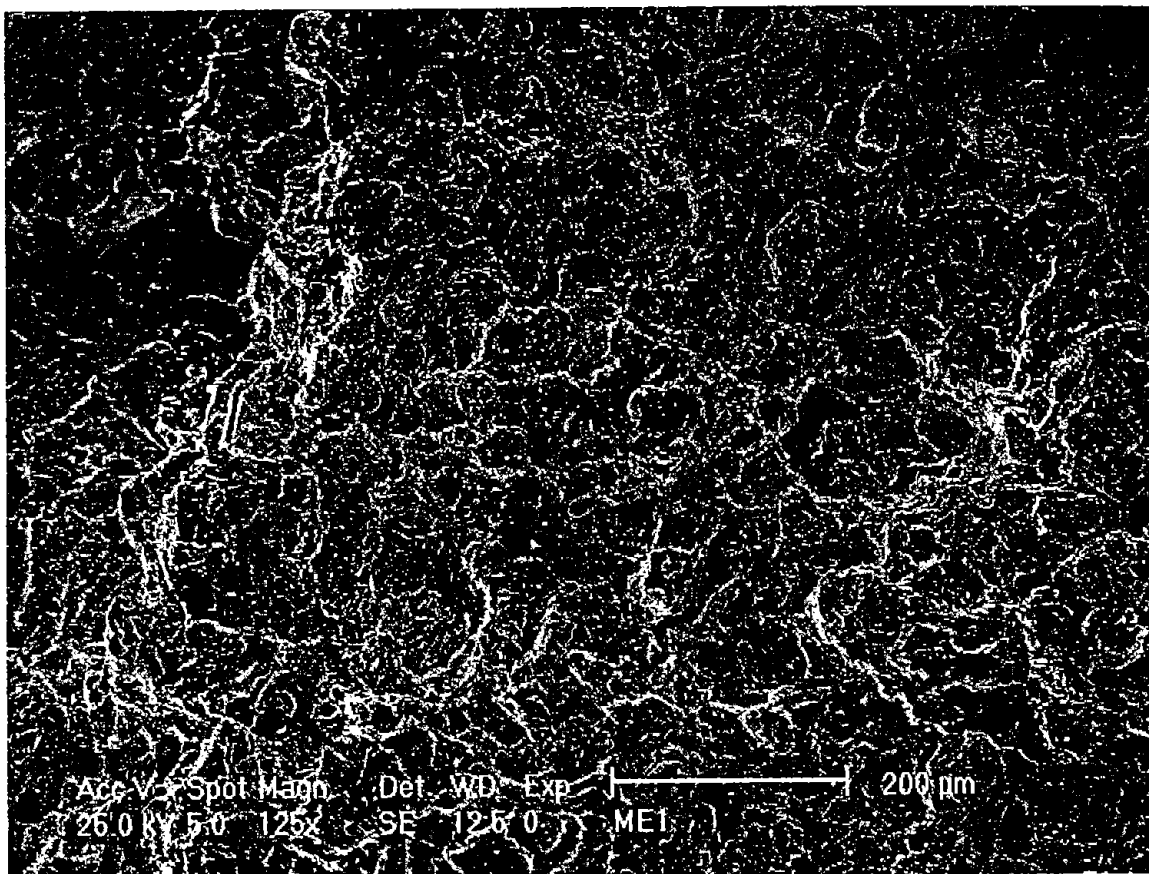


Fotografía No. 22.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Debido a la fractura de la probeta, se puede observar en esta fotografía tomada a 20 X la superficie del material con huecos.

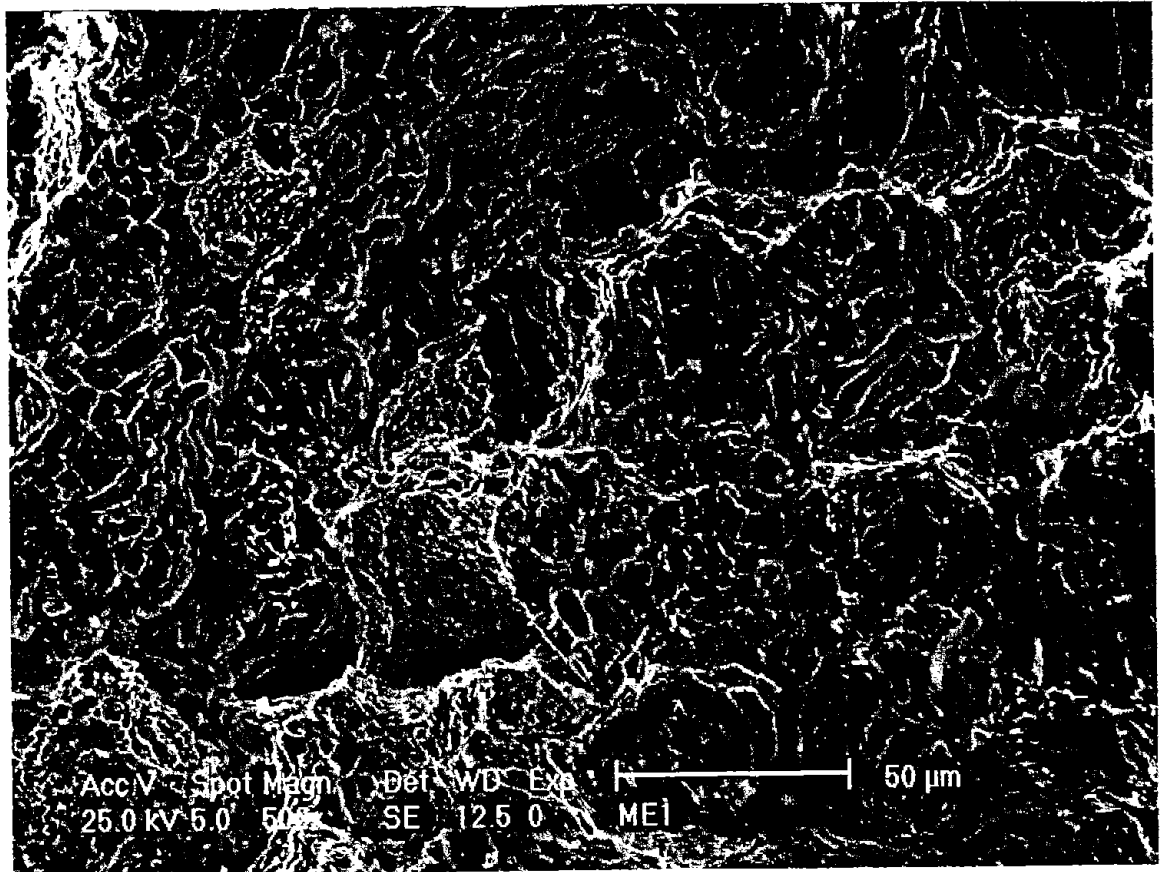


Fotografía 23.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Vista panorámica, se observan bordes de grano en el plano de la fractura, así como se presenta una fractura del tipo de "Dimples" y micro huecos y algunas grietas en distintos lugares de la región. Tomada a 125 X

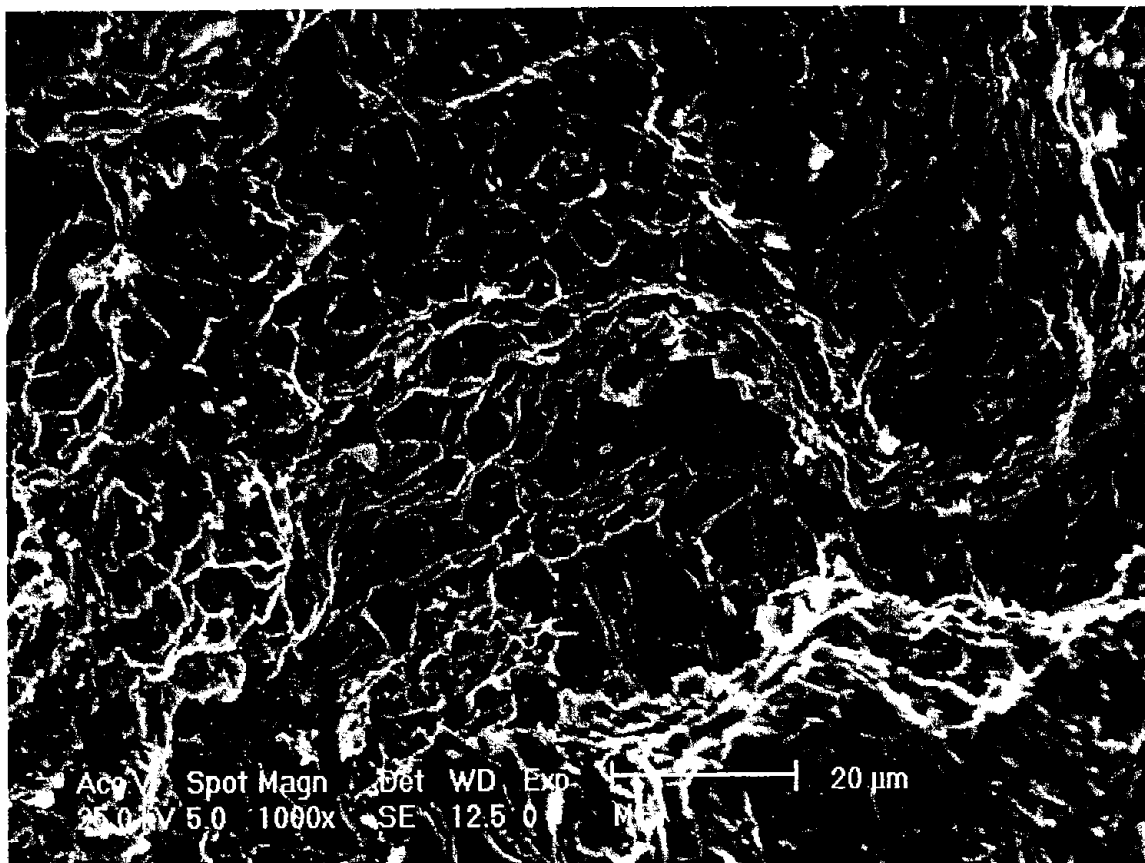


Fotografía No. 24.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

En esta fotografía se tiene la presencia de microhuecos superficiales y profundos, fisuras, algunas grietas así como carburos. Tomada a 500 X



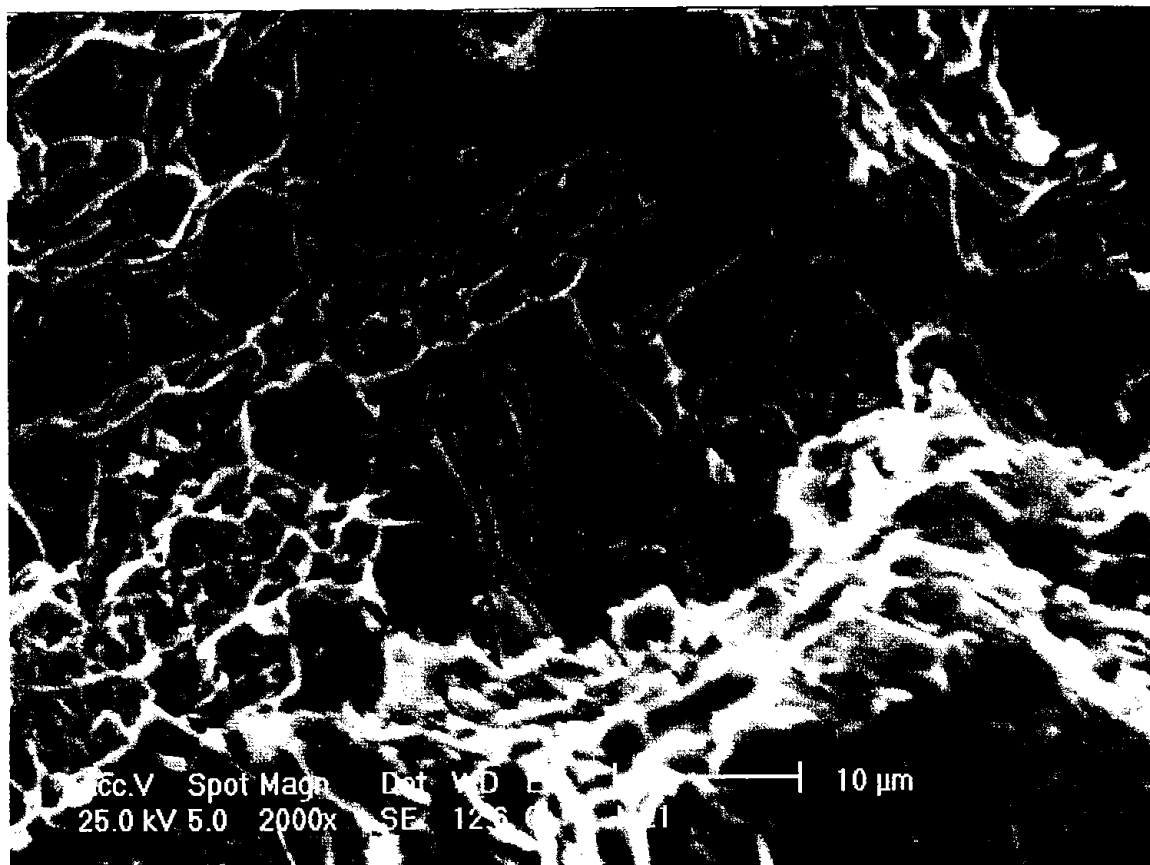
Fotografía No. 25.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Se pueden observar microhuecos de distintos tamaños, profundos, superficiales y presencia de algunos alargados, también se observan fracturas en bordes de grano del tipo decohesivo y la presencia de algunos carburos.

Tomada a 1000 X

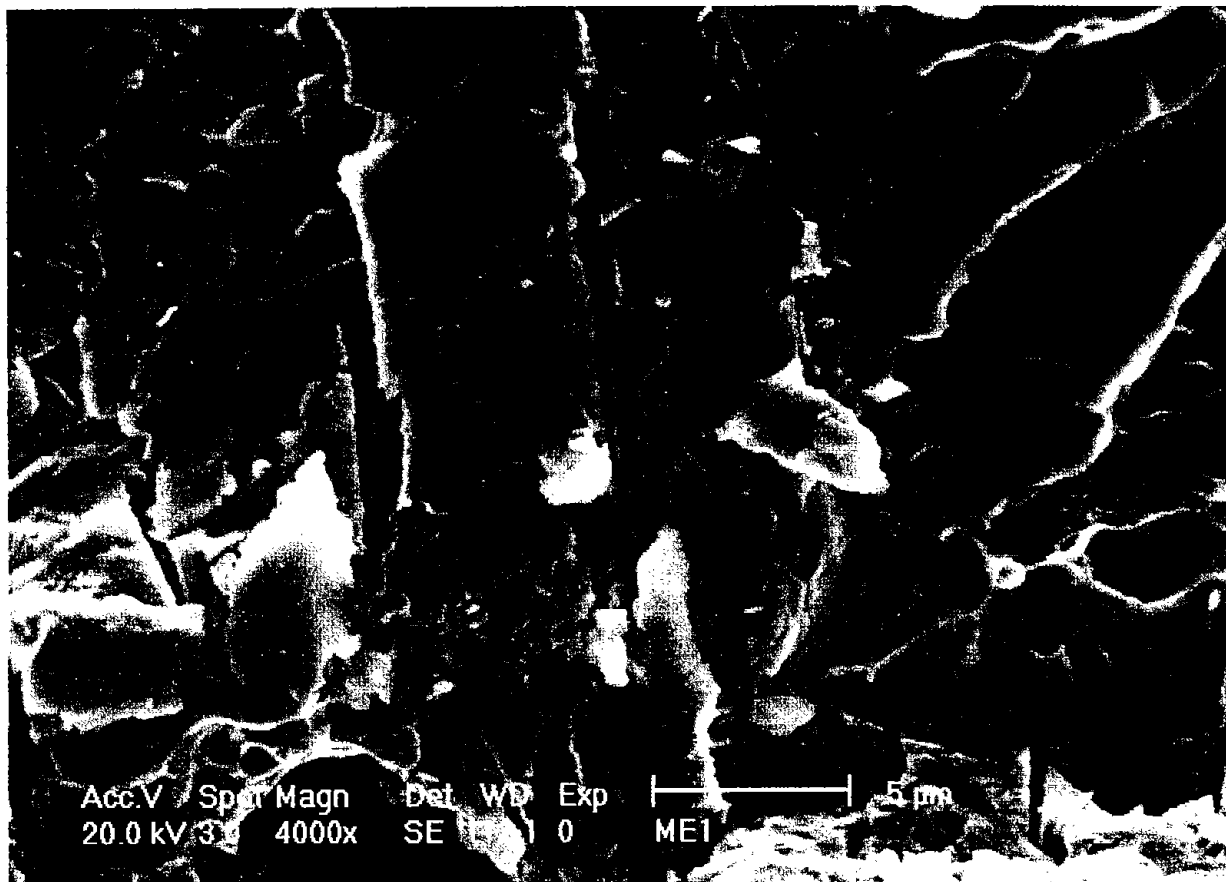


Fotografía No. 26.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

Se pueden observar fracturas en bordes de grano del tipo decohesivo, microhuecos de grandes dimensiones y escasos carburos. Tomada a 2000 X



Fotografía No. 27.

MUESTRA SOLDADA A TEMPERATURA AMBIENTE

acero P5

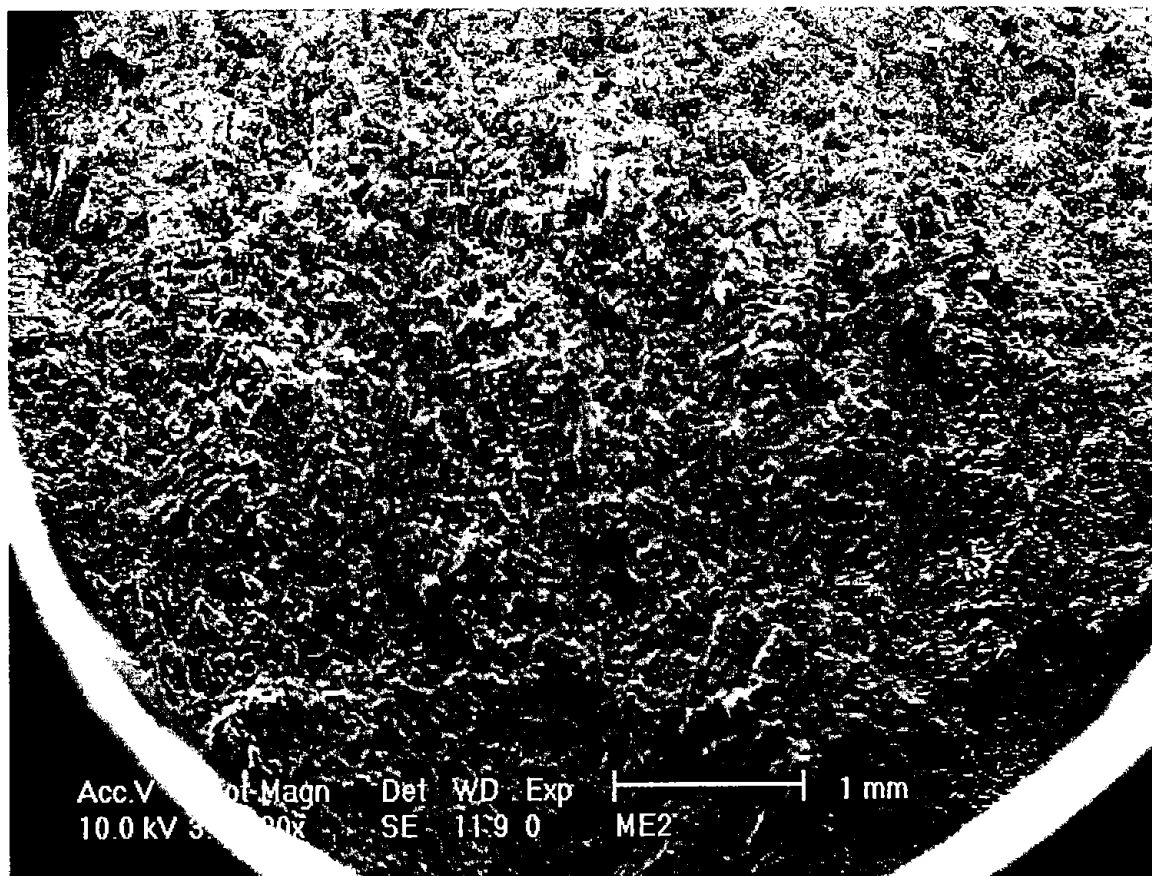
En esta fotografía se pueden observar grietas que representan los inicios de fisuras entre los límites de grano, cristales que se han deformado debido a la fractura y el fenómeno de fractura decohesiva en la parte inferior derecha.

Tomada a 4000 X

IV.5.2 2ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora

El análisis de fractura de la Condición soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora, se llevó a cabo en la zona afectada por el calor. Las fotografías se tomaron en diferentes zonas de la superficie fracturada, considerando las que mostraban los distintos tipos de fractura para la investigación.

Las fotografías de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por una hora se presentan en las siguientes páginas.

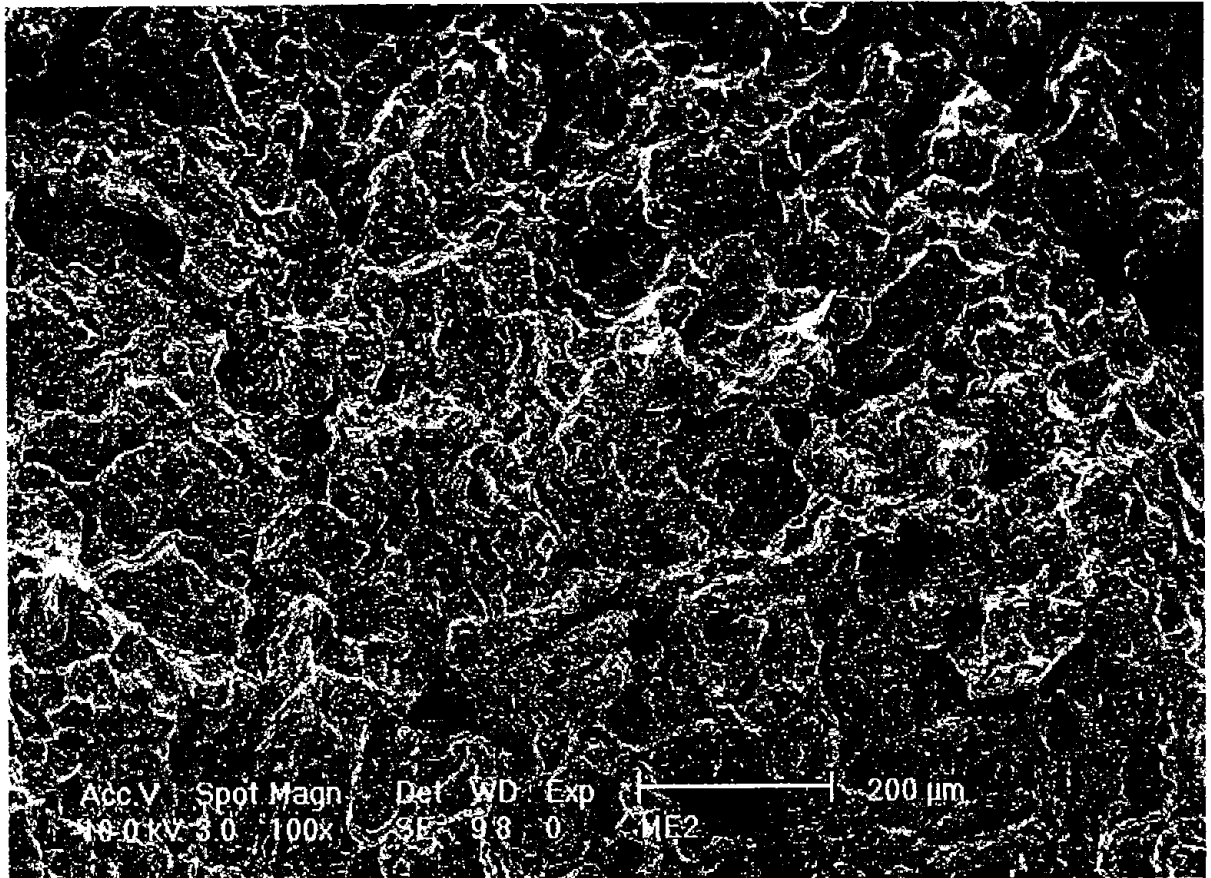


Fotografía 28.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

En esta fotografía panorámica, se pueden observar fisuras y huecos. Tomada a 20 X

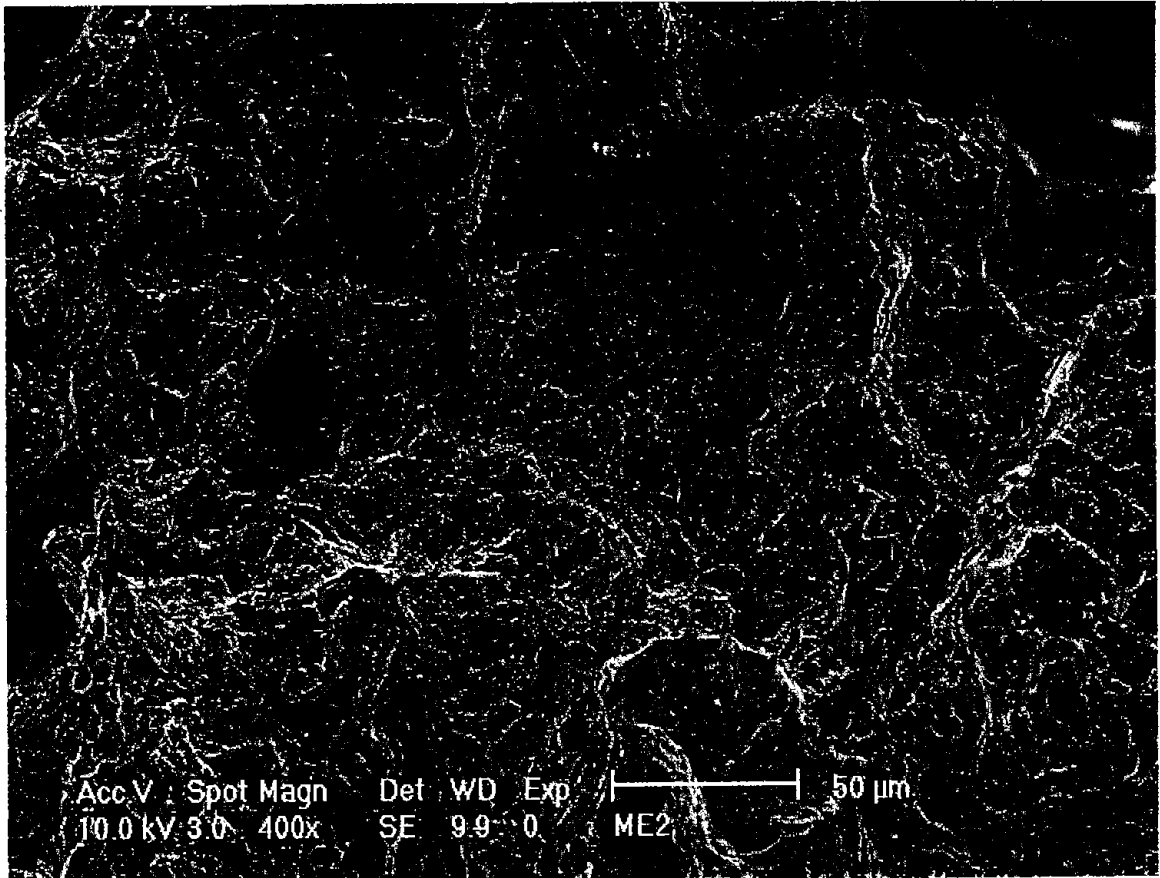


Fotografía 29.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

Se observa el efecto copa cono, con la presencia de micro huecos y Dimples de distintos tamaños, fracturas en borde de grano del tipo decohesivas y algunas ranuras. Tomada a 100 X

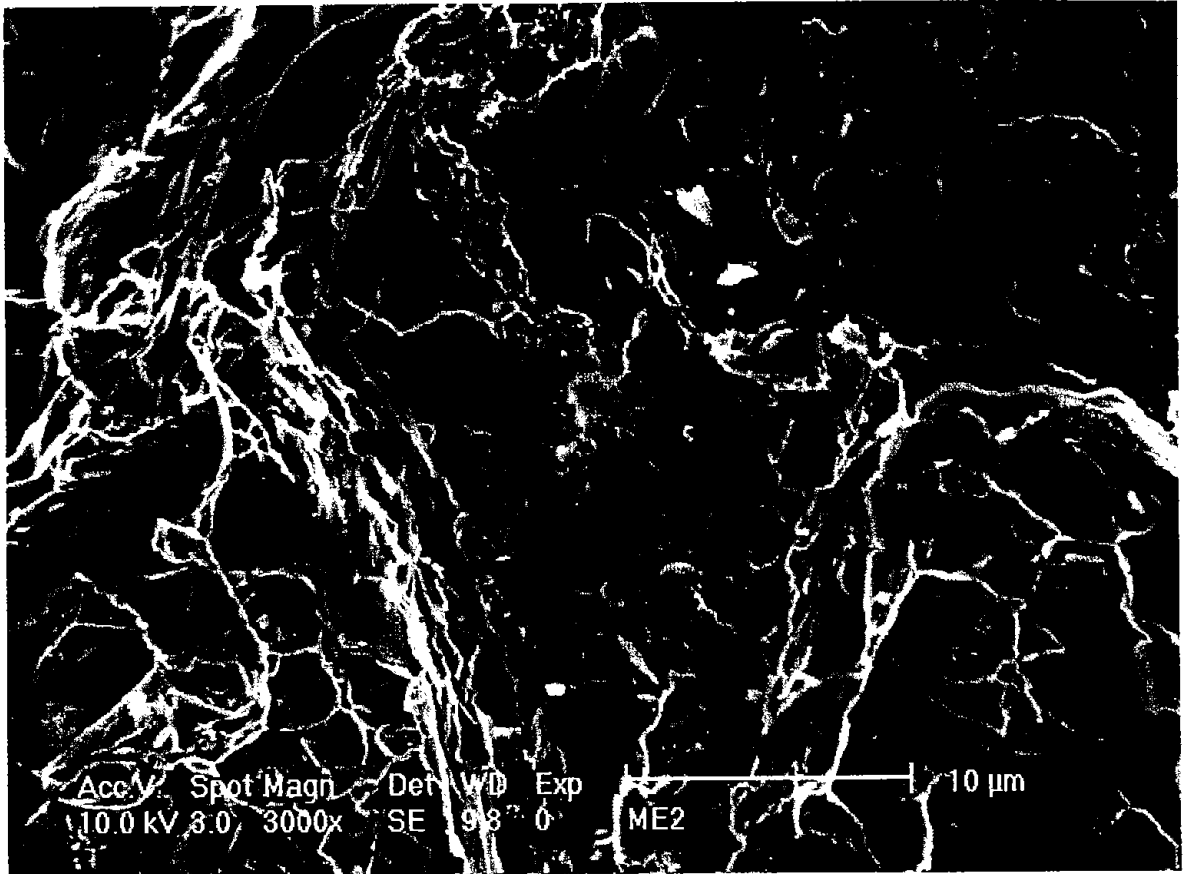


Fotografía 30.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

También se observa en esta foto el efecto copa cono, con la presencia de Dimples, algunas fisuras y una gran fractura en borde de grano del tipo decohesiva. Tomada a 400 X

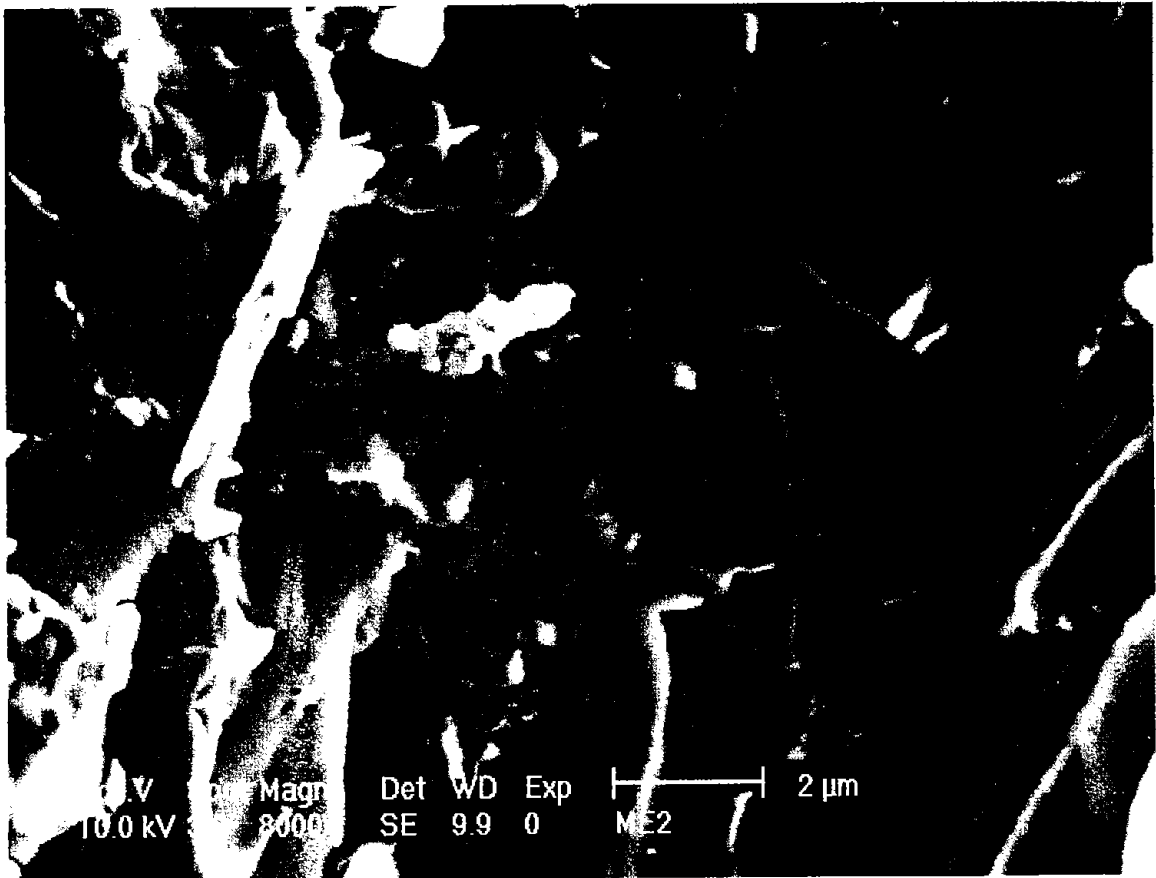


Fotografía 31.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

Se tienen algunos carburos, micro huecos y Dimples de distintos tamaños y varias fracturas en borde de grano del tipo decohesivas. Tomada a 3000 X

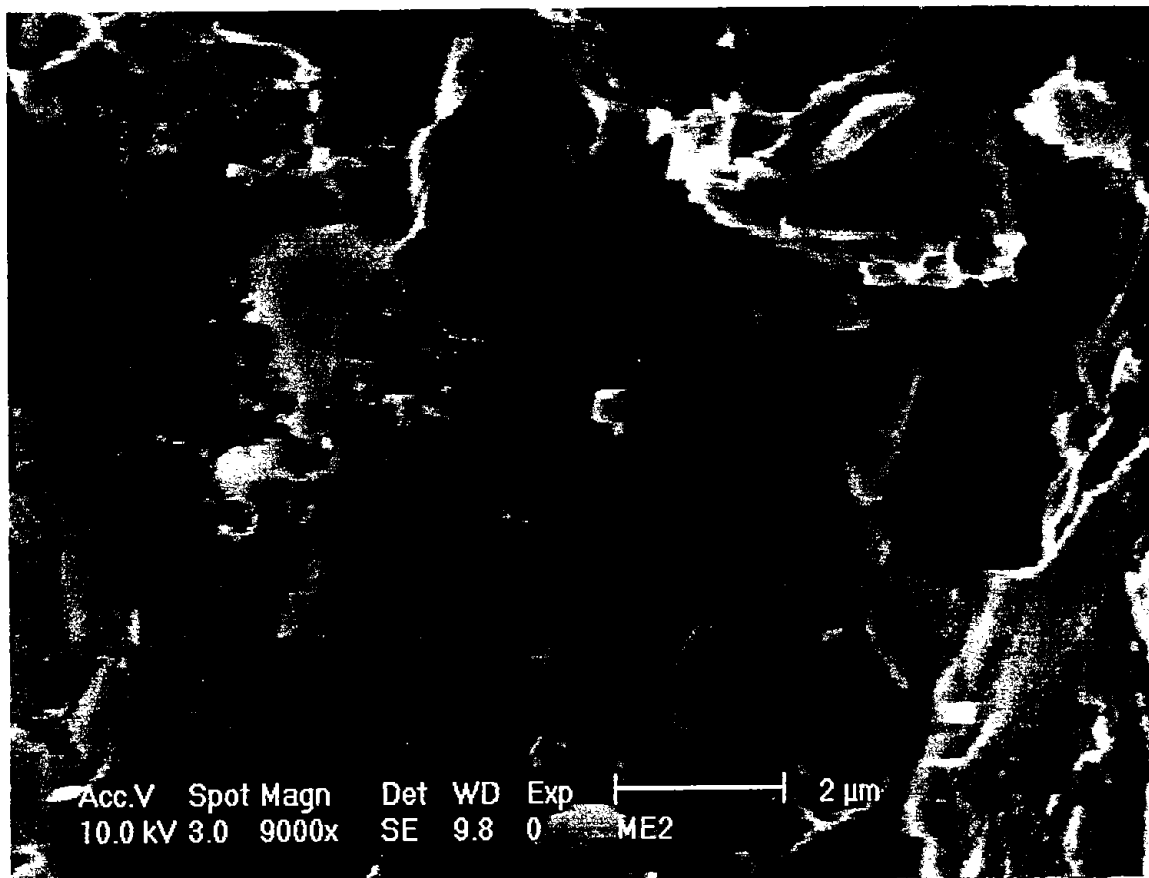


Fotografía 32.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

acero P5

Se tienen escasos microhuecos, algunas partículas de carburo y una fractura en borde de grano del tipo decohesiva. Tomada a 8000 X



Fotografía 33

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 1 HORA

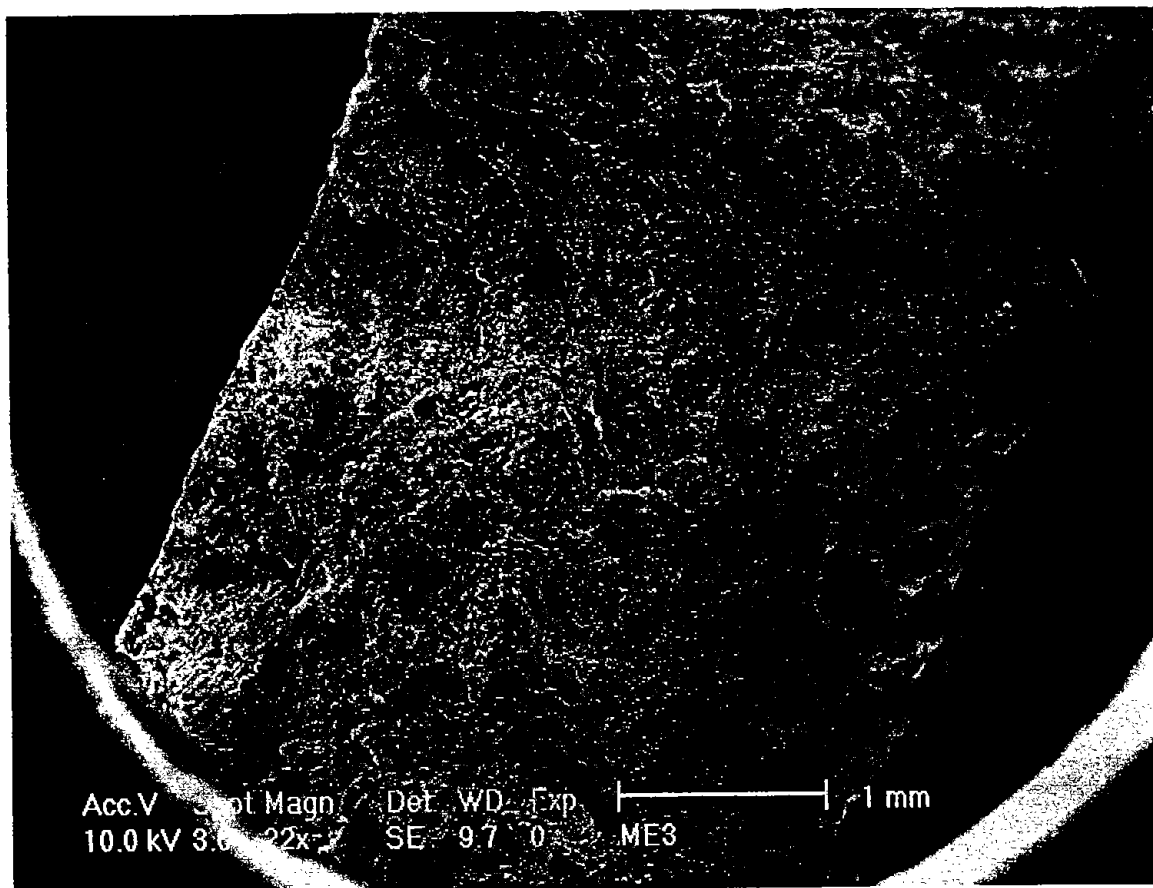
acero P5

En esta fotografía se tienen algunos huecos, fractura en borde de grano del tipo decohesiva, y escasos carburos. Tomada a 9000 X

IV.5.3 3ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas

El análisis de fractura de la Condición soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas, se llevó a cabo en la zona afectada por el calor. Las fotografías se tomaron en diferentes zonas de la superficie fracturada, considerando las que mostraban los distintos tipos de fractura para la investigación.

Las fotografías de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por cinco horas se presentan en las siguientes páginas.

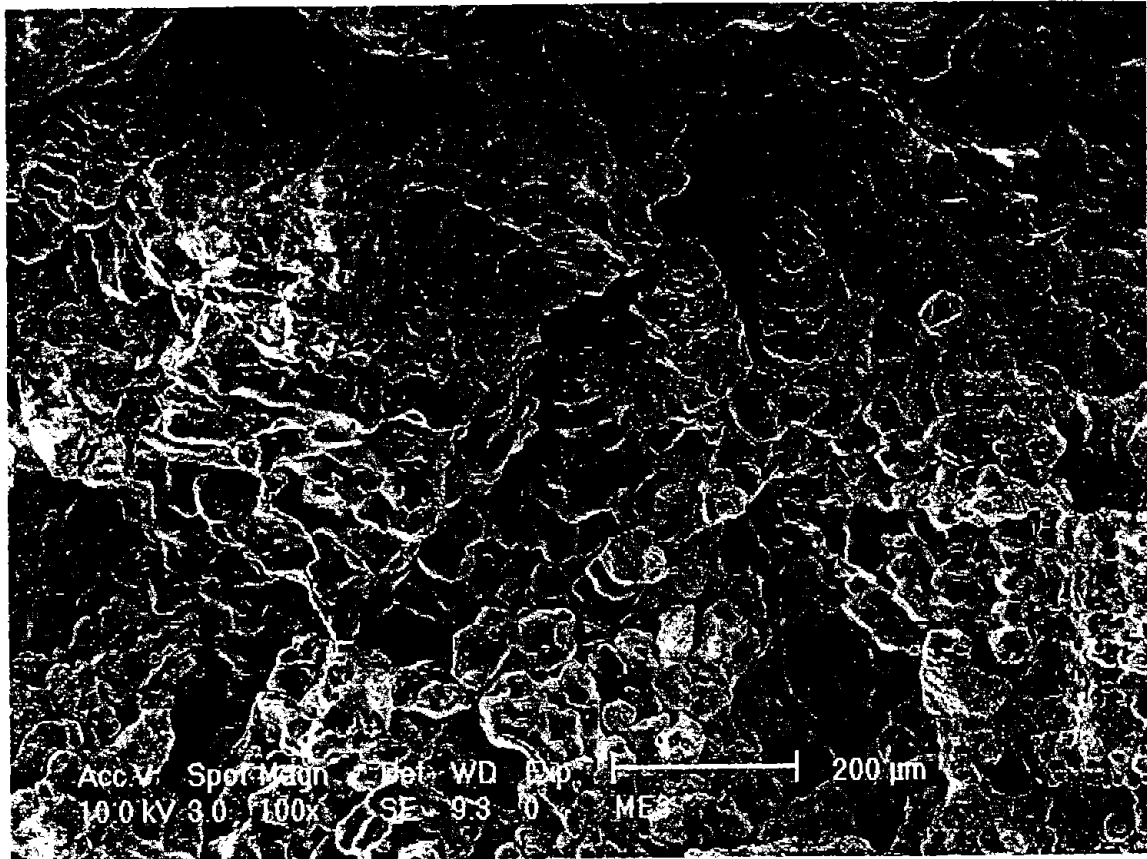


Fotografía 34.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

En esta fotografía panorámica, se pueden observar fisuras, el efecto copa cono y huecos. Tomada a 22 X

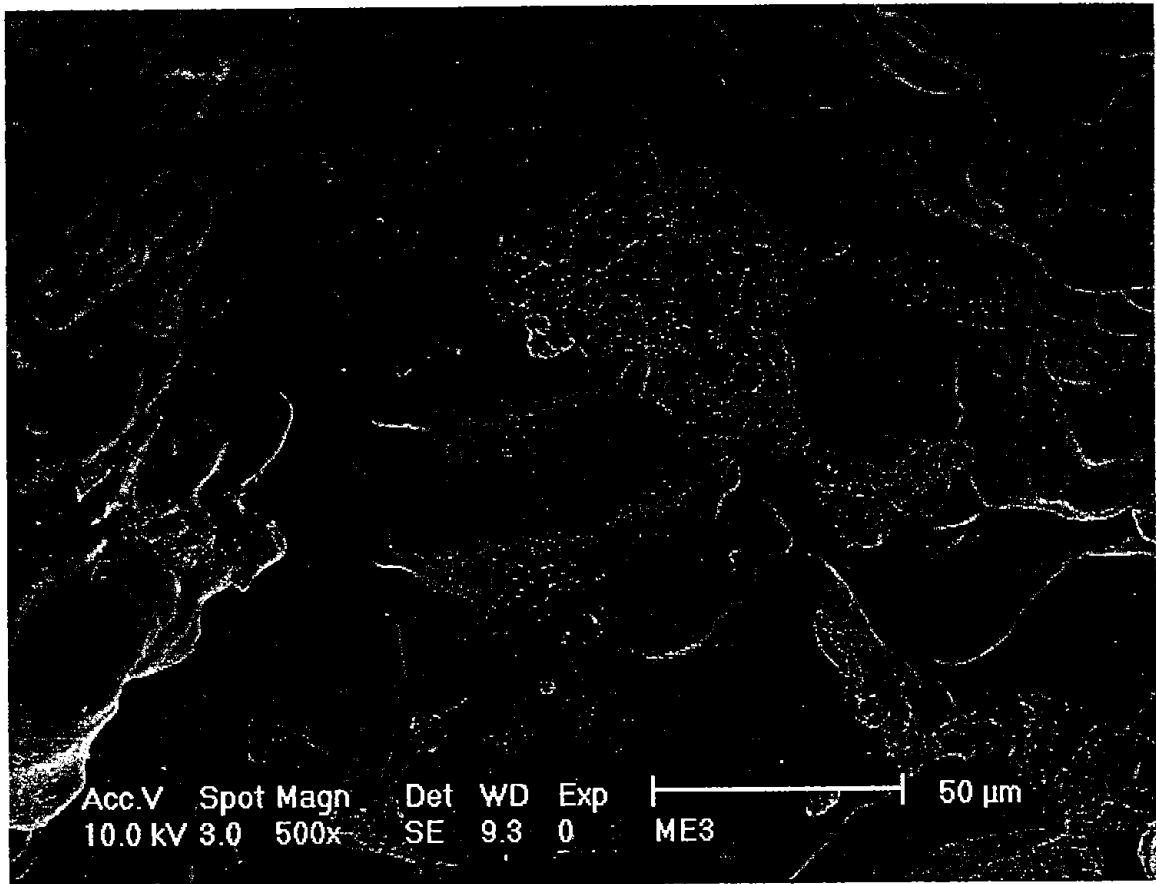


Fotografía 35.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Vista de fracturas en borde de grano del tipo decohesivas, gran cantidad de bordes de grano en diferentes planos y también Dimples. Tomada a 100 X

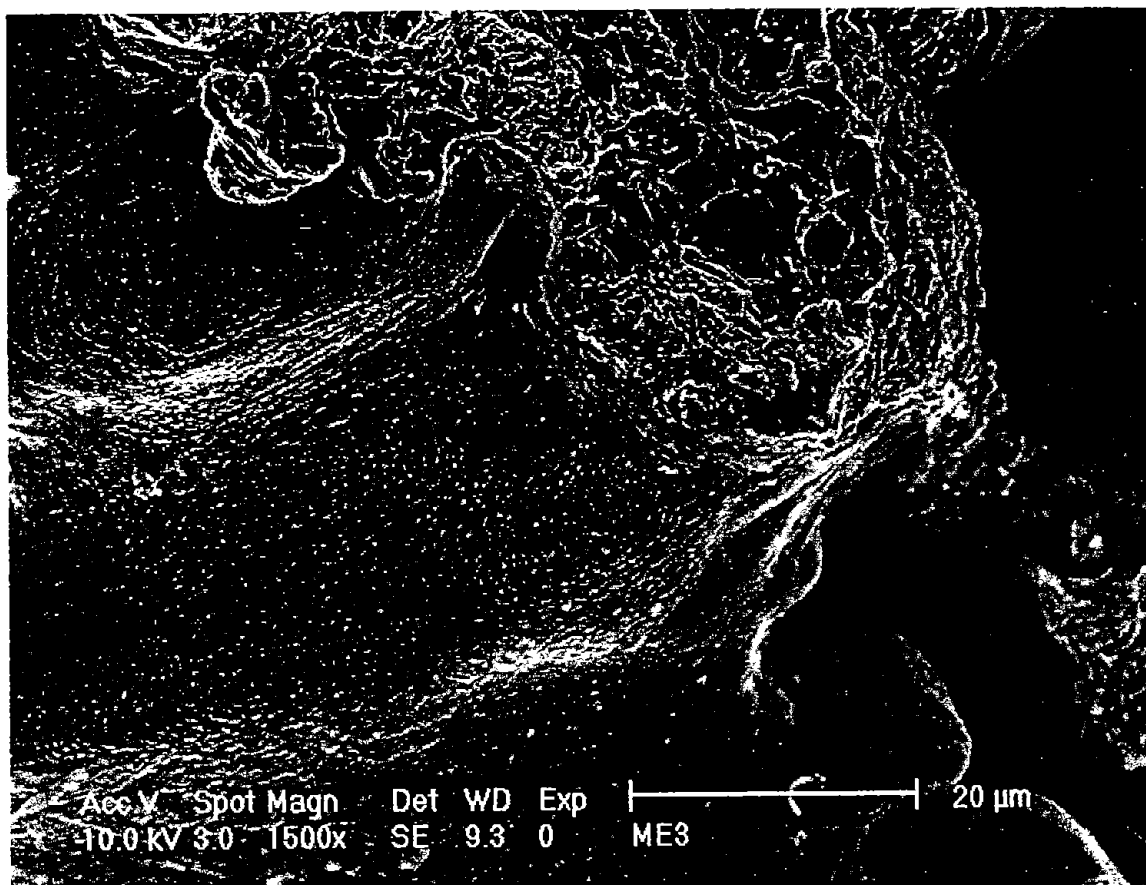


Fotografía 36.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Presencia de algunos carburos, micro huecos y fracturas del tipo decohesivas. Tomada a 500 X

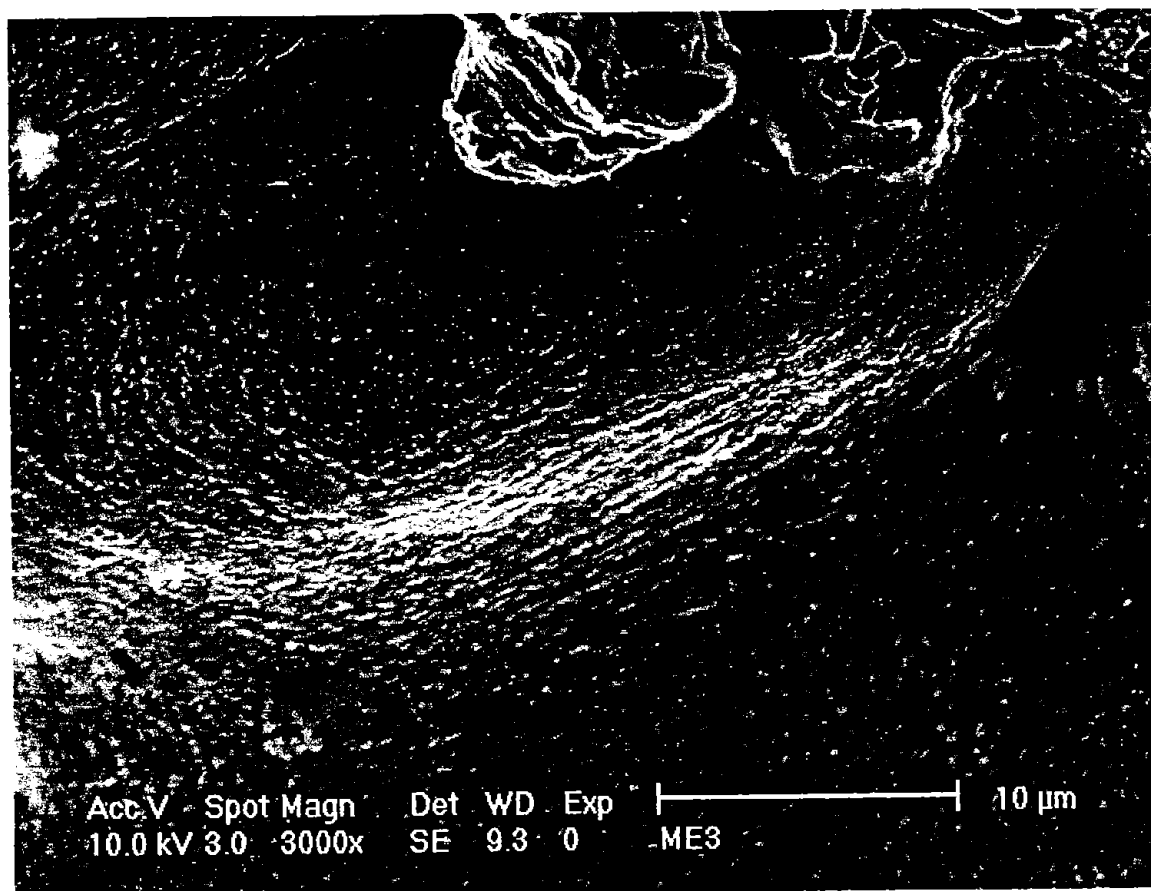


Fotografía 37.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

En esta fotografía se observan carburos, algunos micro huecos y fractura en borde grano del tipo decohesiva. Tomada a 1500 X

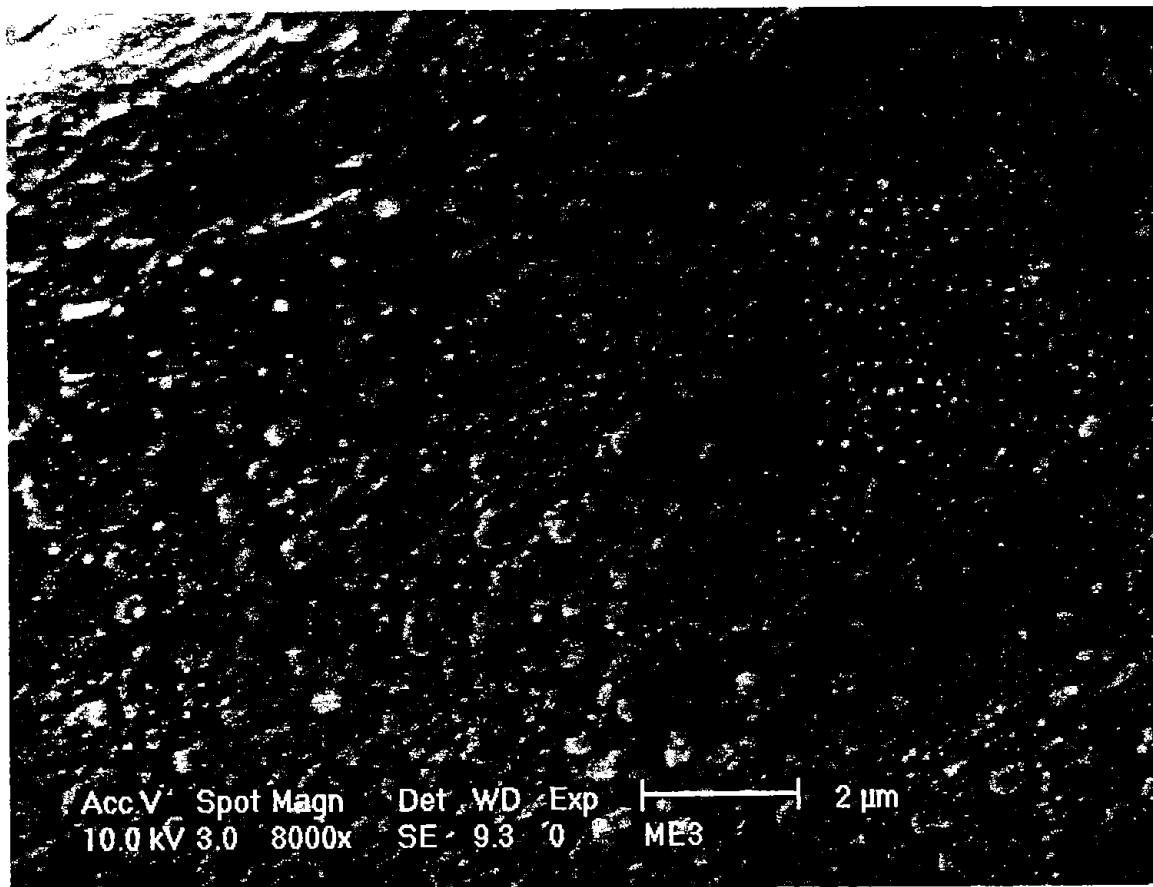


Fotografía 38.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Se observan claramente una gran cantidad de carburos, algunas fisuras y escasos Dimples en la parte superior derecha. Tomada a 3000 X

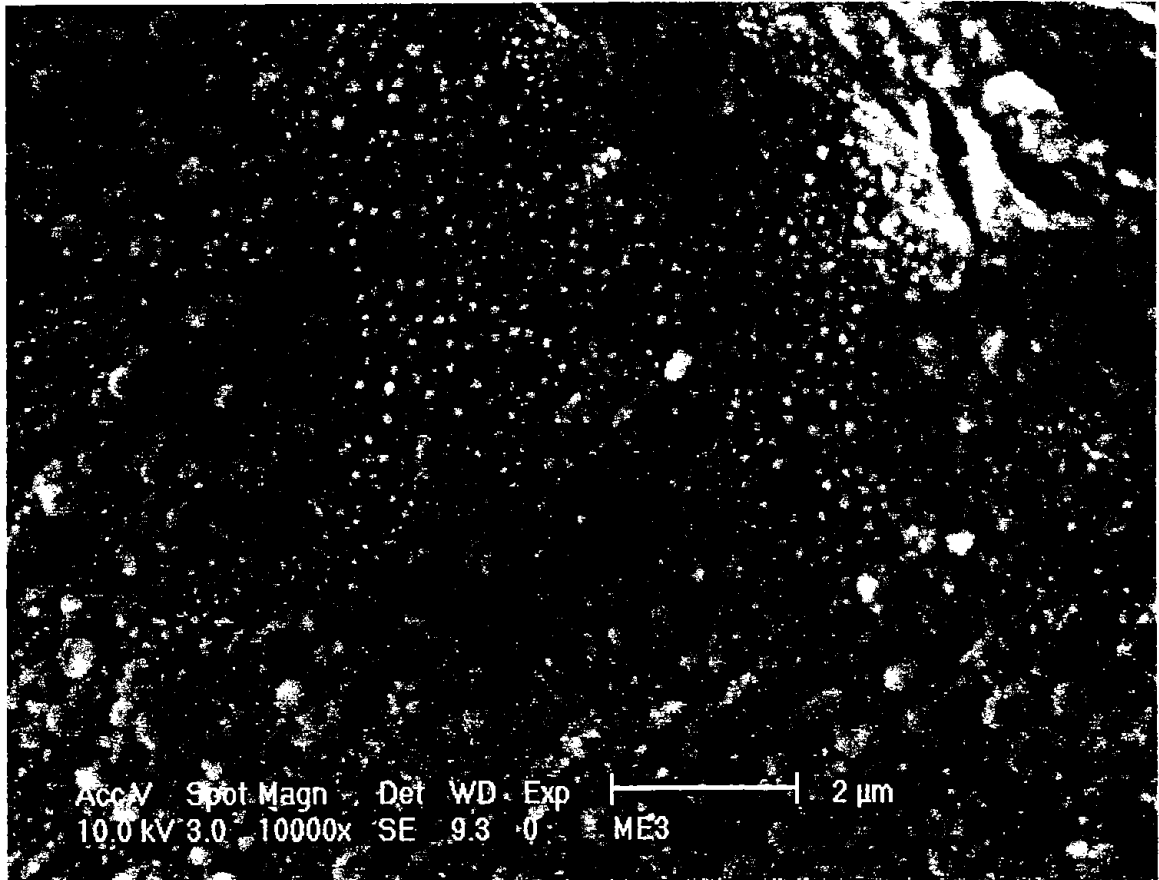


Fotografía 39.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

Presencia de fisuras y una gran cantidad de carburos. Tomada a 8000 X



Fotografía 40.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 5 HORAS

acero P5

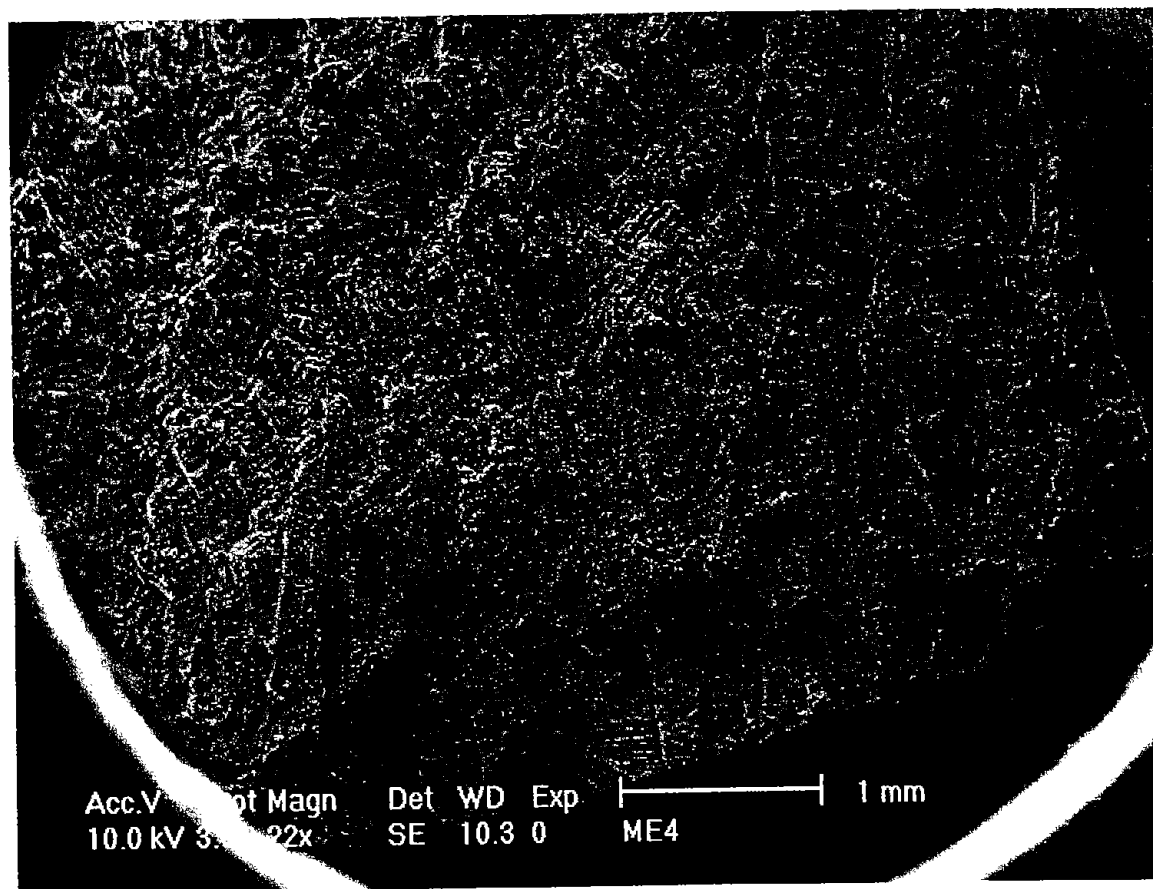
Al igual que en la foto anterior, existe la presencia de un gran número de carburos y de fisuras. Tomada a 10000 X

IV.5.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

IV.5.4 4ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas

El análisis de fractura de la Condición soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas, se llevó a cabo en la zona afectada por el calor. Las fotografías se tomaron en diferentes zonas de la superficie fracturada, considerando las que mostraban los distintos tipos de fractura para la investigación.

Las fotografías de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por diez horas se presentan en las siguientes páginas.

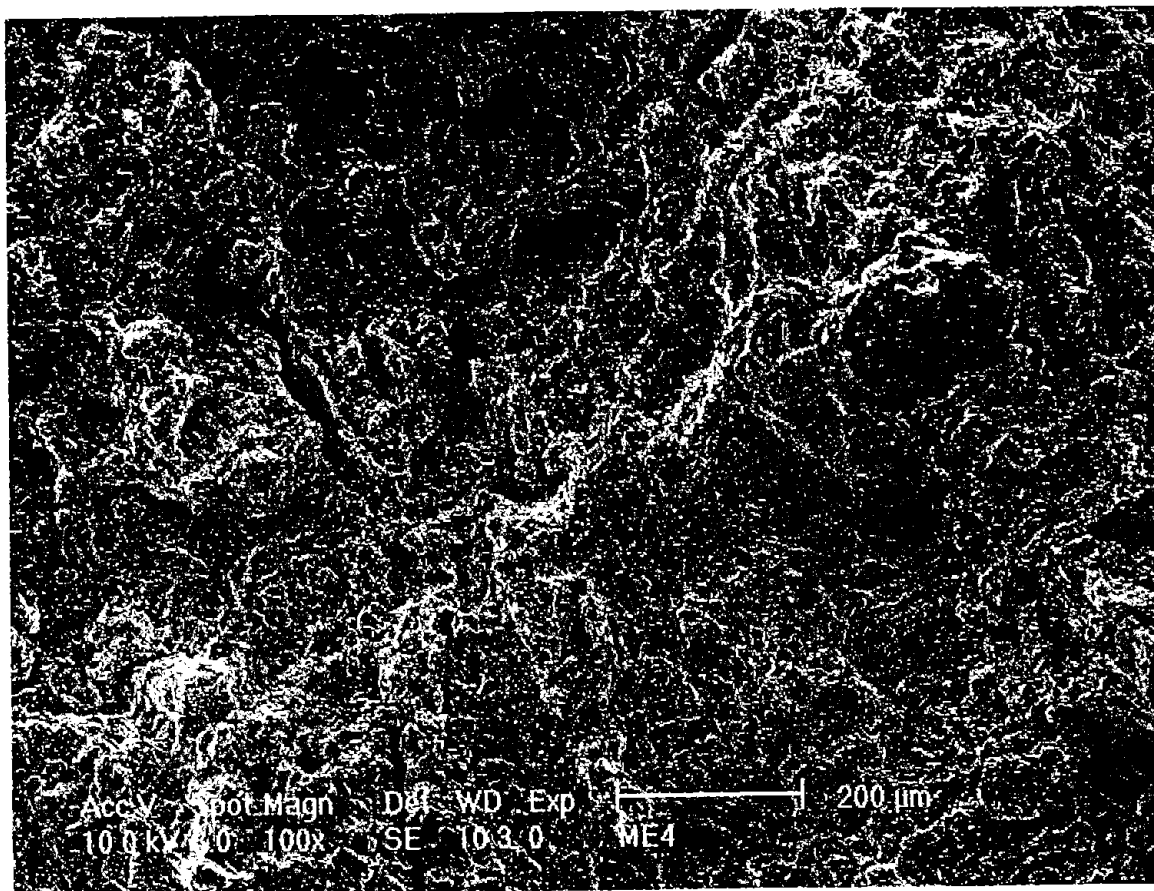


Fotografía 41.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Vista panorámica en donde se pueden observar fisuras y huecos. Tomada a 22 X

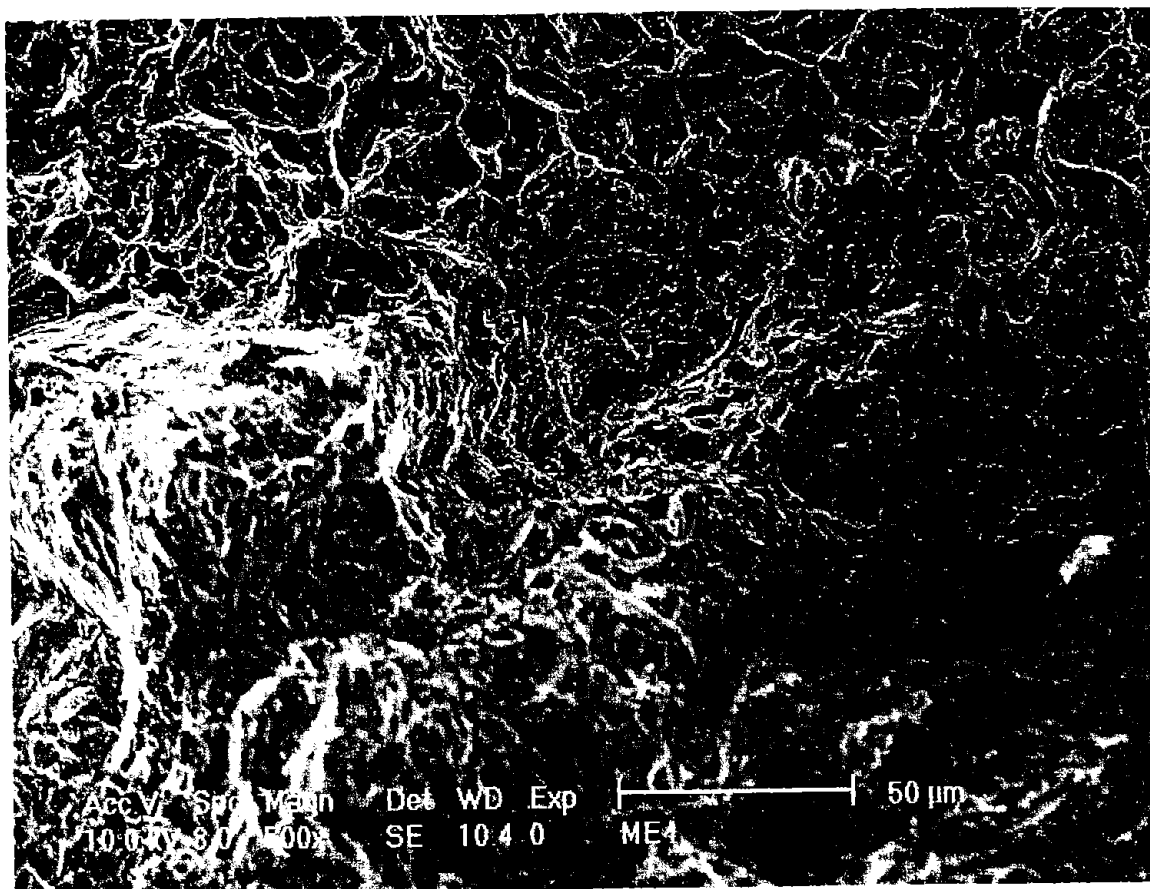


Fotografía 42.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Se observan varias fisuras, el efecto copa cono y dimples. Tomada a 100X

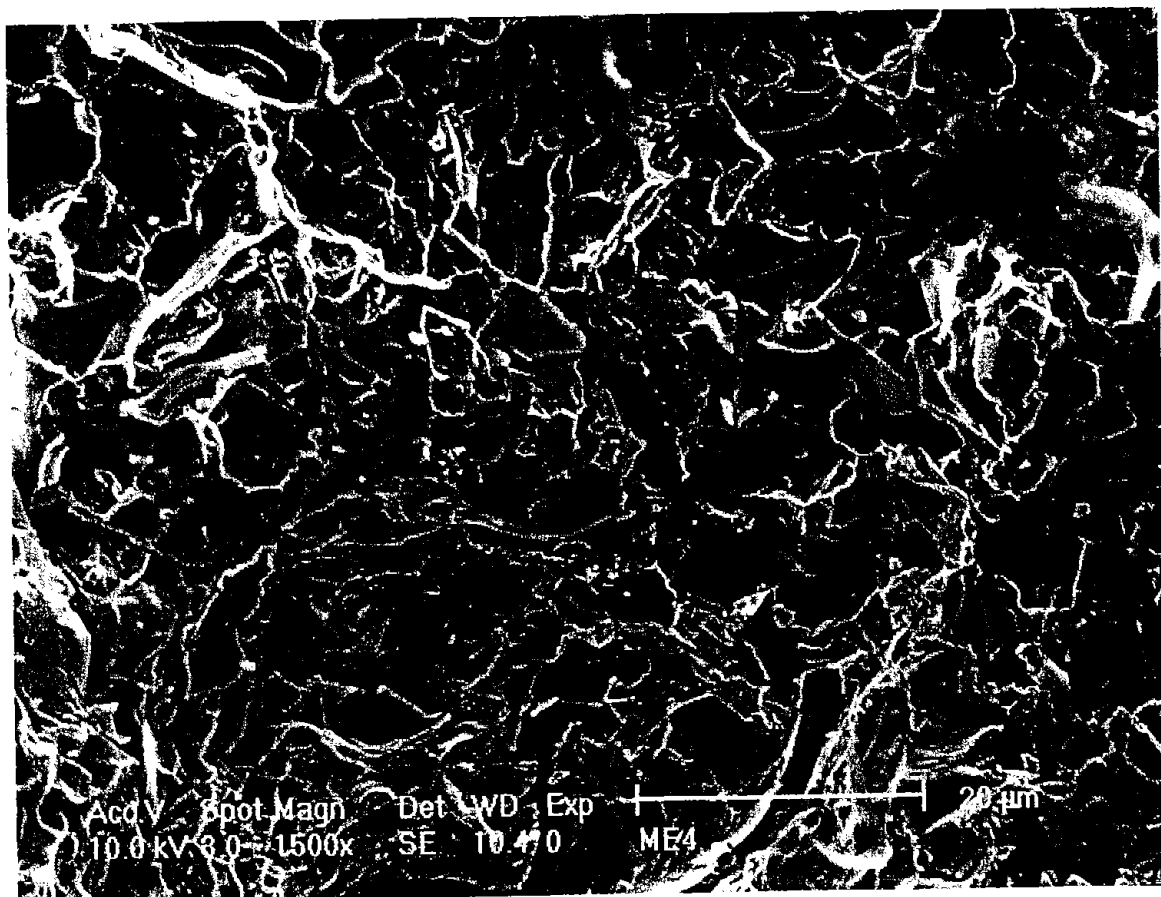


Fotografía 43.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Se presentan una gran cantidad de micro huecos y Dimples de diferentes tamaños así como algunas fisuras y huecos. Tomada a 500 X

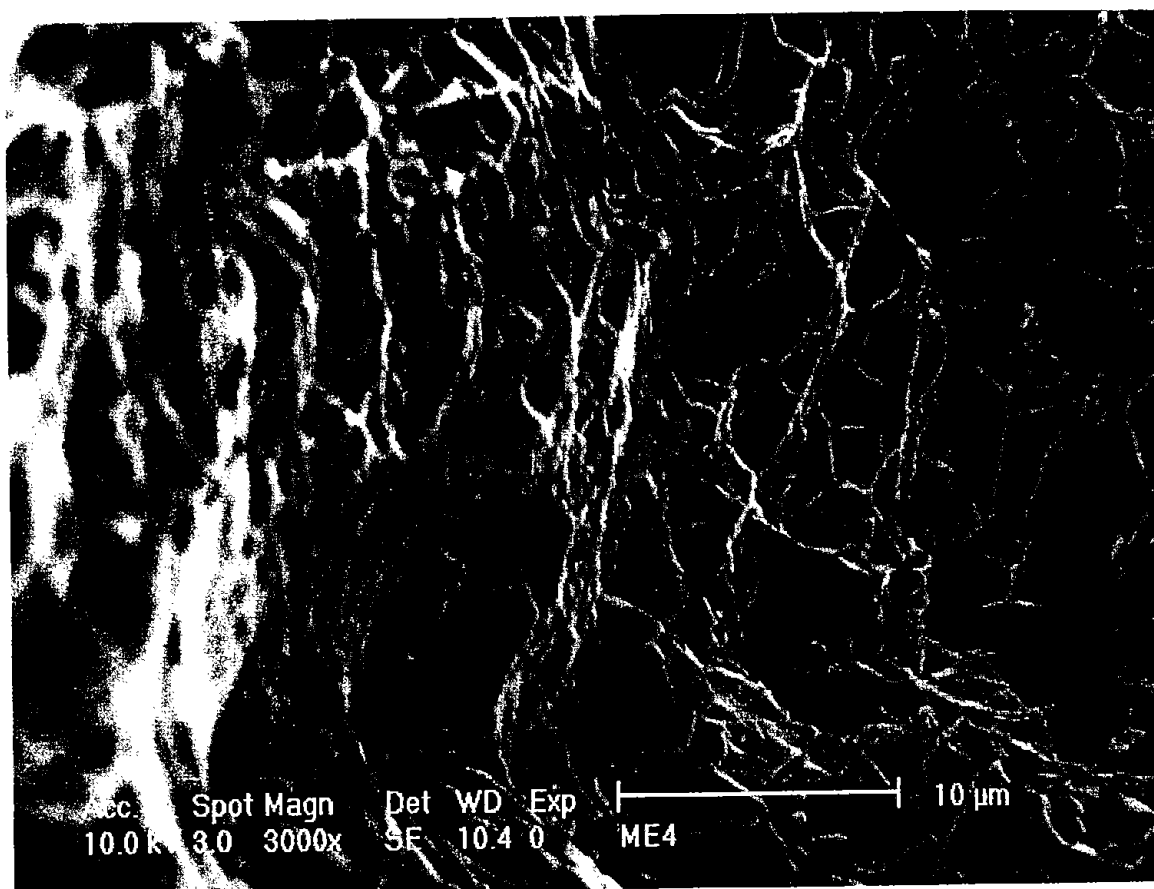


Fotografía 44.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Presencia de algunos carburos, micro huecos, fisuras y en borde de grano fractura decohesiva. Tomada a 1500 X

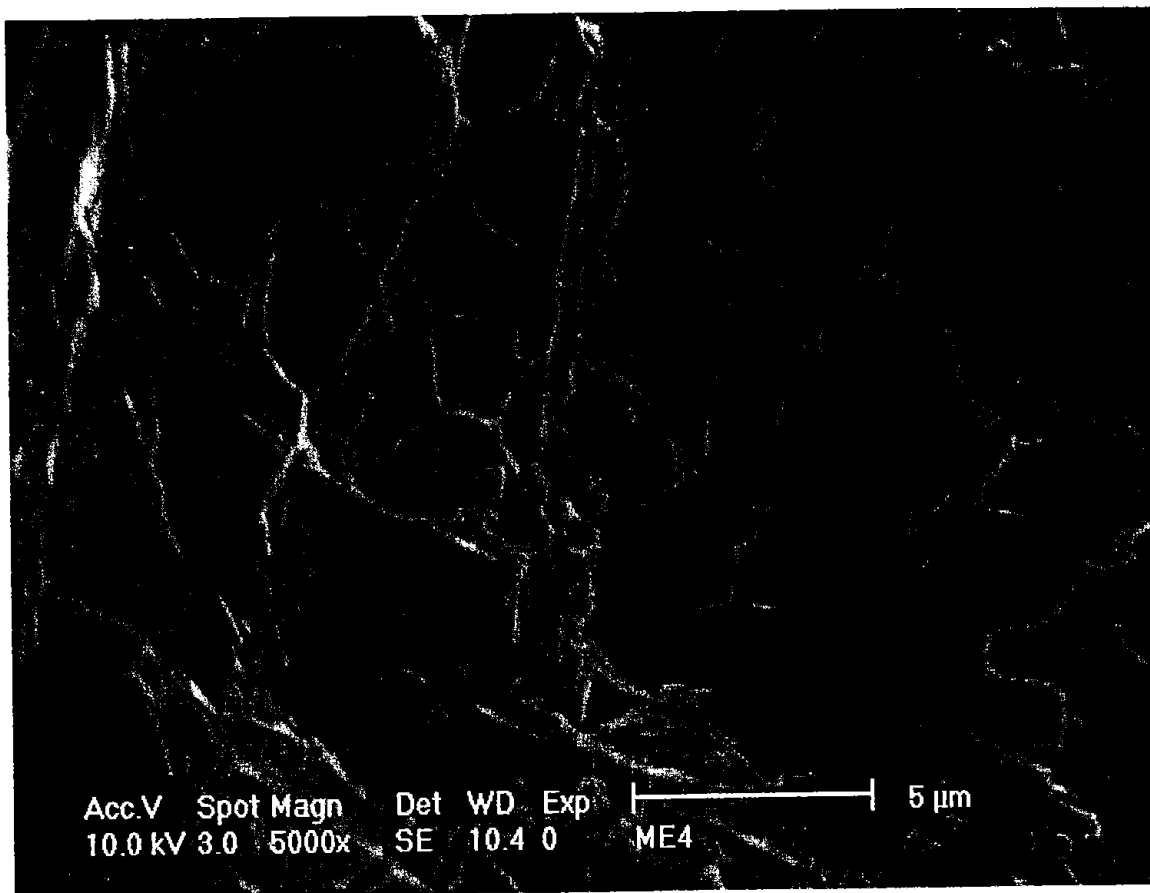


Fotografía 45.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Se Pueden apreciar una gran cantidad de Dimples del tipo profundo, fracturas en borde de grano del tipo decohesivas, fisuras transgranulares y algunos carburos. Tomada a 3000 X

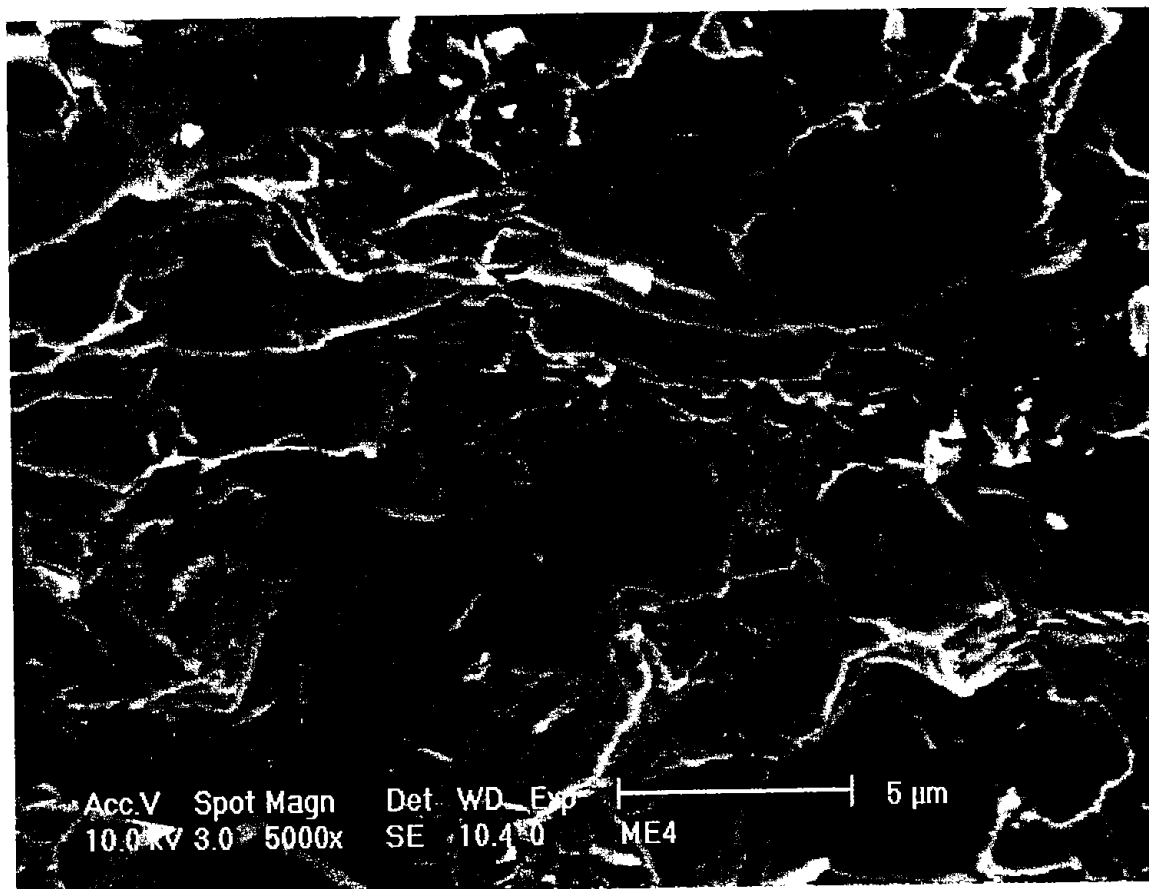


Fotografía 46.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

acero P5

Con esta fotografía tomada a 5000 X, se Pueden apreciar con mayor detalle una gran cantidad de dimples del tipo profundo, fracturas en borde de grano del tipo decohesivas, fisuras transgranulares y algunos carburos.



Fotografía 47.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 10 HORAS

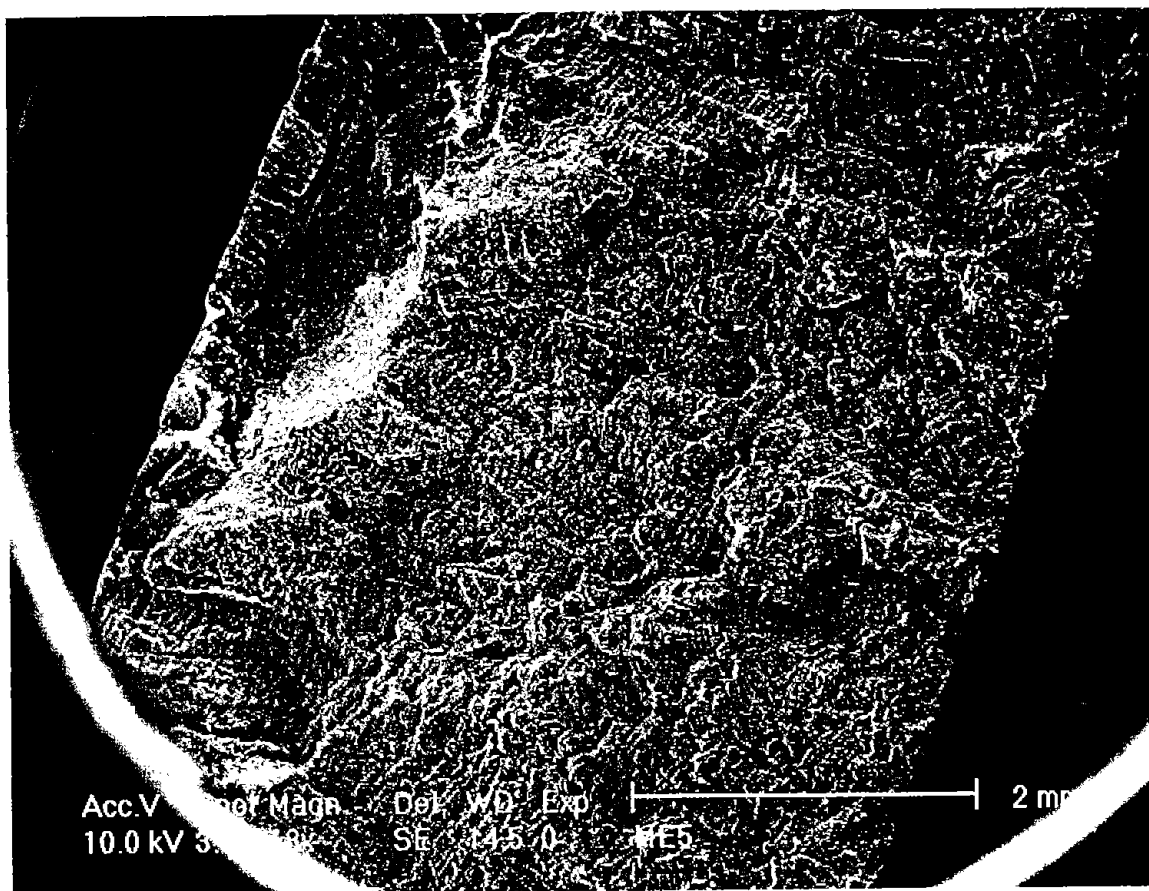
acero P5

En esta otra fotografía tomada a 5000 X, se observan algunos carburos, fisuras perpendiculares al plano de la ruptura y fractura decohesiva.

IV.5.5 5ª Condición muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas

El análisis de fractura de la Condición soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas, Se llevó a cabo en la zona afectada por el calor. Las fotografías se tomaron en diferentes zonas de la superficie fracturada, considerando las que mostraban los distintos tipos de fractura para la investigación.

Las fotografías de la muestra soldada, precalentada a 350 °C y enfriada a la misma temperatura con tiempo de permanencia en el horno por veinticuatro horas se presentan en las siguientes páginas.

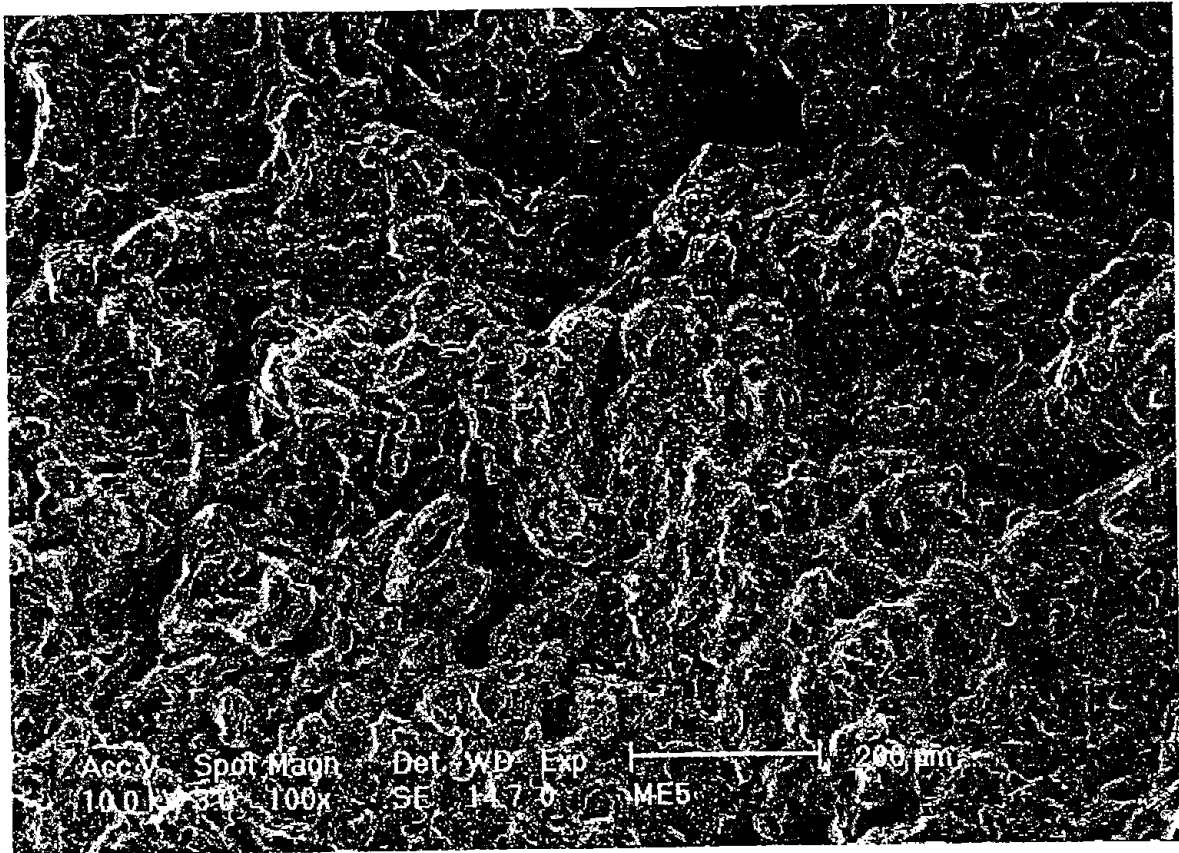


Fotografía 48.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Fotografía tomada a 18 X, se aprecian escasas fisuras y huecos.

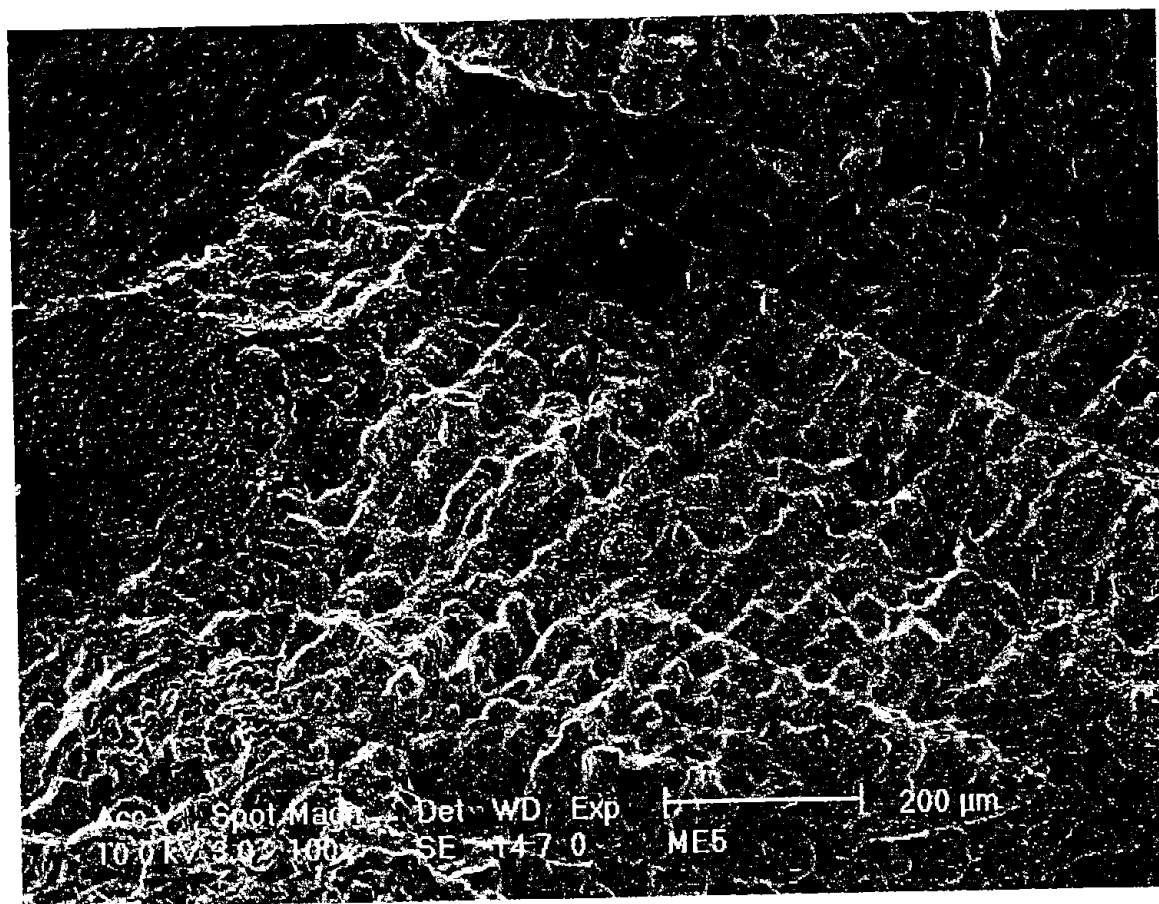


Fotografía 49.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Vista panorámica, donde se aprecian fracturas por "Dimples" y del tipo decohesivo, además de grietas perpendiculares al plano de la fractura y el efecto copa cono. Tomada a 100 X

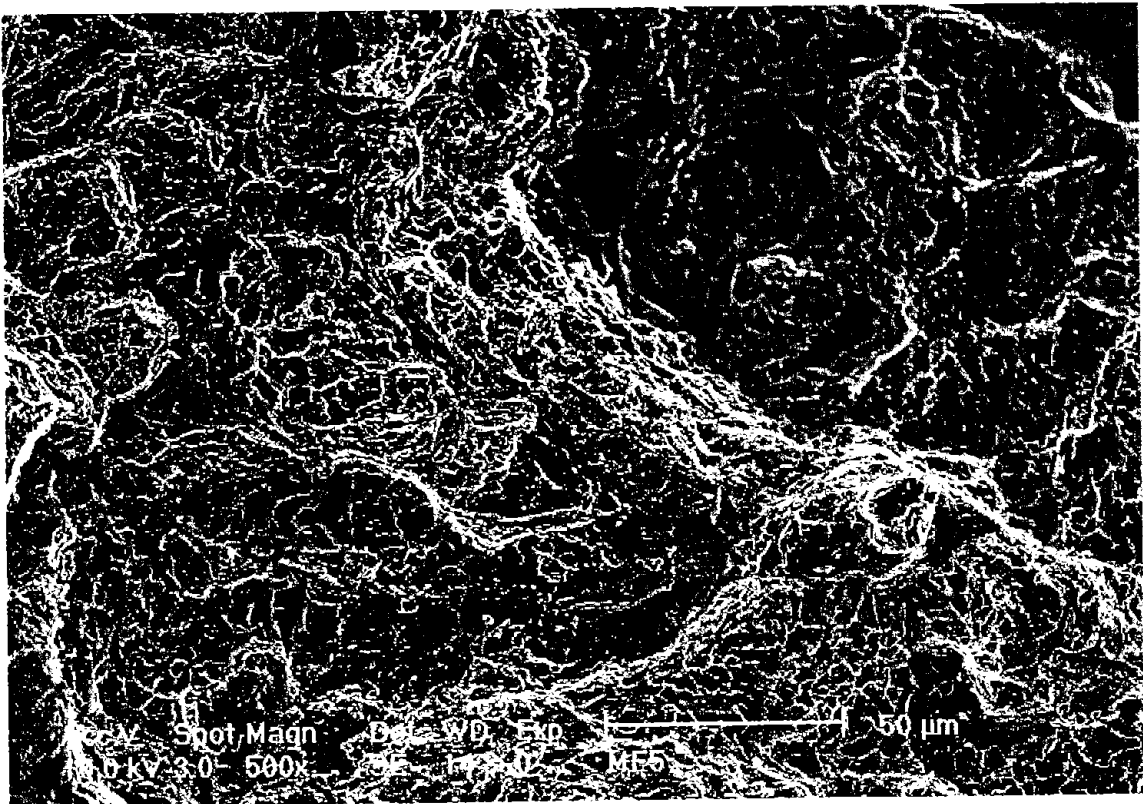


Fotografía 50.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Se observan una gran cantidad de Dimples equiaxiales y micro huecos, además grietas perpendiculares al plano de la fractura. Tomada a 100 X

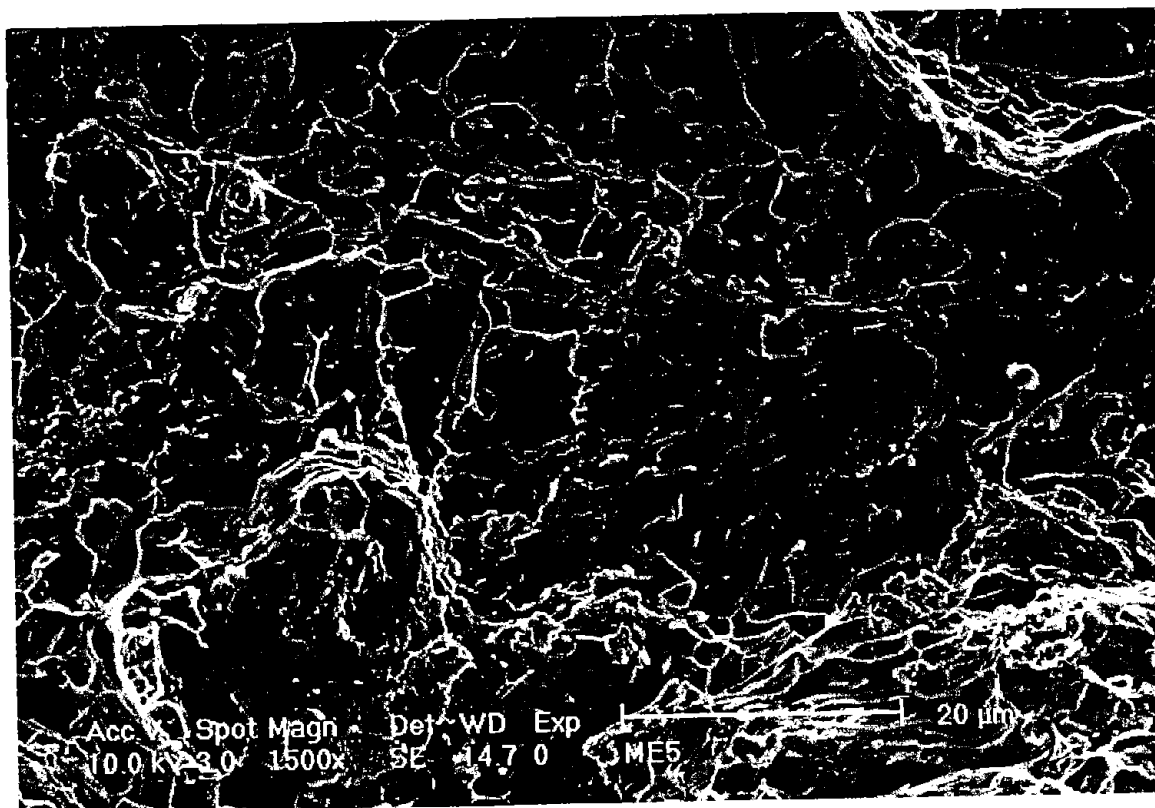


Fotografía 51.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Se aprecia el efecto copa cono, así como se observan bordes de cristal con un tipo de fractura por "Dimples", además de escasos microhuecos intercristalinos y algunas grietas. Tomada a 500 X

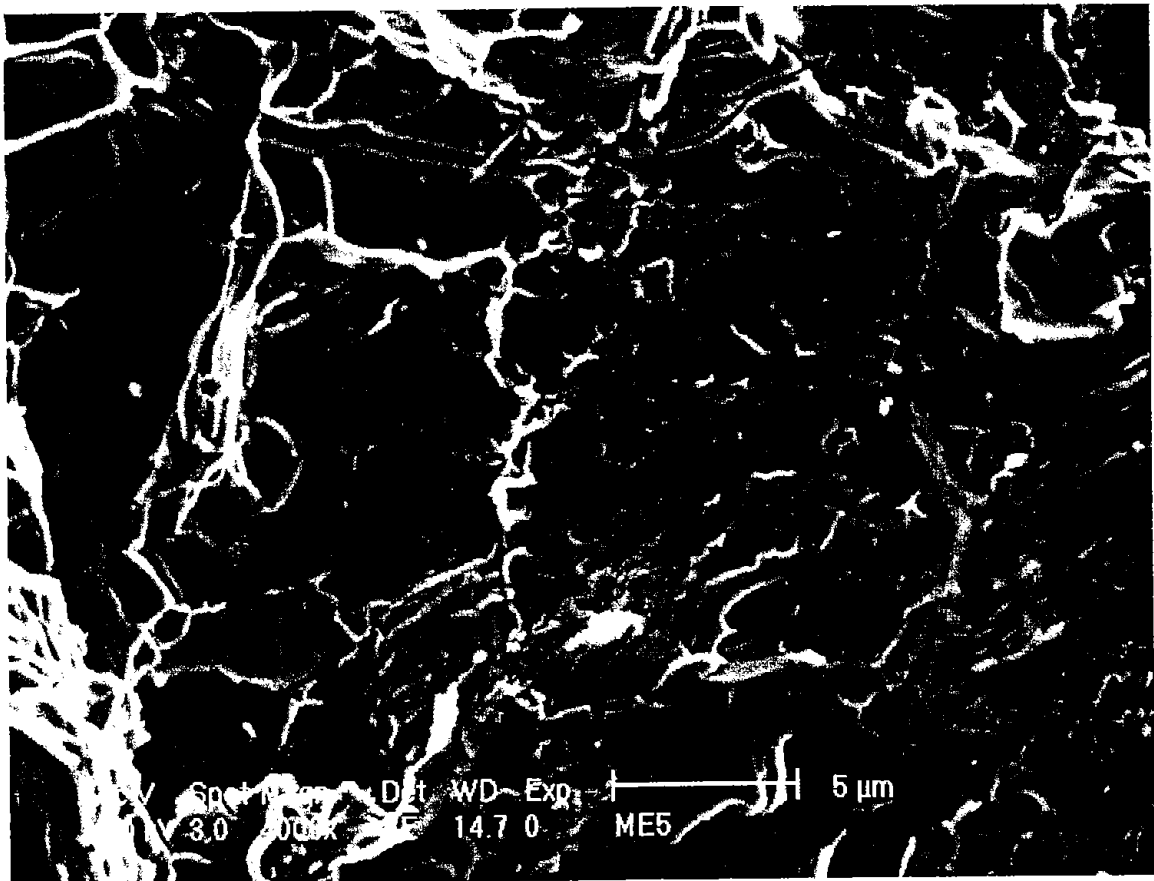


Fotografía 52.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Se pueden observar una gran cantidad de huecos, así como escasos micro huecos y Dimples, algunos carburos y fisuras perpendiculares al plano de la fractura. Tomada a 1500 X



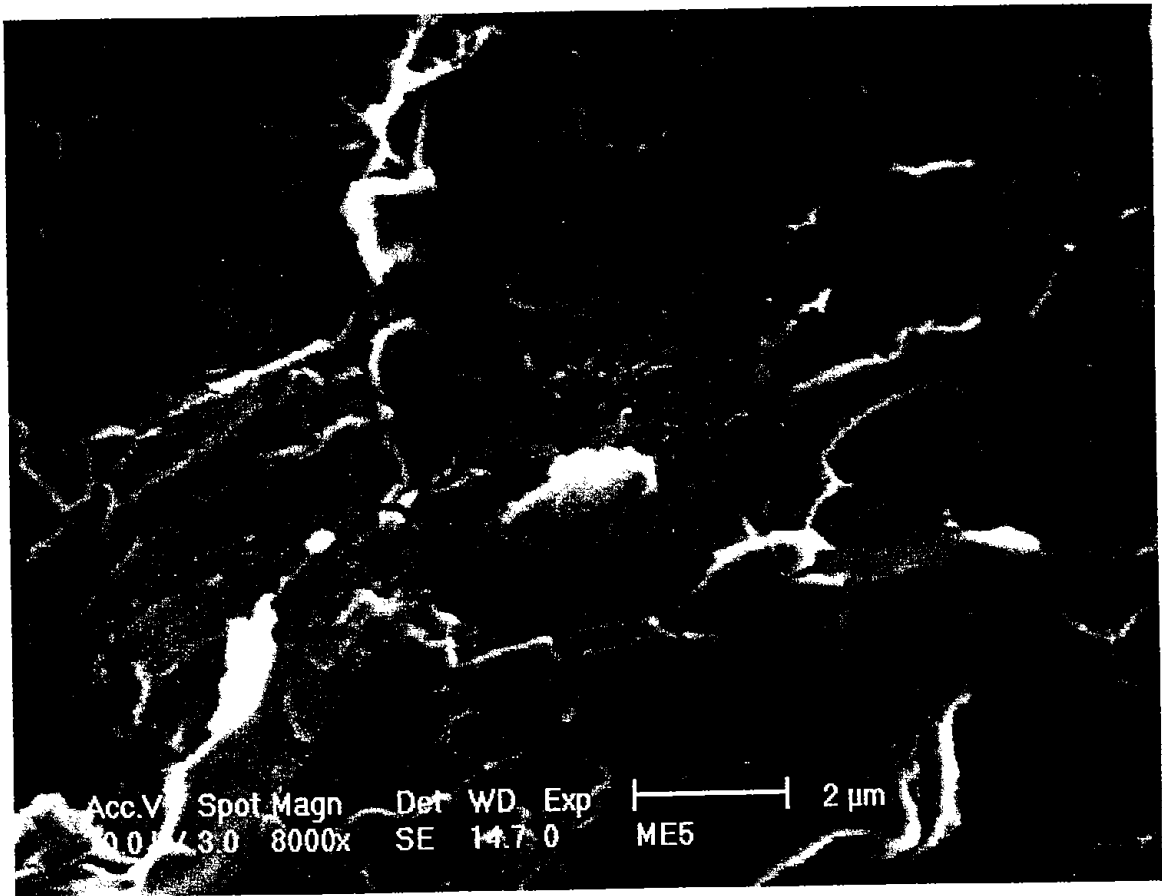
Fotografía 53.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL
HORNO DE 24 HORAS

acero P5

En esta fotografía se distinguen fisuras perpendiculares al plano de la fractura,
fracturas del tipo decohesivo, huecos y escasos carburos.

Tomada a 4000 X



Fotografía 54.

MUESTRA SOLDADA A 350 GRADOS CENTÍGRADOS CON PERMANENCIA EN EL HORNO DE 24 HORAS

acero P5

Se distinguen claramente huecos y una fisura perpendicular al plano de la fractura. Tomada a 8000 X

V. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

V.1 Dureza

En las cuatro muestras (condiciones); que se soldaron precalentándose a 350 °C y se enfriaron hasta la misma temperatura con tiempos de permanencia en el horno de 1, 5, 10 y 24 horas y posteriormente enfriadas al aire tranquilo; así como la muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo, en el material de aporte la dureza promedio se establece entre 370 a 460 HV, la cual indica la presencia de la estructura dendrítica, la disminución de las durezas en las cinco condiciones, en promedio hasta 200 HV se puede considerar como la zona de dilución, este lugar es el que representa la unión metálica de la soldadura, que da la continuidad metalúrgica cuyas dimensiones van de 0.65 hasta 1.27mm. En general, el conjunto de medidas de las indentaciones posteriores a las del material de aporte representan la presencia de la Zona Afectada por el Calor, en la cual se puede notar variaciones de dureza en las cinco condiciones de forma significativa con respecto a las del metal base, en la 1ª y 2ª está por arriba de el, la 3ª está por arriba del material de aporte y metal base, en 4ª y 5ª condición la dureza de la ZAC es semejante al metal base, es de hacer notar que las dimensiones de la ZAC, son las siguientes: En la 1ª condición 6.35mm, 2ª condición 8.57 mm, para la 3ª condición 5.72 mm, en la 4ª condición se tienen 6.35 mm y para la 5ª condición 3.49 mm, estas variaciones se pueden considerar fenómenos de transformación estructural que dependen de la isoterma de temperatura. La dureza se conserva en las 4 condiciones en aproximadamente 200 HV, por su continuidad y uniformidad indica la presencia del metal base que no sufrió ningún efecto térmico por el arco de la soldadura.

V.2 Metalografía

Las fotografías de la muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo, presentan la estructura de fundición en la ZAC, cerca de la línea de fusión, en ellas se observa ferrita con precipitación de carburos intercristalinos y transcristalinos con cristales de perlita. Las fotografías de la muestra que tuvo un postcalentamiento de 350 °C durante 1 hora muestran la estructura de fundición en la ZAC, cerca de la línea de fusión, en ellas se aprecia principalmente ferrita con carburos masivos intercristalinos y presencia de perlita fina en borde de grano. Las fotografías de la muestra que se postcalentó a 350 °C durante 5 horas, las estructuras que se presentan son iguales a la anterior con la diferencia en cuanto a las cantidades de carburos globulares y masivos y lugar de precipitación. Las fotografías de la muestra que permaneció durante 10 horas de postcalentamiento a 350 °C, muestran que la abundancia de carburos globulares es mayor con respecto a los carburos masivos en los bordes de grano. Y por último, las fotografías que corresponden a la muestra que se postcalentó durante 24 horas a 350 °C, esta condición hace que se presente una solubilidad de los carburos que aparecían en las muestras anteriores.

V.3 Difracción de Rayos-X

El difractograma de la muestra soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo establece la estructura en la (ZAC), en el se representa la presencia de ferrita, fierro γ y carburos M_3C , componentes principales del acero P5. Los difractogramas de las muestras que tuvieron un postcalentamiento de 350 °C durante una 5, 10 y 24 horas, presentaron las mismas estructuras.

El pico 1 presenta la presencia del carburo M_3C y las variaciones de la distancia entre planos se puede considerar que es la misma, ya que las muestras 4 y 5 presentan una variación de 0.004 Å, que por el tiempo de permanencia se puede considerar como un ligero reajuste en la estructura de la fase.

En el pico 2 el fierro γ presenta una ligera expansión de la red cristalina de las fases de las muestras de la 2 a la 5 con respecto a la soldada a temperatura ambiente, esto se puede considerar como un reacomodo de la estructura de la fase ocasionado por el tiempo y la temperatura de permanencia. Esto se confirma en el pico 4 por la presencia de la misma fase en el cual se puede decir que no existe ninguna variación en su distancia interplanar.

Los pico 3 y 5 son los que detectan la presencia del fierro α , en general se observa que las variaciones de la red de la fase es mínima, esto indica también una gran influencia del tiempo y temperatura

V.4 Tensión Cuasi-Estática

A continuación se presenta el cuadro resumen de los cuatro principales parámetros de la prueba de tensión cuasi-estática correspondiente a las cinco condiciones previstas en este trabajo de investigación.

	Muestra al aire tranq.	Muestra 1 hr. horno	Muestra 5 hrs. horno	Muestra 10 hrs. horno	Muestra 24 hrs. horno
Punto de ruptura	108.183 Mpa	259.933 MPa	218.725 MPa	185.079 MPa	285.843 MPa
Límite de cedencia	108.497 Mpa	261.218 MPa	220.601 MPa	185.708 MPa	287.697 MPa
Módulo de Young	56375	68580	80169	68715	84281
Coef. de endurecimiento	1.0024	1.0005	1.0008	1.0001	1.0001

Resumen de resultados de la prueba de tensión cuasi-estática de la cinco condiciones.

Como se puede observar, el punto de ruptura menor corresponde a la condición soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo. Y el punto de ruptura mayor pertenece a la condición precalentada a 350 °C, soldada y con permanencia en el horno por veinticuatro horas.

De la misma manera, se encontró que el límite de cedencia menor también corresponde a la condición soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo. Y el límite de cedencia mayor pertenece a la condición precalentada a 350 °C, soldada y con permanencia en el horno por veinticuatro horas.

Continuando con el análisis de resultados, se tiene presente que el Módulo de Young al igual que los dos anteriores parámetros tuvo un comportamiento irregular, pero así mismo, se presentó que el menor valor del referido Módulo de Young corresponde a la condición soldada a temperatura ambiente y enfriada al aire tranquilo. Y el mayor pertenece a la condición precalentada a 350 °C, soldada y con permanencia en el horno por veinticuatro horas.

Por último, para las cinco condiciones el coeficiente de endurecimiento es prácticamente la unidad.

V.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

En esta prueba se puede observar que en las cinco condiciones se presentan los siguientes aspectos: Huecos, fisuras, efecto copa cono, micro huecos, carburos, ranuras, fracturas por dimples y fracturas del tipo decohesivas.

VI. CONCLUSIONES

VI.1 Dureza

La presencia de la estructura dendrítica de fundición se manifiesta en el ensayo de dureza en el material de aporte. En general las Zonas Afectadas por el Calor por la presencia de las estructuras metalúrgicas del acero P5, que se obtienen por el efecto térmico del poscalentamiento, tiempo de permanencia a la temperatura de 350 °C y el fenómeno violento de la soldadura en cuanto a la influencia del calor; en los primeros cristales cercanos a la zona ZAC, modifican en forma significativa las propiedades y comportamientos del acero, lo cual fue medido y determinado por el ensayo de dureza. Un aspecto importante que se tiene que destacar es que la ZAC, va disminuyendo su área conforme se tiene un mayor tiempo de permanencia en el horno.

VI.2 Metalografía

El comportamiento del acero P5, con el tratamiento térmico de precalentamiento y postcalentamiento de 350 °C en su ZAC, presenta un comportamiento del tipo frágil por la presencia de las diferentes fases, pero más que su presencia es la concentración de los carburos en la zona intercrystalina, que provocan una falta de cohesión entre los granos, por lo que los hacen muy sensibles a los fenómenos de fractura localizada

VI.3 Difracción de Rayos-X

Basándose en las muestras de la 2 a la 5 en donde no presentan en forma general variaciones las fases α , γ y carburos, permitieron que la temperatura y el tiempo de permanencia, tendieron a homogeneizar las características cristalinas de todas las fases presentes en la ZAC.

VI.4 Tensión Cuasi-Estática

Se puede considerar que en general en las cinco condiciones el límite elástico es muy aproximado con el punto de ruptura, de tal manera que el material presenta una fragilidad o se comporta como un material frágil, el resultado que confirma lo anterior es el coeficiente de endurecimiento que en las cinco condiciones prácticamente es la unidad.

VI.5 Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Dado que en las cinco condiciones se presentan fracturas del tipo de "Dimples" y "decohesivas" en borde de grano, se puede concluir que son fracturas características de las rupturas elásticas o de materiales frágiles.

VII. CONCLUSIÓN GENERAL

Una vez concluida la investigación, con los resultados obtenidos en las pruebas, y con las conclusiones en cada uno de los siguientes apartados: **Metalografía** que muestra una concentración de carburos intercrystalinos, **Difracción de rayos-X** que a través de los difractogramas se obtienen los carburos del tipo M_3C provocan una falta de cohesión intergranular, que con la **Tensión cuasi-estática** se obtiene el coeficiente de endurecimiento unitario y con la prueba de **Fractura y Microscopía Electrónica de Barrido** se obtienen las fracturas decohesivas en borde de grano, se puede concluir que el acero P5 es un material que tiene un comportamiento de tipo frágil en la Zona Afectada por el Calor.

Pero que, con el tiempo de permanencia en el horno después de haber aplicado la soldadura, se mejoran las propiedades mecánicas del material, ya que las durezas en la ZAC tienden a comportarse linealmente y el área de esa zona se va reduciendo, de la misma manera la concentración de carburos se ve reducida según se puede observar en los difractogramas siendo estos factores favorables en la compostura o para la reparación de tuberías.

VIII. INVESTIGACIONES FUTURAS

Para continuar con una línea de investigación de los aceros inoxidable y en particular con el acero P5 se proponen los siguientes temas a desarrollar:

- Llevar a cabo un mayor tiempo en el tratamiento térmico después de aplicar la soldadura a 350 ° C.
- Determinar la influencia de la austenita retenida en la ZAC, en función de la cantidad presente, posterior al tratamiento térmico.
- Aplicación de la soldadura con un tratamiento térmico previo, por debajo de la temperatura Ms con tiempo de permanencia en el horno.

BIBLIOGRAFÍA

1. Aballe, M. et al, "Microscopia electrónica de barrido y microanálisis de rayos X, Madrid: Rueda: Consejo Superior de Investigaciones Científicas, 1996.
2. Adam, J. Schwartz, Makul Kumar and Brent L. Adams., "Electron Backscatter in materials science", New York : Klumer Academic/Plenum, 2000.
3. Akselen, O.M.; Grong, O. Y Kuaale, P.E., "A Comparative Study of the HAZ Properties of Boron containing low carbon Steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, pp. 1529-1536, Septiembre 1986.
4. Althouse, A; Turnquist, C. Y Bowditch, W., "Modern Welding", TheGoodheart-Willcox Co., 1970.
5. American Society for Metals. Handbook Committee, Ruth E. coord. "Materials characterization", 1981.
6. American Society for Metals., Symposium On Applications Of Modern Metalographic Techniques (1969 : Filadelfia, Filadelfia).
7. American Society for Testing and Materials, metallography - a practical tool for correlating the structure and properties of materials: A symposium presented at the seventy-sixth annual meeting American society for testing and materials, Philadelphia, pa., 25-26 june 1973.
8. American Welding Society., A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in Steels., By D. P. Ffairchild, N. V. Banguru, J. Y. Koo, P. L. Harrison and A. Ozekcin., Supplement to the Welding Journal, December 1991.
9. American Welding Society., Heat-Affected Zone Toughness of SMA Welded 12%Cr Martensitic-Ferritic Steels. By T. G. Gooch and B. J. Ginn., april 22-27, 1990.
10. American Welding Society., Usefulness of Undermatched Welds for High-Strength Steels. Undermatched welds reduce preheating requirements and improve the feasibility of using high-strength steels. By A. Umekuni and K. Masubuchi., July, 1997.
11. American Welding Society., Prediction of HAZ Hardness in Welds of Quenched and tempered HSLA Steels. Carbon equivalent formulas are evaluated for accuracy in predicting the critical HAZ hardness at which the tendency for cold cracking occurs., By Z. Zaczek and J. Cwiek., January, 1993.
12. American Welding Society., Soft Zone Formation in Dissimilar Welds between Two Cr-Mo Steels., Data on hard and soft zone formation are used to assist in the

- selection of welding consumables for joining.. By S. K. Albert, T. P. S. Gill, A. K. Tyagi, S. D. Kulkarni and P. Rodriguez., march, 1997.
13. American Welding Society., In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld HAZ, By Phillip R. H., January, 1983.
 14. Anderson, Robert Clark., "Destructive Testing", Metals park, ohio: Asm international, 1988.
 15. Authier, Andre., "Dynamical theory of X-Ray diffraction", Oxford : University, 2001.
 16. Avner, S., "Introducción a la metalurgia Física", McGraw-Hill, 1988.
 17. Bain, E. Y Paxton, H., "Alloying Elements in Steel", ASM, 1972.
 18. Berry, J.T., "High Performance High Hardness High Speed Steels", Climax Molybdenum Company, 1970.
 19. Berry, J.T., "Recent Developments in the Processing of High Speed Steels", Climax Molybdenum Company, 1980.
 20. Birkhead, M., en Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes, pp. 53-58, The Iron and Steel Institute, 1972.
 21. Boese, U., "Das Verhalten der Stähle beim Schweißen", D.V.S., 1980.
 22. Boyer, Howard E., "Atlas of stress-strain curves" Metals park, ohio: Asm international, 1987.
 23. Burdekin, F.M., en Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes, pp. 74-81, The iron and Steel Institute, 1972.
 24. Brady, George Stuart and Clauser Henry R. Materials Handbook: An encyclopedia for managers, technical professional, purchasing and production managers, technicians, supervisors and foreman, McGraw-Hill, 1986.
 25. Bruhl, F. y Musch, H., "Welding of Alloyed Ferritic and Martensitic Steels in Piping Systems for High Temperature Service", en Topical Conference on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, 1984.
 26. Cabañas Moreno Gerardo., "Texturas cristalográficas por difracción de rayos X y neutrones", México, D.F. : Sociedad Mexicana de Cristalografía, 1998.
 27. Cary, H., "Modern Welding Technology", Prentice Hall, 1989.
 28. Cloud, Gary L., "Optical methods of engineering analysis", Cambridge; New York : Cambridge University Press, 1995.

29. Dávila, M.A. y Olson, D.L., en Trends in Steel and Consumables for Welding, pp. 111-118, The Welding Institute, 1979.
30. R. Delhez and E. J. Mittemeijer., "European Powder Conference (7: 2000: Barcelona, España)", Switzerland: Trans Tech, 2001.
31. Dieter George., "Metalurgia Mecánica", Madrid, España, Aguilar ediciones, 1967.
32. Doyen, P.S. y Skrabec, Q.R. Jr., "A New Technique for Welding Tool Steels", Welding Journal, Vol. 60, (9), pp. 25-28, 1981.
33. Ferrer B. Miguel., "Resistencia de materiales", Alfaomega, 2001.
34. Goel, N.C., Charkravarty, J.P. y Tangri, K., "The Influence of Starting Microstructure on the Retention and Mechanical Stability of Austenite in an Intercritically annealed low alloy dual phase steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, pp. 5-9, Enero 1987.
35. Glickstein, S.S. y Friedman, E., "Effect of Weld Pool Configuration on HAZ Shape", Welding Journal, pp. 1105-1125, Junio 1981.
36. Gliner, Boris Moissevich., "Determination mechanical and technological properties of metals", New York: Pergamon, 1960.
37. Goulet, Jean., "Prontuario de resistencia de materiales", Madrid: Paraninfo: Thomson Learning, 2001.
38. Guerra Romero, M. Ignacio., "Apuntes Gráficos de resistencia de materiales", Leon, España: Universidad de Leon: Fundación "institución Chicarro-Canseco-Banciella, deposito legal 2001.
39. Grong, O. y Matlok, D.K., "Microestructural Development in mild and low alloy steel Weld Metals", International Metals Reviews, Vol. 31, No. 1, pp. 27-48, 1986.
40. Harker, Anthony Henry., "Elastic waves un solids with applications to nondestructive testing of pipelines", Bristol philadelphia: A. Hilger: British gas, 1988.
41. Hetnarski, R., "Thermal Stresses", Vol. 1, de North-Holand, 1986.
42. Horwitz, H., "Soldadura, Aplicaciones y Práctica", Alfaomega, 1990.
43. International Metallographic Society., Technical Meeting (18 : 1985: Denver, Colorado), Welding, failure analysis and metallography: Proceedings of the eighteenth annual technical meeting of the international metallographic society/ Ed. By macInter r. louthan, idin lemay, george f. vander voort.

44. Ivorra Chorro, Salvador, "Elasticidad y resistencia de materials": colección de ejercicios, Valencia UPV, 2001.
45. Krauss, G., "Principles of Heat Treatment of Steel", ASM, 1987.
46. Krejčík, J., "Special Heat Treatment Processes for Improved Performance and Anisotropy in Tool Steels", Heat Treatment 81, libro 283, pp. 78-82, The Metals Society, 1983.
47. Lancaster, J.F., "Metallurgy of Welding", G. Allen and Unwin LTD, 1988.
48. Maeshwari, M.; Chatterjee, A., et al, en Heat Treatment 81, libro 283, pp. 44-49, the Metals Society 1983.
49. Manual de soldadura; Koellhoffer Leonard, August F. Manz, Eugene G. Hornberger; edit. Limusa, S. A. De C. V. Grupo Noriega editores 1998. 1ª edición.
50. Mark Aindow et al, "Influences of interface and dislocation behavior on microstructure evolution", symposium held November 27-30, 2000, Boston Massachusetts, U.S.A., Warrendale, Pennsylvania: Materials Research Society, 2001.
51. Materials Research Society symposium proceedings; v. 652, "Influences of Interfaces and dislocation behavior on microstructure evolution" : symposium held November 27-30, 2000, Boston, Massachusetts, U.S.A., Warrendale, Pennsylvania : Materials Research Society, 2001.
52. Metals Handbook., Vol. 3, 9a. ed., ASM, 1980.
53. Metals Handbook., Vol. 4, 9a. ed., ASM, 1981.
54. Metals Handbook., Vol. 6, 9a. ed., ASM, 1983.
55. Metals Handbook., Vol. 10, 10a. ed., ASM, 1993.
56. Metals Handbook., Vol. 11, 10a. ed., ASM, 1993.
57. Minerals, Metals and Materials Society. Meeting (1998: San Antonio Texas), "Processing of metals and advanced materials".
58. Nishiyama, Z., "Martensitic Transformations", Academic Press, 1990.
59. Owczarski, W.A., et. al., "Introductory Welding Metallurgy", AWS, 1977.
60. Polzin, T. Bcr information, applied metrology: Intercomparison of microhardness measurements, Luxemburg: Comision de las comunidades europeas, directorate-

- general science, research and development, 1992.
61. Phillip, R.H., "In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld HAZ", *Welding Journal*, pp. 125-185, Enero 1983.
 62. Radaj, D., "Heat Effects of Welding" ed. Springer-Berlag, 1992.
 63. Reed-Hill, R., "Principios de Metalurgia Física", CECSA, 1979.
 64. Richard S. Sabo. Asistant to the CEO. "The Procedure Handbook of arc Welding The Lincoln Electric" Company, January, 1995.
 65. Roberts, G. y Cary, R., "Tool Steels", Caps. 2, 4, 5 y 6, 4a. ed., ASM, 1980.
 66. Ross, Robert B., "Investigating mechanical failures: the metalurgist's approach", London: Chapman & Hall, 1995.
 67. Smith, W.F., "Structure and Propierties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981.
 68. Smoling, K., "Producing Various Hardnesses on a Given Workpiece", *Heat Treatment* 81, libro 283, pp. 215-220, The Metals Society, 1983.
 69. Snyder, Robert L., "Defect and microstructure analysis by diffraction", New York: Oxford University, 1999.
 70. Stout, R. Y., Doty, W., "Weldability of Steels", 3a. ed., Welding Research Council, 1978.
 71. Suryanarayana, C., "X-Ray diffraction : a practical aproach", New York, Plenum, 1998.
 72. Symposium On Metallography In Failure Analysis Houston, Tex. 1977., "Metallography in failure analysis / Edited by james I., mcca and p. m . French., New York : Plenum, 1978.
 73. Thelning, K.E., "Steel and its Heat Treatment". Butterworts, 1975.
 74. Tabor, D. "The hardness of metals", Oxford; México City: Clarendon, 2000.
 75. Theo Hahn., "International tables of crystallography : Volumen A, space group symmetry", Dordrecht : Published for the International Union of Crystallography by Kluwer Academic, 2002.
 76. Verhoeven, J., "Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley and Sons Inc., 1989.
 77. Vidal Borbolla, Miguel Angel et al., "Curso de elementos de difracción de rayos X de alta resolución" México : Sociedad Mexicana de Cristalografía, 1997.

78. Walberg, G., "Tools and Dies Can be Weld-Repaired", *Welding Journal*, pp. 45-46, Noviembre 1981.
79. *Welding Handbook Seventh Edition, Volume 1. Fundamentals of Welding.* American Welding Society, 1976.
80. *Welding Journal.*, Effect of Composition and Energy Input on Structure and Properties of High-Strength Weld Metals. Strength and toughness properties of welds deposited under low, medium and high heat input conditions are detailed, By J. A. Gianetto, N. J. Smith, J. T. Mcgrath and J. T. Bowker., November, 1992.
81. *Welding Research Council.*, Oxidation Behavior of Weld Metal, HAZ and Base Metal Regions in Weldments of Cr-Mo Steels. Chromium content was found to significantly affect the oxidation behavior in different regions of the weldment. By R.K. Singh and J. B. Gnanamoorthy., Supplement to the welding journal, July 1995.
82. *Welding Research Council.*, Alloy Recovery in 12% Cr Continuous Caster Roll Welding. Chromium and Carbon recovery vary significantly with acid flux, but not with basic flux, when the flux-to-wire ratio is varied., By D. J. Kotecki., January, 1994.
83. *Welding Technology. 2^a Edition.* J. W. Giachino; W. Weeks; G. S. Johnson. American Technical Society 1975.
84. *Welding Research Journal.*, Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from High Strength SMA Electrode. Increasing Chromium leads to larger proportions of columnar structure in the weld metal at the expense of a refined microstructure., By E. Surian, J. Trotti, A. Cassanelli and L. A. De Vedia., March, 1994.
85. Wells, A.A., "Welding and Fracture", *Materials Science and Engineering*, pp. 189-192, April 1979.
86. Wilson, A.J.C., "International tables of crystallography", Dordrecht: Published for the international Union of Crystallography by Kluwer Academic, 1999.
87. Wilson, R., "Dimensional Changes Occurring during the Hardening and Tempering of Tool Steels and Methods adopted to Minimize them", *Heat Treatment 79*, libro 281, pp. 95-109, The Metals Society, 1980.
88. Wilson, R., "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", Caps. 1 y 2, McGraw-Hill, 1985.