



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN

COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

**ANISOTROPIA PLÁSTICA
DE LAMINADOS PLANOS.
MÉTODOS DE PREDICCIÓN
DESDE LA TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA**

Julio Antonio Mendieta

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
"Prof. Jorge A. Sabato"

**Anisotropía plástica de laminados planos.
Métodos de predicción desde la textura
cristalográfica^(*)**

por Lic. Julio Mendieta

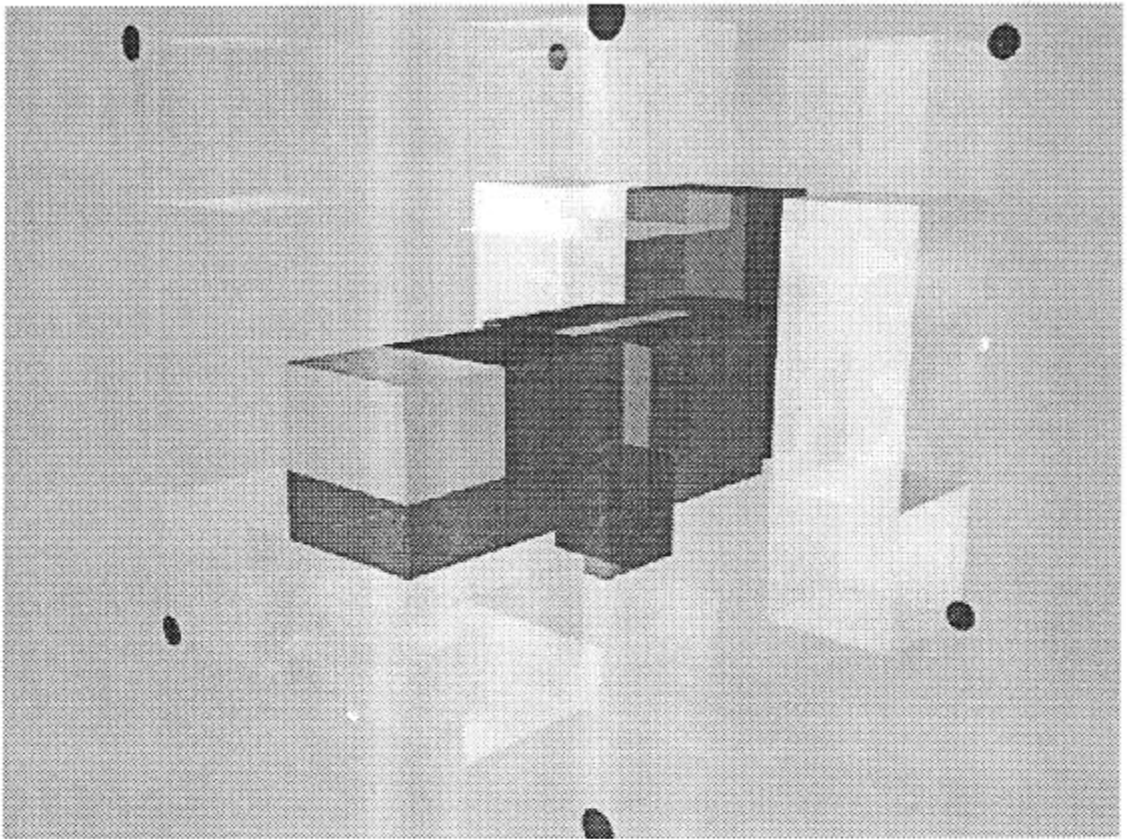
Director: Dr. Hugo A. Ernst

(*) Tesis para acceder al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

2000

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA CENTRO DE INFORMACION C.A.C.
--



*A María José por su amor.
Y a todos aquellos que de una u otra forma han sido mis maestros.*



Prefacio

El presente trabajo de tesis para obtener el título de *Magister* en Ciencia y Tecnología de los Materiales, del Instituto de Tecnología "Profesor Jorge A. Sabato", se realizó en los laboratorios del Centro de Investigación Industrial de SIDERCA SA, más precisamente en el Departamento de Tecnología Mecánica.

En primer término deseo agradecer a la directora de la maestría Dra. Alicia Sarce, por permitirme realizar este trabajo y por todo el apoyo que me ha brindado para completarlo.

Deseo expresar aquí un especial agradecimiento a mi director de tesis, el Dr. Hugo A. Ernst, principalmente por los esfuerzos que a puesto guiándome en este trabajo, por sus consejos e inteligentes apreciaciones y por su férrea postura en busca del objetivo planteado. También agradezco al Ing. Nelson Pachao por sus agudas y fructíferas observaciones (en particular del informe final).

Aprovecho también para agradecer a los que han sido mis compañeros y colaboradores en distintas e incontables situaciones:

Del Departamento de Tecnología Mecánica: G. Murtagian, J. Villasante Aliaga, D. Johnson, al también amigo N. Alvarez Villar y al Lic. Víctor Fanelli; del Laboratorio de Plena Escala: M. Nakoneczny, C. Silva, L. Aprile, S. Nakoneczny y M. Borgeau. Del laboratorio metalográfico: los señores Oscar Cianchetta y Roberto Posa y a las secretarías: Gladys, Marisa y Alicia.

Y por último del Departamento de Materiales: a la Ing. Teresa Perez, por haberme permitido trabajar en las instalaciones del laboratorio bajo su dirección, a M. Bühler que fuere el operador del X'Pert y a todos los integrantes del grupo de materiales, los cuales han sido y siguen siendo mis amigos.

Agradezco también a:

El personal de los laboratorios de la CNEA: de rayos X, en particular al Lic. Daniel Hermida, del laboratorio de microscopía y del laboratorio metalográfico.

Y a todo el personal del Instituto de Tecnología, en particular a: Edith, Ana, Silvia, y Cristina por su enorme paciencia.

Para terminar, quiero dedicar estas últimas palabras, a expresar mi agradecimiento y especial reconocimiento por su distinguida y noble tarea, a todos y a cada uno de los profesores de los cursos de la maestría.

Diciembre del 2000.



Resumen

El presente trabajo es un estudio de la dependencia de la anisotropía plástica de los laminados planos de acero con la textura cristalográfica del material. Para llevar adelante esta tarea, se hizo un análisis de los valores de la anisotropía plástica de la chapa laminada y de la hojalata, obtenidos con ensayos mecánicos en el Departamento de Tecnología Mecánica del CINI. Además, se obtuvo la función de distribución de orientaciones, mediante difracción de rayos X en el laboratorio del CINI, para datos de la superficie y para una capa interior a una profundidad del 25%, obtenida con un pulido químico.

Utilizando estos datos se calculó el valor de la anisotropía plástica con el método de la expansión en serie de armónicos esféricos, para el modelo de vínculos relajados con tres grados de libertad (conocido como RC3), habiéndose tomado el valor del cociente entre las tensiones críticas resueltas entre los planos $\{112\}$ y $\{110\}$ (α) iguales a 0.95 y 1 alternativamente. Los resultados obtenidos, en la gran mayoría de los casos, fueron muy diferentes a los reportados experimentalmente al utilizar los datos de textura de una sola capa, y más próximos, al utilizar los datos de textura promediados de las dos capas.

En vistas de las discrepancias observadas en los resultados de la anisotropía plástica obtenidos con ambos métodos, y a las objeciones que suele hacerse a la validez de aquellos métodos, se comenzó a trabajar en el desarrollo de modelos alternativos. Como consecuencia de ello se desarrolló un modelo *semiempírico* para evaluar a la anisotropía planar (Δr), que se obtiene realizando un balance de porcentajes de un grupo de orientaciones ubicadas dentro de la fibra γ .

Paralelamente se desarrolló un modelo *estadístico* para calcular la anisotropía plástica de una porción de material, sometida a una tensión uniaxial en alguna dirección en el plano de la chapa y en función de la deformación macroscópica. Este modelo establece una relación directa entre las propiedades microestructurales y locales del material, la deformación macroscópica de la porción y la distribución de orientaciones del material en su extensión. Además se consideró la influencia del daño mecánico sobre la anisotropía y se observó que no la afectaría sensiblemente.

Ambos modelos deben ser confirmados en distintas situaciones y para otros materiales. En especial el *estadístico*, admitiría considerar la influencia de otros factores microestructurales sobre la anisotropía además del daño mecánico, como por ejemplo: la distribución de tamaños de grano, la correlación que podría existir entre el tamaño de grano y la orientación, o entre los tamaños de granos tomados en las direcciones de laminación y transversal (su cociente es el factor de forma o aspecto de los granos), o la distribución de tamaños de grano en el ensamble.

Ambos modelos constituyen el principal aporte del presente trabajo y tienen la característica de mostrar la dependencia de la distribución de orientaciones de una manera más simple y directa que los modelos clásicos.

Indice:



Capítulo 1 Introducción

- 1.1 La problemática del productor.
- 1.2 Anisotropía plástica.
- 1.3 El trasfondo histórico-científico.
 - 1.3.1 El efecto en la tecnología.
 - 1.3.2 Modelos físicos versus textura.
- 1.4 El estado deformado y las teorías de plasticidad.
- 1.5 Alcance de este trabajo.
- 1.6 Datos de los materiales.
 - 1.6.1 Chapa laminada en frío (LAF).
 - 1.6.2 Hojalata.

Capítulo 2 Anisotropía plástica

- 2.1 Anisotropía plástica y conformabilidad.
- 2.2 Evaluación de la conformabilidad.
 - 2.2.1 Análisis de grilla circular.
 - 2.2.2 Ensayos simulativos.
- 2.3 Ensayos de tracción y evaluación del r .
 - 2.3.1 Metodologías para hallar r .
 - 2.3.2 Fuentes de incerteza.
- 2.4 El coeficiente de contracción o valor q_θ
 - 2.4.1 Efecto de la ordenada al origen (A).
 - 2.4.2 Variabilidad de r en el intervalo I_n .
 - 2.4.3 Comparación de las formas de evaluación del error.
- 2.5 Resultados de los valores de r en ensayos mecánicos.
- 2.6 Discusión de los resultados.

Capítulo 3 Textura cristalográfica

- 3.1 Representación de la textura cristalográfica.
- 3.2 Expansión en serie la función de distribución (ODF).
- 3.3 Fuentes de error experimental.
- 3.4 Promedio de la textura de distintas capas.
- 3.5 Porcentaje en volumen de componentes de textura p_g .
- 3.6 Fibras y componentes principales.
- 3.7 Relación de equivalencia.
 - 3.7.1 Direcciones equivalentes.
 - 3.7.2 Componentes u orientaciones equivalentes.

- 3.8 Resultados de textura.
 - 3.8.1 Parte experimental
 - 3.8.1.1 Pulido químico.
 - 3.8.1.2 Medición de textura.
 - 3.8.1.3 Evaluación de los porcentajes p_g .
 - 3.8.2 Resultados
 - 3.8.2.1 Resultados de la ODF
 - 3.8.2.1.1 Chapa laminada.
 - 3.8.2.1.2 Hojalata.
 - 3.8.2.2 Porcentajes de cristales con orientación g , p_g .
 - 3.8.2.2.1 Chapa laminada.
 - 3.8.2.2.2 Hojalata.
 - 3.8.2.3 Resultado de la fibra γ
- 3.9 Discusión de los resultados.



Capítulo 4 Teorías de plasticidad policristalina.

- 4.1 El deslizamiento y la cantidad de corte.
- 4.2 Distribución de tensiones y deformaciones en policristales.
 - 4.2.1 Hipótesis de Sachs.
 - 4.2.2 Hipótesis de Sachs-Kochendörfer.
 - 4.2.3 Hipótesis de Taylor.
 - 4.2.3.1 La formulación matemática.
 - 4.2.3.2 Segunda hipótesis de Taylor.
 - 4.2.4 "Pencil Glide Model".
 - 4.2.5 Modelos de "Vínculos Relajados".
- 4.3 Predicción del valor de r .
 - 4.3.1 Condiciones de Contorno.
 - 4.3.2 Problema de minimización y elección de un modelo.
 - 4.3.3 Método de la expansión en serie.
 - 4.3.4 Resultados teóricos.
- 4.4 Resultados del modelo.
 - 4.4.1 Chapa laminada.
 - 4.4.2 Hojalata.
- 4.5 Discusión de los resultados.

Capítulo 5 Modelo semiempírico para Δr

- 5.1 Modelo semiempírico de Δr .
- 5.2 Resultados del ajuste.
- 5.3 Discusión de los resultados.

Capítulo 6 Modelo estadístico



- 6.1 Objeciones a los modelos clásicos.
- 6.2 Modelo estadístico.
 - 6.2.1 Ensamble de granos.
 - 6.2.2 Comportamiento en tracción.
 - 6.2.2.1 Comportamiento local.
 - 6.2.2.2 Dependencia del q de los porcentajes p_g .
 - 6.2.3 Dependencia de la textura.
- 6.3 Influencia de otros factores.
 - 6.3.1 El proceso de degradación.
 - 6.3.2 La elección de los q_{θ}^{β} de monocristal.
- 6.4 Análisis de variabilidad.
- 6.5 Resultados para r .
 - 6.5.1 Chapa laminada.
 - 6.5.2 Hojalata.
- 6.6 Discusión de los resultados.
 - 6.6.1 Chapa laminada.
 - 6.6.2 Hojalata.
 - 6.6.3 Del modelo en general.

Capítulo 7 Conclusiones.

Apéndice 1. Espacio de Euler

Apéndice 2. Resultados de textura de la fibra γ .

Apéndice 3. Valores teóricos de r para cada orientación.

Referencias

CAPITULO 1

Introducción general

La chapa de acero es un material ampliamente utilizado en la actualidad por su resistencia, fácil junta, moderadamente bajo costo y por su conformabilidad, es decir, la capacidad de conservar su integridad estructural al ser deformado plásticamente en frío, para darle una forma tridimensional prefijada. Esta última propiedad, aumenta el valor económico real del material por varios y disímiles motivos. Por ejemplo, podemos citar que permite ampliar el alcance de utilidad del mismo como prototipo de modernas partes de precisión, u otorga mayor libertad a los diseñadores de automóviles, preocupados tanto por las formas de estos últimos, como por su comportamiento aerodinámico.

1.1 La problemática del productor

El productor de este material se enfrenta a varios problemas además de tener que mejorar la conformabilidad, también debe mejorar otras propiedades como la pintabilidad, la resistencia a la corrosión, la respuesta al envejecimiento; reducir las fallas propias o derivadas del proceso como la inhomogeneidad del espesor y la suciedad remanente. Paralelamente, debe mantener las propiedades dentro de rangos controlados y finalmente realizar la evaluación de la calidad del producto final. Así, concretamente los problemas pueden dividirse en dos principales en el caso de la conformabilidad, uno es la búsqueda de mejoras en la calidad, y el otro, es como realizar la evaluación de la misma de conformidad con el cliente.

El primer problema propone un tratamiento común a cualquier proceso, es decir, realizar mejoras tecnológicas generales, o mejoras particulares a la tecnología existente.

El segundo problema también se ha convertido en uno standard, y se trata de comprobar que los valores de ciertas propiedades, especificadas en normas, se encuentren dentro de los rangos declarados a los clientes.

Las normas definen cuales deben ser y como deben ser medidas las propiedades mecánicas que permiten evaluar la calidad del material y como realizar dicha evaluación. Tal definición de lugar a una clasificación convencional, de uso en la actualidad, para la conformabilidad, sin embargo la búsqueda de parámetros que representen a la conformabilidad es aún materia de investigación.

En la clasificación usual, se deben precisar un conjunto de propiedades mecánicas que básicamente incluyen a: las tensiones de fluencia y máxima, el coeficiente de endurecimiento, y el llamado valor r o parámetro de Lankford, que da una medida de la anisotropía a la deformación plástica.

1.2 La anisotropía plástica

El comportamiento plástico de un material policristalino en forma de lámina, está determinado por la función de fluencia. En el caso de materiales con anisotropía ortotrópica, en la aproximación de tensión plana y para láminas delgadas (chapa), se utiliza la función de fluencia de Hill de la forma,

$$F\sigma_y^2 + G\sigma_x^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2N\sigma_{xy}^2 = 1 \quad (1.1),$$

donde los ejes x e y , son los ejes de anisotropía y corresponden a las direcciones de laminación y su transversal en el plano de la chapa. Estas cuatro constantes, F , G , H y N se determinan experimentalmente mediante ensayos de tracción de los cuales el r también debe ser determinado. El r se define como [1] el cociente entre la deformación real del ancho ε_w , y la deformación real del espesor, ε_t , y con incompresibilidad plástica, se escribe,

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = - \frac{\varepsilon_w}{(\varepsilon_t + \varepsilon_t)} \quad (1.2),$$

ε_t es la deformación real en la dirección de tracción. Dicho coeficiente es distinto de uno cuando el material presenta anisotropía.

Usualmente para su evaluación se extraen probetas en tres direcciones de la chapa que forman ángulos de 90° , 45° y 0° con la dirección de laminación. Con ellas se obtienen dos valores característicos del material denominados anisotropía normal o r_{med} y anisotropía planar o Δr que se definen así,

$$r_{med} = \frac{(r_{90^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{0^\circ})}{4}, \quad (1.4) \text{ y}$$

$$\Delta r = \frac{(r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{0^\circ})}{2}, \quad (1.5).$$

Obtener estos parámetros con precisión es una real dificultad experimental y para ello es importante contar con un método de ensayo adecuado, a fin de observar diferencias en los valores que se obtienen para cada dirección, en los valores que se obtienen para distintos materiales o, para el mismo material producido en distintas condiciones en caso de querer hacer mejoras de la calidad. El capítulo 2 está dedicado exclusivamente a este aspecto.

El valor de r también puede ser estimado experimentalmente por medio de la medición de la textura cristalográfica [2 y3], término que designa a la distribución no homogénea de las orientaciones cristalográficas en un agregado policristalino. Si la distribución es homogénea, todas las orientaciones ocurrirán con igual probabilidad.

La textura es la causa física principal indicando la presencia de anisotropía en la deformación plástica de policristales, pero la incidencia de aquella en el valor de esta propiedad no es conocida cabal y completamente.

1.3 El trasfondo histórico-científico

La revisión bibliográfica revela la existencia de una gran brecha separando a la investigación general, del desarrollo de tecnología en el campo del trabajado en frío de metales; considerada hasta la década del '70 de interés puramente ingenieril por los hacedores de la primera.

1.3.1 El efecto sobre la tecnología

La tecnología de producción y de utilización de la chapa laminada, también está ligada al trabajado en frío de metales, un campo de la metalúrgica cuya práctica se ha realizado a partir de conocimientos empíricos no siempre comprendidos completamente, salvo en aspectos cualitativos. La única información científica siempre disponible relacionada a las prácticas de trabajado en frío, ha sido la curva empírica de flujo.

Las investigaciones anteriores a la década del 60 se orientan hacia el estudio de la plasticidad en monocristales haciendo escasa contribución a la tecnología. Sólo posteriormente, los metalurgistas se ocuparían de los materiales ingenieriles intentando salvar la brecha existente. Como consecuencia de estos esfuerzos, se registrarían importantes avances en la tecnología de producción de la chapa para conformado, la mayoría de ellos, basados en implementar procesos más controlables que los de sus correspondientes antecesores en alguna variable específica, claramente identificable como influyente en la propiedad en juego. Es decir proveen una solución forzada, concentrada en un único conocimiento técnico, y no una solución proveniente de la cabal comprensión de los fenómenos involucrados. Ejemplo de estos avances son el afinado en vacío, o la implementación de líneas de recocido continuo muy utilizadas en los últimos años, a pesar de que se conoce apenas cualitativamente la textura conveniente y de que las mejores calidades de aceros para conformado se obtienen en los lentos recocidos en baños de gas inerte [4].

A pesar de estos y muchos otros avances logrados la demanda de mejoras en propiedades y procesos de producción, aún continúa.

1.3.2 Modelos físicos versus textura

Dentro del trabajado en frío se involucra a varios procesos, todos ellos con disímiles modos de deformación predominantes y con un amplio rango de deformaciones posibles. Ejemplos de estos procesos son: el forjado, la extrusión, la trefila, el mecanizado y los de interés en este trabajo, la laminación y el conformado de chapa. Todos y cada uno de ellos presentan diversos problemas que suelen ser tratados con distintos modelos físicos, atinentes estos, a la gran variedad de: campos de tensiones, campos de deformaciones y campos de velocidades de deformación, influenciados a su vez, por las propiedades plásticas, la geometría, la fricción, y por las condiciones presentes en general.

Cuando un material es trabajado en frío, sufre cambios en su anisotropía como

consecuencia de la deformación y/o transformaciones de fase (si las hubiere), cambios que se evidencian en la estructura y en la textura del policristal. Por otra parte, la textura siempre ha sido estudiada aisladamente, a la luz de la elegancia geométrica de la cristalografía de deformación de policristales y con el objeto de realizar predicciones en los agregados policristalinos, desde los resultados obtenidos para monocristales [5, 6 y 7].

La consecuencia directa del desarrollo paralelo de los modelos físicos del trabajado en frío y los conocimientos cristalográficos, entorpecerían el desarrollo de un modelo unificado que permitiese predecir, simultáneamente:

- i) *La evolución de las orientaciones cristalográficas al deformar (la textura de deformación),*
- ii) *la estructura de defectos (permitiría calcular la energía reservada) y*
- iii) *el flujo de tensiones en función de la deformación.*

Si la textura y los modelos físicos se considerasen en conjunto se tendría una visión completa del estado deformado que permitiría el desarrollo de ambos tópicos.

1.4 El estado deformado de metales y las teorías de plasticidad

Cuando un material fluye plásticamente, la deformación es habilitada por los deslizamientos en los sistemas que alcanzan la tensión de corte crítica resuelta, y aquellos producen cambios en la microestructura. Dichos cambios son el aumento del área de cada grano o subgrano con acumulación de dislocaciones en el borde, el cambio de forma, el aumento de la densidad de dislocaciones en el interior y los cambios en las orientaciones de los cristales relativos a la dirección en que actúa la tensión responsable de la deformación. También ha sido comprobado, que la deformación en cada cristal, grano o subgrano, no es homogénea, sino que presenta bandas de deformación separando zonas de diferente orientación [8]. Tal evidencia, impide explicar el comportamiento de endurecimiento por deformación y los cambios de orientación operantes durante la deformación en un mismo cristal [9], con lo cual, las texturas de deformación no pueden ser predichas con éxito considerando solamente el deslizamiento y/o maclado. Sin embargo, esto no impide estudiar los cambios de orientación de volúmenes parciales del agregado, ni tampoco modelar la rotación de los volúmenes como consecuencia de otros mecanismos que no sean los ordinarios de deformación.

Ordinariamente para explicar o predecir la deformación plástica, se examinan los sistemas de deslizamiento activos, y se realizan hipótesis para conectar la escala microscópica que tiene en cuenta lo que ocurre en un cristal, con la escala macroscópica que abarca a un conjunto de granos. Si esto no se hiciese, debería conocerse o suponerse una distribución de tensiones y deformaciones de los granos tomados individualmente. Aquí las teorías se alinean en dos grupos:

i) La teoría de ligadura leve o menor o de Sachs (1928) [6], que considera a los *granos independientes de sus vecinos* y al sistema con mayor tensión de corte resuelta como el único posible activo.

ii) La teoría de ligadura total, máxima o de Taylor [7], supone que todos los *granos sufren el mismo cambio de forma que coincide con el cambio de forma de todo el espécimen*. El tensor de deformación tendrá 5 componentes independientes, es decir, requerirá localmente, de cinco componentes de corte independientes, que corresponden

a cinco sistemas de deslizamiento independientes.

El acuerdo general en este aspecto es que ninguna teoría explica completamente los cambios que tienen lugar durante la deformación y si bien se acepta al modelo de Taylor [4] como el más aproximado a la realidad, la evidencia muestra que en el centro de los granos el comportamiento se aproxima al predicho por Sachs, en tanto en los bordes de grano, el agregado se comporta como predice Taylor [10].

1.5 Contenido del trabajo

En vistas de las necesidades planteadas en las secciones 1.1, 1.2, 1.3, y 1.4 sumado a la manifiesta imposibilidad de los modelos de la mecánica del continuo, que bien explican el comportamiento de un material al ser deformado, de contemplar los cambios internos que operan en un material cuando este es sometido a procesos de fabricación y a la existencia de los modelos microestructurales citados en 1.4, se decidió desde el Dto. de Tecnología Mecánica, atacar el problema de la influencia de las variables microestructurales sobre el r , comenzando por la influencia de la textura cristalográfica, para de esta manera, utilizar al máximo los resultados experimentales.

Uno de los frentes para atacar el problema, fue obtener la textura cristalográfica en capas internas del material realizando un decapado o pulido químico del material. Y el otro, fue estudiar los modelos geométricos de deformación de policristales utilizados para predecir la anisotropía plástica desde la textura, calcular el r a partir de los métodos existentes y compararlos con los valores de r obtenidos en ensayos mecánicos. Todo ello, observando la posibilidad de generar modelos microestructurales alternativos para predecir el r .

Siguiendo este orden, la información reunida en el presente trabajo se incluye de la siguiente manera:

El capítulo 2 está dedicado a la necesidad y utilidad de obtener el r desde ensayos mecánicos, a evaluar la dificultad experimental que contiene y la consecuente limitación de su utilización.

El capítulo 3 se dedica exclusivamente a explicitar los conocimientos de interés en este trabajo en lo referente a textura, y a presentar los resultados de *la función de distribución de orientaciones* (ODF) que se han obtenido.

El capítulo 4 está dedicado precisamente a discutir estas teorías, a mostrar como se predice el valor de r con los resultados que se obtienen para la textura y a presentar los valores obtenidos aquí, utilizando *el método de la expansión en serie de armónicos esféricos*.

En el capítulo 5 se trata un *modelo semiempírico* para el Δr , con el objeto de encontrar dependencias entre la anisotropía planar y la distribución de orientaciones. En el capítulo 6, se presenta un *modelo estadístico orientacional* desarrollado con el objeto de alcanzar una mayor y mas amplia comprensión de la relación existente entre la distribución de orientaciones en un policristal y la deformación plástica en tracción uniaxial.

1.6 Materiales

Los materiales utilizados en este estudio fueron la chapa laminada en frío y la hojalata. Ambos son producidos por SIDERAR SA, en sus plantas de Ensenada y San

Nicolás (respectivamente), pero en este caso SIDERAR participó en las etapas iniciales de fabricación que alcanzó hasta el laminado en frío (LAF), con particulares condiciones que no se detallarán aquí por no ser de importancia en este trabajo. Vale destacar que la etapa restante, el recocido, fue realizado en hornos de laboratorio en el CINI, para realizar otros estudios. Seguidamente se provee la caracterización de estos materiales.

1.6.1 Chapa laminada

El material que denominaremos chapa laminada es la utilizada para embutido extraprofundo o pieza crítica según la denominación de SIDERAR SA. Su composición química se resume en la tabla 1.A. En este trabajo se tomaron muestras de *5 condiciones diferentes* de producción. El espesor del material fue de 0.8 mm.

Tabla: 1 A. Composición química de la *chapa laminada en frío* (promedios).

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Al*</i>	<i>N*</i>
0.04	0.17	0.26	0.006	0.009	0.045	42

* Indica partes por millón.

1.6.2 Hojalata

Para este caso se tomaron dos grados diferentes de aceros de SIDERAR cuyas composiciones químicas se resumen en la tabla 1.B. En el proceso completo se utilizaron: dos estrategias de enfriamiento, dos porcentajes de reducción en frío y dos ciclos de recocidos, lo que redondean un total de *16 condiciones diferentes*.

Tabla: 1.B. Composición química de la *hojalata* (promedios).

<i>Grado de SIDERAR</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Al*</i>	<i>N*</i>
7010	0.08	0.45	0.02	0.01	0.012	0.037	27
7011	0.055	0.3	0.025	0.005	0.018	0.04	25

* Indica partes por millón.

Capítulo 2

Anisotropía Plástica

En este capítulo analizaremos la necesidad de obtener el valor de r , por lo que las dos primeras secciones son una introducción. Además se muestran las distintas formas en que suele obtenerse el r en un ensayo de tracción, y los problemas que presenta la especificación de los resultados obtenidos que deben informarse.

2.1. Anisotropía plástica y conformabilidad

En general los esfuerzos para evitar fallas y optimizar el proceso de conformado de una forma en particular, incluyen una cuidadosa selección del material, teniendo en cuenta si sus propiedades mecánicas son o no adecuadas para el caso que se presenta. Los dos ejemplos clásicos son el embutido profundo y el estirado[11, 13].

Cuando se fabrican piezas realizando un embutido profundo (deep-drawing), ver figura 2.1, se ha previsto que esta se conforme sin que su espesor sufra cambios apreciables y será de interés que el material posea una alta resistencia al adelgazamiento, o alto valor de r .

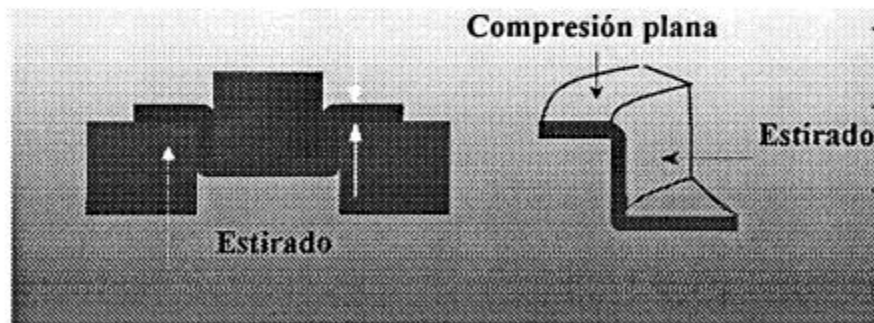


Figura 2.1. Esquema de embutido con punzón plano.

En otros casos se pretende que la pieza se conforme por estiramiento (stretch-forming), ver figura 2.2, reduciendo el espesor del material, en este caso se preselecciona un material dúctil, de alto valor de n y con alto porcentaje de alargamiento a la rotura.

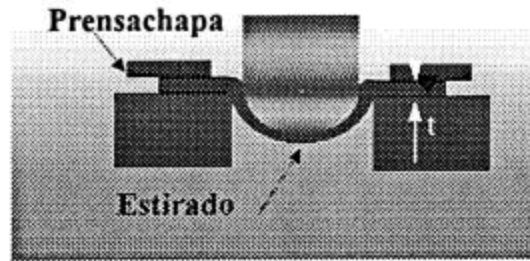


Figura 2.2. Esquema de estirado con punzón semiesférico.

En la práctica, los casos típicos no suelen ser ninguno de los dos anteriores puramente, y no es trivial la especificación de las propiedades mecánicas críticas necesarias en cada caso.

En el contexto de la clasificación convencional altos valores de n y r , indican buenas características del material para conformado. Sin embargo, este esquema no se ajusta a todos los casos. Nuevos desarrollos en la industria del acero, han dado lugar a calidades de aceros isótropos, de $r \sim 1$ y $\Delta r \sim 0$, que poseen mayores tensiones de fluencia que los aceros comunes para conformado, no presentan efectos negativos en sus propiedades cuando se reduce su espesor en estiramiento, y pueden ser utilizados con éxito en complejas operaciones de conformado [14].

Los nuevos parámetros no solo deberían correlacionar con los valores de r , n , ϵ_{lrot} , $\sigma_{0.2\%}$ y $\sigma_{Máx}$, deberían ser fáciles de obtener, y además, estimar mejor la conformabilidad del material. En síntesis, la obtención de los parámetros convencionales es, de uno u otro modo (y por el momento), una necesidad primaria. La sección siguiente ilustra este carácter necesario.

2.2. Evaluación de la conformabilidad

La evaluación de las propiedades mecánicas de la chapa que son necesarias para alguna operación de conformado, requiere el conocimiento del estado de tensiones y del estado de deformaciones de todo el proceso y la identificación de aquellas propiedades que resultan críticas. Si se tiene este conocimiento en forma analítica, este será aproximado, y si se recurre a una evaluación experimental, la misma será limitada por las condiciones del ensayo. No existe hasta el momento, un ensayo que de cuenta de los modos de deformaciones ideales que intervienen en el conformado en intensidades variables y controlables (los modos de deformaciones ideales son el embutido profundo, el estirado, y el doblado). Por esta razón, para evaluar si el material cumple con las exigencias de propiedades mecánicas, se recurre a ensayos que simulan las condiciones reales de conformado, en combinación con las propiedades que pueden ser obtenidas en un ensayo de tracción.

Existen varias maneras de evaluar las características de deformación de la chapa para conformado. Estas pueden ser: el análisis de grilla circular, los ensayos *simulativos* y los ensayos *de tracción*. A continuación se hará una breve revisión de estos métodos, para entender porque es importante utilizar la clasificación convencional.

2.2.1 Análisis de grilla circular

El análisis de grilla circular es utilizado para determinar las propiedades requeridas para conformar piezas complejas en su forma [15]. El método consiste en marcar sobre la chapa un patrón uniformemente espaciado de circunferencias de igual tamaño y luego se la conforma de la manera deseada. Por efecto de la deformación las circunferencias se transforman en elipses, desde las cuales, pueden definirse las deformaciones máxima (ϵ_{lmax}) y mínimas (ϵ_{lmin}). Cuando se representan estas deformaciones, se obtiene el *diagrama límite de conformado*, similar al que se observa en la figura 2.3.

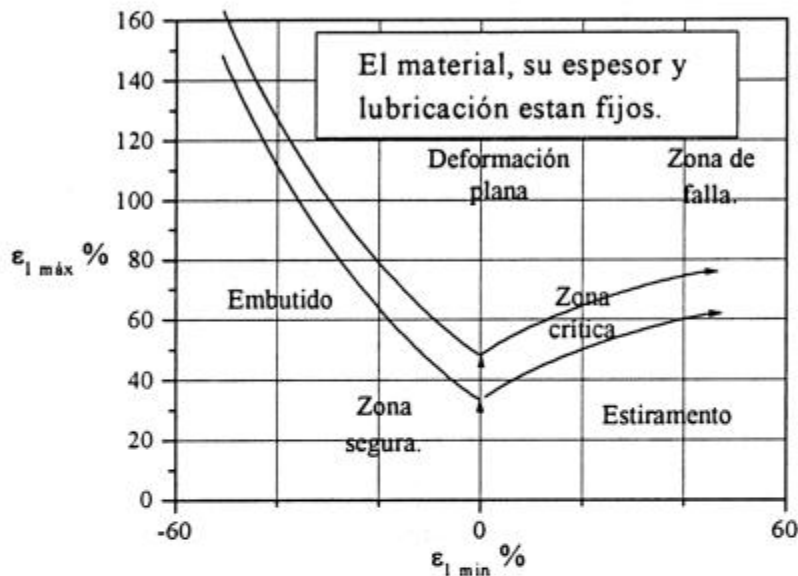


Figura 2.3: Forma del diagrama límite de conformado.

Este método permite estudiar el proceso utilizado para conformar y establece el margen de seguridad del proceso. La curva principalmente depende del material que se utiliza para construirla, siendo además influenciada por la velocidad de deformación y la lubricación utilizada. Si por otra parte, el margen de seguridad es muy exigente, las propiedades del material deben ser rigurosamente controladas. Es decir el método debe ser complementado con la medición de: n , r , ϵ_{lrot} , $\sigma_{0.2\%}$, $\sigma_{Máx}$, etc.

2.2.2 Ensayos simulativos

Estos tienen la ventaja de ser representativos de las situaciones que se dan realmente en la práctica. Se los divide en simples y combinados [12]. Entre *los ensayos simples* se destacan: el ensayo Swift, en la variante de punzón plano (figura 2.1), y el ensayo Erichsen en su variante Olsen. Entre *los ensayos combinados* se hallan los ensayos de Fukui y de Engelhardt (aunque existen otros tales como el ensayo Kayseler de cuña, el ensayo Sachs de copa cónica, el ensayo Petrasch de copa de impacto, el ensayo Eisenkolb, etc.).

Todos los ensayos simulativos tendrían una utilidad limitada para definir las propiedades plásticas, dado que éstos son afectados por la fricción entre la chapa y la herramienta, efecto es poco comprendido aun, y se generan problemas en la preparación de los ensayos y de interpretación de los resultados de los mismos. Además, si bien existe una correlación empírica entre el diámetro crítico de embutido y el valor de r , para los otros tipos de ensayo no es posible establecer una relación de la deformación con los valores de r y n del material.

2.3. Ensayos de tracción y determinación del valor de r

El ensayo de tracción es el método mas práctico, difundido y conveniente para obtener las propiedades plásticas de metales. Con este se consigue una deformación uniforme en un volumen considerable y asegura un estado de deformación proporcional en el ensayo. Tiene la ventaja de que no es afectado por las variables incidentales e inherentes del proceso real a que se somete al material en la práctica, es extremadamente controlado y además está libre de fricción.

La anisotropía plástica requiere de la medición de las deformaciones en las direcciones perpendiculares al plano de la chapa (y entre si), lo que da lugar a una serie de dificultades adicionales y una diversidad de metodologías de determinación.

2.3.1 Metodologías

La revisión de las normas [16 a 18], revela que las metodologías pueden dividirse en dos modos diferentes de determinación, generalmente denominados: *modo manual* y *modo automático* (existe también la posibilidad de utilizar probetas especiales pero no es usual en ensayos de control de calidad).

a) El *modo manual*, que se halla completamente especificado en las normas, consta básicamente en traccionar la probeta hasta un porcentaje de deformación prefijado, usualmente al 20% de deformación longitudinal, y de la medición el ancho antes (w_0) y después (w) de la deformación. Para obtener a cada uno de estos (w_0 y w), se realizan mediciones directas en tres posiciones de la probeta y luego se calcula el promedio.

b) En el *modo automático*, se realiza la adquisición de los datos, en forma automática, de ambas deformaciones y de la fuerza (con una celda de carga) simultáneamente durante el ensayo. Los dos extensómetros se ubican sobre la probeta perpendiculares entre si, de manera que uno de ellos mide la deformación longitudinal, ϵ_l , y el otro la deformación transversal o del ancho, ϵ_w . La velocidad de desplazamiento se mantiene constante y a un valor menor al máximo que provee la norma con la cual se opera, generalmente menor a 0.5% 1/minuto.

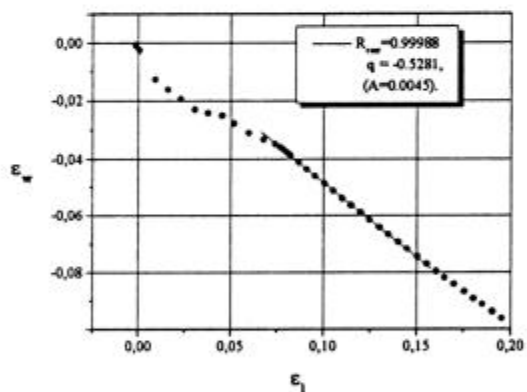
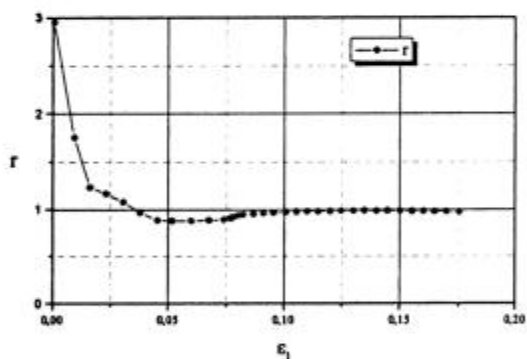
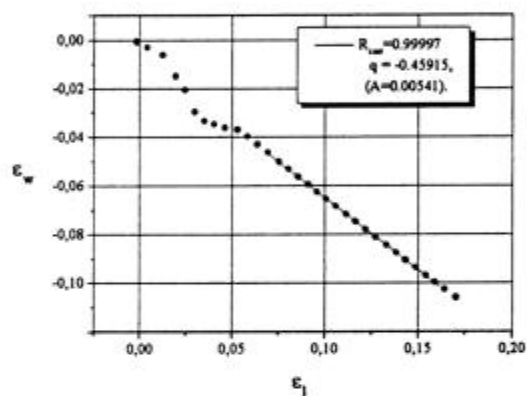
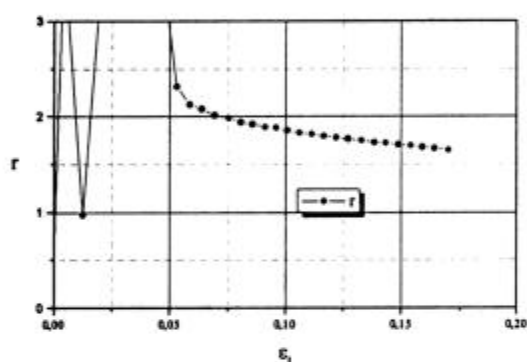
2.3.2 Fuentes de incerteza

Uno de los requerimientos contenidos en las normas para el ensayo en *modo automático* es la realización de una corrección o compensación debida a la deformación elástica presente durante todo el ensayo. Las normas no especifican como

debe efectuarse tal compensación, aunque distintas sugerencias de cómo hacerla, se hallan en la literatura [17].

La determinación de r es tan sensible a las mediciones directas que si el ancho fluctúa en 0.1% se estima una variación de aquel parámetro de entre el 4% y el 7% [1]. Como consecuencia de ello, el efecto de la corrección por la deformación elástica sobre el valor de r , es mucho menor que el error con que se obtiene, independientemente de cual es el método que se utiliza para realizar la corrección. Además, como el valor de r varía con la deformación en el transcurso del ensayo, resulta que sería de poca importancia o de efecto despreciable realizar la compensación (por la deformación elástica).

La figura 2.4 (a) (de r vs. ε_1) muestra el decrecimiento típico de r con la deformación, hasta el punto en que se produce la estricción. Para bajas deformaciones, donde las determinaciones no son válidas, puede verse que la curva es oscilante o bien es decreciente, hecho que suele adjudicarse al comportamiento de los extensómetros o al propio material que se tracciona [19].



(a)

(b)

Figura 2.4 r vs. ε_1 , para distintos materiales.

Aunque se extremen esfuerzos en la reducción del error de medición de los extensómetros la incerteza en la medición de r tendrá siempre un valor considerable, del orden del 10%, ya sea debido a las características del material, al mecanizado de las probetas, a las dimensiones que se le da a las mismas como la longitud reducida, la longitud calibrada etc, la posición de los extensómetros en la probeta, o el número de extensómetros transversales que se utilizan [20]. En general se observa que diferentes

combinaciones de estas variables darían valores diferentes de r . Por ejemplo la posición de los extensómetros en la probeta para medir la deformación en el ancho es crítica, dado que el resultado varía si se mide en el centro, respecto de si se mide el mismo en los extremos de la zona calibrada y luego se promedia; en este caso se recomienda utilizar probetas de gran tamaño para disminuir el efecto.

En suma, utilizando el modo automático, en las condiciones precitadas y sin realizar la corrección elástica, pueden obtenerse resultados aceptables del valor de r .

2.4. El coeficiente de contracción o el valor q_θ

Las cuatro constantes de Hill, (1.1), deben ser determinadas en función de la deformación plástica, para así dar la solución completa al problema del flujo plástico, bajo la suposición de endurecimiento isótropo. Resulta luego, que el estado de anisotropía no se ve alterado al deformar el material, y con ello, la relación entre ε_w y ε_l debe ser lineal. Esto motiva la definición del denominado valor q_θ o coeficiente de contracción, que con las definiciones de r dadas en 1.4, se escribe:

$$q_\theta = -\varepsilon_w / \varepsilon_l = r / (1 + r) \quad (2.1).$$

En el caso experimental, las curvas de ε_w vs. ε_l , revelan una zona o intervalo de deformación uniforme, I_n , en el que la relación entre ambas deformaciones es "aproximadamente" lineal [21, 22 y 23] como se ve en la figura 2.4 (b). Luego, reemplazando en (2.1) la recta de regresión lineal $\varepsilon_w = B \varepsilon_l + A$ se obtiene,

$$q_\theta = -B - \frac{A}{\varepsilon_l} \quad (2.2),$$

si los valores de A que se obtienen son tales que el segundo término en (2.2), es mucho menor que uno, se puede despreciar este término y suponer que $-B = q_\theta$, de donde

$$r_\theta = \frac{q_\theta}{1 - q_\theta} \quad (2.3).$$

2.4.1 La ordenada al origen (A)

El uso de la recta de regresión mejora la confiabilidad de los parámetros involucrados, pero también tiene una ordenada al origen no nula A que puede ser positiva o negativa. En la figura 2.4 (b) se observa la forma ordinaria de la curva ε_w vs. ε_l , obtenida en un ensayo. Esta estaría relacionada principalmente con la homogeneidad de la deformación durante la fluencia, y su modulo sería mayor cuanto mayor es la inhomogeneidad de la deformación [24, 25], pero el signo de A , no ha sido relacionado a ningún fenómeno en particular que no sea el error experimental. Se cree que en los estados iniciales de la deformación se produce una transición hacia un estado de deformación plástica estacionario, durante el cual, se produciría un rearrreglo de subestructuras de

dislocaciones, que adaptarían al sistema a un nuevo camino de deformación . Sin embargo no existe hasta la fecha una investigación sistemática para probar las aseveraciones anteriores.

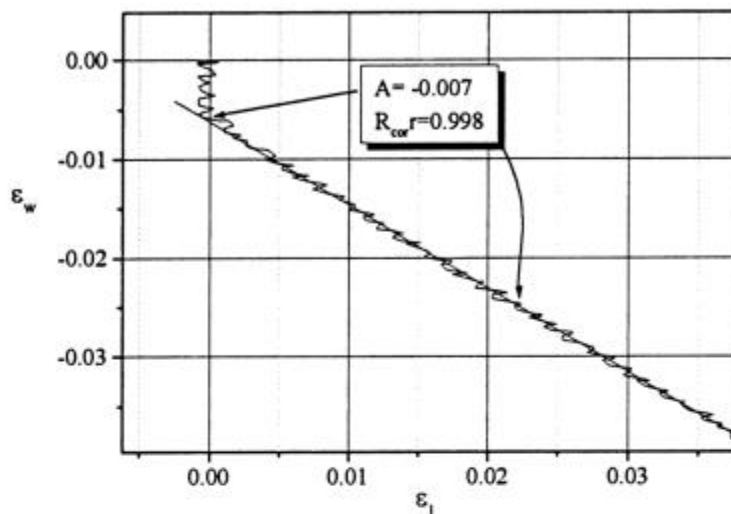


Figura 2.5: Se observa el valor de A no nulo, y la relación “cuasilínea”.

2.4.2 Variabilidad de r en el intervalo I_n :

El intervalo de deformación longitudinal I_n , está delimitado por un valor máximo $\epsilon_{lMáx}$, y un valor mínimo ϵ_{lmin} , y para seleccionarlo puede hacerse un ajuste de la recta por cuadrados mínimos, y aceptarlo o rechazarlo teniendo en cuenta por ejemplo, el siguiente criterio:

- El coeficiente de correlación de la recta de cuadrados mínimos debe ser por lo menos 0.99 (o mayor).
- El intervalo I_n debe tener la longitud máxima, alcanzando si es posible, el 20% de deformación.
- La deformación debe ser uniforme en I_n .
- Observar que no se ha alcanzado la tensión máxima en el intervalo I_n .
- El valor del cociente entre la ordenada al origen (A) y ϵ_{lmin} , (A/ϵ_{lmin}) debe ser mucho menor que uno.

De (2.3) r_θ es creciente con el valor de q_β , y si no se desprecia el segundo término en (2.2), el valor de r_θ se verá sensiblemente modificado. Para dar cuenta de esta diferencia se retiene el segundo término, y como la recta ha sido evaluada en el intervalo I_n , resulta:

$$q_{\theta M} = -B - \frac{A}{\epsilon_{lMáx}} \quad (2.4),$$

$$q_{\theta m} = -B - \frac{A}{\epsilon_{lmin}} \quad (2.5).$$

El r variará en el intervalo, y (2.4) y (2.5) permiten calcular los valores extremos que alcanza, es decir, el rango de variabilidad de dicho parámetro en el intervalo I_n .

Se presentan dos casos según el signo de A . Si A es positivo, los valores de r que se obtendrían por cálculo directo de (1.4) del capítulo 1, serán menores a los r_θ , que se obtienen desde (2.3), y si A es negativo, ocurrirá lo contrario. La variabilidad puede calcularse según:

a) $A < 0$:

$$r_M = (1 - q_{\theta m})^{-1} - 1 \quad (2.6),$$

$$r_m = (1 - q_{\theta M})^{-1} - 1$$

b) $A > 0$:

$$r_M = (1 - q_{\theta M})^{-1} - 1 \quad (2.7).$$

$$r_m = (1 - q_{\theta m})^{-1} - 1$$

En síntesis el valor que se obtiene de (2.3) esta siempre fuera del rango definido en (2.6) y (2.7), y el valor de r para ε_{lMax} (por ejemplo 20%) puede ser recuperado con (2.6) o (2.7).

2.4.3 Comparación de las formas de evaluación del error

Este aspecto es en general secundario en toda medición (y solamente debe ser aclarado en algún lugar del informe), pero aquí se torna crítico a la hora de decidir de que forma conviene evaluar la anisotropía. Como (2.1) conecta a r_θ y a q_θ obtener a uno es equivalente a conocer el otro y el error de cada uno es bien diferente.

Llamando $\sigma_{\varepsilon_l}^2$ y $\sigma_{\varepsilon_w}^2$ a las varianzas de las deformaciones ε_l y ε_w respectivamente la varianza de q_θ es

$$\sigma_{q_\theta}^2 = \frac{1}{\varepsilon_l^2} \left[\sigma_{\varepsilon_w}^2 + q_\theta^2 \sigma_{\varepsilon_l}^2 \right] \quad (2.8),$$

como una estimación real de $\sigma_{\varepsilon_l}/\sigma_{\varepsilon_w}$ es $l_0/w_0 \cong 4$ (es decir el cociente entre el ancho y la longitud calibrada de la probeta) y como $0 < q_\theta < 1$, si se tiene además que $\sigma_{\varepsilon_l}^2 \ll \sigma_{\varepsilon_w}^2$ resulta que $\sigma_{q_\theta}^2$, es independiente de q_θ .

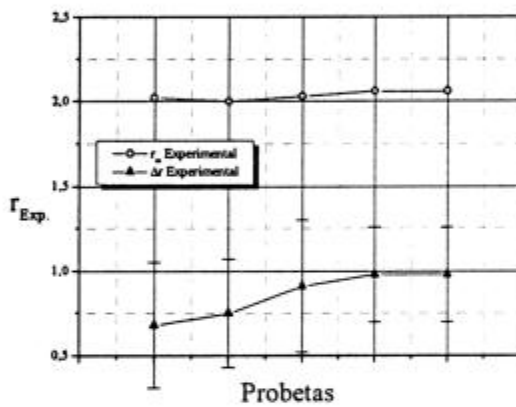
Si se hace lo propio con r se obtiene:

$$\sigma_r^2 = \frac{(1+r)^2}{\varepsilon_l^2} \left[\sigma_{\varepsilon_w}^2 + \frac{r^2}{(1+r)^2} \sigma_{\varepsilon_l}^2 \right] \quad (2.9),$$

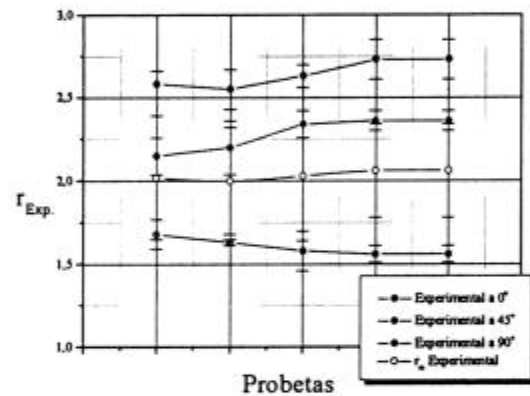
y como $0 < r < \infty$, se comprueba que el error de r varia con r . Las dos últimas (2.8) y (2.9), provienen de considerar solamente el error estadístico, de donde se desprende que el uso de q_θ es preferible en lugar de r_θ para iguales errores sistemáticos.

2.5. Resultados de los valores de r

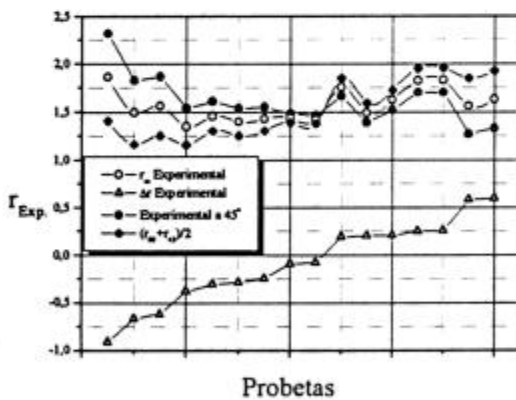
En esta sección se incluyen los valores de r obtenidos para cada una de las condiciones detalladas en el capítulo anterior, es decir para las 5 condiciones de la chapa laminada y las 16 de la hojalata. En cada caso se toman tres probetas de tracción para cada una de las direcciones formando ángulos de 0° , 45° y 90° , con la dirección de laminación (total 9 para cada condición). Con ellas se obtienen los valores de r_0 , r_{45} y r_{90} desde (1.2) y r_m y Δr de (1.4) y (1.5). Finalmente se toma el promedio de los valores obtenidos para cada dirección desde las tres probetas. En los gráficos de la figura 2.6 (a) se presentan estos valores de r , para la chapa laminada en frío y en la 2.6 (b) para la hojalata, ordenando los valores con Δr creciente.



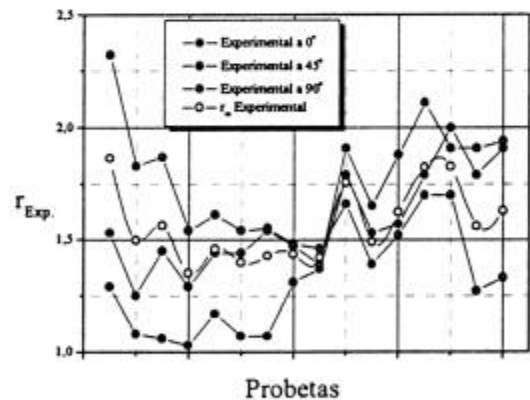
(a) Chapa laminada. r_m y Δr



Chapa laminada. r_0 , r_{45} , r_{90} y r_m .



(b) Hojalata. r_m y Δr



Hojalata. r_0 , r_{45} , r_{90} y r_m .

Figura 2.6 Valores de r .

* Estos gráficos tienen un carácter documental no son utilizados para hacer comparación alguna.

2.6. Discusión

El considerable número de fuentes de incertezas sumado a la variabilidad de r en el intervalo I_n , muestra que el valor que se informa es uno de una constelación de valores posibles en un amplio rango. Estos dan lugar, o bien a un error de medición considerable, o si especifican las condiciones, a un valor muy propio de la situación de medición. En este último caso el valor de r que resulta de 2.3, tendría una mayor confiabilidad y un menor error, como se indicó en 2.4.3. Consecuentemente, la posterior utilización del r debe hacerse con sumo cuidado, tanto para hacer evaluaciones de la calidad, o para efectuar intercomparaciones con otros laboratorios, o para utilizarlo, como un indicador de la anisotropía a la deformación plástica, o como el valor de referencia para ser comparado con otros parámetros o métodos de evaluación. Y además, cuando sea posible utilizarlo, debe tenerse en cuenta siempre su carácter relativo y convencional.

Para cada una de las probetas utilizadas para obtener los resultados contenidos en la figura 2.6, se calculó el valor de A , y este resultó ser positivo en todos los casos, luego el intervalo definido por (2.7), está por debajo del valor que resulta de (2.2) y (2.3) despreciando a A . Así que el valor que se elige como representativo del ensayo puede ser el que corresponde al 20% de deformación (o alguna otra explicitada), es el que se informó aquí y que fue utilizado para hacer comparaciones con los valores calculados desde distintos modelos. Por ello debe tenerse presente en todo el trabajo su significado real, la variabilidad, la ligazón a la metodología de medición y el porcentaje de error (10%) que contiene.

Capítulo 3

Textura Cristalográfica

En este capítulo se proveen los elementos necesarios para representar los resultados de textura cristalográfica. Se citará en particular la definición y utilidad de la función de distribución de orientaciones (ODF) y las formas tradicionales de representación de la textura (esto permitirá establecer relaciones entre ellas y hacer algunas interpretaciones). Se incluye además, las componentes de textura de mayor interés presentes en laminados planos de acero en general, y las llamadas fibras de textura. Al final se presentan los resultados para el material detallado en el capítulo 1.

3.1. Representación de la textura cristalográfica

La textura cristalográfica ha sido ordinariamente representada indicando los índices de Miller de una dirección del cristal $\{hkl\}$ que es paralela al plano de la chapa, dirección ND, y otra dirección del cristal $\langle uvw \rangle$ que es paralela a la dirección de laminación de la chapa, dirección RD. De esta manera con la notación $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ se indica a una componente de textura y resultan definidos [2, 3 y 4] dos sistemas de referencia, uno fijo a la muestra, K_A , compuesto por los ejes ND, RD y transversal o TD; y otro fijo al cristal K_B , con los ejes coincidentes con las direcciones $\langle 100 \rangle$ del cristal.

Tradicionalmente la textura se obtiene por difracción de rayos X y se representa en las denominadas figuras de polo directa, inversa, o por la ODF.

La figura de polo inversa es un triángulo de la proyección estereográfica conteniendo la frecuencia con que un polo coincide con una dirección específica de la muestra; y la figura de polo directa se representa en la proyección a la distribución de una orientación cristalográfica en el ensamble de granos (y relativa a la muestra). Es decir en esta última se elige un polo (de bajo ángulo), se rota a la muestra y se obtiene la frecuencia de ocurrencia de dicho polo para cada orientación. Las figuras de polo son menos utilizadas actualmente dado que no dan información completa de la distribución de orientaciones en un policristal.

Cuando se requiere información cuantitativa y completa de la distribución de orientaciones en un policristal, se utiliza la (función de distribución de orientación) ODF o

$f(g)$, donde g indica una orientación particular del cristal respecto al sistema K_A , y puede designar indistintamente una componente de textura, o una orientación específica distinguible por los tres ángulos de Euler $\{\varphi_1, \phi, \varphi_2\}$ en que se debe rotar al sistema K_B , para ubicarlo en coincidencia con el sistema K_A , ver figura 3.1. Así, las ocho ternas formadas con ángulos 0 y $\pi/2$ representan a las componentes $\{100\}\langle 001\rangle$, también llamadas componentes de textura *cubo*, las componentes $\{110\}\langle 001\rangle$ se denominan "Goss", etc.

Si se denota por dV al volumen formado por todos los cristalitas, granos o subgranos del policristal, que poseen la orientación g , entre g y $g+dg$, y si V es el volumen total de una muestra de referencia, la ODF se define como

$$f(g)dg = \frac{dV}{V} = \frac{1}{8\pi^2} \sin \phi d\phi d\varphi_1 d\varphi_2 \quad (3.1).$$

Los ángulos de Euler variando entre 0 y $\pi/2$ forman un espacio E , cartesiano, denominado espacio o cubo de Euler, y $f(g)$ es una $f E \rightarrow R$, es decir, es una función de R^3 en R . Como tal $f(g)$ solo puede ser visualizada tomando curvas de nivel, planos transversales, etc, fijando previamente uno o dos de los tres ángulos.

La $f(g)$ permite calcular la fracción de granos de un volumen dado con una orientación, sin embargo también tiene algunas desventajas, como por ejemplo, que cada orientación puede ocurrir hasta tres veces en E , para $\phi=0$ los puntos con $\varphi_1 + \varphi_2 = 0$ tienen todos la misma orientación; además, las componentes de interés son difíciles de ubicar y no hay una conexión directa entre los espacios E y K_A .

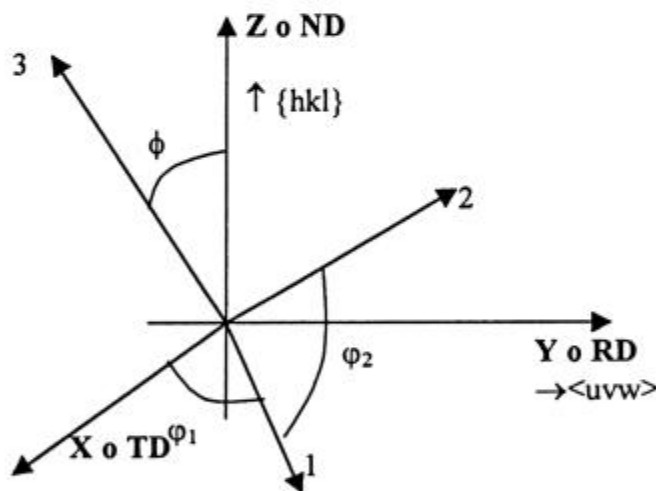


Figura 3.1. Sistemas de referencia K_A y K_B . Ángulos de Euler.

3.2. Expansión en serie de la ODF

La función de distribución de orientaciones puede ser desarrollada en serie de armónicos esféricos generalizados (AEG). Cuando se analiza un material cuyos cristales poseen propiedades de simetría, la expansión se realiza con los AEG que satisfacen

separadamente, para los sistemas K_A y K_B , dichas propiedades de simetría. La forma general del desarrollo es:

$$f(g) = \sum_l \sum_{\mu} \sum_{\nu} C_l^{\mu\nu} \dot{\dot{T}}(g) \quad (3.2),$$

donde $\dot{\dot{T}}(g)$, son los AEG simétricos según la notación de Bunge [2,3], y los puntos indican que se satisfacen las simetrías correspondientes. Las funciones $M(l)$ y $N(l)$ son conocidas para cada caso (simetría cubica/ortorrómbica, exagonal, etc.). Como los AEG simétricos forman un sistema ortonormal de funciones, satisfacen:

$$\frac{1}{2l+1} \delta_{ll'} \delta_{\mu\mu'} \delta_{\nu\nu'} = \int_E \dot{\dot{T}}^{\mu\nu}(g) \cdot \dot{\dot{T}}^{\mu'\nu'}(g) dg \quad (3.3),$$

donde $\delta_{\alpha\beta}$ es la delta de Dirac. Como $f(g)$ debe estar normalizada, resulta que el primer coeficiente de la serie, C_0^{00} , es igual a uno. Los coeficientes de la expansión pueden ser obtenidos midiendo distintas orientaciones individuales, o bien, realizando mediciones de distintas figuras de polo directas e interpolando con un método de minimización [26].

3.3. Fuentes de error

Para obtener los coeficientes del desarrollo de la ODF, se irradia con un haz colimado de rayos X una superficie rectangular del material, con uno de sus lados paralelo a la dirección de laminación, por ejemplo, para definir la orientación de la muestra. El detector y el haz, se fijan a un goniómetro euleriano para tomar la difracción producida por un polo de bajo ángulo (calculado previamente con la Ley de Bragg), luego, se rota la muestra en sucesivos pasos de a 5° , en la dirección azimutal los 360° , y en el ángulo polar hasta alcanzar el máximo posible (en general desde 0° hasta 70°); en lo posible, tratando de barrer la semiesfera de la proyección estereográfica correspondiente a la figura de polo prefijada. Tomando tres figuras de polo directas, en general, los polos $\{110\}$, $\{200\}$ y $\{211\}$, se puede calcular la ODF [27].

La ODF se obtiene cometiendo algunos errores sistemáticos, y uno de ellos, es *el error geométrico*. Este engloba a los siguientes errores: el de identificación de la dirección de laminación, el de posicionamiento de la muestra frente al haz, el de desenfoque que se produce principalmente a alto ángulo (rasante) y por la extensión del haz, etc. La utilización de un detector proporcional con una eficiencia y una resolución propias, un tiempo finito de adquisición de datos en cada terna de ángulos, en general corto que reduce la precisión estadística, más las inevitables coincidencias parciales y/o totales o de multifase, contribuyen al *error de detección*.

En menor medida introducen error el fondo de radiación y la radiación X de distinta longitud de onda a la correspondiente en uso, como la K_β y la de fluorescencia. También debe tenerse en cuenta que se mide en una pequeña área, se toma los rayos X difractados provenientes de una capa de solo algunos micrones de espesor, y que la ODF es finalmente ajustada en forma suave con los datos de a saltos discretos de 5° para los tres ángulos de Euler.

3.4. Promedio de la textura de distintas capas

Si se desea obtener la función de distribución del material a mayor profundidad puede utilizarse una longitud de onda menor, o bien, realizar sucesivos decapados de una misma probeta sin deformar al material. En este caso se podrá tomar a alguna capa como representativa del material para especificar la textura, pero también podría ser utilizado un promedio definido en forma adecuada como el promedio aritmético de distintas mediciones. Para ver la bondad de la definición supongamos que se irradia la capa i -ésima a una profundidad δ_i . Como para cada una de ellas se mide la ODF, se tiene

$$f_i(g)dg = \frac{dV_i}{V_i} \quad i = 1, \dots, n. \quad (3.4),$$

Si el volumen total irradiado es V_T en múltiples mediciones y V_i es el volumen total irradiado de la capa i -ésima, en cada medición

$$V_T = \sum_i V_i \quad (3.5),$$

con lo que resultará para el conjunto de mediciones

$$f_m(g)dg = \frac{\sum_i \Delta V_i^g}{V_T} = \sum_i \frac{V_i f_i(g)dg}{V_T}, \quad (3.6),$$

si V_i es siempre el mismo ($V_i = V$)

$$f_m(g) = \frac{\sum_i f_i(g)}{n}, \quad (3.7).$$

La función de distribución $f_m(g)$ es el promedio de las ODFs obtenidas en cada capa y consecuentemente los coeficientes de su desarrollo serán los promedios de los coeficientes del desarrollo obtenido para cada capa también.

3.5. Porcentaje de componentes de textura (p_g).

Para obtener el porcentaje del volumen total de cristalitos, con una orientación comprendida en el intervalo (finito) de orientaciones g y $g + \Delta g$, donde Δg corresponde a un intervalo angular $\{\Delta\phi_1, \Delta\phi, \Delta\phi_2\}$, se debe calcular la probabilidad p_g de que la orientación g , se encuentre en este intervalo. Es decir, $p_g = P(g \rightarrow \Delta g)$ o

$$p_g = \iiint_{\Delta g} f(\phi_1, \phi, \phi_2) \sin\phi d\phi d\phi_1 d\phi_2 \quad (3.8),$$

Como en general se tiene la ODF para valores de los ángulos a intervalos discretos de 5° , la integral se convierte en una suma, y con los coeficientes de la expansión en serie puede hacerse la integral en forma analítica utilizando los AEG simétricos. (3.8) puede utilizarse en forma extendida para calcular probabilidades de tener cristales con distintas orientaciones, por ejemplo el porcentaje de granos con una orientación normal a la chapa o paralela a ND, independientemente de cual es la dirección que completa la componente de textura u orientación de los granos, se obtendría integrando entorno de $g = \{\varphi_1, 55^\circ, 45^\circ\}$, con $0^\circ < \varphi_1 < 90^\circ$.

3.6. Fibras y componentes principales

Las fibras se representan en general como un volumen encerrando a una zona en el cubo de Euler, correspondiendo esta última en general, a una misma dirección en K_A (sea esta paralela a la dirección de laminación o a la normal a la chapa) aunque inclusive puede curvarse. Esta forma de agrupar, a las componentes de textura es representativa de la realidad, dado que involucra la indeterminación experimental de las orientaciones.

En la figura 3.2 (a), se muestra al cubo de Euler (en la notación de Bunge) con el plano $\varphi_2 = 45^\circ$ conteniendo a las componentes principales de textura y a las fibras típicas en los aceros laminados planos de bajo carbono.

En la figura 3.2 (b), se observa en detalle al plano $\varphi_2 = 45^\circ$, las orientaciones principales, las fibras α y γ , las componentes cubo y otras componentes de interés.

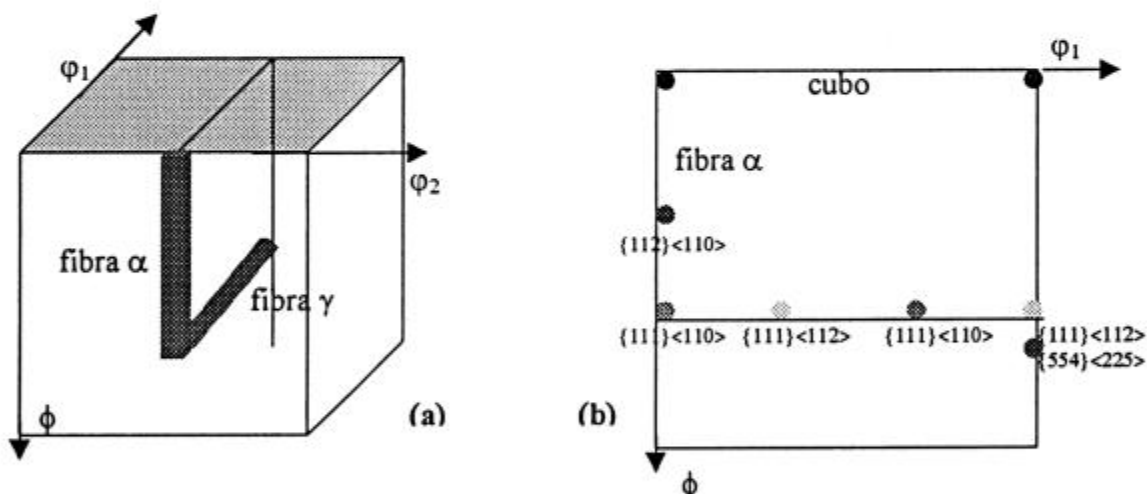


Figura 3.2. (a) fibras α y γ en el cubo Euler, y (b) Plano $\varphi_2 = 45^\circ$.

En la figura 3.3 (a) se observa a la dirección $\{111\}$ en el sistema K_B , el plano normal correspondiente, y las direcciones que forman las componentes principales de textura (familias $\langle 110 \rangle$ y $\langle 112 \rangle$). Estas en conjunto y las direcciones que se encuentran a pequeños ángulos de cada una de ellas constituyen la fibra γ .

En la figura 3.3 (b) se ha representado en el sistema K_B , las componentes de textura englobadas en la fibra α . En esta se fija la dirección paralela a la dirección de laminación, $\langle 1, -1, 0 \rangle$, y en el plano normal se representan a las direcciones que serían potencialmente paralelas a la dirección normal al plano de la chapa. Aquí nuevamente

variando levemente la dirección del polo $\langle 1, -1, 0 \rangle$, se “moverá” al plano normal, generando orientaciones dentro de la fibra. El uso del espacio E permite visualizar estas zonas y trabajar con ellas para calcular porcentajes de volúmenes orientados.

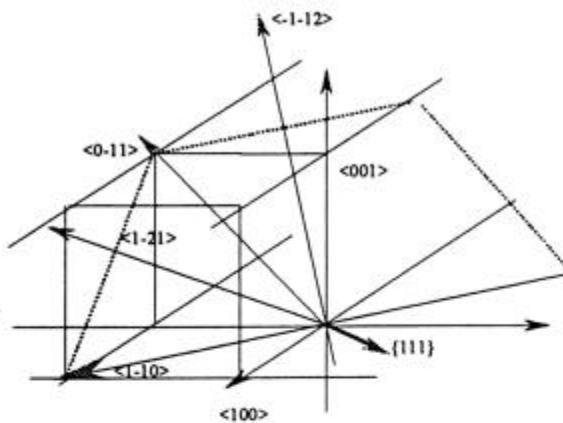


Figura 3.3 (a) Fibra γ en K_B .

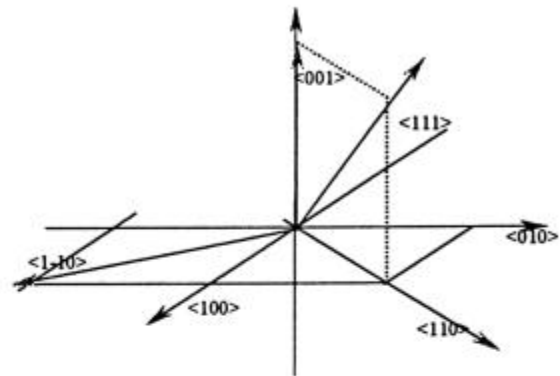


Figura 3.3 (b) Fibra α en K_B .

3.7. Relación de equivalencia

Las relaciones de equivalencia están basadas en la indistinguibilidad geométrica, o física, de las orientaciones como consecuencia de las simetrías del cristal y la muestra policristalina, en todo caso siempre, puede establecerse la equivalencia respecto de un tensor [28]

3.7.1. Direcciones equivalentes

Trazando las diagonales a las caras (100) del cubo, que parten de la dirección $\langle 111 \rangle$ como se observa en la figura 3.4 (a), se divide al cubo en 6 tetraedros idénticos (si se representan todas las direcciones $\langle 110 \rangle$ quedan representados los 24 tetraedros).

Si se toma al tetraedro delimitado por las direcciones $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$, al que se llamará tetraedro fundamental o simplemente *t.f.*, se observa que una dirección cualquiera, $\{hkl\}$, contenida en el t.f. tiene 24 direcciones geoméricamente indistinguibles en K_B . Por ejemplo, será una situación geoméricamente indistinguible que el cubo tenga a las siguientes direcciones paralelas al plano de la chapa: $\{321\}$ en *t.f.*, $\{312\}$ también en la cara (100), $\{231\}$ y $\{132\}$ en la cara (010), o $\{123\}$ y $\{213\}$ en la cara (001), 6 en total (con las otras tres caras se obtienen 6 mas y cambiando de signo las 24 declamadas); todas ellas indicadas con un rombo en la figura 3.4. Diremos entonces que estas direcciones son equivalentes.

Consecuentemente si se tiene una propiedad física que depende exclusivamente de la dirección que es normal al plano de la chapa $\{hkl\}$, esta tomará el mismo valor para todas y cada una de las direcciones equivalentes.

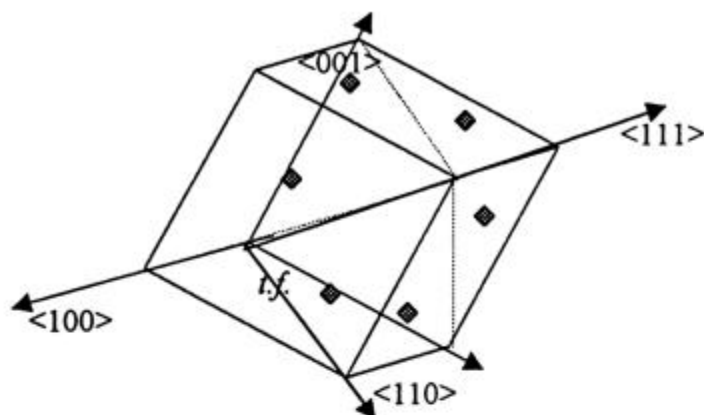


Figura 3.4. Tetraedro fundamental *t.f.* definido por las direcciones: $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$.

3.7.2. Componentes u orientaciones equivalentes

Una (componente de textura u) orientación g es equivalente a otra (componente de textura u) orientación g' , si y solo si son geoméricamente indistinguibles en el sistema de referencia K_A .

Si se orienta el cubo en alguna dirección equivalentes $\{hkl\}$ y siendo la correspondiente dirección que completa a la componente de textura, $\langle uvw \rangle$ la misma para todas las direcciones equivalentes, el cubo estará posicionado en una orientación geoméricamente indistinguible a las demás, es decir en orientaciones equivalentes.

Por ejemplo, las orientaciones $\{111\}\langle 1-10 \rangle$ y $\{111\}\langle 0-11 \rangle$, o las $\{111\}\langle 121 \rangle$ y $\{111\}\langle -1-12 \rangle$ de la figura 3.3 (a), son orientaciones equivalentes. La tabla 3.A, resume a las distintas ternas de ángulos que forman parte de un mismo grupo de orientaciones equivalentes. Las mismas se muestran en la figura 3.5 relativas a K_B , y en la figura 3.6 en el espacio E, para todas las componentes de la tabla 3.A.

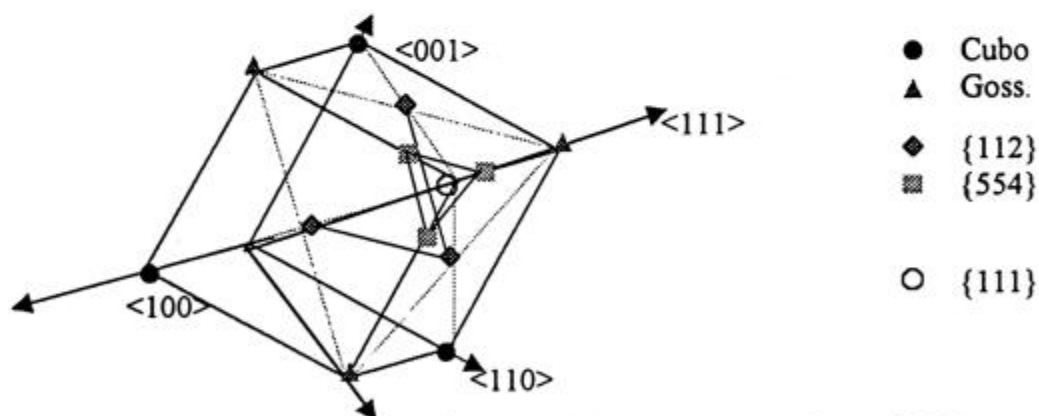
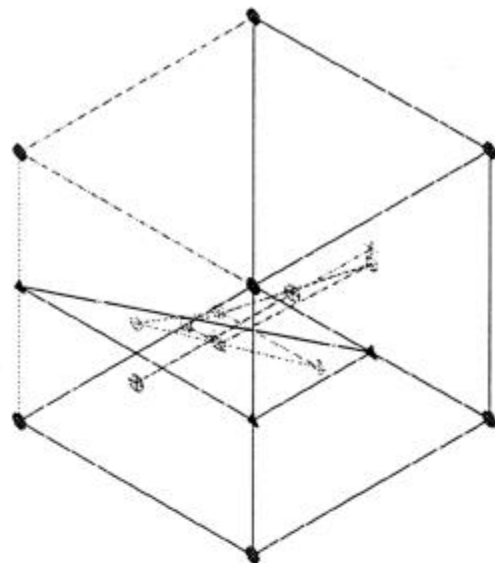
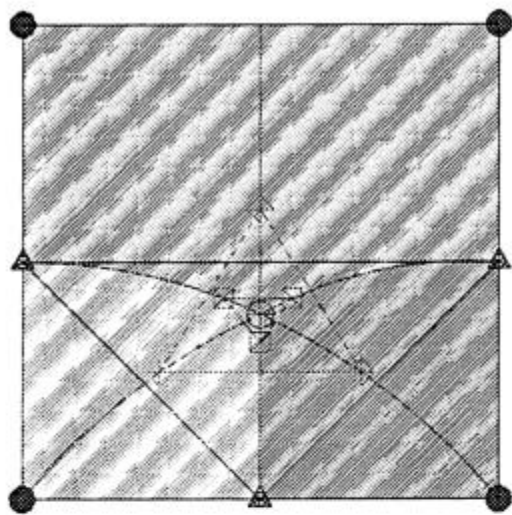


Figura 3.5. Componentes en el espacio K_B .



a) φ_2 vs. ϕ , para $\varphi_1 = 0$ (o vista del frente). b) Las posiciones de la tabla 3 A.

Figura 3.6 Espacio de Euler.

Grupo	Componente	Terna de ángulos de Euler			Observaciones
		φ_1	ϕ	φ_2	
Cubo	$\{100\}\langle 001\rangle$	0	0	90	Y todas las variaciones Y todas las variaciones En total habrá ocho en el espacio E.
		90	90	0	
		0	0	0	
		90	90	90	
Goss	$\{110\}\langle 001\rangle$	0	45	0	Tres en total (en E).
		0	45	90	
		90	90	45	
$\{111\}$ a	$\{111\}\langle 110\rangle$	0	55	45	Dos en total (en E).
		60	"	"	
$\{111\}$ b	$\{111\}\langle 112\rangle$	30	"	"	Dos en total (en E).
		90	"	"	
$\{554\}$	$\{554\}\langle 225\rangle$	90	60.3	45	Tres en total (en E).
		26	52	51	
		"	"	38	
$\{112\}$	$\{112\}\langle 110\rangle$	0	35	45	Tres en total (en E).
		51	66	64	
		"	"	26	
Random	$\{hkl\}\langle uvw\rangle$	φ_1	ϕ	φ_2	El resto del cubo.

Tabla 3 A: Orientaciones de las componentes principales.

3.8. Resultados experimentales

3.8.1. Parte experimental

Para *determinar la textura* en el interior del material se procedió a realizar un *pulido químico* o decapado, tratando de superar una profundidad del 20% del espesor y posteriormente se procedió a irradiar a la muestra.

3.8.1.1 Pulido químico

El pulido químico se realizó sumergiendo porciones del material en una solución de ácido fluorídrico en agua oxigenada 200 volúmenes al 5%. Durante el pulido la solución se mantiene inmersa en un baño de agua y hielo para mantener alta la velocidad de oxidación que, disminuye con el aumento de la temperatura producido por la reacción.

La superficie de la contracara se recubre con una cinta aisladora plástica de buena adherencia, para evitar el contacto con el decapante.

El espesor resultante puede o no guardar relación con el espesor inicial (decapado no regular), por lo que debe ser medido con un micrómetro en múltiples posiciones y luego debe tomarse un promedio para evaluar el porcentaje pulido. Este resulta del cociente entre la diferencia de espesores y el espesor inicial, por 100. El calibre no es apropiado para esta medición dado que el material también puede estar curvado.

3.8.1.2 Medición de textura

La superficie decapada se irradió en el difractómetro X'pert-MPD en el laboratorio del CINI, utilizando un tubo de Cu, con un monocromador de cristal curvo para reducir la radiación $K\beta$, y la fluorescencia del hierro del acero. La probeta se monta en un goniómetro euleriano capaz de rotar 360° respecto a la normal a la chapa y 90° respecto a un eje paralelo al plano de la chapa, el goniómetro posee además un mecanismo que hace oscilar a la probeta frente al haz, para tomar un promedio barriendo un área mayor de la muestra.

La medición se realiza fijando el haz y el detector para tomar la difracción de los polos $\{110\}$, $\{200\}$ y $\{112\}$, que corresponden a 44.64° , 65.25° y 82.43° respectivamente, es decir los de menor ángulo de Bragg. Con las tres figuras de polo directas se obtiene la ODF, con el algoritmo implementado en el programa del equipo Philips utilizado sugerido en [29]. El sistema permite además realizar correcciones de defectos que introduce el fondo de radiación, por desenfoque que es mas importante a mayor ángulo.

3.8.2. Resultados de textura

La textura se determinó para las 5 condiciones de chapa laminada y para las 16 de hojalata.

3.8.2.1 Resultados de la ODF

Los gráficos de la figura 3.7 corresponden a planos de $\phi = \text{constante}$ variando de a 10° , desde 10° hasta 90° , en lo que es la forma usual de mostrar estos datos, y los casos particulares de 5° y 55° que se agregan para brindar un mayor detalle.

3.8.2.1.1 Chapa laminada

Los gráficos de la figura 3.7 (a) corresponden a la medición *en la superficie* del material sin decapar. Y en la figura 3.7 (b) se muestran los obtenidos para la misma muestra decapada *hasta el 25%*.

3.8.2.1.2 Hojalata

Los gráficos de la figura 3.7 (c) corresponden a la medición *en la superficie*. Y en la figura 3.7 (d) se muestran los obtenidos para la misma muestra decapada *hasta el 25%* del espesor.

3.8.2.2 Valores de p_g

Los valores de p_g de (3.8) para cada material y cada condición se resumen en la figura 3.8. Se calcularon tomando los intervalos de integración que detallan en la tabla 3 B, entorno de las orientaciones ideales incluidas en la tabla 3 A.

	Ángulos de Euler			Intervalos para evaluar p_g (grados)		
	φ_1	ϕ	φ_2	$\Delta\varphi_1$	$\Delta\phi$	$\Delta\varphi_2$
Cubo	0	0	0	0 - 22.5	0 - 22.5	0 - 22.5
	90	0	90	67.5 - 90	0 - 22.5	67.5 - 90
	0	90	0	0 - 22.5	67.5 - 90	0 - 22.5
	90	90	90	67.5 - 90	67.5 - 90	67.5 - 90
Goss	0	45	0	0 - 22.5	22.5 - 67.5	0 - 22.5
	0	45	90	0 - 22.5	22.5 - 67.5	67.5 - 90
	90	90	45	67.5 - 90	67.5 - 90	22.5 - 67.5
{111} a	0	55	45	0 - 17.5	42.5 - 67.5	32.5 - 47.5
	60	"	"	47.5 - 72.5	"	32.5 - 47.5
{111} b	30	"	"	17.5 - 47.5	"	42.5 - 47.5
	90	"	"	72.5 - 90	42.5 - 57.5	32.5 - 57.5
{554}	90	60.3	45	72.5 - 90	57.5 - 67.5	32.5 - 57.5
	26	52	51	17.5 - 47.5	42.5 - 67.5	27.5 - 42.5
	"	"	38	"	"	47.5 - 62.5
{112}	0	35	45	0 - 17.5	22.5 - 42.5	32.5 - 57.5
	51	66	64	47.5 - 62.5	57.5 - 72.5	22.5 - 32.5
	"	"	26	"	"	57.5 - 67.5
Random	φ_1	φ_1	ϕ	Resultado de restar de la unidad a la suma de todos los porcentajes de las componentes anteriores.		

Tabla 3B: Intervalos de integración.

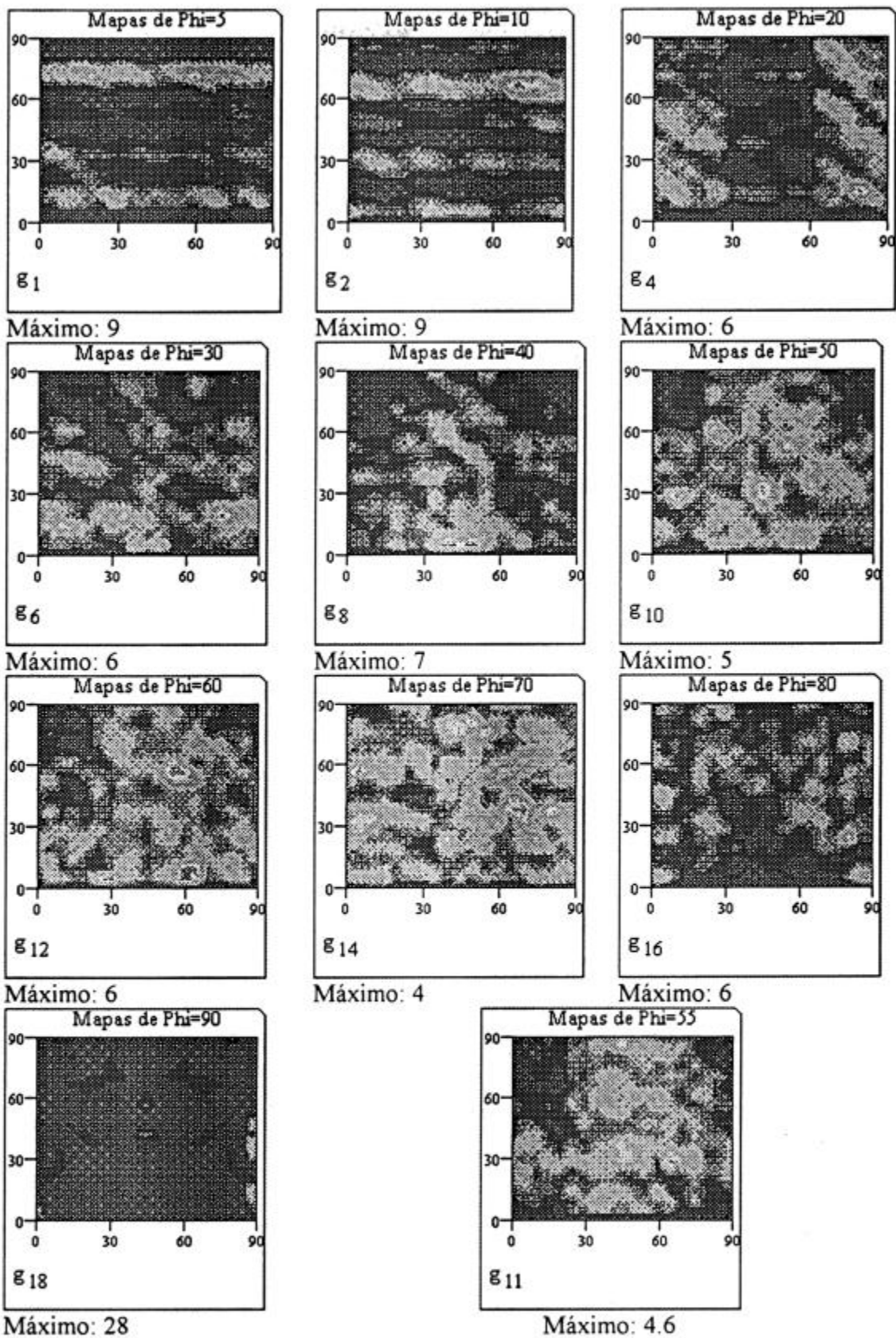
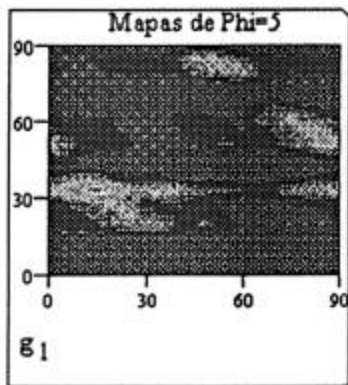
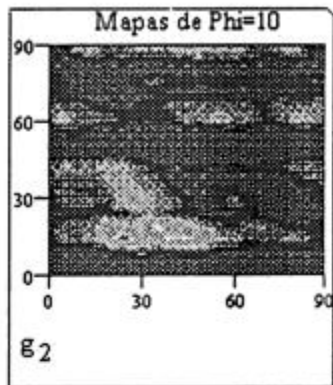


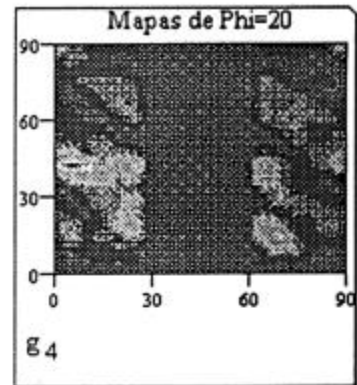
Figura 3.7. (a) Probeta s02 (superficie)



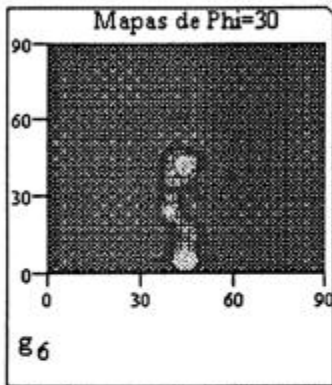
Máximo: 1.4



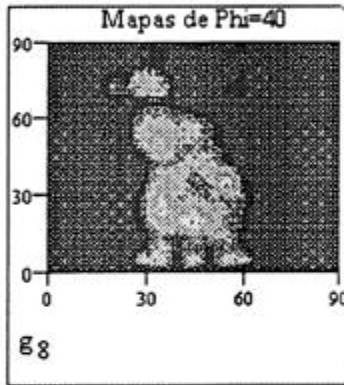
Máximo: 1.4



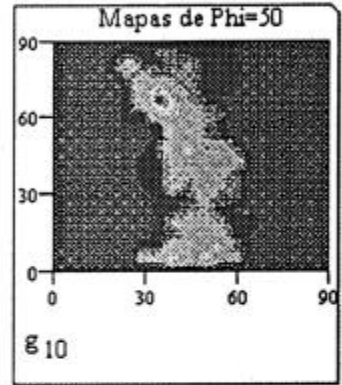
Máximo: 1.4



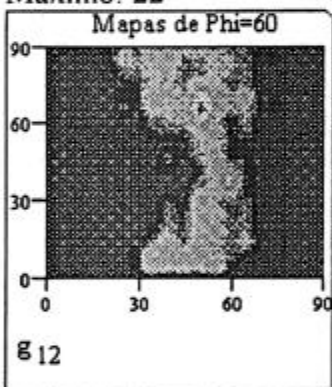
Máximo: 22



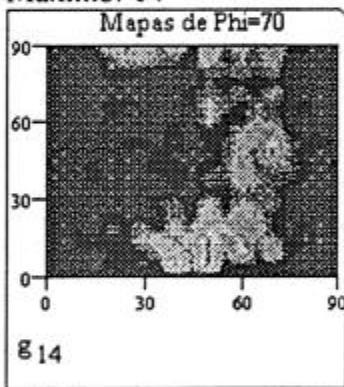
Máximo: 14



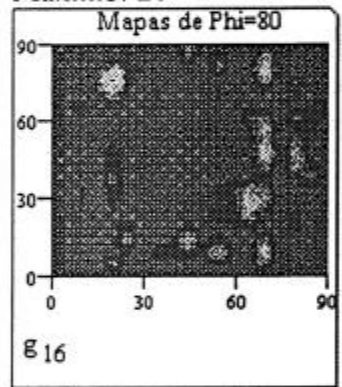
Máximo: 20



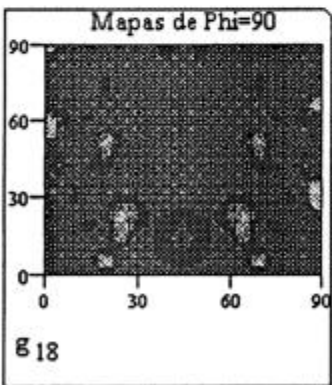
Máximo: 22



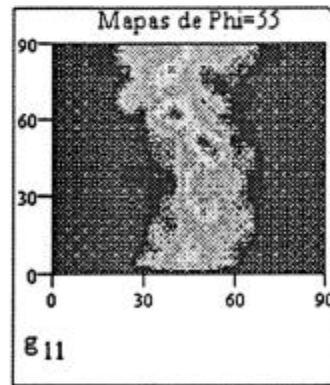
Máximo: 11



Máximo: 3



Máximo: 3



Máximo: 17

Figura 3.7. (b), probeta s2 (en profundidad).

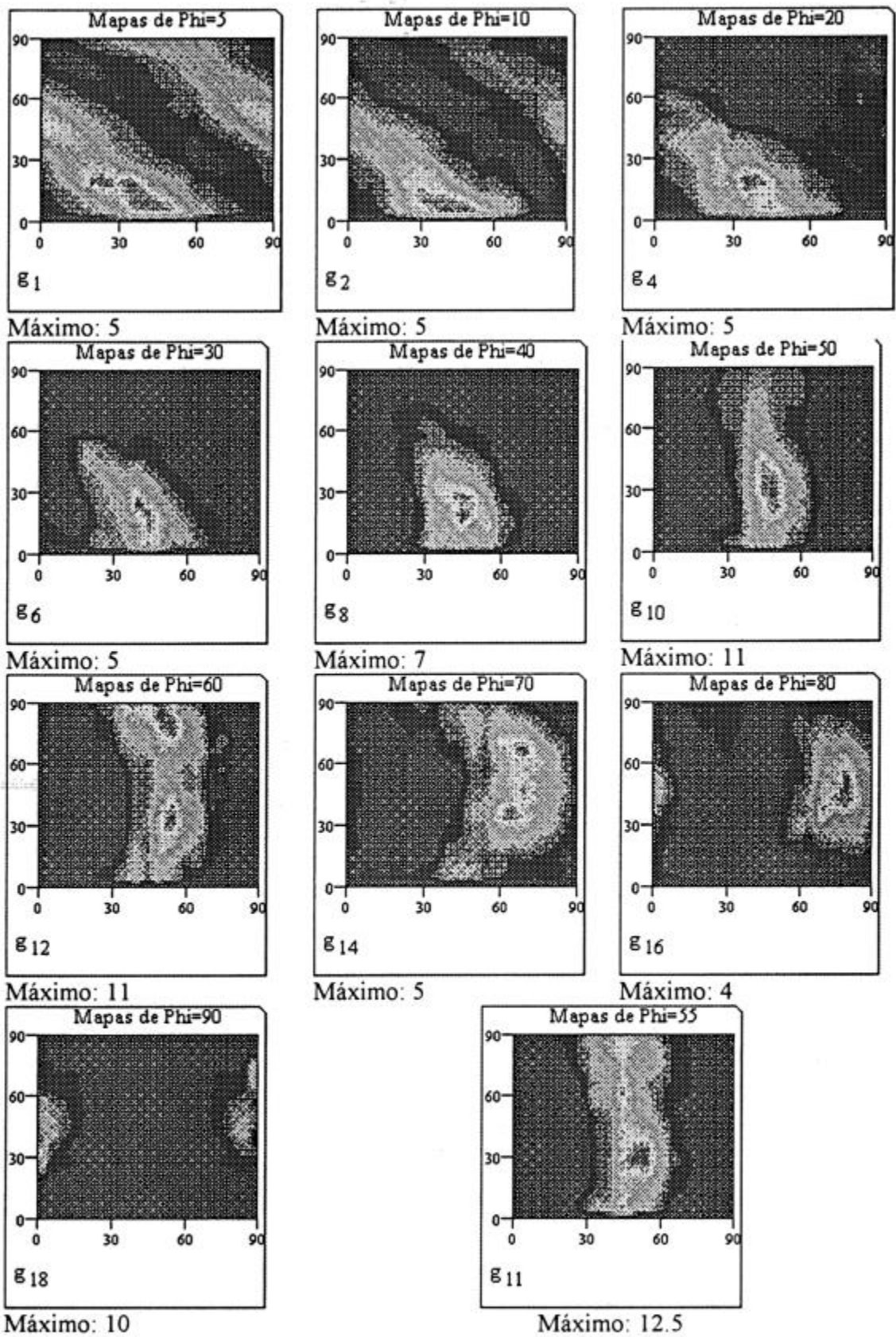


Figura 3.7. (c), Hojalata, probeta al (superficie).

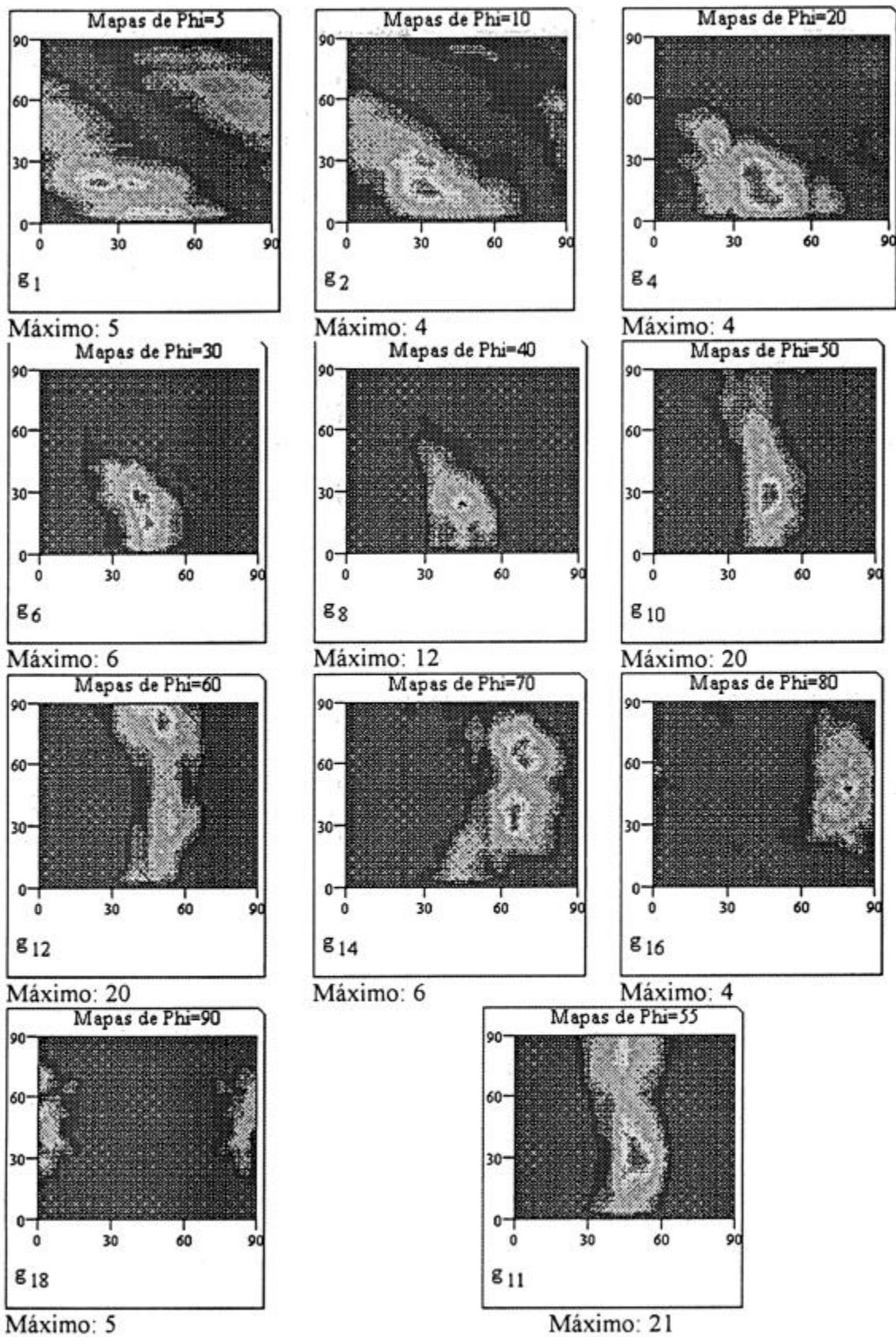


Figura 3.7. (d), Hojalata, probeta a lpu (decapada).

3.8.2.2.1 Chapa laminada: p_g

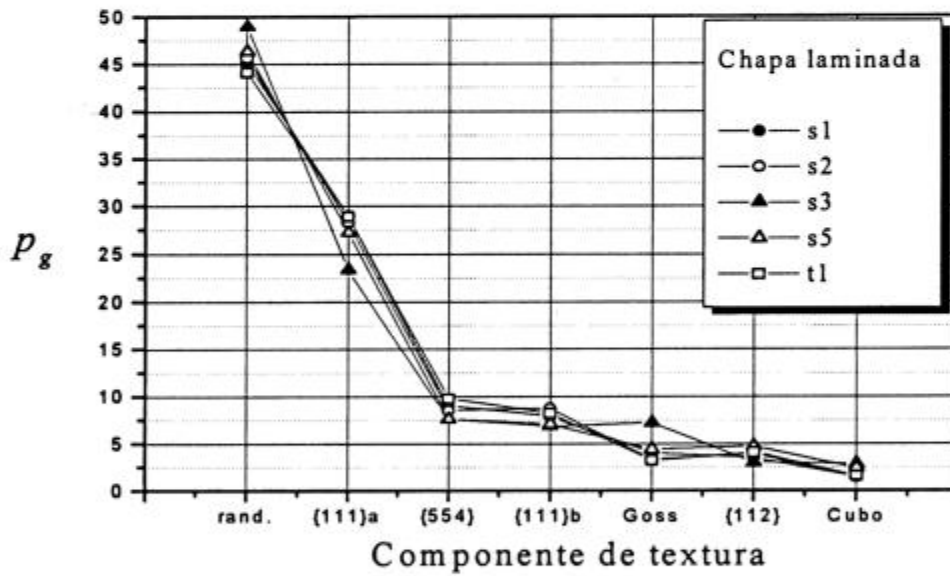
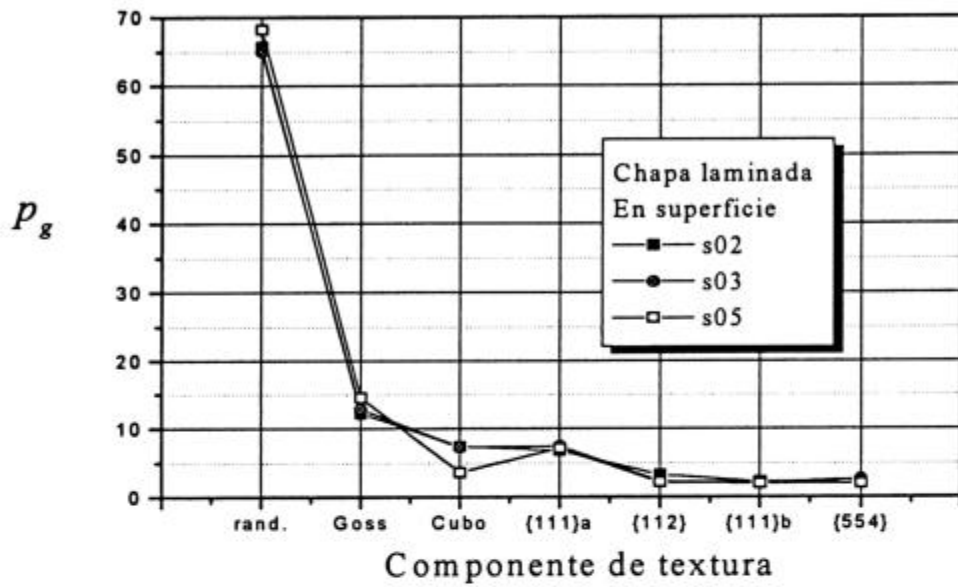


Figura 3.8 (a). Los porcentajes p_g , en superficie y al 25% de profundidad.

3.8.2.2.2 Hojalata: p_g

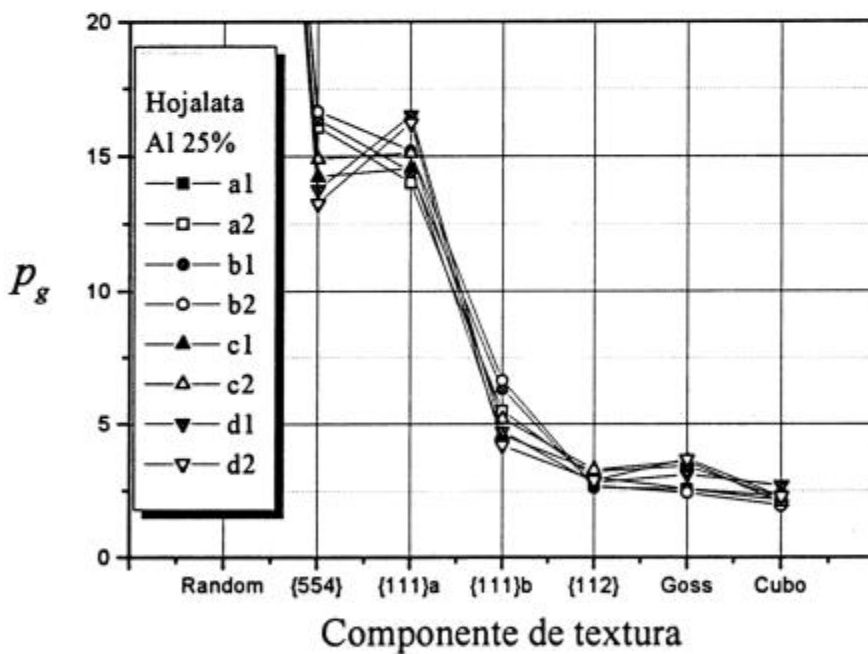
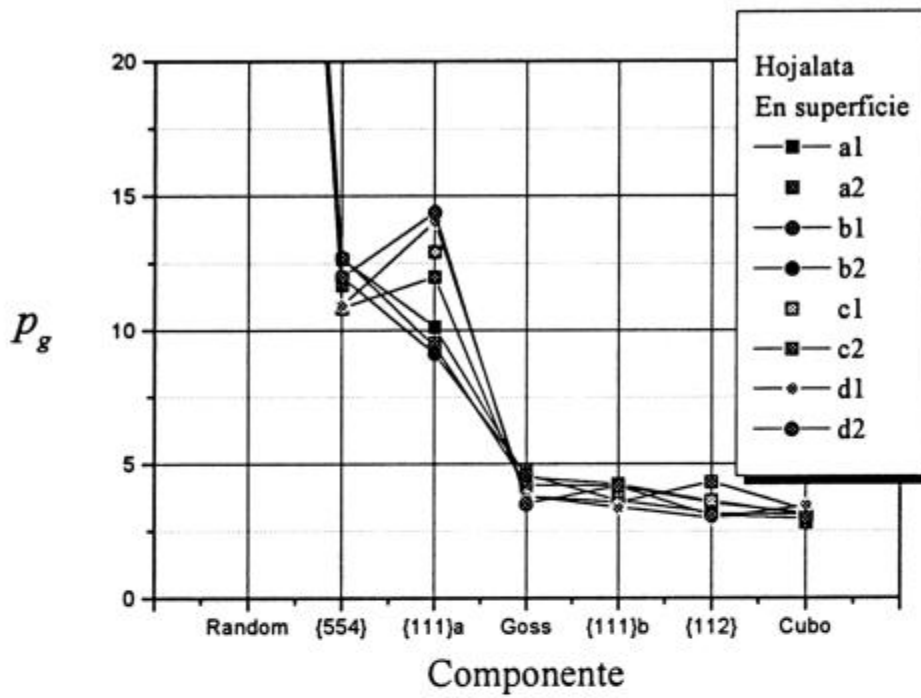


Figura 3.8 (b). Los porcentajes p_g , en superficie y al 25% de profundidad, para un grupo de muestras del lote total analizado. Hojalata.

Aquí se observa, que para las distintas probetas los porcentajes de cada componente varían muy poco entre una componente y otra.

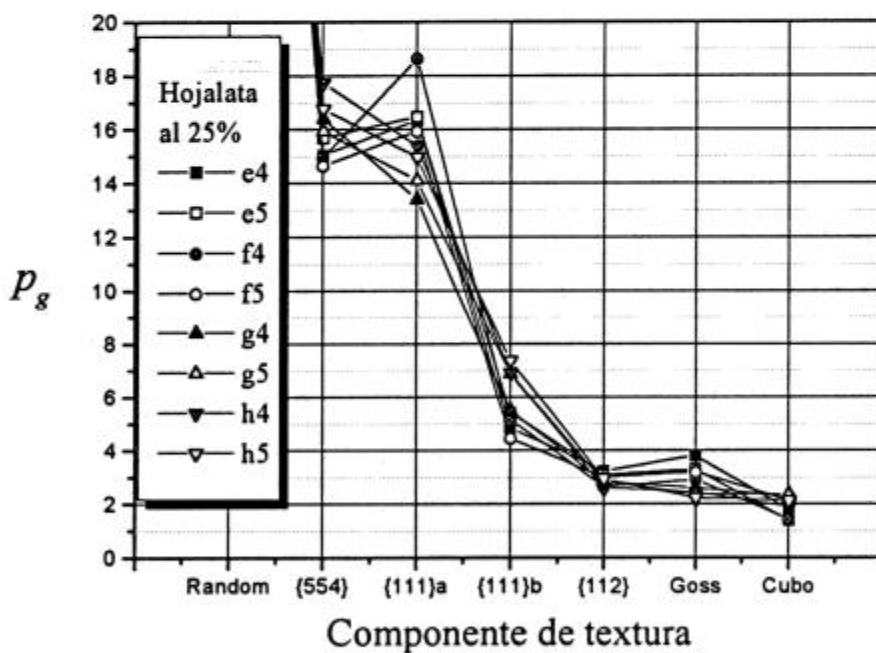
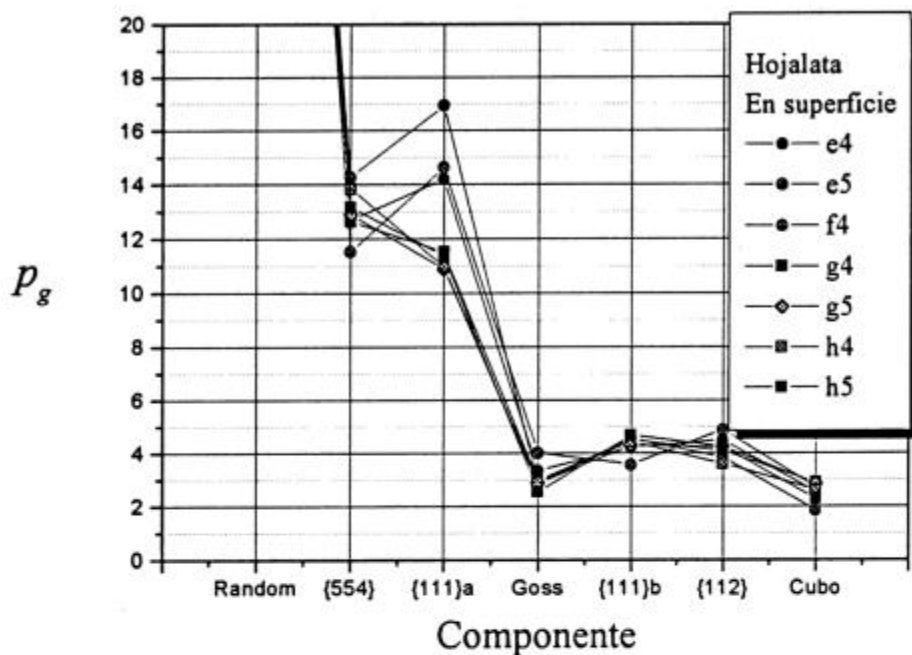


Figura 3.8 (c). Los porcentajes p_g , en superficie y al 25% de profundidad, para el grupo restante de muestras del lote total analizado. Hojalata.

Aquí, también se observa que para las distintas probetas los porcentajes varían muy poco entre las distintas componentes.

3.8.2.3 Planos de la fibra γ

Los gráficos de la figura 3.9, muestra otro aspecto de la ODF para $\Phi = 45^\circ, 50^\circ, 55^\circ$ y 60° , y también, un detalle de $f(\varphi_1)$ habiendo fijado a φ_2 en 45° , el ejemplo corresponde a una probeta de hojalata ("a1" medida en superficie). En el Apéndice 2 se incluyen estos resultados para todos y cada uno de los casos estudiados.

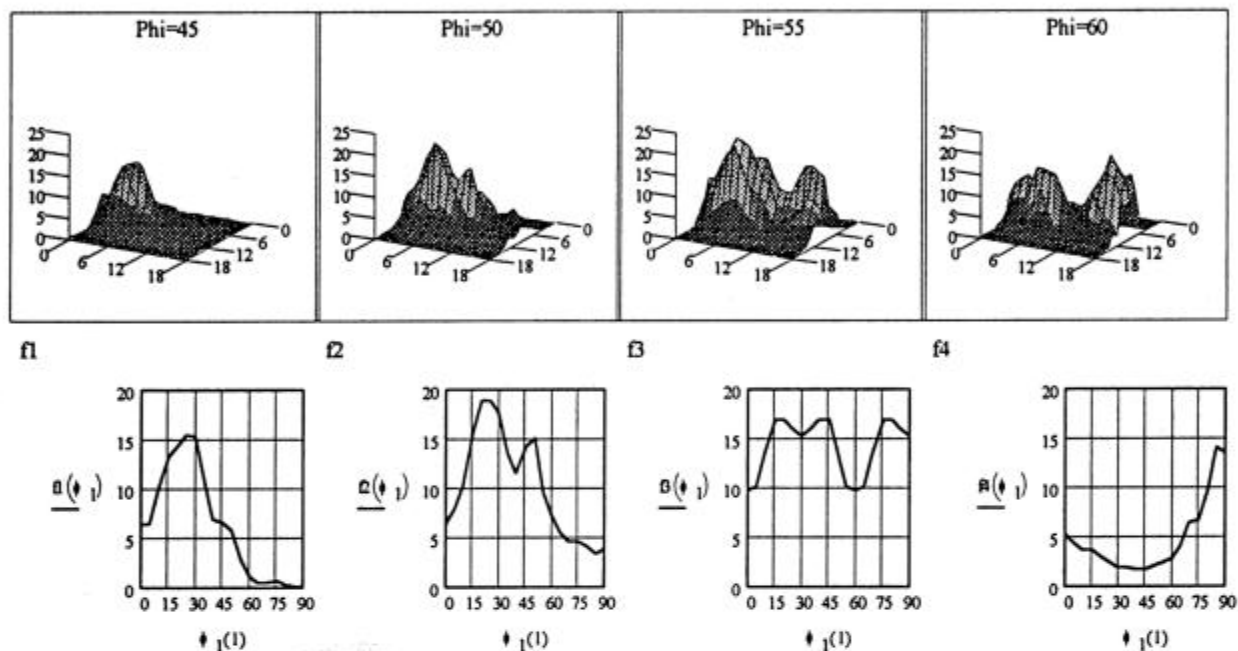


Figura 3.9 Superficies de nivel de la ODF para $\phi = \text{constante}$ y los correspondientes cortes de esta superficie para $\varphi_2 = 45^\circ$.

3.9. Discusión de los resultados

En los resultados de la ODF, sección 3.8.2.1 de la figura 3.7 observamos distintos perfiles de textura para cada caso. En la figura 3.7.a, la probeta no muestra una marcada textura en superficie y si en cambio se observan las bandas de textura en los datos tomados al 25% de profundidad. En la figura 3.7.b, se evidencia esto principalmente en la franja (vertical) observada para $\phi = 65^\circ$ representando al centro de la fibra.

En los casos 3.7.c y 3.7.d correspondientes a la hojalata, se observa un marcado perfil de textura, en superficie y en profundidad, casi análogos entre sí, donde también se destaca la fibra. Los gráficos proveen una información cualitativa que se extraer de la simple inspección (desarrollo o no de una fibra de textura, etc.).

La comparación de los gráficos de la figura 3.8.a, avala lo anterior, mostrando considerables valores de los p_g para las componentes en la fibra γ y una disminución de la fracción random. En la figura 3.8.b y 3.8.c este efecto es más débil pero igualmente apreciable. En este caso, la componente $\{554\}$, muy próxima a la fibra γ (figura 3.6 y apéndice 1) es significativa y comparable a la $\{111\}$ a. Ambas conforman las componentes más desarrolladas en estos materiales. Las restantes componentes evaluadas se mantienen

por debajo del 5% en hojalata, con excepción de la $\{111\}_b$ (también de la fibra γ), a pesar del pequeño volumen de integración utilizado.

La figura 3.9 muestra un detalle de la fibra γ y “a priori” no es trivial establecer una relación simple entre los valores de r , r_m y r informados en el capítulo 2, sin embargo se mostrará en el capítulo 5 un modelo para D_r generado a partir de estos perfiles de la ODF.

Con los resultados que se obtienen es evidente que la potencialidad de la ODF, tomada por sí sola en una medición, se diluye a la hora de relacionarla con las propiedades macroscópicas, máxime considerando los errores de medición detallados en la sección 3.3. En cambio tomando el promedio de varias mediciones como se muestra en 3.7, integrando en un entorno de una dada orientación, y luego sumando sobre las orientaciones equivalentes en todo el espacio de Euler, la información de la ODF cobra un significado físico particular, útil para el estudio de la influencia de la textura en las propiedades de los laminados planos. Esto último, es un resultado importante obtenido en este trabajo y constituye una herramienta más para estudiar la no bien conocida relación entre la textura y la anisotropía.

Antes de continuar con el análisis de los resultados de la figura 3.8.9, es preciso destacar un aspecto importante, y es que los p_g se han obtenido integrando en entorno de intervalos orientacionales que podrían ser considerados arbitrarios, sin embargo, si no se hiciera la integral, y se calculase el porcentaje de la componente tomando un pequeño volumen en torno de la posición ideal, resultaría un valor muy pequeño, y sería un dato más como cualquiera de los que toma la ODF (contiene 19 matrices de 19x19 datos) y no correspondería exactamente a una posición u orientación. Además, como se toma un dato cada 5° , se estaría suponiendo que la información de la orientación relativa a la chapa se conoce exactamente, lo que no es cierto pues se comete un error. También, cuando se hace referencia a una orientación principal, debe entenderse que se está incluyendo a las próximas a una dada, cuyos índices de Miller no coinciden exactamente con los de la orientación principal. Si la pretensión es conocer la probabilidad de que la orientación se encuentre en un intervalo, la definida en (3.6), se puede elegir libremente a éste con tal de *precisar cual* es ese intervalo, procurando que *no haya superposición* entre ellos, e incluso hasta podría adoptarse a *algunos por convención*, para hacer evaluaciones cualitativas y cuantitativas.

Cuando el cálculo de los porcentajes p_g es realizado efectivamente, se observa que al tomar las componentes principales e ir expandiendo paulatinamente el entorno de integración, o es imposible continuar dado que aparece una nueva componente de interés, o bien el resultado tiende a estabilizarse, varía muy poco entre la zona dada y una mayor que la incluye, dado que el cubo es finito resulta que o no tiene sentido aumentar la zona desmesuradamente o hacerlo no cambia substancialmente el resultado.

Las componentes Cubo y Goss dan un ejemplo claro, dado que con ellas se barre el mayor porcentaje del volumen del cubo y los valores de p_g son bajos. En tanto que los considerables valores del porcentaje llamado random, incluyen otras orientaciones que se dispersan en el resto del cubo y que tal vez contengan otras componentes de interés.

Capítulo 4

Modelos de deformación policristalina

En este capítulo se analizarán las diversas teorías utilizadas clásicamente para evaluar la anisotropía plástica. Para comenzar, se detallarán los principales *aspectos físicos* a tener en cuenta para comprender dichos modelos. Seguidamente, y sobre la base de lo que es conocido hasta el momento para evaluar la anisotropía de este material, se desarrolla el *método que se utiliza para calcular el r* con los datos de textura. Y finalmente, se presentan *los resultados* obtenidos en este trabajo; comparándolos con los resultados de los ensayos presentados en el capítulo 2.

4.1. Deslizamiento y cantidad de corte

Cuando se deforma un policristal en frío, los granos individuales se deforman de una manera única, sujetos a los vínculos que ejercen sus vecinos y causando cambios en las orientaciones de la red, cambios que no son de carácter aleatorio, sino convergentes hacia orientaciones cristalográficas particulares, comúnmente denominadas “orientaciones ideales” [4, 30]. La textura resultante es denominada “textura de deformación” y la predicción de la misma para cada deformación es de interés tanto práctico, como científico.

Las relaciones existentes entre los cambios de orientaciones de la red al deformar y la deformación plástica, no serían las mismas para monocristales y policristales necesariamente, pero si se desprecia el deslizamiento de los bordes de grano, parecería obvio que los cambios de orientación, serían causados por la operación de mecanismos que habilitan la deformación plástica del propio cristal. Dichos mecanismos de deformación de cristales metálicos, serían el *deslizamiento cristalográfico*, el *maclado* y la *transformación martensítica*. Si bien este último mecanismo es irrelevante en este trabajo, el primero es crucial, y consta del movimiento masivo de dislocaciones a lo largo de ciertos planos cristalográficos, o de deslizamiento, y en direcciones específicas, que conforman un sistema de deslizamiento.

Desde un punto de vista “macroscópico”, sin considerar a una dislocación aislada, el deslizamiento puede imaginarse como un corte homogéneo del cristal, donde el plano de corte es el propio de deslizamiento y la dirección está contenida en el mismo como se muestra en la figura 4.1. Aquí, la cantidad de corte $d\gamma^{(s)}$ es una variable continua.

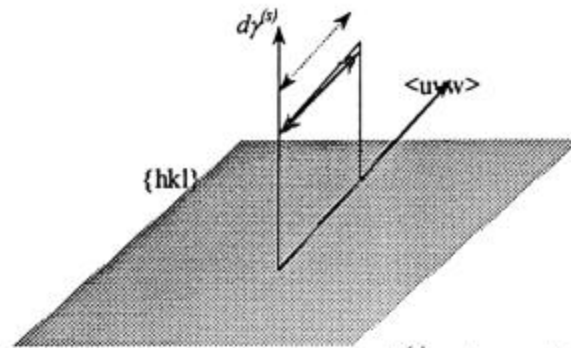


Figura 4.1 Sistema de deslizamiento, $d\gamma^{(s)}$ es la cantidad de corte.

En el caso de metales cúbicos centrados en el cuerpo (b.c.c), la dirección operativa es la $\langle 111 \rangle$, aunque el plano de deslizamiento no está claramente definido, se acepta que el $\{110\}$ es el más probable. De esta manera, para cada dirección $\langle 111 \rangle$ estarían operando cualesquiera de los tres planos $\{110\}$, o bien, cualquier otro plano que contenga a esa dirección [32]. En este último caso, surge una complicación adicional, la existencia de deslizamiento asimétrico $\{112\}\langle 111 \rangle$. Esto significa que puede ocurrir deslizamiento en el sentido $\{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$, que posee una tensión de corte τ_s menor a $\tau_{\{110\}}$ (sentido soft), o bien puede ocurrir deslizamiento en el sentido $\{112\}\langle \bar{1}11 \rangle$ con una mayor tensión de corte τ_H (sentido hard). En principio, no hay razón para que estas tensiones de corte coincidan con la $\tau_{\{110\}}$, ni tampoco entre sí, razón por la cual se definen los cocientes, entre tensiones $\alpha_s = \frac{\tau_s}{\tau_{\{110\}}}$ y $\alpha_H = \frac{\tau_H}{\tau_{\{110\}}}$. Estos, dependen de la presencia de intersticiales libres en el acero, y pueden variar de un acero al otro. También han sido reportados como altos, los cocientes entre las tensiones $\tau_{\{123\}}/\tau_{\{110\}}$ y $\tau_{\{123\}}/\tau_{\{112\}}$ [32].

4.2. Distribución de tensiones y deformaciones en un policristal

Todas las teorías de plasticidad policristalina, tienen en cuenta a los mecanismos de deformación de los cristalitas individuales, y su punto de partida es una relación entre los fenómenos observados a escalas microscópicas y macroscópicas. Dichas relaciones o deberían involucrar el conocimiento acabado de estos fenómenos en ambas escalas, o bien, resultarían de hacer una suposición acerca de las tensiones o las deformaciones de los granos individuales. Como se adelantó en el capítulo 1, es inevitable realizar una hipótesis sobre la distribución de tensiones o bien sobre la distribución de deformaciones en el agregado, y las más conocidas son las hipótesis de Sachs y de Taylor. Otras existentes son derivadas principalmente de estas dos, razón por la que serán comentadas primero.

4.2.1. Hipótesis de Sachs

En este marco se supone que todos los granos son tensionados por igual y la tensión correspondiente coincide con la tensión macroscópica aplicada. Los granos se deforman como monocristales independientes de sus vecinos, es decir totalmente libres, y para calcular los sistemas de deslizamientos que se vuelven activos cuando la tensión de corte resuelta alcanza el valor crítico τ_c^s , se utiliza la ley de Schmid.

Considerando el caso real, no hay razón para que esta deformación libre se produzca, ni forma de que resulte compatible con la deformación de granos vecinos (implicaría la existencia de huecos entre granos consecutivos). Si bien se conoce el modo de deformación, poco se sabe acerca de la rotación de la red con respecto al sistema coordinado en el que se indica a la tensión, y para calcular dichas rotaciones, se deben efectuar hipótesis adicionales. Por ejemplo, en el caso de tensión o compresión uniaxial de un monocristal, se supone que el eje de tracción o compresión no rota. Esto puede justificarse suponiendo al espécimen fijo mecánicamente en un ensayo, pero no resulta válido en todos los casos.

En el caso en que se deforma a un monocristal en un ensayo, éste se reorienta y pasa de estar deformando por un sistema de deslizamiento a deformar por dos o más sistemas, es decir, ocurre deslizamiento múltiple o polideslizamiento. Este, no resuelve el problema de las diferencias de niveles de tensión requeridos para deformar granos diferentes, ni explica la falta de compatibilidad en las deformaciones, ni tampoco hace posible obtener las rotaciones de la red sin considerar hipótesis adicionales. Por estas razones, el método de Sachs resultaría "a priori" inaplicable para policristales [30].

4.2.2. La hipótesis de Sachs-Kochendörfer

En 1941 Kochendörfer propuso un cambio en la hipótesis de Sachs [33], dando lugar al modelo de Sachs-Kochendörfer o SK. Opinaba que el grano en su interior deforma por deslizamiento simple como había propuesto Sachs, pero en la vecindad de los bordes de grano, el deslizamiento es múltiple para observar la acomodación de los granos entre sí, así, o se recobra la compatibilidad de deformaciones, o se admite que se produzcan microhuecos entre los granos. De esto último, existe a su favor evidencia experimental [34], y además, sofisticados cálculos muestran que la deformación comenzaría siendo simple en el interior de los granos y la acomodación resultaría de la deformación elástica del material restante que aun no habría fluido; cuando la deformación progresa y es muy intensa, el deslizamiento simple es reemplazado gradualmente por el deslizamiento múltiple [35]. Esto también fue confirmado experimentalmente, y se observó además, que para deformaciones extremas el mecanismo predominante es el deslizamiento múltiple [36].

4.2.3. La hipótesis de Taylor

G. I. Taylor [7] asumió que la deformación plástica de cada grano es igual a la deformación macroscópica del espécimen, despreciando totalmente la deformación elástica. Este modelo, si bien no cumple con las condiciones de equilibrio de tensiones, es

geoméricamente compatible y provee una solución al problema de la deformación plástica de cristales metálicos, de tipo “conservativo”, (o upper-bond solution). Es decir satisface el teorema de “la cota superior” o “el límite superior” (o upper-bond theorem). De acuerdo con este, un continuo plástico es deformado por un sistema de cargas tal, que la distribución de desplazamientos se puede obtener con las condiciones de contorno, la deformación correspondiente se obtiene sin cambio de volumen y el trabajo plástico resultante de la deformación obtenida, es el menor trabajo que realizaría el sistema, para las cargas externas aplicadas.

4.2.3.1 La formulación matemática

La hipótesis de Taylor puede ser representada matemáticamente igualando el tensor macroscópico de deformaciones, ε_0 , con el tensor de deformación local ε^s , es decir es un modelo totalmente ligado o FC (full constraint).

En la formulación matemática de la teoría, se debe calcular la cantidad de corte $d\gamma^{(s)}$ que se produce en cada cristal, sumando sobre la que se produce en cada sistema de deslizamiento para una deformación dada ε^s , tomada esta relativa al sistema \mathbf{K}_B , y antes de que ocurra la deformación (luego el cristal rota). Siguiendo el gráfico de la Figura 4.1, la deformación del cristal por el corte en el sistema S , $d\varepsilon_{ij}^s$ es

$$d\varepsilon_{ij}^s = (\bar{v}\bar{r}^t)_{ij} d\gamma^s \quad (4.1),$$

donde v y u son los vectores unitarios normales al plano de deslizamiento y paralelos a la dirección de deslizamiento respectivamente. Si Ω^c es el tensor de rotación de la red antisimétrico en \mathbf{K}_B y habiendo n sistemas de deslizamiento, el tensor deformación local relativo al sistema \mathbf{K}_B será:

$$\varepsilon^c = \Omega^c + \sum_{s=1}^n \varepsilon^s \quad (4.2),$$

donde ε^s es el tensor cuyas componentes son $d\varepsilon_{ij}^s$ de (4.1) y ε^c (solamente deslizamiento), se puede separar en partes simétrica y antisimétrica. La primera tendrá cinco elementos independientes, porque debe haber conservación de volumen, y esto da lugar a cinco ecuaciones con n incógnitas ($d\gamma^s, s=1..n$). Es decir, el sistema tendrá infinitas soluciones si $n > 5$.

4.2.3.2 La segunda hipótesis de Taylor

El problema de las infinitas soluciones se resuelve con una segunda hipótesis: *de todas las soluciones posibles, la óptima será aquella que minimice el trabajo virtual total $d\omega^*$, debido al deslizamiento para que se produzca la deformación prescrita*, luego,

$$dw^* = \sum_{s=1}^n \tau_c^s |d\gamma^s| \quad (4.3).$$

Con la solución óptima, dw^* coincide con dw : “el trabajo plástico por unidad de volumen requerido para alcanzar la deformación prescrita para el cristalito”.

Dicha solución se obtiene fijando los sistemas de deslizamiento de interés y luego utilizando el método *SIMPLEX* (o de programación lineal) para minimizar dw^* (con la condición de que $|d\gamma^s| \geq 0$) para un tensor de deformación prefijado.

Es usual definir la cantidad de corte total como $dw/\tau_{(110)}$ y con esto se obtiene luego el factor de Taylor (o M-factor)

$$M_q^{(s)} = \frac{d\gamma^s}{d\bar{\epsilon}}, \quad (4.4),$$

es decir, el incremento de corte total por unidad de deformación macroscópica $\bar{\epsilon}$. Esta última está relacionada con el gradiente de desplazamiento que describe el incremento de deformación y depende del caso siendo tratado. Por ejemplo, en tracción unidimensional es la deformación axial $d\epsilon_l$, en torsión es γ , o sea, la de corte puro, en mecánica del continuo puede estar dada por el criterio de Von Mises, etc. Así, se debe recurrir a la correspondiente deformación efectiva para luego identificar a la tensión equivalente σ_o ($\bar{\sigma} = dw/d\bar{\epsilon}$), en general

$$dw = \tau_{(110)} d\gamma = \tau_{(110)} M_q d\bar{\epsilon} \quad (4.5),$$

con lo cual,

$$\sigma_o = M_q \tau_c, \quad (4.6),$$

y el factor de Taylor para la deformación constreñida, o vinculada, propia de los granos de un cristal, es el equivalente al factor de Smith para deformación libre.

4.2.4. Pencil glide model

Como se comentó anteriormente en 4.1, el plano de deslizamiento puede ser cualquiera que contenga a la dirección $\langle 111 \rangle$ o también puede haber deslizamiento mixto, un porcentaje según el plano $\{110\}$ y el resto, en el plano $\{112\}$ y la tensión crítica correspondiente, sería la misma para todos ellos. Al acoplar este modelo con la teoría de Taylor, se supone que deben estar activos cuatro sistemas de deslizamiento, uno por cada dirección de deslizamiento $\langle 111 \rangle$, para poder alcanzar la deformación impuesta con el mínimo trabajo virtual.

Las ecuaciones que se obtienen en este caso pueden ser linealizadas y su solución es siempre única[37]. Actualmente existen soluciones analíticas de la respuesta tensión

deformación de cristales b.c.c., con lo cual se evita la complejidad asociada con el alto número de planos cristalográficos a costa de una pérdida en la generalidad.

4.2.5. Vínculos relajados

En los modelos de vínculos relajados la hipótesis de Taylor se reemplaza por la siguiente: todos los cristales sufren la misma deformación plástica excepto que algunos componentes del tensor local se mantienen relajadas o libres.

Como se indicó en la sección anterior, es preciso para poder realizar la evaluación de la cantidad de corte, fijar las componentes del tensor $\dot{\epsilon}^{(g)}$. Esta elección da lugar a los cuatro modelos conocidos para evaluar la anisotropía plástica, y en todos los casos se mantiene la suposición de que el grano tiene forma de "panqueque".

En el denominado RC4 se supone que la componente $\dot{\epsilon}_{23}$ puede estar relajada, con lo cual, habrá cuatro sistemas de deslizamiento activos. En el RC3, o modelo "panqueque" propiamente dicho, se admite la relajación de las componentes de las velocidades de deformación de corte normales al plano de la chapa, es decir, $\dot{\epsilon}_{13}$ y $\dot{\epsilon}_{23}$, en lo que tres sistemas de deslizamiento se hallan activos. El modelo RC2, presupone relajadas a todas las componentes del tensor, y se basa en la observación experimental de que lejos de los bordes de grano en cristales equiaxiados solo estarían activos dos sistemas de deslizamiento.

4.3. Predicción del valor de r

En esta sección se mostrará como es posible realizar efectivamente la predicción de la anisotropía plástica desde los datos de textura aplicando las teorías de plasticidad detalladas en las secciones anteriores.

4.3.1. Condiciones de contorno

Una probeta, extraída formando un ángulo θ con la dirección de laminación, que es deformada en condición axisimétrica, siendo además la misma, suficientemente grande o bien, se utilizan mordazas rotantes en el ensayo, las condiciones de contorno del sistema para $\dot{\epsilon}_o$ y para σ_o , serán,

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \quad (4.7_a),$$

$$\bar{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}_{12} & \dot{\varepsilon}_{11} & 0 \\ \dot{\varepsilon}_{12} & -q & 0 \\ \dot{\varepsilon}_{11} & 0 & -(1-q) \end{pmatrix}, \quad (4.7_b),$$

que son los tensores de tensión y velocidad de deformación, en \mathbf{K}_A respectivamente. $\dot{\varepsilon}_{ii}$ son las componentes en la dirección de tracción, del ancho y del espesor respectivamente, y q es el coeficiente de contracción.

Las componentes $\dot{\varepsilon}_{13} = \dot{\varepsilon}_{23} = 0$ dada la simetría ortorrómbica, en tanto que la componente $\dot{\varepsilon}_{12}$, es generalmente despreciada.

4.3.2. Elección de un modelo y minimización

Usando las condiciones de borde pueden resolverse las ecuaciones (4.2), minimizando (4.3), y con ello se obtiene el valor de la cantidad de corte total. Si se incluye además en el cálculo, a las diferencias en las tensiones críticas de los sistemas: soft y hard (por medio de las constantes α_s y α_H) resulta de (4.3)

$$H_q^{(g)} = \frac{dW_q^{*(g)}}{\tau_{(110)}} = \sum_{k=1}^n d\gamma_k + \alpha_s \sum_{k=1}^n d\gamma_k + \alpha_H \sum_{k=1}^n d\gamma_k \quad (4.8),$$

que será el trabajo local plástico para un dado valor de q y una dada orientación g del grano o cristal, una vez realizada la minimización con programación lineal.

Una vez obtenidas las funciones $H_q^{(g)}$, es posible calcular el valor promedio de las mismas funciones en un agregado policristalino (con la ODF) y que corresponde a cada valor de q , \bar{H}_q , utilizando,

$$\bar{H}_q = \int_{EulerE} H_q^{(g)} f(g) dg \quad (4.9).$$

Es evidente hasta aquí que la evaluación de \bar{H}_q consume un gran trabajo de cálculo, debiéndose barrer el valor de q entre cero y uno. Finalmente, el valor de q del material predicho por el modelo será aquel que minimice \bar{H}_q , con lo cual, será mínima la energía de deformación macroscópica.

4.3.3. El método de la expansión en serie

Como se mostró en el capítulo 3, la ODF puede ser expandida en serie de armónicos esféricos generalizados, AEG y lo mismo puede lograrse para H_q^g de (4.8) o para su equivalente $M_q^g(\theta)$ de (4.5) y (4.8), con cada modelo de interacción de granos, realizando la siguiente integración numérica

$$m_i^{\mu\nu}(q) = (2l+1) \int_{\epsilon} H_q(g) \dot{T}_l^{\mu\nu}(g) dg \quad (4.10),$$

este coeficiente permite simplificar el cálculo de (4.9) que utilizando las relaciones de ortogonalización de los AEG y los coeficientes de la ODF definidos en el capítulo 3, resulta

$$H_q^{(g)}(\theta) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)N(l)} \sum_{\nu=1}^{M(l)N(l)} \frac{m_i^{\mu\nu}(q) C_l^{\mu\nu}}{2l-1} \cos 2(\nu-1)\theta, \quad (4.11).$$

En el trabajo de J. Daniel y Jonas [22] se proveen tablas con los valores de $m_i^{\mu\nu}(q)$ correspondientes a los modelos RC3 y RC4, para los valores de las tensiones de corte crítica resueltas $\alpha = \alpha_H = \alpha_S = 1$ y 0.95 , para $l=0,2,4,6,8,10$ y para los correspondientes valores de ν y de μ .

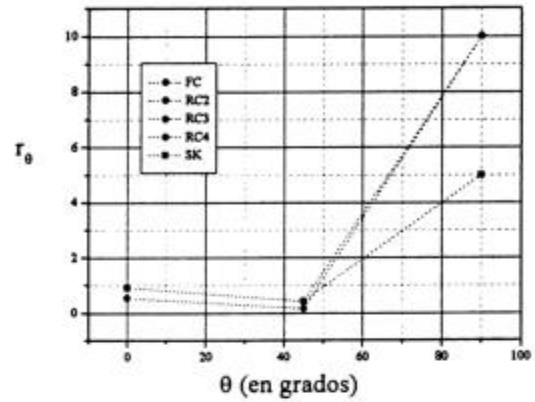
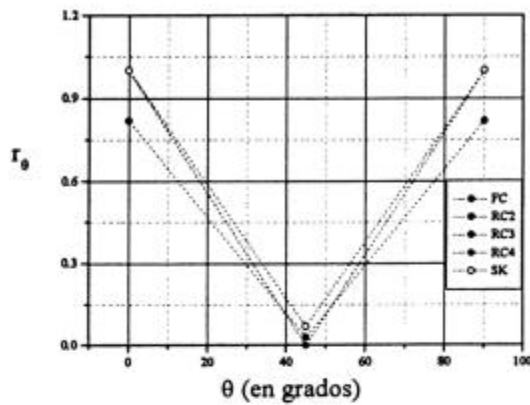
Los mismos se han obtenido integrando la expresión (4.10), utilizando la regla de Simpson, con 37^3 evaluaciones de $M_q(g)$. Los mismos también fueron calculados por los autores, para mayores valores de l , resultando casi cero para $l=16$ y $l=18$ y decrecientes para valores mayores de l .

En el mismo trabajo se observó que se obtienen resultados aceptables de la expansión en serie para $l < 12$ y que los primeros ordenes serian los de mayor importancia ($l=4$ y $l=6$).

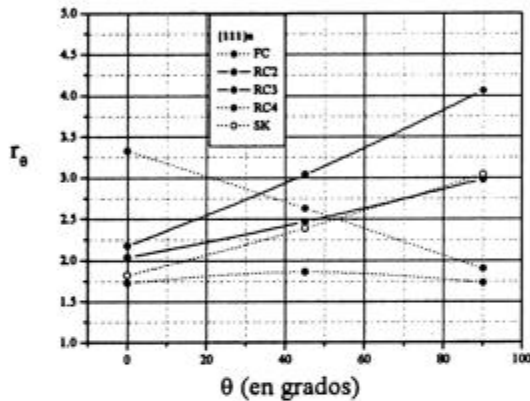
4.3.4. Valores teóricos

D. Daniels y J. J. Jonas también obtuvieron los valores de r , de hipotéticas muestras compuestas mayoritariamente de cristalitos orientados según las componentes principales resumidas en la tabla 3 A. Esta supuesta textura, tendría un perfil Gaussiano ideal, con centro en la posición ideal de la componente en el E y con una dispersión de 15° entorno de la misma (incluida en la $f(g)$ como el desvío standard), dispersión, que simula a la real desorientación que suele haber entre los granos. La figura 4.3 resume los resultados de r , que se detallan en el apéndice 3, para los distintos modelos de interacción de granos FC, RC4, RC3, RC2 y SK. Según los gráficos, el valor de $r(\theta)$ calculado sería afectado por el modelo de interacción de granos. Así por ejemplo, las componentes "goss" y "cubo" serían poco afectadas por el modelo, en tanto que las cuatro restantes, muestran mas diferencias entre sí. Los gráficos también revelan información respecto a que componente de textura da lugar a un alto valor de r y cuales a un valor bajo. Por ejemplo, la componente cubo da un r_{45} que es casi cero y el r_{00} y r_{90} , son próximos a la unidad. También se aprecia que componentes dan un $\Delta r > 0$, como es el caso de las componentes cubo y $\{112\}$ de la figura

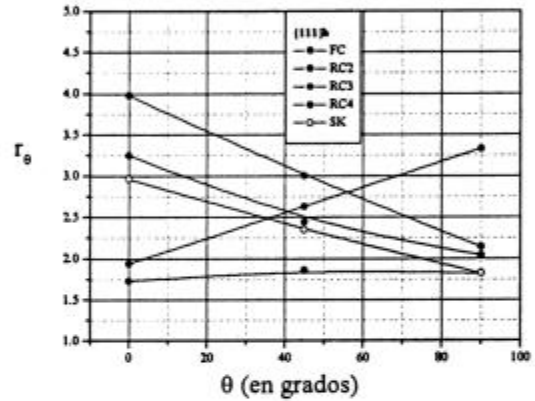
4.3 f (curva convexa), y cuales dan un $\Delta r < 0$ como en el caso {554} de la figura 4.3 e (curva convexa) (curva cóncava).



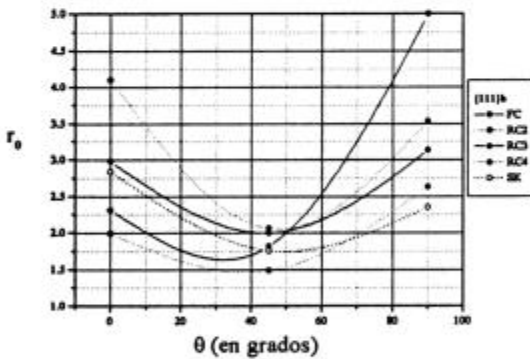
4.3 a. Componente "cubo".



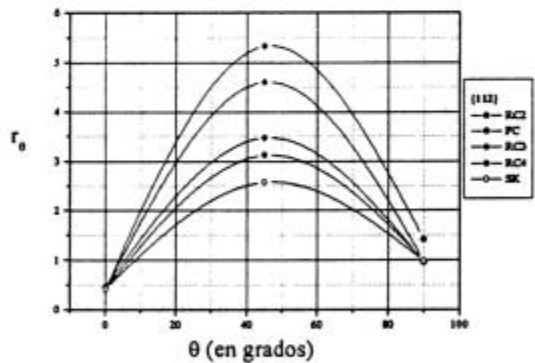
4.3 b. Componente "goss".



4.3 c. Componente "{111}<110>".



4.3 d. Componente "{111}<112>".



4.3 e. Componente "{554}<225>".

4.3 f. Componente "{112}<110>".

Figura 4.3. Resultados teóricos de los valores de r , obtenidos con una ODF ideal [22].

En el caso de las componentes {111}a y {111}b, se observan considerables diferencias entre los valores obtenidos por cada modelo para los valores a 0° y 90° (cruce de rectas) figuras 4.3 c y 4.3 d.

4.4. Resultados

El modelo fue utilizado a través de (4.11), con los valores de $m_i^{u,v}(q)$ tomados desde las tablas informadas en [22] como se adelantó en la sección anterior, para los distintos modelos de interacción de granos que son: el RC4 que llamaremos modelo a simplemente y el RC3 que se etiquetará modelo b.

Los coeficientes de la ODF utilizados para hacer la evaluación, se obtuvieron según se detalló en el capítulo 3, y corresponden a los datos de textura resumidos en los gráficos de la sección 3.8.2.2.

4.4.1. Chapa laminada

En la figura 4.4 (a), se muestran los gráficos que comparan el valor de r_θ calculado con el modelo b, para los datos de textura en superficie y del material decapado hasta el 25% de profundidad, versus el obtenido en ensayos de tracción o experimental, para cada uno de los modelos de interacción local entre granos. Como puede verse los datos resultan muy dispersos y esto obliga a considerar una escala particular para poder lograr la máxima expansión de los resultados. Esta misma escala es utilizada luego para hacer comparaciones.

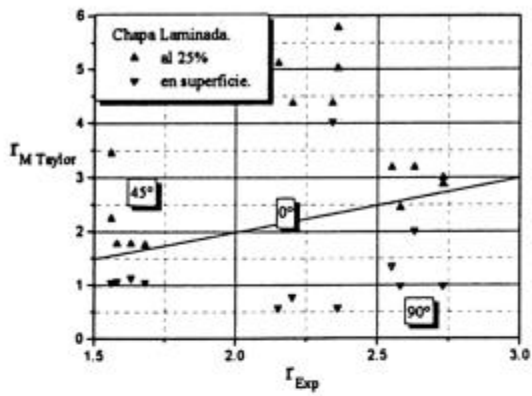
En la figura 4.4 (b), se muestra lo mismo para r_m y Δr en la escala del gráfico anterior. En ambos casos *si se ha utilizado* el valor del porcentaje de textura denominado "random" en el capítulo 3, que contiene al conjunto de componentes no utilizadas o incluidas como componentes principales y se definió exactamente como p_7 . Una comparación a simple vista revela una performance mediocre del modelo de la expansión en serie.

En las figuras 4.4 (c) y 4.4 (d), representan los mismos resultados pero ahora obtenidos, con los promedios de la ODF, como se especificó en la sección 3.3 y con el promedio aritmético. Para este último caso los resultados están mas cerca de la recta, es decir la aproximación es mejor para r_m y Δr .

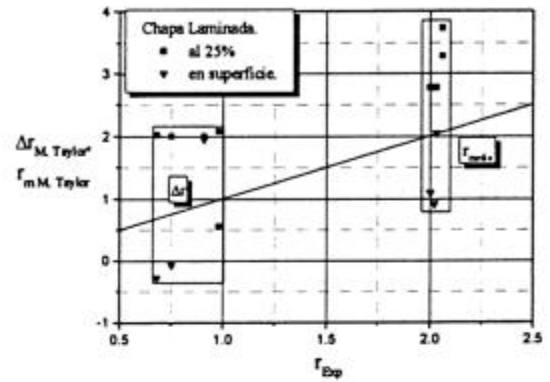
En las figuras 4.4 (e) y 4.4 (f), se presentan otra vez los mismos resultados, pero ahora, en una escala uno a uno para apreciar la dispersión en su real magnitud respecto de los valores experimentales (desde ensayos). Aquí puede verse también como mejoran los valores obtenidos cuando se toman promedios, es decir se aumenta la información de textura en profundidad en la dirección del espesor.

En las figuras 4.5 (a) y 4.5 (b), los mismos resultados son comparados también con los valores que se obtienen utilizando el modelo a, en ambos casos obtenidos con los promedios de la ODF. El símbolo abierto utilizado para indicar a los datos del modelo a, se observa desplazado hacia arriba en el gráfico, para cada valor del resultado experimental revelando como se comportaría este segundo modelo al calcular el r , con las nuevas tablas de datos.

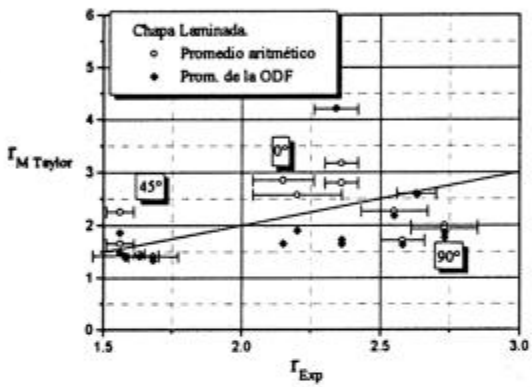
Si se observan los valores de r_m y Δr , las diferencias resultan mínimas, pero se magnifican para mayores valores de la propiedad.



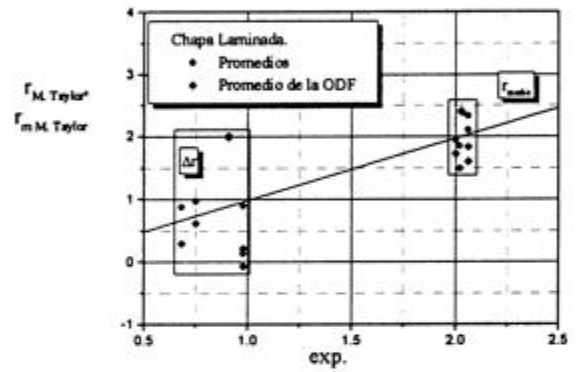
4.4 (a)



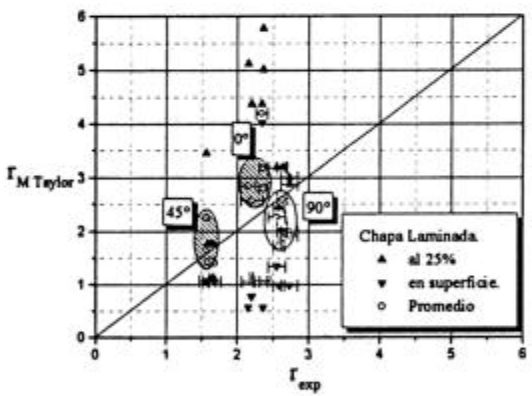
4.4 (b)



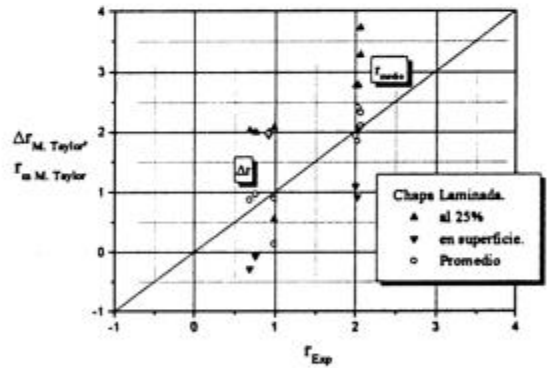
4.4 (c)



4.4 (d)

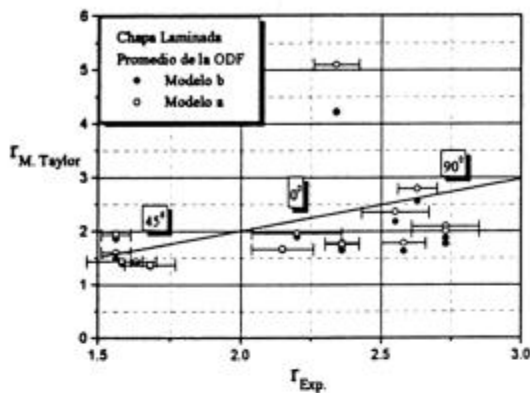


4.4 (e)

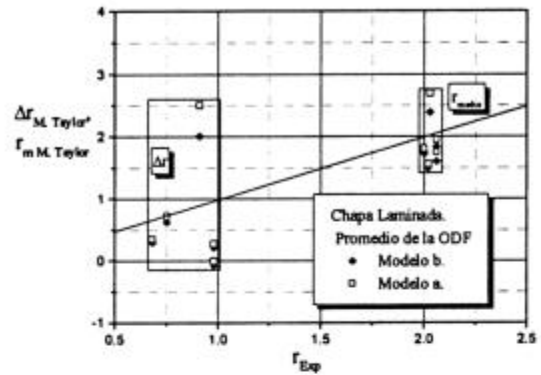


4.4 (f)

Figura 4.4. Resultados para la chapa laminada.



4.5 (a).



4.5 (b).

Figura 4.5. Comparación de los modelos RC4 (a) y RC3 (b) para la chapa laminada.

4.4.2. Hojalata

En la figura 4.6 (a), se muestran los gráficos que comparan el valor de r_θ calculado con el *modelo b*, para los datos de textura, en superficie y al 25% de profundidad, con el obtenido en el experimental, para cada uno de los modelos de interacción local entre granos. Nuevamente se usa una escala particular para mostrar los resultados y para hacer comparaciones.

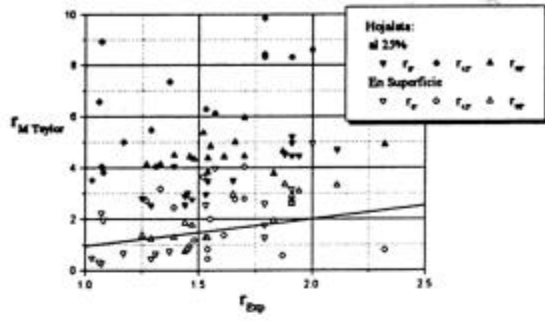
En la figura 4.6 (b), se muestra lo mismo para r_m y Δr en la escala del gráfico anterior.

En ambos casos *no se ha utilizado* el valor del porcentaje de textura denominado “random” en el capítulo 3, que contiene a p_7 .

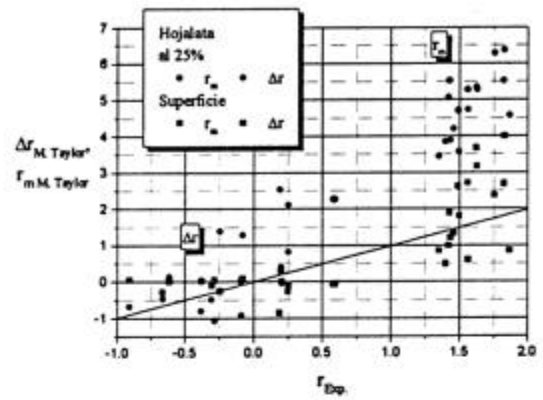
En las figuras 4.6 (c) y 4.6 (d), representan los mismos resultados pero ahora obtenidos, con los promedios de la ODF, como se especificó en la sección 3.3 y con el promedio aritmético.

En las figuras 4.6 (e) y 4.6 (f), se presentan otra vez los mismos resultados en una escala uno a uno. Aquí puede verse también que mejoran los valores obtenidos cuando se toman los promedios de la ODF, es decir, se aumenta la información de textura en profundidad en la dirección del espesor.

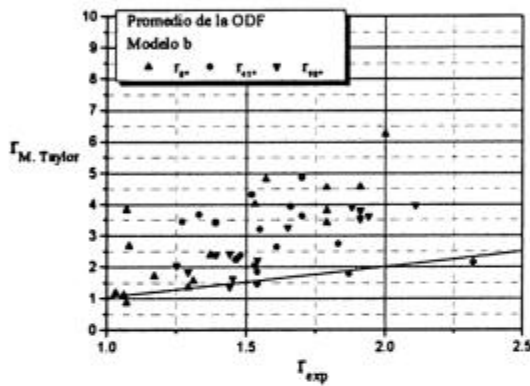
En las figuras 4.7 (a) y 4.7 (b), los mismos resultados son comparados también con los valores que se obtienen utilizando el *modelo a*, en ambos casos obtenidos con los promedios de la ODF. El símbolo abierto utilizado para indicar a los datos del *modelo a*, se observa desplazado hacia arriba en el gráfico, para cada valor del resultado experimental, igual que en el caso de la chapa laminada.



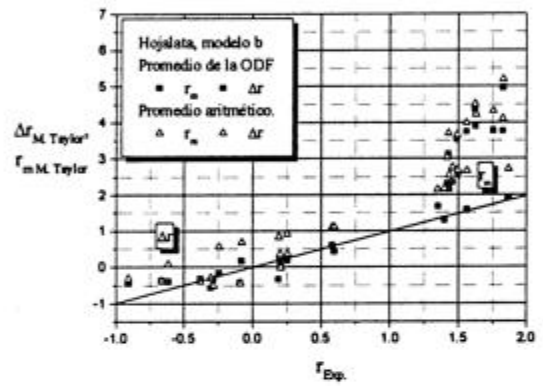
4.6 (a)



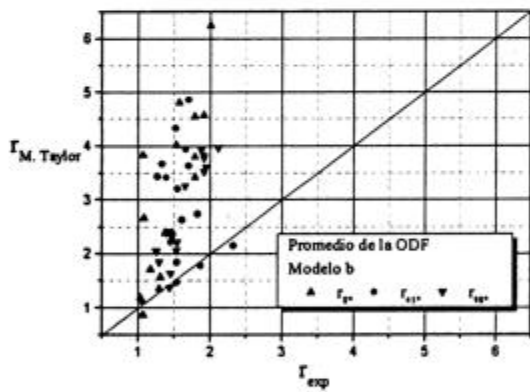
4.6 (b)



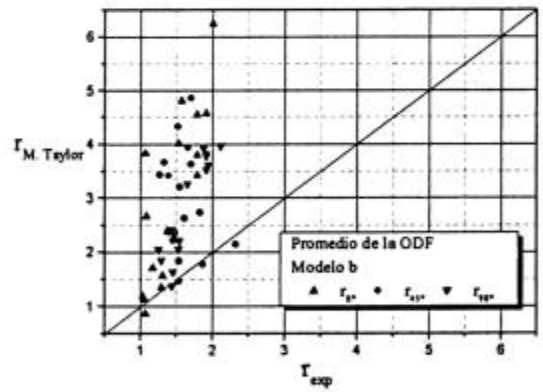
4.6 (c)



4.6 (d)

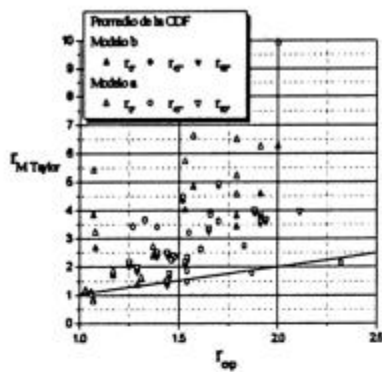


4.6 (e)

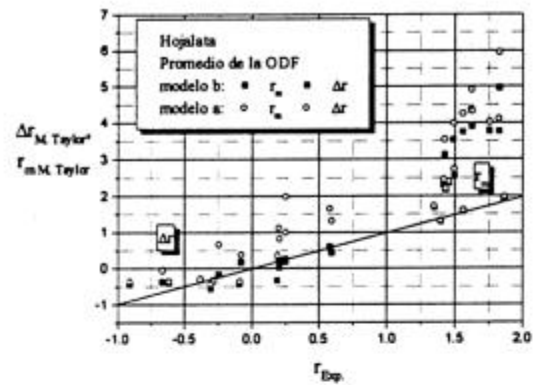


4.6 (f)

Figura 4.6. Resultados para la hojalata.



4.7 (a).



4.7 (b).

Figura 4.7. Comparación de los modelos RC4 (a) y RC3 (b) para la hojalata.

4.5. Discusión de los resultados

4.5.1 Chapa laminada

Se observa en la figura 4.4.a que los resultados de r para la chapa laminada con datos de la superficie dan menores a los experimentales (debajo de la recta), y los obtenidos con datos del 25% de profundidad, son mayores que los experimentales, siendo mayor el apartamiento para r_{0° .

Además resulta que $r_{0^\circ} > r_{90^\circ}$ y $r_{45^\circ} > r_{0^\circ}$, situación que no se observa comúnmente en estos aceros y es por ello mas bien contradictoria.

Los resultados de r_m y r derivados de los anteriores y plasmados en la figura 4.4.b, muestran también mayores valores para los datos de 25% de profundidad. Esto resulta del marcado perfil de textura que se obtiene en profundidad, en contraste, con la ausencia de textura de los datos de la superficie, como se mostró en las figuras 3.7.a y 3.7.b del capítulo anterior.

En las figuras 4.4.c y 4.4.d vemos que la aproximación mejora, evidenciando la conveniencia de utilizar el promedio de la ODF (3.7), sobre todo para evaluar el r_m (que ya es un promedio en sí mismo) y no así el r .

Desde las figuras 4.4.e y 4.4.f comprobamos que los valores del modelo son más dispersos que los obtenidos con los ensayos para cada condición, lo que mostraría que el mismo es sensible a sutiles cambios en los perfiles de textura, y tendería a un valor específico si se tomaran mediciones de distintas capas del material.

La figura 4.5.a y 4.5.b muestran que los resultados son afectados levemente por los valores de $\alpha_{s=H=}$ y el modelo a da valores mayores que el modelo b.

4.5.2 Hojalata

En la figura 4.6 a y 4.6.b, se observa que los valores obtenidos son generalmente mayores a los medidos, resultando los más alejados los que provienen de la evaluación de la textura al 25% de profundidad. Para este último caso, r_m resulta mayor al correspondiente dato superficial, y el r respectivo es más disperso.

En la figura 4.6.c, los valores de r_θ poseen valores bastante mayores a los experimentales e incluso con mayor dispersión (los r_θ experimentales varían de 1 a 2 en el modelo llegan hasta 10). Dichos resultados pueden entenderse considerando que el patrón de textura en la hojalata es bien marcado en ambos casos medidos, es decir, *se calcula un alto valor de r a partir de datos de textura cuando la fibra está bien desarrollada*.

En la figura 4.6.a se observa que también se obtienen altos valores para r_m cuando se usa el promedio de la ODF, valores que son muy similares a los que da el promedio aritmético de los r_m en superficie y al 25%.

Para los datos de Δr obtenidos con el promedio de la ODF (y/o promedio aritmético) la situación es mejor. Se observa la mayoría de las veces, que por una parte los resultados del modelo tienen el mismo signo de los valores experimentales y son más próximos a estos; y por otra que son especialmente variables con la textura y sin ninguna correlación aparente.

4.5.3 General

De estos resultados surge que sería prácticamente imposible evaluar r en una sola medición de textura de la superficie en el caso de la chapa laminada y para la hojalata el resultado también mejora con varias mediciones de textura. El r aquí obtenido corresponde a "deformación cero", pero como vimos en el capítulo 2, experimentalmente el parámetro varía con la deformación, resultando esto en una limitación del modelo, dado que este no puede reflejarlo.

De los resultados obtenidos para la chapa laminada y la hojalata, surge que deberían hacerse varias determinaciones experimentales de textura, para que la predicción del modelo, se acerque o tienda a los valores experimentales, de esta manera, se acentuaría el verdadero perfil de textura presente en el material (con f_m de (3.7)) y sobre todo con datos de distintas profundidades.

El *modelo b* predice menores valores que el *modelos a* y las diferencias entre ambos son pequeñas comparadas con el apartamiento respecto de los valores experimentales observados.

Capítulo 5

Modelo semiempírico para Δr

Entre los primeros intentos de establecer una relación directa involucrando a la textura cristalográfica y a la anisotropía plástica de laminados planos de acero, figura el de tratar de correlacionar r_m y el cociente entre las intensidades $I_{\{111\}}/I_{\{100\}}$, correspondiente a los rayos X difractados por granos orientados con direcciones $\{111\}$ y $\{100\}$ normales al plano de la chapa. Dicha correlación ha sido probada en varios aceros, mostrando ser aceptable aún incluyendo los valores correspondientes para el material madre (LAC) en el ajuste, solamente que los coeficientes resultan ser propios del caso particular que se considera: la calidad comercial, la composición química, etc [38].

Más recientes investigaciones muestran que similares relaciones a las del caso anterior, podrían establecerse para hacer estimaciones del Δr que se obtiene experimentalmente en ensayos de tracción, con los porcentajes de granos con diferente orientación resultantes de los datos de textura. Tal observación, también es alentada por la observación experimental del orejeado en direcciones diferentes. Específicamente, se ha hallado que las componentes de textura $\{111\}a$ ($\{111\}\langle 112 \rangle$) producen orejeado con crestas a 0° y 60° , y valles a 30° y 90° , respecto de RD. En tanto las componentes $\{111\}b$ ($\{111\}\langle 110 \rangle$), producen orejeado con crestas a 30° y 90° , y valles a 0° y 60° , situación que se repite para los demás cuadrantes en el plano de la chapa [39].

5.1 Modelo semiempírico para Δr

La observación detenida de los diagramas de distribución de orientaciones de la sección 3.8 y los correspondientes complementarios del conjunto de datos medidos detallados en el apéndice 2, muestran que las figuras de $f(\varphi_1)$ versus φ_1 , son diferentes para los casos con Δr de diferente signo. Estos gráficos corresponden a $\varphi_2 = 45^\circ$ y $\Phi = 45^\circ, 50^\circ, 55^\circ$ y 60° respectivamente. Puede observarse que la intensidad de la ODF, tomada entre los ángulos $0^\circ < \varphi_1 < 15^\circ$ y $45^\circ < \varphi_1 < 75^\circ$, es mayor a la propia entre los ángulos $15^\circ < \varphi_1 < 45^\circ$ y $75^\circ < \varphi_1 < 90^\circ$, para los casos con $\Delta r > 0$. Y para los casos con $\Delta r < 0$, ocurre lo contrario. Dichos intervalos están centrados en las posiciones de las componentes de textura $\{111\}a$ para el primer caso y $\{111\}b$ para los casos de $\Delta r < 0$. Las orientaciones que se hallan aproximadamente dentro de estos intervalos actuarían en forma opuesta en el material cuando este es traccionado, compitiendo entre sí y afectando a la anisotropía planar.

Para comprobar esto se calcularon los p_g , desde 3.8, para las orientaciones

ideales citadas, tomando la integral dentro de la fibra γ , en los intervalos que se detallan en el gráfico de la figura 5.1.

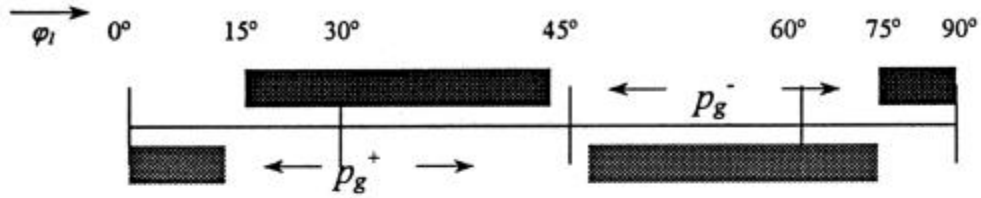


Figura 5.1. Intervalos de integración sobre φ_l , dentro de la fibra γ .

Los valores p_g^+ y p_g^- , permiten definir, para $i = 1, \dots, 4$ correspondiente a cada valor de Φ ,

$$t_i = p_{g_i}^+ - p_{g_i}^-, \quad (5.1),$$

y con estos se propuso

$$\Delta r = \sum_i \alpha_i t_i + \alpha_0, \quad (5.2),$$

Con α_i propio de cada tipo de material, en nuestro caso chapa laminada u hojalata. Para obtener los α_i se puede minimizar χ^2 según,

$$\chi^2 = \sum_j^n [\Delta r_j - \Delta r_j(\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4, t_1, t_2, t_3, t_4)]^2, \quad (5.3),$$

donde n es el número de ensayos realizados para obtener Δr y de mediciones de la textura.

5.2 Resultados del ajuste

Los t_i fueron obtenidos con el promedio de la ODF para la hojalata, y con los datos de la capa interior para la chapa laminada. En la figura 5.2, se muestra el gráfico que compara: el valor de Δr calculado con (5.2) para los α_i obtenidos desde el ajuste por cuadrados mínimos (5.3), con el obtenido en los ensayos de tracción. El gráfico muestra los valores para chapa laminada y para hojalata.

Los valores para hojalata muestran cierta dispersión debido a que se ha realizado un ajuste con 6 grados de libertad, la relación obtenida para $t_i = I_i$ es:

$$\Delta r = 5.484 + 2.022 I_1 - 2.219 I_2 - 1.418 I_3 + 1.138 I_4, \quad (5.4),$$

Para la chapa laminada, el ajuste que puede obtenerse para los pocos datos de que se disponen es el ideal (sin grados de libertad) y que se resume aquí:

$$\Delta r = -0.3612 - 0.3429 I_1 + 0.8739 I_2 + 0.9625 I_3 + 0.4062 I_4, \quad (5.5).$$

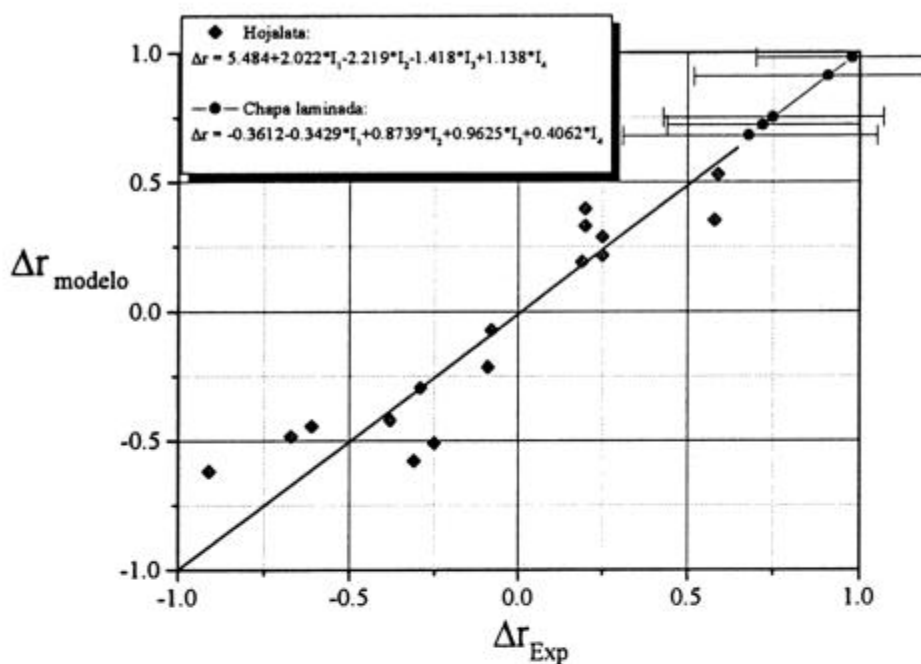


Figura 5.2. Predicción del modelo semiempírico para Δr .

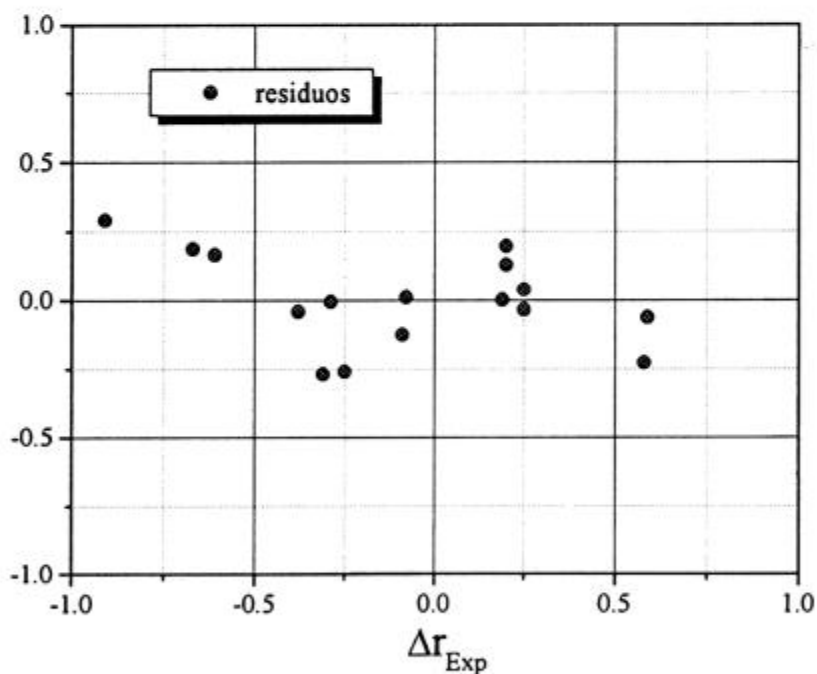


Figura 5.3. Residuos de la predicción del modelo semiempírico para Δr .

La figura 5.3 mostrando los residuos, deja en claro la bondad del ajuste de los datos que se poseen para predecir el valor de Δr .

5.3 Discusión

Vale destacar aquí en primer lugar que el valor t_i definido en (5.1) expresa el desbalance en los porcentajes $p_{gi}^{+/-}$ de las componentes $\{111\}\langle 110\rangle$ y $\{111\}\langle 112\rangle$ o las vecinas a $\Phi = 45^\circ$ respectivas ($\Phi = 50^\circ, 55^\circ$ o 60°). Cuando $t_i > 0$, el porcentaje en volumen de la componente $\{111\}\langle 110\rangle$ supera a las homónimas $\{111\}\langle 112\rangle$ y viceversa. Con ello se espera que el signo del r esté asociado directamente con el signo de t_i y el valor del módulo sería ajustado por los coeficientes empíricos α_i .

En la figura 5.3, se muestran los residuos del ajuste resultante de (5.3) y el r experimental. Dichos residuos resultan próximos a cero evidenciando un ajuste adecuado. El caso de la expresión (5.5) para la chapa, representa un ajuste sin grados de libertad y en el caso (5.4) con un coeficiente de correlación mayor a 0.9.

Este modelo contiene la dependencia de la anisotropía planar (Δr) solamente con las distintas componentes involucradas en la fibra γ y no debe descartarse que otras componentes de textura también puedan afectarla en alguna medida.

Como se adelantó en el capítulo 1, las teorías de la mecánica del continuo no contemplan los cambios internos que operan en un material, cuando este es sometido a procesos de fabricación, esto, justifica la necesidad de desarrollar modelos microestructurales, que puedan luego ser relacionados con las constantes de la función de fluencia del modelo de Hill, y consecuentemente, permitan estudiar la influencia de las variables de proceso de fabricación sobre la conformabilidad misma.

Con este modelo puede apreciarse cuales orientaciones es necesario desarrollar para obtener un particular valor del Δr . El mismo está determinado por los coeficientes I_i , de la fibra γ . Además podría ocurrir que:

- > La fibra estuviese bien concentrada, entonces, los coeficientes I_3 e I_4 serían despreciables y los coeficientes I_1 e I_2 serían los predominantes para definir Δr .
- > Los picos de la ODF se alcanzaran para orientaciones aledañas al esqueleto de la fibra γ , hacia ángulos $\Phi > 45^\circ$, y así predominarían los coeficientes I_3 e I_4 .
- > La fibra γ se deformase y luego los coeficientes actuarían en forma compensada.
- > La fibra estuviese poco desarrollada, entonces los cuatro coeficientes serían despreciables e importaría únicamente el término independiente (α_0).

Con esto, la necesidad de ajustar los coeficientes y de verificar el modelo para distintos materiales y en varias situaciones es una *tarea futura* primordial, así como la evaluación de los cambios de textura del material con los procesos de producción. Así, se podría estudiar el efecto de las variables de proceso, sobre las constantes de Hill que definen la conformabilidad, y consecuentemente, se podría mejorar la calidad del mismo.

También como *tarea futura*, sería importante estudiar no solamente que la fibra γ se desarrolle, sino también como se desarrolla. Así, el recocido, puede ser importante para desarrollar la fibra, pero depende de otras variables de proceso, por ejemplo del porcentaje de reducción en frío, la manera particular en que se desarrolla la fibra, así como la textura que se desarrolla en la reducción en frío depende de los procesos de laminación en caliente, el enfriamiento y el bobinado. De este estudio podrían surgir mecanismos o métodos de control de la anisotropía por control de las variables de proceso.

Capítulo 6

Modelo estadístico orientacional

La noción de que la anisotropía plástica depende de la textura en los laminados planos de acero, induce a suponer que tal dependencia debería ponerse de manifiesto, o revelarse, de una manera simple y directa. Además, en virtud de la simplicidad debería ser posible no solamente hacer mas explícita la dependencia, sino también, debería ser posible incorporar el efecto de otros parámetros, de tipo microestructurales o macroscópicos, que puedan afectar a la anisotropía con distintas intensidades.

En este capítulo se hará una breve revisión de las objeciones típicas realizadas por diferentes autores a los modelos clásicos y algunas surgentes de la revisión y análisis efectuado en este trabajo. Se mostrará también un modelo alternativo para calcular la anisotropía plástica en función de la textura, basado en observaciones experimentales, en las exigencias de compatibilidad geométrica y en las condiciones de equilibrio de tensiones, luego se mostrará como puede incluirse la influencia de otros fenómenos en el modelo. Sobre el final, se muestran los resultados obtenidos para el modelo en un caso particular.

6.1 Objeciones a los modelos clásicos

“Ni la hipótesis de Sachs ni la de Taylor proveen una descripción exacta del comportamiento de policristales” [30]. Ninguno de los dos modelos ofrece una solución completa al problema de la deformación plástica de metales policristalinos, es decir, una solución que satisfaga a la vez las condiciones de equilibrio de tensiones y las de compatibilidad geométrica [4]. Es bien sabido que una solución completa no hace suposiciones “a priori” y en los modelos clásicos, las hipótesis se realizan sobre las distribuciones de tensión o deformación, sin tener en cuenta nunca las relaciones constitutivas entre ambas, ni el mecanismo de deformación plástica de los granos individuales. Cuando se intenta predecir la textura de deformación de un policristal la complejidad de estos modelos es tan grande, como la incerteza de su solución, razón por la cual se recurre a modelos mas simples basados en otras hipótesis [40, 41 y 42].

Un análisis exhaustivo de la metodología utilizada para efectuar la predicción de la

anisotropía con el modelo de Sachs o con el modelo de Taylor, o con sus variantes los modelos de “vínculos relajados”, revela lo siguiente

i. Cuando se obtiene la cantidad de corte $H_q^{(2)}$ de (4.10), se toma la deformación típica de un material isótropo; pero si como debería ser, se considera al material anisótropo, cambiaría $H_q^{(2)}$ aún con idénticas condiciones de contorno modificando los resultados del propio r .

ii. El r resultante de la predicción corresponde a la deformación realizada con anterioridad a la medición de textura. Si la textura se mide antes de que el material se deforme se obtiene el r a deformación cero (virtualmente imposible de medir).

iii. Ningún modelo satisface la compatibilidad geométrica y las condiciones de equilibrio de tensiones simultáneamente.

iv. Es virtualmente imposible considerar la influencia de otros fenómenos de los cuales se sabe que afectan a la anisotropía, como por ejemplo la deformación, u otros fenómenos de los cuales se sospecha que pueden modificarlo como el daño estructural, el camino de deformación incluido en las condiciones de borde o la composición química.

v. La complejidad del cálculo que contienen los distintos modelos es un aspecto opinable, pero en este caso se carece de valores de referencia para evaluar resultados parciales o finales que no sean otros ya calculados.

vi. Cuando se calcula la cantidad de corte con el método simplex, es posible hallar varias soluciones cuando se usa el modelo de Taylor y cuando se usa el modelo “deslizamiento de lápices” (Pencil Glide model) que si tiene solución única, se hace una hipótesis no real en su construcción como se indicó en la sección 4.3.

vii. Los valores de las tensiones de corte críticas resueltas o los cocientes respecto de la propia de los planos $\{110\}$, α_S y α_H definidas en la sección 4.1, no se conocen para diferentes planos cristalográficos, ni para aceros de diferente composición química, y estas afectan el resultado de r .

En líneas generales, independientemente de la sofisticación logable con los métodos clásicos utilizados comúnmente para realizar predicciones del valor de r , este no tiene por que coincidir con el valor que se reporta experimentalmente para la anisotropía plástica (teniendo en cuenta que el valor predicho puede ser modificado por múltiples factores en principio inciertos).

6.2 Modelo estadístico

En esta sección se desarrollará un nuevo modelo con un enfoque estadístico del problema en cuestión. Este, permitirá definir relaciones y calcular promedios que puedan luego ser interpretados como una medida de la anisotropía. El intento se basa, entre otras observaciones, en el *alto número de cristalitos*, granos o subgranos, que puede contener un porción considerable de material. Por ejemplo un material con granos equiaxiados de

tamaño $50\mu\text{m}$ o menor, tendría 15.000, o mas, de estos por mm^3 . Este número es suficientemente alto como para que un modelo estadístico involucrando una porción considerable de material funcione correctamente. El tamaño de grano es también un parámetro que resulta de calcular un promedio, pero en la práctica no se supone que tenga alguna función de distribución, salvo en casos particulares donde hace realmente falta, donde se supone una distribución de tipo lognormal [43 y 44], o aproximadamente lognormal [45].

También se observa experimentalmente para estos aceros, un *grano elongado en la dirección de laminación*, con un *aspecto achatado* en el plano perpendicular a aquella dirección. Este echo es de un carácter tan general que se utiliza en las simulaciones numéricas de la recristalización de material recocido, para definir el tipo y el tamaño de la red [46]. En base a esta información es fácil imaginar un ensamble de granos.

6.6.1 Ensamble de granos

Consideremos el ensamble de granos de la figura 6.1, conteniendo $N.M$ granos, representando una porción rectangular de la chapa tomada a una profundidad t_0 y extraída formando un ángulo θ_0 con la dirección de laminación. El ancho de la porción es w_0 y el largo l_0 . Cada uno de los granos que forman el ensamble tendrán una orientación propia que se indicará con g , y al sumar los granos con una orientación entre g y $g + \Delta g$, sobre una misma columna en la figura 6.1, tendremos h_m^g granos o subgranos, y al sumar sobre todas las columnas, se tendrá C_T^g de estos granos en total.

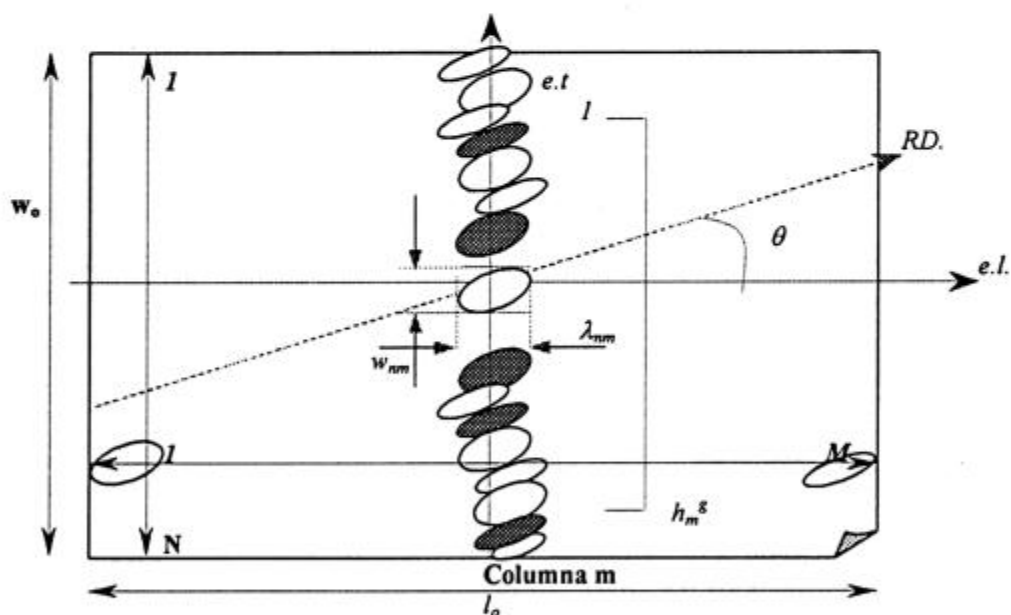


Figura 6.1. Esquema del ensamble de granos. Los de color tienen orientación g .

De esta forma, el valor promedio $\langle h_m^g \rangle$ de granos o subgranos, con la orientación g , en cada columna es,

$$\langle h^g \rangle = \frac{\sum_{m=1}^M h_m^g}{M} = \frac{C_m^g}{M}, \quad (6.1).$$

Seguendo el esquema de la figura 6.1, los tamaños de cada grano en las direcciones $e.l$ y la correspondiente ortogonal, $e.t$, son w_{nm} y λ_{nm} respectivamente; y sumándolos pueden obtenerse los valores de w_o y l_o ,

$$w_o = \sum_{n=1}^N w_{on,m} \quad \forall n = 1, \dots, M, \quad (6.2) \text{ y}$$

$$l_o = \sum_{n=1}^M \lambda_{on,m} \quad \forall n = 1, \dots, N, \quad (6.3)$$

Hasta aquí hemos tomado a M y a N como cantidades fijas, lo que parece una pérdida de generalidad, pero también ambas pueden ser variables aleatorias (discretas), con lo cual, también pueden obtenerse sus promedios o valores medios $\langle N \rangle$ y $\langle M \rangle$. Así, las expresiones anteriores, dan lugar a las siguientes definiciones

$$w_o = \frac{1}{\langle M \rangle} \sum_n^{N_n} \sum_m^{M_n} w_{on,m} \quad (6.4) \text{ y}$$

$$l_o = \frac{1}{\langle N \rangle} \sum_n^{N_n} \sum_m^{M_n} \lambda_{on,m} \quad (6.5),$$

que serán utilizadas en este trabajo. Los braquets ($\langle \rangle$) indicando los valores medios de M y N serán omitidos por simplicidad, pero siempre que se indique a alguna de ellas (N o M) significará su valor medio.

Los tamaños de grano ordinarios en las direcciones $e.l$ y $e.t$ valdrán ahora,

$$d_o^w = \frac{1}{MN} \sum_m \sum_n w_{onm} = \langle \langle w_{nm} \rangle \rangle \quad (6.6) \text{ y}$$

$$d_o^\lambda = \frac{1}{MN} \sum_m \sum_n \lambda_{onm} = \langle \langle \lambda_{nm} \rangle \rangle \quad (6.7).$$

Con (6.4) y (6.6) se obtiene por ejemplo,

$$w_o = d_o^w \cdot N, \quad (6.8).$$

Análogamente el tamaño medio de los granos con orientaciones entre g y Δg , en la dirección $e.t$, es,

$$d_o^w = \frac{1}{C_T^g} \sum_m^M \sum_i^{h_m^g} w_{onm}^g \quad , \quad (6.9),$$

donde se suma primero sobre los granos con orientaciones *en este intervalo*, en una misma columna, y luego se promedia en el resto de las columnas del ensamble. Haciendo lo propio con (6.4), resulta:

$$w_o = \frac{1}{M} \sum_m^M \sum_g^{\kappa} \sum_i^{h_m^g} w_{onm}^g \quad , \quad (6.10),$$

donde κ , es el número de intervalos de orientaciones involucrados en una misma columna, m , tomados estos por ejemplo, entorno de las orientaciones o componentes principales de textura en el espacio E.

6.6.2 Comportamiento en tracción

Si se supone a la porción de material sometida a una tensión uniaxial en la dirección *e.l.*, σ_i , y si se indican los anchos w y los largos l , de la porción de material y de los granos individuales del material deformado omitiendo el subíndice cero, el factor de contracción, $q_\theta(\varepsilon_l)$ de esta porción del material, puede escribirse con (6.10)

$$q_\theta(\varepsilon_l) = -\frac{1}{\varepsilon_l} \ln \left(\frac{\sum_m^M \sum_g^{\kappa} \sum_{i=1}^{h_m^g} w_{nm}^g}{\frac{1}{M} w_o} \right), \quad (6.11),$$

ε_l es la deformación macroscópica ejercida sobre el material.

6.2.2.1 Comportamiento local

Observemos ahora que ocurre localmente entorno de un grano en las actuales condiciones. En forma análoga al caso anterior (6.11), es posible distinguir, $q_{nm}^g(\varepsilon_l)$, como el coeficiente de contracción de cada grano del ensamble

$$q_{nm}^g(\varepsilon_l) = -\frac{\varepsilon_{wnm}}{\varepsilon_{lnm}} = -\frac{1}{\varepsilon_{lnm}} \ln \left(\frac{w_{nm}}{w_{onm}} \right), \quad (6.12);$$

de donde

$$w_{nm} = w_{onm} \left(\frac{\lambda_{nm}}{\lambda_{onm}} \right)^{q_{nm}^g} = w_{onm} \exp(-\varepsilon_{lnm} q_{nm}^g) \quad , \quad (6.13).$$

Aquí es preciso hacer una hipótesis acerca del comportamiento de cada grano al deformar, del mismo tipo a las indicadas en el capítulo 4, especialmente en la sección 4.2. Se podría usar la hipótesis de Taylor $\delta_t \varepsilon_{ij}^{(g)}|_{Local} = \delta_t \varepsilon_{ij}|_{Macroscópico}$ (δ_t indica derivada parcial respecto del tiempo), aceptada incluso por los defensores del modelo de Sachs-Kochendörfer, susceptible de cumplir la compatibilidad geométrica, o la hipótesis de Kochendörfer según la cual $\delta_t \varepsilon_{ij}^{(g)}|_{Local} = \delta_t \varepsilon_{ij}|_{Macroscópico}$, acoplable al modelo de Sachs que satisface las condiciones de equilibrio de tensiones y en ambos casos se tiene que $\varepsilon_{ij}^{(g)}|_{Local} = \varepsilon_{ij}|_{Macroscópico}$, con la cual (6.13),

$$w_{nm} = w_{onm} \exp(-\varepsilon_{ij} q_{nm}^g) \quad , \quad (6.14).$$

Realizando la hipótesis de esta manera surge que cada grano tendría un valor del coeficiente de contracción, que le es propio, al ser traccionado en la dirección $e.l$. Si esto es al menos una buena aproximación, válida para policristales, es razonable suponer que el q_θ del material, de (6.11), debe ser un promedio de los valores $q_{nm}^g(\varepsilon)$, de (6.12). Si inversamente fuese que $q_{nm}^g(\varepsilon)$ no depende de la orientación del cristal, entonces el valor correspondiente al material no será dependiente de la textura, y los modelos clásicos carecerían de sentido. Esto último sustenta a la definición (6.12), pero de ninguna manera da solución al problema de que valor adjudicarle a q_θ^g , para cada orientación. Para esto se presentan dos alternativas:

i. Cada grano o subgrano deforma interiormente independientemente de sus vecinos, con un único valor de q_θ^g , produciéndose acomodación en el borde de grano.

ii. Cada grano o subgrano tiene el valor de q_θ^g propio del material en el ensamble, es decir q_θ^g es uniforme en la porción y el valor que toma, es una función de la textura. En este caso existe una fuerte interacción con los granos vecinos que afecta instantáneamente a todos y la dependencia de q_θ con la textura del material, no podría ser obtenida desde el valor que toma la propiedad para cada cristalito, con lo cual los modelos clásicos de interacción de granos ni siquiera tendrían razón de ser.

La evidencia experimental, muestra afortunadamente que el deslizamiento es diferente en el centro o interior de los granos de lo que es en los bordes. En los bordes, por los efectos de vínculo ejercidos por los vecinos, hay mas sistemas de deslizamiento activos que en el centro y el comportamiento es similar al predicho por el modelo de Taylor. En tanto que en el centro, el comportamiento es similar al predicho en el modelo de Sachs como se mostró en el capítulo 4. Los modelos de mas reciente desarrollo, como los de "vínculos relajados", presuponen deslizamiento homogéneo en el interior de los granos equiaxiados e ignoran efectos locales en la microestructura; en síntesis, se supone que todos los granos de la misma orientación se comportan de igual manera.

6.2.2.2 Dependencia de $q_\theta(\varepsilon)$ con los valores de p_g

En vistas de la argumentación anterior la elección de la alternativa (i) sería la mas adecuada, y si este es el caso, también subsiste la pretensión de calcular el $q_\theta(\varepsilon)$, a partir de la evaluación de un promedio, para tener una aproximación al observable experimental. En este orden (6.14) puede ser reemplazado en (6.11), omitiendo los subíndices n y m en q_{nm}^g , y sacando factor común la dependencia exponencial de la deformación macroscópica se tiene,

$$q_{\theta}(\varepsilon_1) = -\frac{1}{\varepsilon_1} \ln \left(\frac{1}{M} \sum_m \sum_g \left(\frac{\sum_{i=1}^M w_{onm}^g}{w_o} \right) \exp(-\varepsilon_1 q_{\theta}^g) \right), \quad (6.15).$$

De aquí surge el promedio que debe realizarse para obtener el $q_{\theta}(\varepsilon)$ desde los valores de q_{θ}^g de los cristalitas individuales.

Para obtener la relación entre $q_{\theta}(\varepsilon)$ y la textura se puede escribir (6.15) utilizando (6.6) para eliminar w_o y (6.9) cambiando el orden de la suma sobre g y sobre m , que son independientes,

$$q_{\theta}(\varepsilon_1) = -\frac{1}{\varepsilon_1} \ln \left(\sum_g \frac{C_I^g d_o^{wg}}{MN d_o^w} \exp(-\varepsilon_1 q_{\theta}^g) \right), \quad (6.16).$$

Desde este punto puede hallarse la relación entre $q_{\theta}(\varepsilon)$ y la ODF. En la figura 6.2 (a), se muestran la profundidad máxima de penetración de los rayos X, δ , y en la (b) los tamaños de grano en DR y DT para un grano elíptico en el ensamble. Con ellos es posible calcular el volumen total irradiado V ,

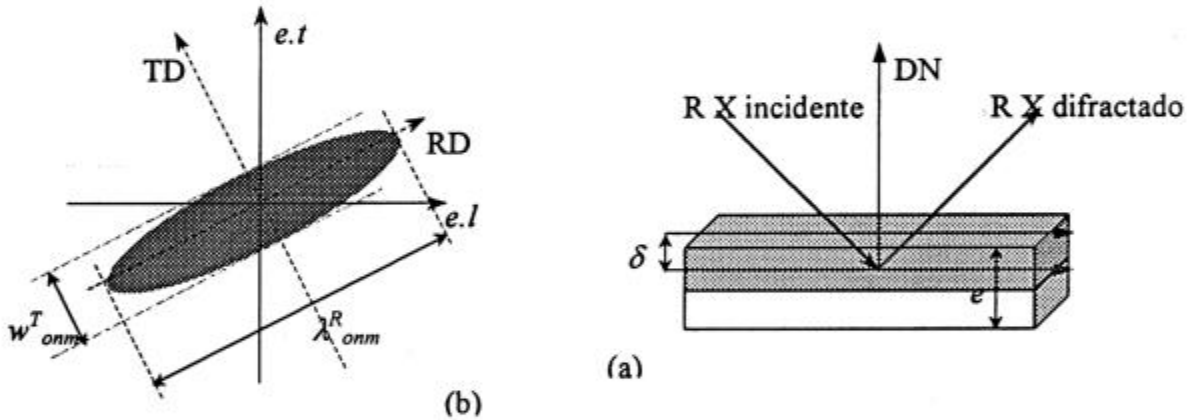


Figura 6.2. (a) Ancho y largo de un grano elíptico. (b) zona irradiada con rayos X.

$$V = \delta \sum_n \sum_m \pi w_{onm}^T \lambda_{onm}^R, \quad (6.17),$$

luego suponiendo que w_{onm}^T y λ_{onm}^R tienen covarianza nula, es decir se comportan como variables aleatorias independientes, (6.17) se convierte en,

$$V = \pi \delta d_o^T d_o^R NM, \quad (6.18).$$

Análogamente puede obtenerse ΔV^g , el volumen total de granos o subgranos con orientaciones entre g y $g + \Delta g$ en el ensamble, con

$$\Delta V^g = \delta \sum_m^M \sum_i^{h_m^g} \pi w_{o_i, m}^{Tg} \lambda_{o_i, nm}^{Rg}, \quad (6.19),$$

multiplicando y dividiendo por C_T^g y suponiendo otra vez independencia entre las variables

$$\Delta V^g = \pi \delta d_o^{gT} d_o^{gR} C_T^g, \quad (6.20).$$

Recuperando la definición de la ODF y de p_g dada en (3.8), ambas del capítulo 3,

$$p_g = \frac{\Delta V^g}{V} \Big|_{\Delta g} = \frac{d_o^{gT} d_o^{gR} C_T^g}{d_o^T d_o^R NM}, \quad (6.21).$$

Aquí puede hacerse la hipótesis ordinaria de que los tamaños de grano no dependen de la orientación ($d_o^{gX} = d_o^X$, $X=DR, DT, o DN$ o cualquier otra dirección) y simplificarlos de (6.21). Con el resultado hallado y con (6.16) se obtiene,

$$q_\theta(\varepsilon_l) = -\frac{1}{\varepsilon l} \ln \left(\sum_g^k p_g \exp(-\varepsilon l \cdot q_\theta^g) \right), \quad (6.22),$$

con la cual es posible calcular $q_\theta(\varepsilon_l)$, de la porción del material, en función de la deformación (ε_l), conociendo el valor de q_θ^g , correspondiente a un monocristal sometido a una tensión de tracción en una dirección que forma un ángulo θ con la dirección $\langle uvw \rangle$, y cuya deformación en el ancho (ε_l) se toma en el plano normal $\{hkl\}$.

Si q_θ^g , fuese conocido para toda las orientación (y todo ángulo θ), es decir si se tiene a la función $q_\theta(g)$, el valor q_θ del material, se obtendría pasando al límite cuando $\Delta g \rightarrow 0$ de la siguiente manera:

$$q_\theta(\varepsilon_l) = -\frac{1}{\varepsilon l} \ln \int_E f(g) \cdot \exp(-\varepsilon l \cdot q_\theta(g)) dg, \quad (6.23).$$

En el límite cuando $\varepsilon_l \rightarrow 0$ en (6.22), es decir el valor $q_\theta(0)$, para deformación cero, posibles de obtener con los modelos clásicos es,

$$q_\theta(0) = \sum_g^k p_g \cdot q_\theta^g, \quad (6.24),$$

es decir, es el promedio de los q_θ^g , pesado con los porcentajes de textura p_g .

6.3 Influencia de otros factores

Ahora es imprescindible contar con los valores de q_{θ}^{β} , y al mismo tiempo, esta preparado el terreno para ver como incluir en el modelo la influencia de distintos fenómenos sobre la anisotropía. Por ejemplo: el proceso de degradación o daño estructural que progresa durante la deformación del material, la elección de los q_{θ}^{β} para evaluar q_{θ} , la posible utilización de una función de distribución de tamaño de grano, etc. Se mostrará esto en este orden en las próximas secciones.

6.3.1 Influencia del proceso de degradación

Estos procesos están asociados a cambios microestructurales irreversibles, como iniciación y crecimiento de microporos o microfisuras, con el aumento de la deformación, que culminan con la fractura dúctil del material.

6.3.1.1. Definición de la variable de daño

Para definir el daño se recurre a la utilización de una variable interna de la cual existen distintos tipos; pero aquí se utilizará la propia de la teoría continua del daño [47, 48 y 49]. Se considera un elemento de volumen, no tan pequeño comparado con las inhomogeneidades del medio circundante, como se muestra en la figura 6.3.

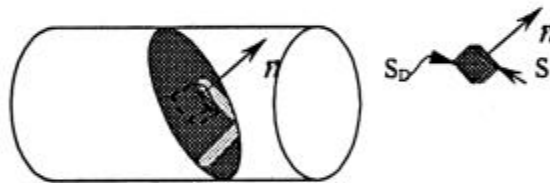


Figura 6.3. Elemento de volumen "dañado".

Sobre la sección orientada según la normal n , S , las fisuras o microcavidades producen marcas visibles. Si S_e es el área efectiva resistente ($S_e < S$) que involucra: el descuento del área de las marcas, la concentración de tensiones en un entorno de las discontinuidades geométricas y la interacción de los defectos vecinos entre si; luego el área del total de los defectos S_D ,

$$S_D = S - S_e, \quad (6.25),$$

y la medida mecánica de daño local según la dirección n se define por,

$$D_n = \frac{S_D}{S}, \quad (6.26).$$

Físicamente la variable es la fracción de área de las microfisuras en la dirección indicada y matemáticamente, tendiendo $S \rightarrow 0$, D_n , es la densidad superficial de las discontinuidades de la materia en el plano normal a n . Una forma general de esta variable escalar D_n , el caso de daño anisótropo, exige definirla como un tensor de segundo orden.

Si el material no ha sido deformado, esta fracción estará formada únicamente por las partículas de segundas fases, en general mas duras que la matriz metálica.

6.3.1.2. Influencia del daño en q_0

La evidencia experimental muestra que el daño aumenta con la deformación y toma valores de consideración cuando se alcanza la carga máxima en un ensayo de tracción, siendo muy poco visible a bajas deformaciones y/o lejos de la zona de estiramiento.

Cuando el material es deformado y los granos se comprimen en la dirección $e.t.$, las zonas ocupadas por partículas duras no sufrirán contracción como si tuvieran un $q_{\theta \text{eff}}^0$ nulo. Con este dato y suponiendo que D_n es homogéneo y uniforme, puede calcularse esta fracción desde (6.9),

$$p_0 = D_n = \frac{1}{M \cdot w_0} \sum_m^M \sum_r^{h_m^0} w_{\alpha_n, m}^0, \quad (6.27).$$

En (6.15) debemos descontar esta cantidad al sumar sobre las posibles orientaciones g , y resulta para (6.22)

$$q_{\theta}(\varepsilon_1) = -\frac{1}{\varepsilon l} \ln \left(\sum_g^k p_g \exp(-\varepsilon l q_{\theta}^g) + p_0 \right), \quad (6.28).$$

Considerando este efecto en el modelo, resultarán modificados los porcentajes de textura p_g , que deben ser utilizados para evaluar q_{θ} . Llamando p_g^* a los porcentajes que se obtienen desde la ODF, la sumatoria de estos debe sumar uno por definición, si además se supone una distribución de partículas de segundas fases uniforme, tal que la fracción presente dentro de un volumen con orientación g , δ_g , es proporcional a p_g , con constante de proporcionalidad, p_0 , se tiene:

$$\delta_g = p_0 p_g, \quad (6.29),$$

y dado que el volumen considerado para hallar la ODF es el de los granos orientados mas el de las partículas de segundas fases, se cumplirá

$$p_g^* = p_g + p_0 p_g, \quad (6.30);$$

despejando p_g y reemplazando en (6.28),

$$q_{\theta}(\varepsilon_t) = -\frac{1}{\varepsilon_t} \ln \left[\sum_s^k (1 - p_o) \cdot p_s^* \cdot \exp(-\varepsilon_t q_{\theta}^s) + p_o \right], \quad (6.31).$$

El valor correspondiente a p_o , puede ser obtenido experimentalmente [50], o bien tomando el porcentaje de carbono equivalente, o por medición directa del área efectiva correspondiente a la deformación presente.

6.3.2 Influencia de la elección de los valores de q_{θ}^s

Aunque no se dijo explícitamente hasta el momento, el valor de q_{θ}^s podría ser el que se obtiene si se realiza la experiencia ideal de traccionar un monocristal orientado como se indica en la figura 6.4, o también, traccionando un *dominio* o conjunto de cristales con la misma orientación despreciando el efectos de los bordes de grano. Además, q_{θ}^s podría ser medido experimentalmente o calculado desde los modelos de interacción de granos, es decir, la elección de los q_{θ}^s modificará el resultado de $q_{\theta}(\varepsilon_t)$ de (6.31). La dificultad de obtener este valor de alguna manera, es clara, pero entonces, si el modelo es correcto, este permitiría reconocer cual es la realidad física local en el proceso de deformación. Como el valor de q_{θ}^s debería ser el mismo para las orientaciones equivalentes en el sentido definido en el capítulo 3, también tomaría un valor propio para cada orientación distinguible.

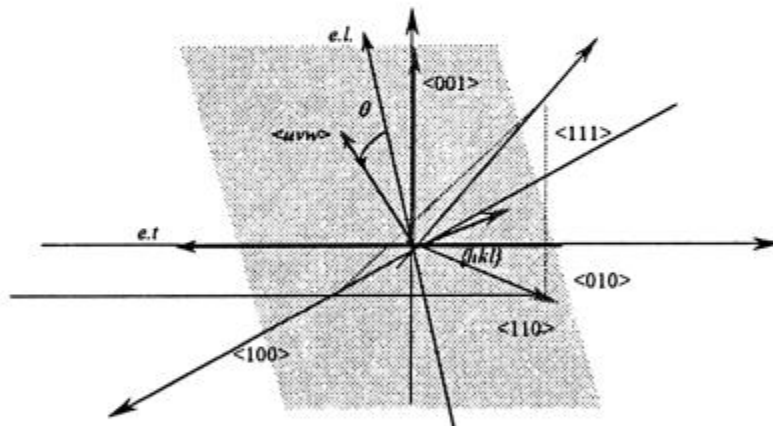


Figura 6.4. Significado de q_{θ}^s , el plano formado por $e.l$ y $e.t$, es normal a $\{hkl\}$ y paralelo a $\langle uvw \rangle$.

Valores de mediciones experimentales de q_{θ}^s , no existen por la dificultad intrínseca de la medición, si en cambio existen valores calculados. F. Royer obtuvo los valores de q_{θ}^s , utilizando el modelo de Sachs-Kochendörfer comentado en el capítulo 4 para materiales fcc [51]. Y el otro caso reportado, es el adelantado en la sección 4.4 del capítulo 4, resumido en las tablas 4-1 a 4-5, considerando una dispersión de 15° , en la orientación

6.4 Análisis de sensibilidad

El análisis de sensibilidad de la expresión (6.31) para q_θ fué realizado parcialmente, de tal análisis surge que q_θ es decreciente con la deformación macroscópica ε_l , con los coeficientes de contracción de los cristalitos q_θ^g (los que a su vez dependen del modelo utilizado para calcularlos) y con los porcentajes p_g . Considerando la monotonía de q_θ , los valores máximos y mínimos de q_θ pueden ser hallados. Los mismos se alcanzaran en los llamados puntos esquina y fijando valores específicos de q_θ^g de monocristal dichos valores extremos pueden ser hallados. Estos fijarían el rango de variación de r de un material cualquiera.

Otro resultado observado fue que ni la deformación macroscópica ε_l , ni el porcentaje de daño (aquí denominado p_0) afectan significativamente a q_θ . Por ejemplo, para los coeficientes de contracción de cristalitos q_θ^g tomados de bibliografía, se tiene que, si se varía de 0 a 20% a la deformación macroscópica, se obtiene una variación de r inferior a 1%, y si se varía al porcentaje de daño de 0 a 0.1, la variación observada en r es todavía menor.

Teniendo en cuenta lo anterior y que en el límite cuando ε_l tiende a 0, q_θ es un promedio de los valores de q_θ^g pesado con los p_g (ver (6.24)), resulta que el máximo y el mínimo del coeficiente de contracción q_θ , corresponden a los valores máximos y mínimos de q_θ^g de cada modelo. Un detalle de los mismos se incluye en las tablas del apéndice 3.

6.5 Resultados de los valores de r

El modelo fue aplicado a través de (6.31), con los valores de q_θ^g tomados desde las tablas 4.A a 4.E, representado a los distintos modelos de interacción de granos, suponiendo una deformación del 20%, y una distribución homogénea de partículas de segundas fases, p_0 , de 0.1%. Los valores de p_g utilizados para hacer la evaluación son los mismos resumidos en los gráficos de la figura 3.8 (a), (b) y (c) de la sección 3.8.2.2.

6.5.1 Chapa laminada

En la figura 6.5 (a), se muestran los gráficos que comparan el valor de r_θ calculado con el modelo versus el obtenido en ensayos de tracción o experimental, para cada uno de los modelos de interacción local entre granos. El gráfico de la figura 6.5 (a) 6, fija la escala de los restantes y contiene el resultado correspondiente obtenido con el modelo RC3, para los valores del cociente entre las tensiones críticas resueltas de las componentes $\{112\}$ y $\{110\}$ iguales a 0.95 y 1, en todos los casos, se utilizaron los datos de textura a 25% de profundidad en la chapa, dado que los correspondientes para la textura en superficie no dan valores razonables para ninguno de los modelos como ya se mostró en el capítulo anterior.

En la figura 6.5 (b), se muestra lo mismo para r_m y Δr en una escala uno a uno, que permite una comparación inmediata. En este caso *no se utilizó* el valor del porcentaje de textura denominado random en el capítulo 3, y que abarca a la probabilidad o conjunto de componentes sobrantes no utilizadas o incluidas como componentes principales, definido exactamente como p_7 . Una comparación a simple vista revela un buen ajuste, para los valores de r , aun mejor al que arroja el modelo clásico.

6.5.2 Hojalata

La figura 6.6 (a) muestra a los gráficos que comparan el valor de r_{θ} calculado con el modelo y el obtenido en ensayos de tracción, para cada modelo de interacción de granos.

Figura 6.5 (a). r_{θ} vs. r_{exp} para la chapa laminada. Las indicadas como 6.5 (a) 1-5 corresponden los valores calculados con el modelo.

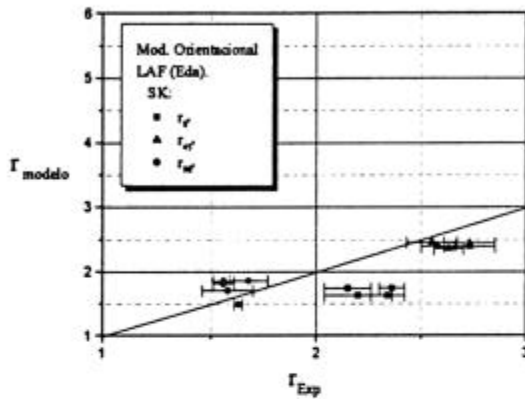


Figura 6.5 (a) 1

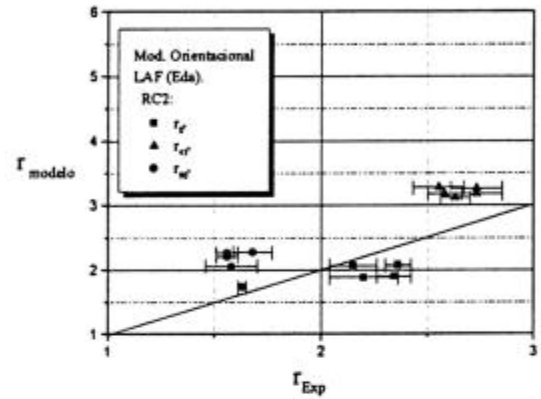


Figura 6.5 (a) 2

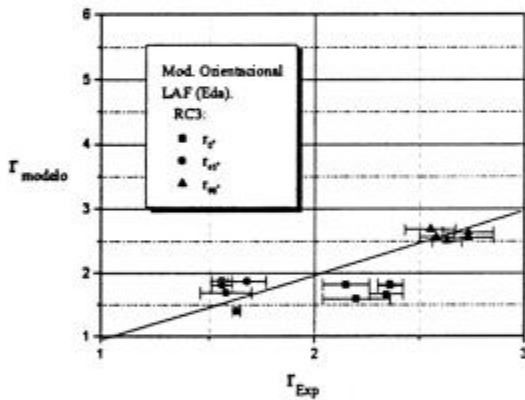


Figura 6.5 (a) 3

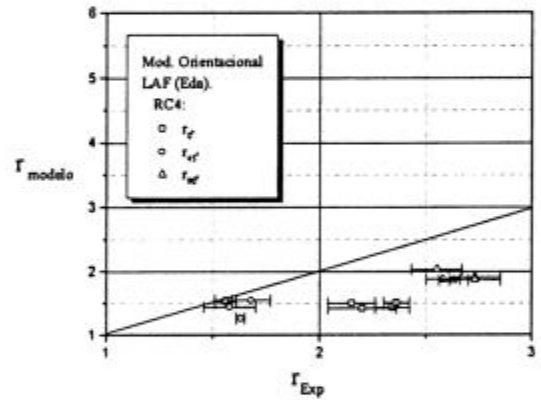


Figura 6.5 (a) 4

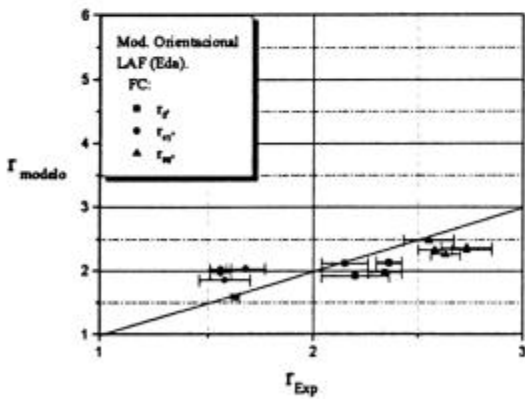


Figura 6.5 (a) 5

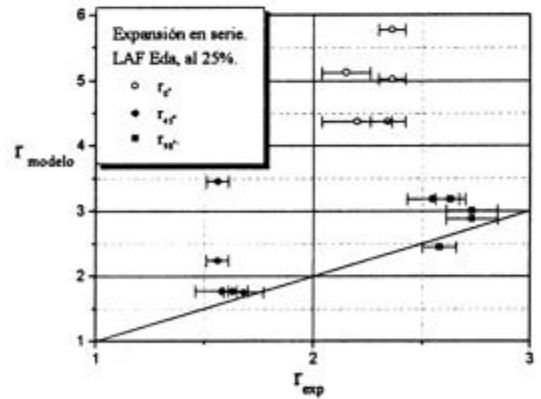


Figura 6.5 (a) 6 Expansión en serie (RC3)

El gráfico de la figura 6.6 (a) 6, prefija la escala de los restantes gráficos con los resultados del modelo RC3, para los valores del cociente entre las tensiones críticas resueltas de las componentes $\{112\}$ y $\{110\}$ iguales a 0.95 y 1, en todos los casos, se utilizaron los promedios de los datos de textura al 25% de profundidad en la chapa y de superficie.

Figura 6.5 (b). r_m y Δr vs. r_{exp} para la chapa laminada. Las indicadas como 6.5 (b) 1-5 corresponden los valores calculados con el modelo.

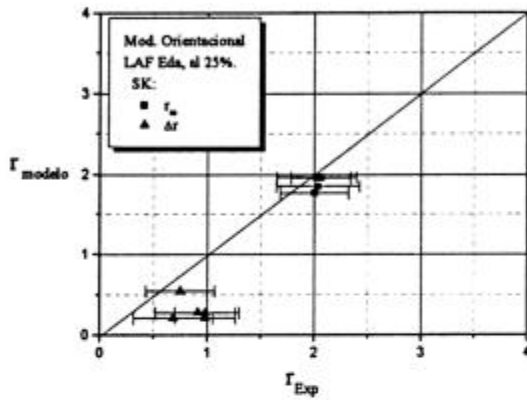


Figura 6.5 (b) 1

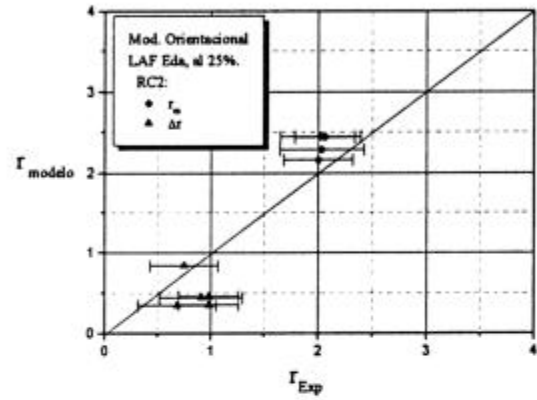


Figura 6.5 (b) 2

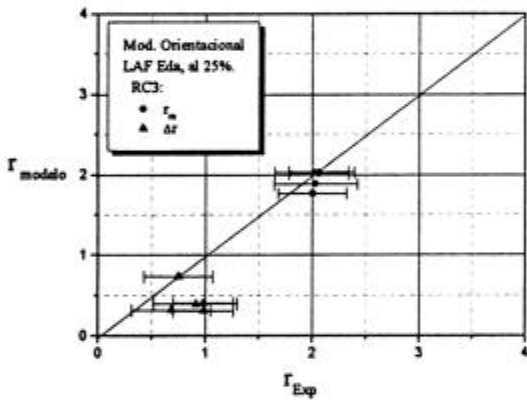


Figura 6.5 (b) 3

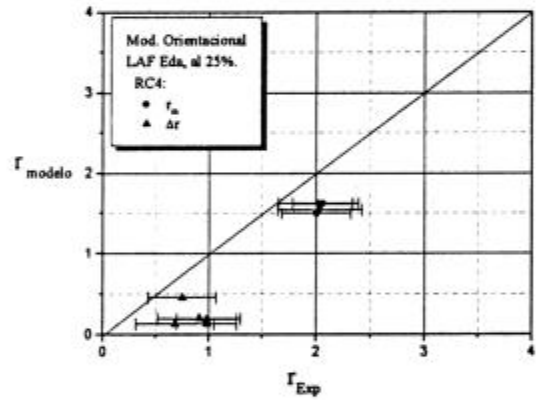


Figura 6.5 (b) 4

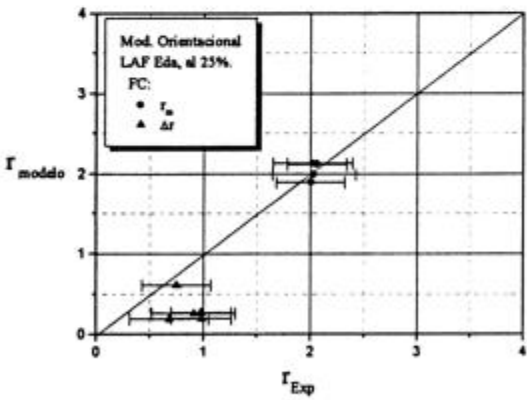


Figura 6.5 (b) 5

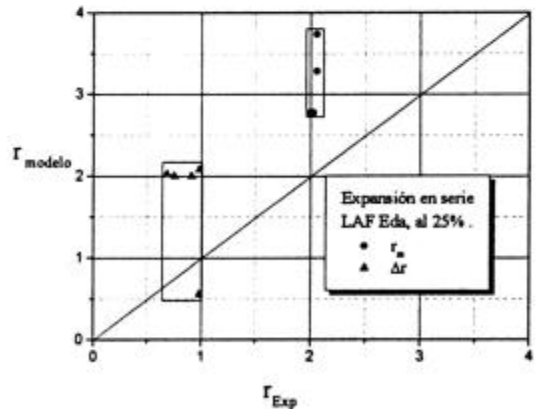


Figura 6.5 (b) 6 Expansión en serie (RC3)

En este caso *si se utilizó* el valor del porcentaje de textura random o p_7 , al que se asoció con un valor de $q^7 = 1/2$ propio de un material isotrópico. Otra vez se ve un ajuste de los valores de r , mejor al que arroja el modelo clásico. En la figura 6.6 (b), se muestra lo mismo para r_m y Δr en una escala que es la mitad de la escala del gráfico 6.6 (b) 6 del modelo clásico.

Figura 6.6 (a) r_θ vs. r_{exp} para la hojalata. Las indicadas como 6.6 (a) 1-5 corresponden los valores calculados con el modelo.

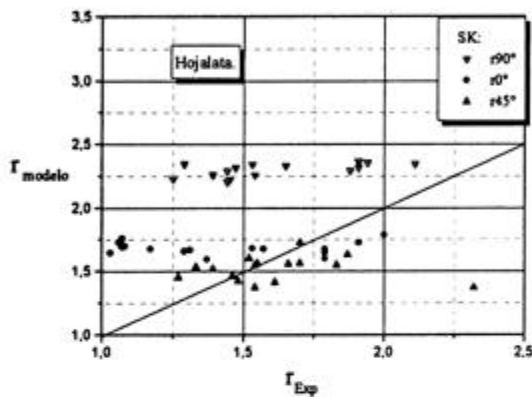


Figura 6.6 (a) 1

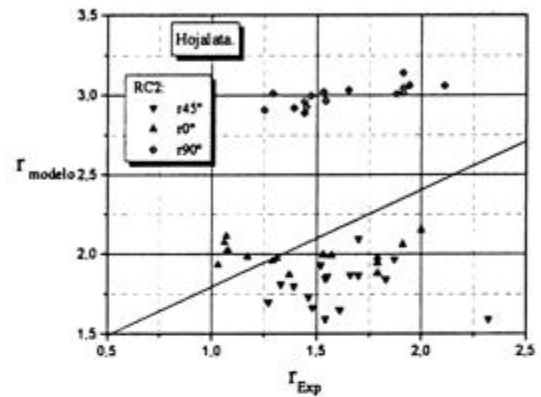


Figura 6.6 (a) 2

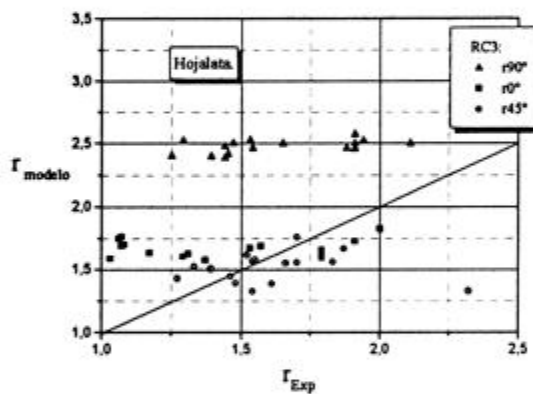


Figura 6.6 (a) 3

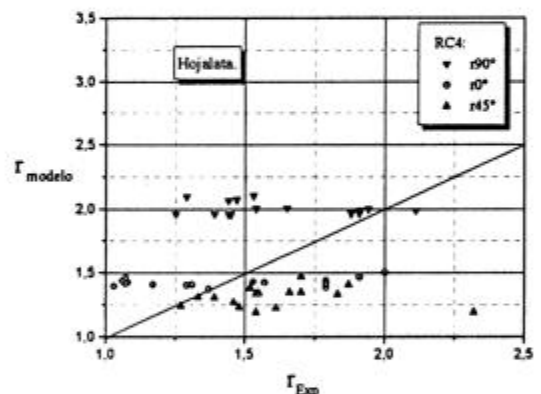


Figura 6.6 (a) 4

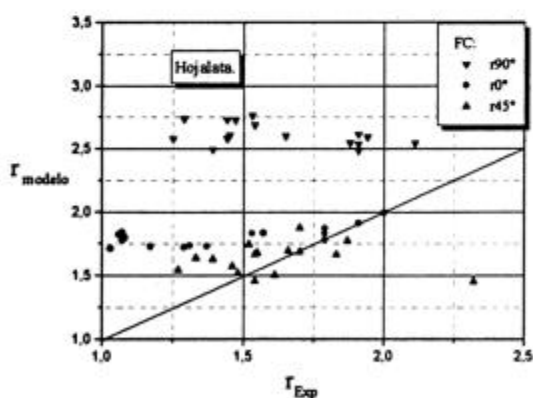


Figura 6.6 (a) 5

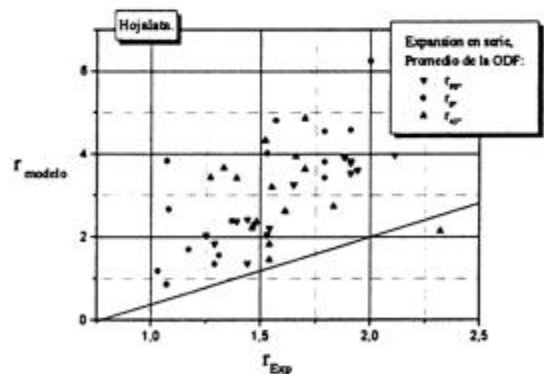


Figura 6.6 (a) 6. Expansión en serie (RC3)

textura denominado random en el capítulo 3, o p_7 . Al que se asoció con un valor de $q^7 = 1/2$ propio de un material isótropo.

Figura 6.6 (b) r_m y Δr vs. r_{exp} para la hojalata. Las indicadas como 6.6 (b) 1-5 corresponden los valores calculados con el modelo.

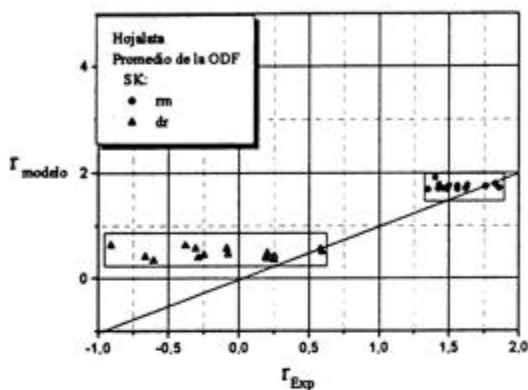


Figura 6.6 (b) 1

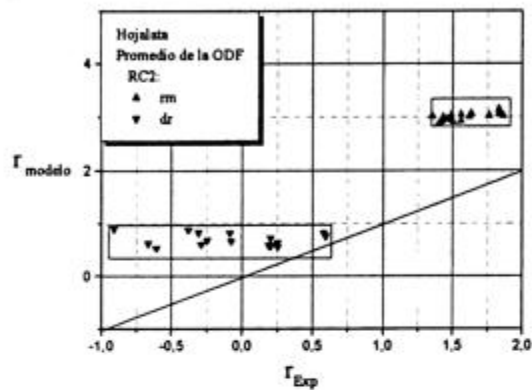


Figura 6.6 (b) 2

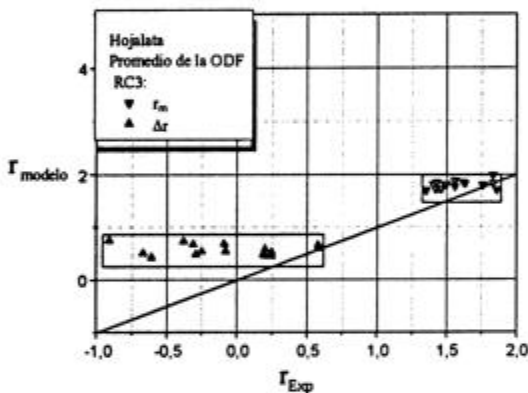


Figura 6.6 (b) 3

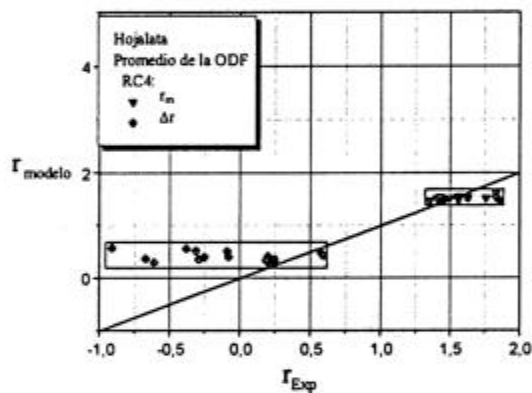


Figura 6.6 (b) 4

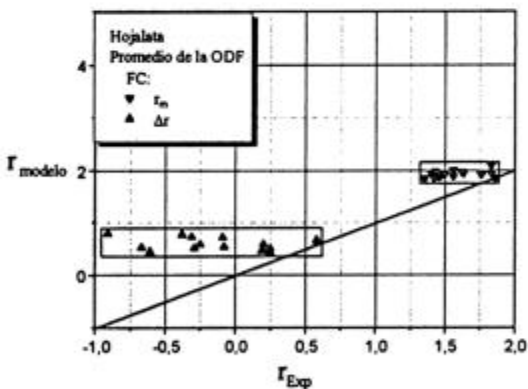


Figura 6.6 (b) 5

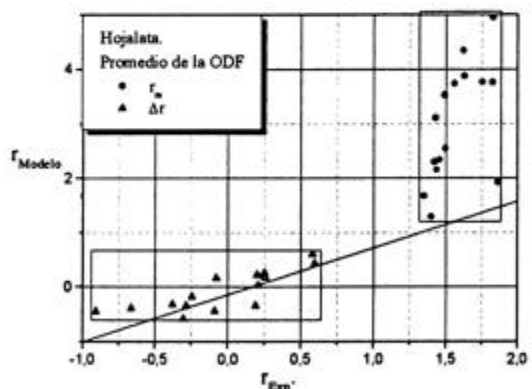


Figura 6.6 (b) 6. Expansión en serie (RC3)

6.6 Discusión de resultados

Como se menciona en el primer párrafo del capítulo, los resultados representan un caso particular de aplicación del modelo. Tal particularización se hace al fijar los valores numéricos a utilizar en (6.31) y que se hallan en el primer párrafo de la sección 6.5.

Respecto de los valores utilizados $p_g = 0.1\%$ y $\varepsilon_l = 20\%$ se adelantó en 6.4, que q_θ es decreciente con cada uno de ellos y no son de importancia (afectan levemente al r), en cambio los valores de q_θ^g tienen una importancia mucho mayor. Estos valores dependen de los modelos con que han sido calculados, específicamente de las condiciones que se usan para hallarlos y sus valores prefijan la variabilidad de r para un material como se adelantó también en 6.4. Luego, los valores de p_g serían los determinantes de los resultados anteriores y el valor de r se vuelve sensible tanto a sus cambios como a la utilización (o no) de tal porcentaje de la componente *g-ésima* (p_g).

6.6.1 Chapa laminada

En este caso, los resultados que se muestran en las figuras 6.5 a y 6.5 b se han obtenido solamente con los datos de textura al 25%. Esto es consecuente con los modelos de Taylor y de vínculos relajados, que no dan buenos resultados de r para datos de textura superficiales [22] de hasta al menos el 15% del espesor, tampoco fue usado aquí el porcentaje de textura random puesto que la única componente bien desarrollada parece ser la de las orientaciones próximas a las direcciones $\{111\}$ a (figura 3.8.a) y las demás están por debajo del 10%.

Como puede verse (en la misma escala) el modelo estadístico se aproxima más a los resultados experimentales, especialmente para las modelos FC_4 y RC_3 (6.5 a 3 y 5) para los r_θ , y muy buenos en los cinco casos para r_m . Para Δr se obtiene una aproximación levemente más pobre.

6.6.2 Hojalata

En el caso de la hojalata los resultados de textura en superficie y al 25% son muy similares, mostrando un desarrollo levemente mayor de las componentes principales en el segundo caso. Debido a esto, se utilizó el promedio de las componentes de textura con el objeto de explotar la información de ambas, pero su utilización, ofrece leves cambios. No ocurre lo mismo con el uso del porcentaje random, el cual resulta crítico, y si no es utilizado, los resultados que se obtienen para r son similares a los datos mas dispersos mostrados en 6.6.a de la expansión en serie. Obsérvese por ejemplo que los datos r_{90° (triángulos invertidos) de la figura 6.6.a.1 próximos a 2.25, no están muy dispersos de este último valor y se aproximan a la recta cuando mayor es el valor experimental. Los datos de r_{0° y r_{45° en el mismo gráfico (círculos y triángulos respectivamente) muestran el mismo patrón: valores concentrados en torno a un valor medio (1.6 en este caso aproximadamente) aunque los datos se acercan más para los r experimentales intermedios. Para los otros cuatro modelos se tienen resultados similares: los valores de r dispuestos en una misma franja 6.6.a 2 a 5, con valores más altos al experimental para r_{90° y para r_{0° y r_{45° ,

la franja corta a la recta para los experimentales intermedios. La comparación con los gráficos 6.6.a. 6, revela una aproximación mejor para el segundo modelo, dado que la escala es la mitad en este último caso. Los resultados de r_m son también bastante similares a los valores experimentales pero son generalmente mayores para Δr , contrario a lo ocurrido con la expansión en serie, que ajusta mejor los valores de Δr y en menor grado a r_m .

6.6.3 Del modelo en general

En este modelo puede incluirse el efecto de otros factores microscópicos y macroscópicos como por ejemplo: el daño estructural, la correlación que podría existir entre el tamaño de grano y la orientación o entre los tamaños de granos tomados en las direcciones de laminación y transversal (su cociente es el factor de forma o aspecto de los granos), o la distribución de tamaños de grano en el ensamble y lo que es fundamental el efecto de las propiedades mecánicas locales o microscópicas del material como los valores de q_{θ}^{β} .

Como se dijo anteriormente, por una parte los resultados están sujetos a las variaciones que operan debido a la hipótesis de interacción de granos que contienen la información del comportamiento microscópico, local real del material, al deformar. Por otra parte, podría agregarse en los factores microestructurales la influencia que tienen sobre ellos las estructuras de defectos.

La hipótesis de que la deformación local longitudinal es idénticamente igual a la deformación longitudinal macroscópica en todo el volumen del ensamble, permite obtener el promedio que debe realizarse para obtener q_{θ} (6.31). Esto último es uno de los logros de este trabajo, dado que el promedio revela de una forma simple y directa, la dependencia de la anisotropía con la textura cristalográfica y con las propiedades locales del material.

Con ello además, es posible satisfacer el interés práctico implícito en la relación existente entre las propiedades mecánicas de la chapa y la naturaleza e intensidad de las transformaciones de textura observadas en los distintos procesos.

De lo expresado en los dos párrafos anteriores, sería también una *tarea futura* incluir la influencia de la estructura de defectos en el modelo microestructural, y este a su vez en el modelo de Hill para evaluar la conformabilidad. Tal estudio permitiría ampliar el la cantidad de variables de proceso involucrando aspectos que solo pueden ser tenidos en cuenta en estudios microestructurales.

Capítulo 7

Conclusiones

- ✓ El presente trabajo es un estudio de la dependencia de la anisotropía plástica de los laminados planos de acero con la textura cristalográfica del material. Para llevar adelante esta tarea se hizo un análisis de los valores de la anisotropía plástica de la chapa laminada y de la hojalata, obtenidos con ensayos mecánicos en el Departamento de Tecnología Mecánica del CINI. De este análisis surge que el valor de anisotropía tiene un carácter relativo y propio de las condiciones de medición y obtención, pero aun así, continua siendo el indicador por excelencia de la anisotropía plástica.
- ✓ La función de distribución de orientaciones fue obtenida para un conjunto de muestras de los materiales mencionados, mediante difracción de rayos X en el laboratorio del CINI. Dichos datos se tomaron para la superficie y para una capa interior al 25% de profundidad obtenida por pulido químico. Los resultados de la textura fueron cualitativamente similares en las dos capas de la hojalata y muy diferentes para cada capa de la chapa laminada.
- ✓ Utilizando estos datos, se calculó el valor de la anisotropía plástica con el método de la expansión en serie de armónicos esféricos, el modelo utilizado fue el de vínculos relajados con tres grados de libertad (conocido como RC3), habiéndose tomado el valor del cociente entre las tensiones críticas resueltas entre los planos $\{112\}$ y $\{110\}$ (α) iguales a 0.95 y 1. En la gran mayoría de los casos, los resultados obtenidos al utilizar los datos de textura de una sola capa, fueron muy diferentes a los reportados experimentalmente.
- ✓ Los resultados obtenidos al utilizar los datos de textura promediados entre las dos capas, arrojaban datos más próximos a los experimentales.

En vistas de las discrepancias observadas en los resultados de la anisotropía plástica obtenida con los métodos clásicos, y a las objeciones que suele hacerse al respecto de su validez, se comenzó a trabajar en el desarrollo de modelos alternativos, y como consecuencia de ello:

✓ Surgieron dos modelos alternativos, uno *semiempírico* para evaluar a la anisotropía planar (Δr) y otro de tipo *estadístico* para calcular la anisotropía plástica de los laminados planos en función de la deformación.

✓ Estos modelos constituyen el principal aporte del presente trabajo y tienen la ventaja de mostrar la dependencia de la distribución de orientaciones de una manera más simple y directa.

✓ El modelo para el Δr , es de tipo *semiempírico* y se obtiene realizando un balance de porcentajes de un grupo de orientaciones ubicadas dentro de la fibra γ .

✓ Dicho balance es una partición de la fibra γ entre las componentes u orientaciones próximas a las $\{111\}\langle 110\rangle$ y a las $\{111\}\langle 112\rangle$, incluidas sus equivalentes. Las mismas compiten para dar el signo a la anisotropía planar, siendo positiva esta si es mayor el porcentaje de tipo $\{111\}\langle 110\rangle$ y viceversa.

✓ En el presente trabajo también se define y se evalúa en algunos casos de interés, la equivalencia entre componentes y los porcentajes de granos con orientaciones próximas entre sí. El intervalo en el espacio de Euler es elegido teniendo en cuenta la importancia (frecuencia de aparición) de la componente y la presencia de otras componentes cercanas.

✓ El módulo de la anisotropía planar, es ajustado por coeficientes que se obtienen experimentalmente. Los mismos varían para la chapa laminada y para la hojalata y deben ser verificados tanto para estos materiales en distintas situaciones, como para otros materiales.

✓ El modelo *estadístico* para la anisotropía plástica de los laminados planos, provee este parámetro para una pieza sometida a una tensión uniaxial en alguna dirección del plano de la chapa, en función de la deformación macroscópica y de la fracción de daño mecánico.

✓ El modelo establece una relación directa entre las propiedades microestructurales y locales del material, la deformación macroscópica de la porción y la distribución de orientaciones del material en su extensión.

✓ Este modelo es dependiente del modelo que se utiliza para evaluar la anisotropía plástica de los cristales independientes o, de los dominios de cristales con una orientación similar, interactuantes entre sí como ocurre en los casos de los modelos clásicos de vínculos relajados (*relaxed constraint*), de ligadura total (*full constraint*) o libre de ligadura. En este trabajo se utilizaron valores calculados con una dispersión de 15° respecto de la posición ideal.

✓ El modelo *estadístico* permite además considerar la influencia de otros factores microestructurales como: el daño mecánico, la distribución de tamaños de grano, la correlación que podría existir entre el tamaño de grano y la orientación o entre los tamaños de granos tomados en las direcciones de laminación y transversal (su cociente es el factor de forma o aspecto de los granos), o la distribución de tamaños de grano en el ensamble.

✓ El análisis de sensibilidad parcial de la expresión obtenida para la anisotropía plástica, mostró que esta es decreciente con cada una de sus variables.

✓ La deformación macroscópica y el porcentaje de daño estructural no tendrían un efecto sensible en la anisotropía plástica para los valores típicos de los coeficientes de contracción de cristalitos (los tomados de bibliografía).

✓ Los valores máximos y mínimos posibles de obtener para la anisotropía plástica, son los correspondientes que se obtienen localmente para algún modelo de interacción de granos, y con alguna distribución de orientaciones.

✓ Dado que las teorías de la mecánica del continuo no contemplan los cambios internos operantes en un material durante los procesos de fabricación, se justifica la necesidad de desarrollar modelos microestructurales que puedan ser luego relacionados con aquellos modelos de la mecánica del continuo, para comprender la influencia de las variables de proceso sobre la conformabilidad del material.

✓ Con los precedentes modelos es posible satisfacer el interés práctico implícito en la relación existente entre las propiedades mecánicas de la chapa y la naturaleza e intensidad de las transformaciones de textura observadas en los distintos procesos.

Tareas futuras

✓ Verificar los modelos para distintos materiales y en varias situaciones es *una tarea futura* primordial, así como la evaluación de los cambios de textura que sufren los distintos materiales con los procesos de producción, para estudiar luego, el efecto de las variables de proceso sobre las constantes de Hill que definen la conformabilidad. Como consecuencia de ello se podrían hallar mejoras de la calidad del mismo haciendo modificaciones en las variables de proceso.

✓ Importaría estudiar en *trabajos futuros*, como se desarrolla la fibra γ . Por ejemplo el recocido, puede ser importante para desarrollarla, pero la manera particular en que se desarrolla, depende del porcentaje de reducción en frío, y la textura que se desarrolla en la reducción en frío, depende de los procesos de laminación en caliente y el enfriamiento a que se sometió al material. De estos estudios podrían surgir mecanismos o métodos de control de la anisotropía a partir de las variables de proceso.

✓ Sería también una *tarea futura* incluir la influencia de la estructura de defectos en los otros factores microestructurales que sean de importancia afectando a la anisotropía según este modelo, y este a su vez, en el modelo de Hill, para estudiar como afectan aquellos a la conformabilidad.

Apendice 1

Espacio de Euler

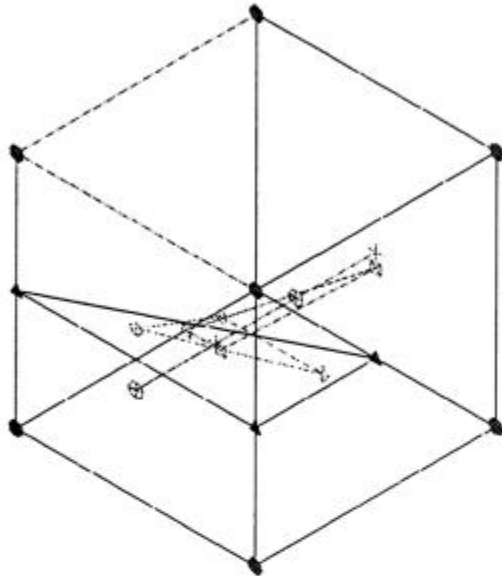


Figura A1. Axonométrica mostrando las posiciones de las orientaciones principales.

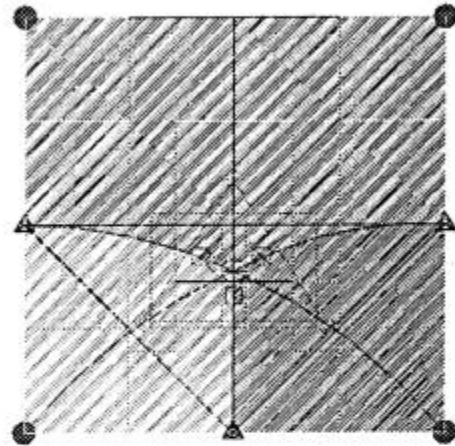


Figura A2. Plano de $\phi=0$, vista de las orientaciones principales.

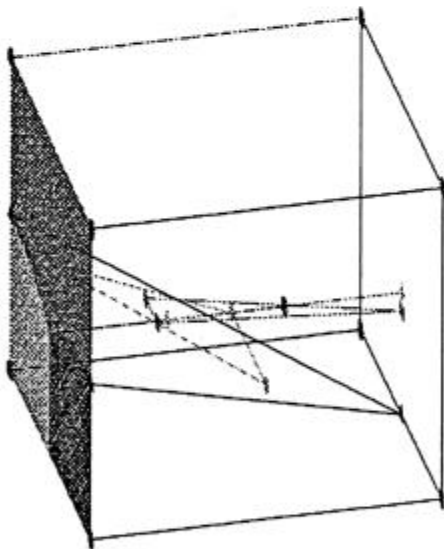


Figura A3. Plano de $\phi=0$, vista de las orientaciones principales.

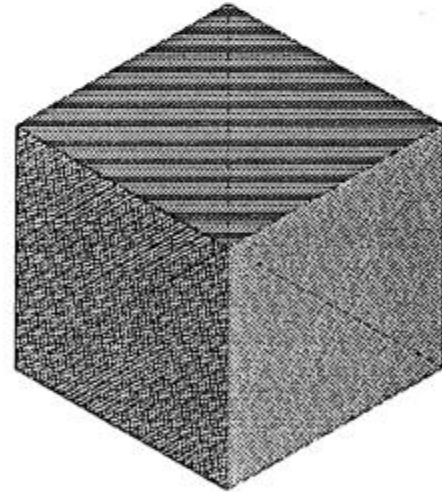
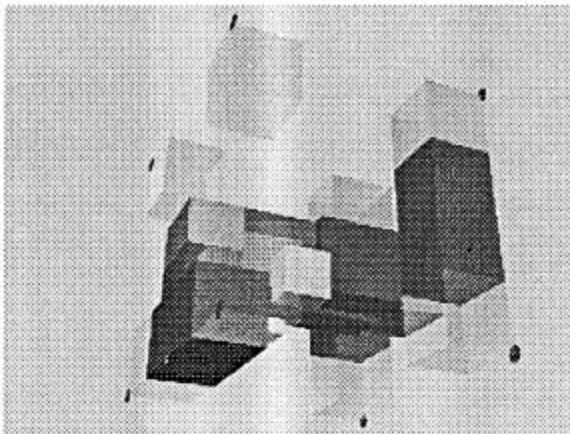
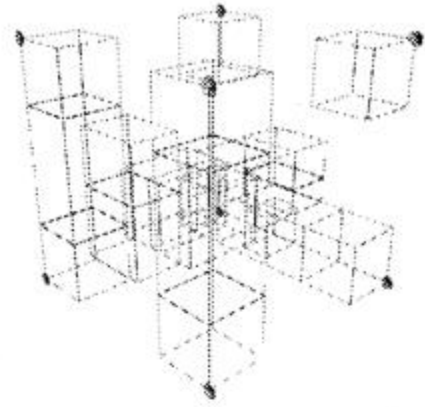


Figura A4. Axonométrica del cubo representa las caras (100) en el espacio K_B que luego son transformadas, en el espacio de Euler de la figura A3.

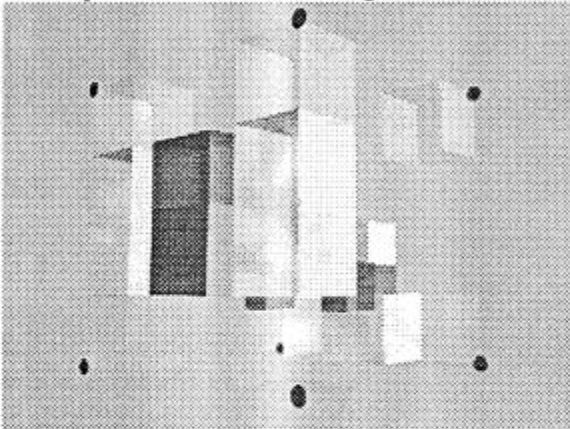
Figura A El espacio de Euler.



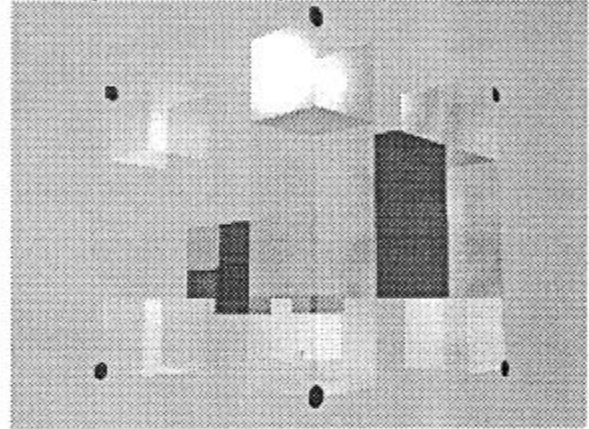
B 1 Esquema de las zonas de integración



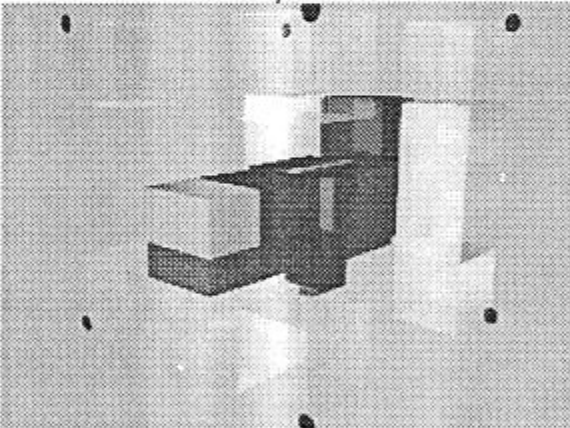
B 2 Esquema de las componentes principales



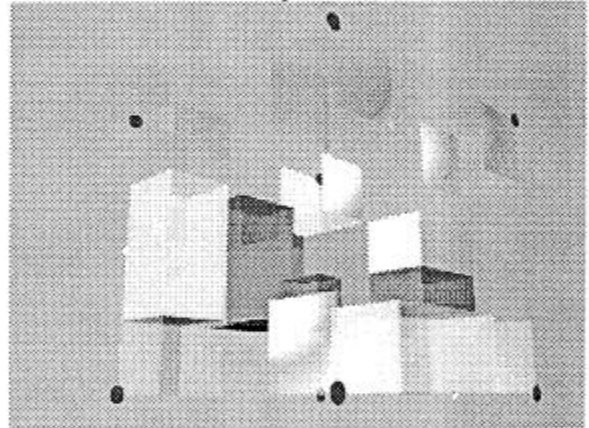
B 3 Vista desde el frente y costado.



B 4 Vista desde el frente y costado.



B 4 Vista desde atrás



B 4 Otra vista desde atrás.

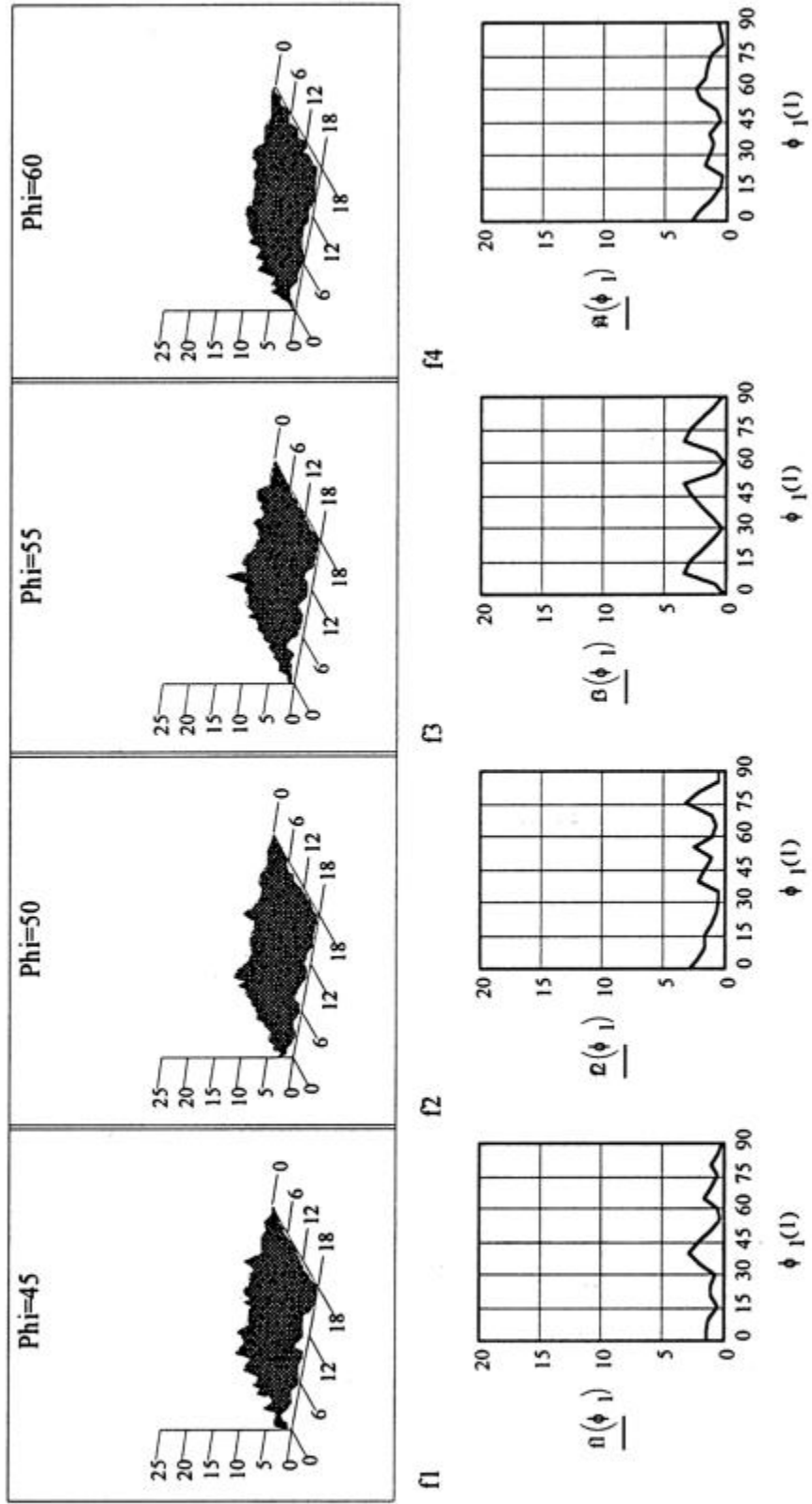
Figura B Otras vistas del cubo de Euler. Detalles de las zonas de integración utilizadas para calcular los p_g .

Apndice 2

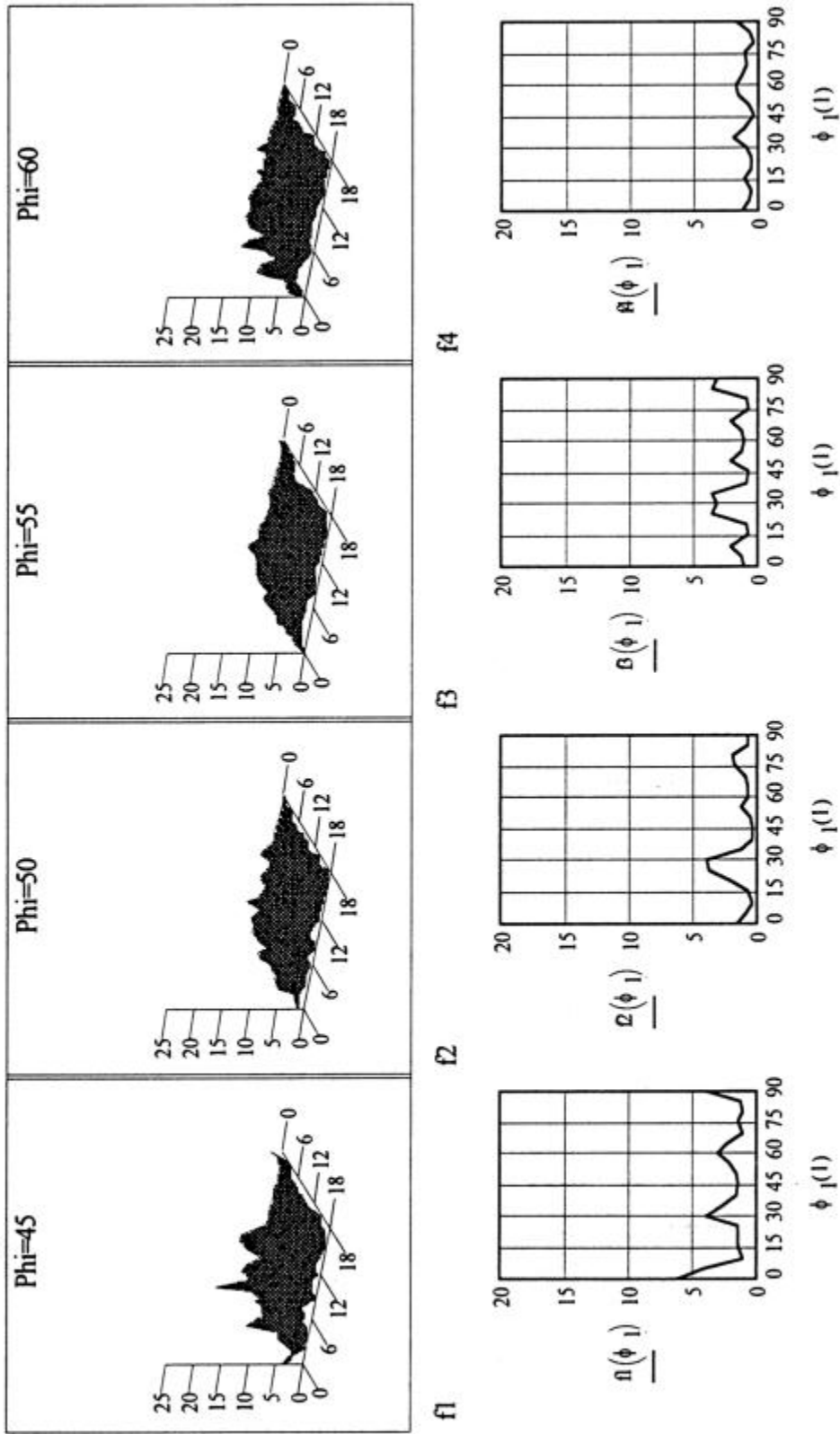
Detalles de la fibra γ (*)

(*) Los datos corresponden a la ODF, para la textura en superficie y a una forfundidad de 25% del espesor.

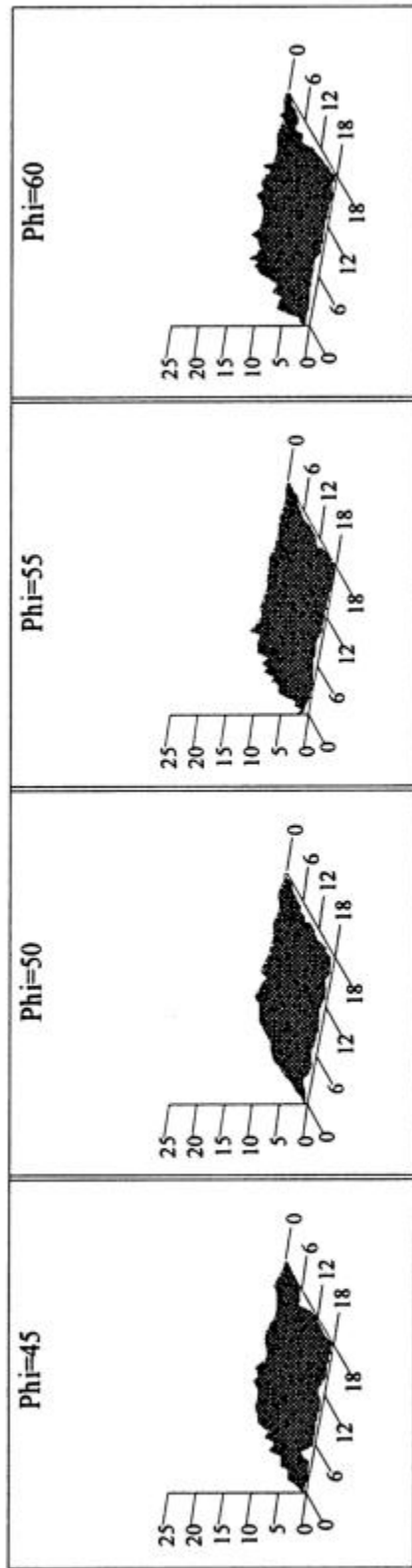
Chapa recocida: en superficie
 Probeta s01 y s05.



Chapa recocida: en superficie
 Probeta s02 y t01.



Chapa recocida: en superficie
 Probeta s03.

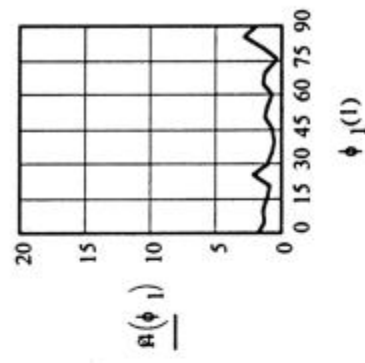
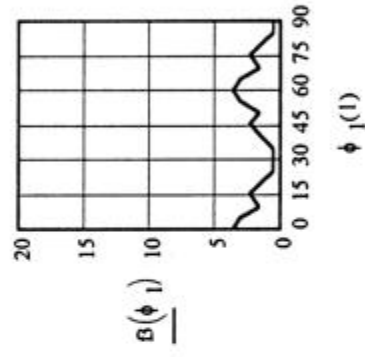
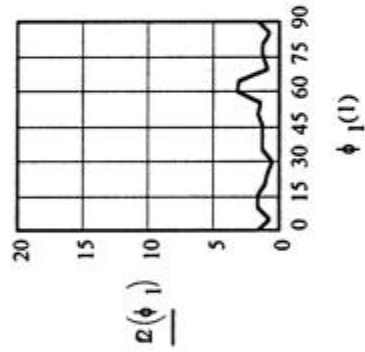
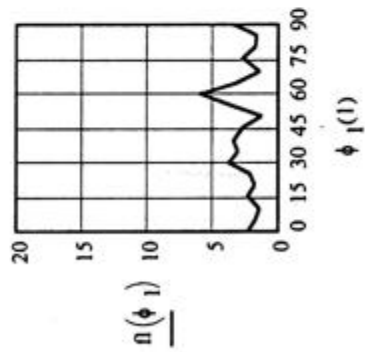


f1

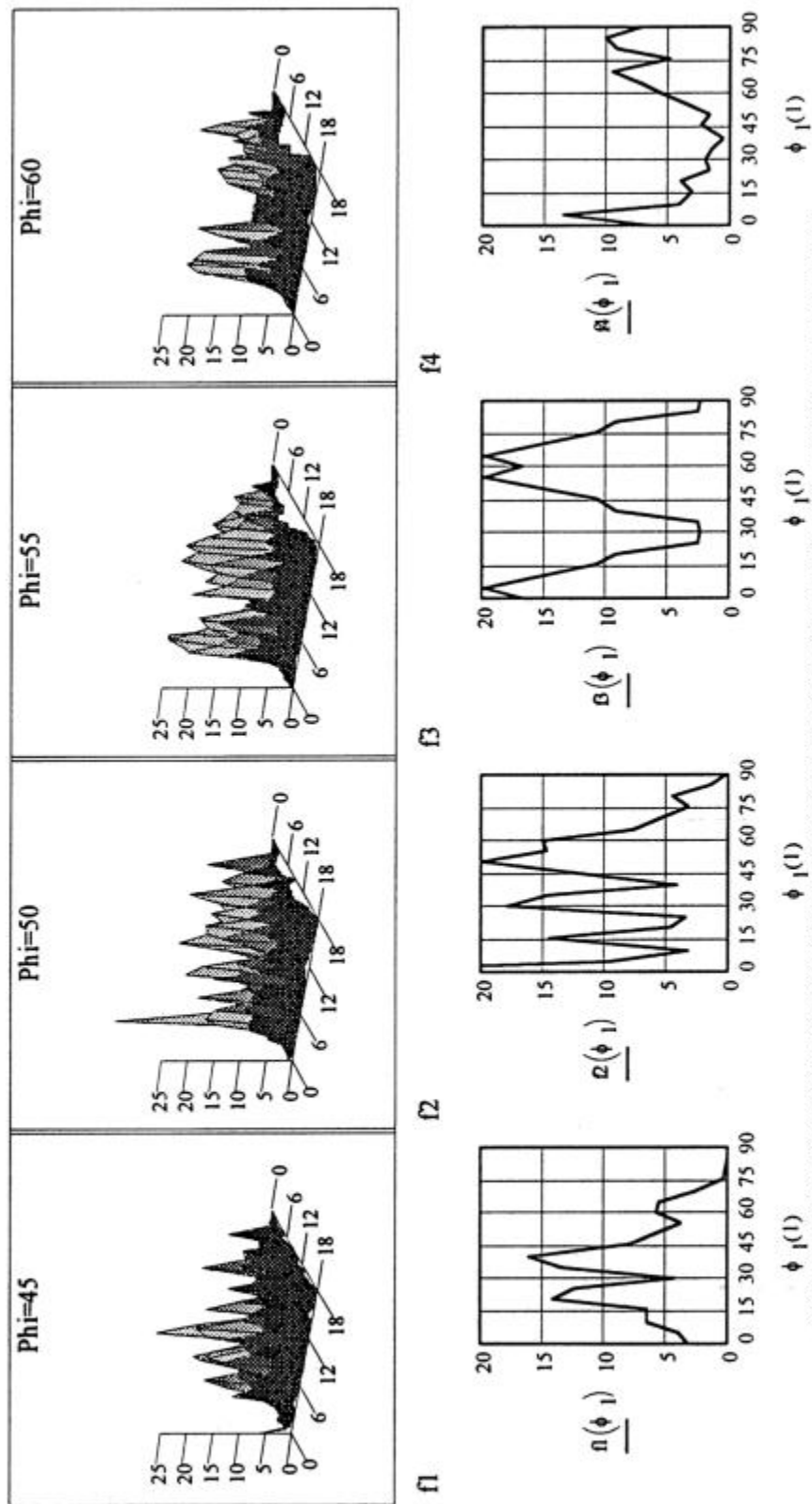
f2

f3

f4

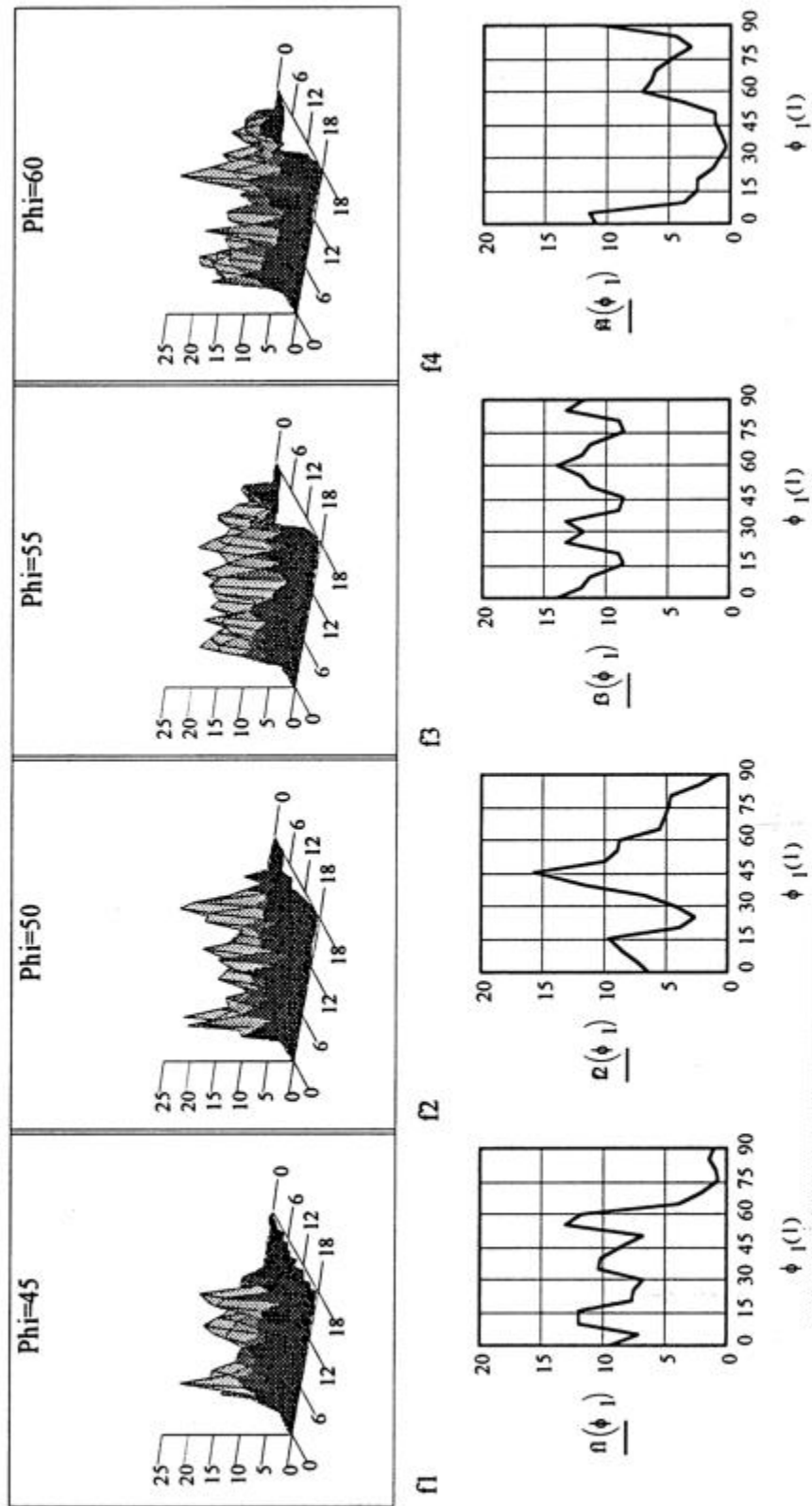


Chapa recocida: a 25% de profundidad
 Probeta s1.



Valores experimentales:
 $r_0 = 2.36$ $r_{45} = 1.56$ $r_{90} = 2.73$ $r_m = 2.35$ $\Delta r = 0.98$

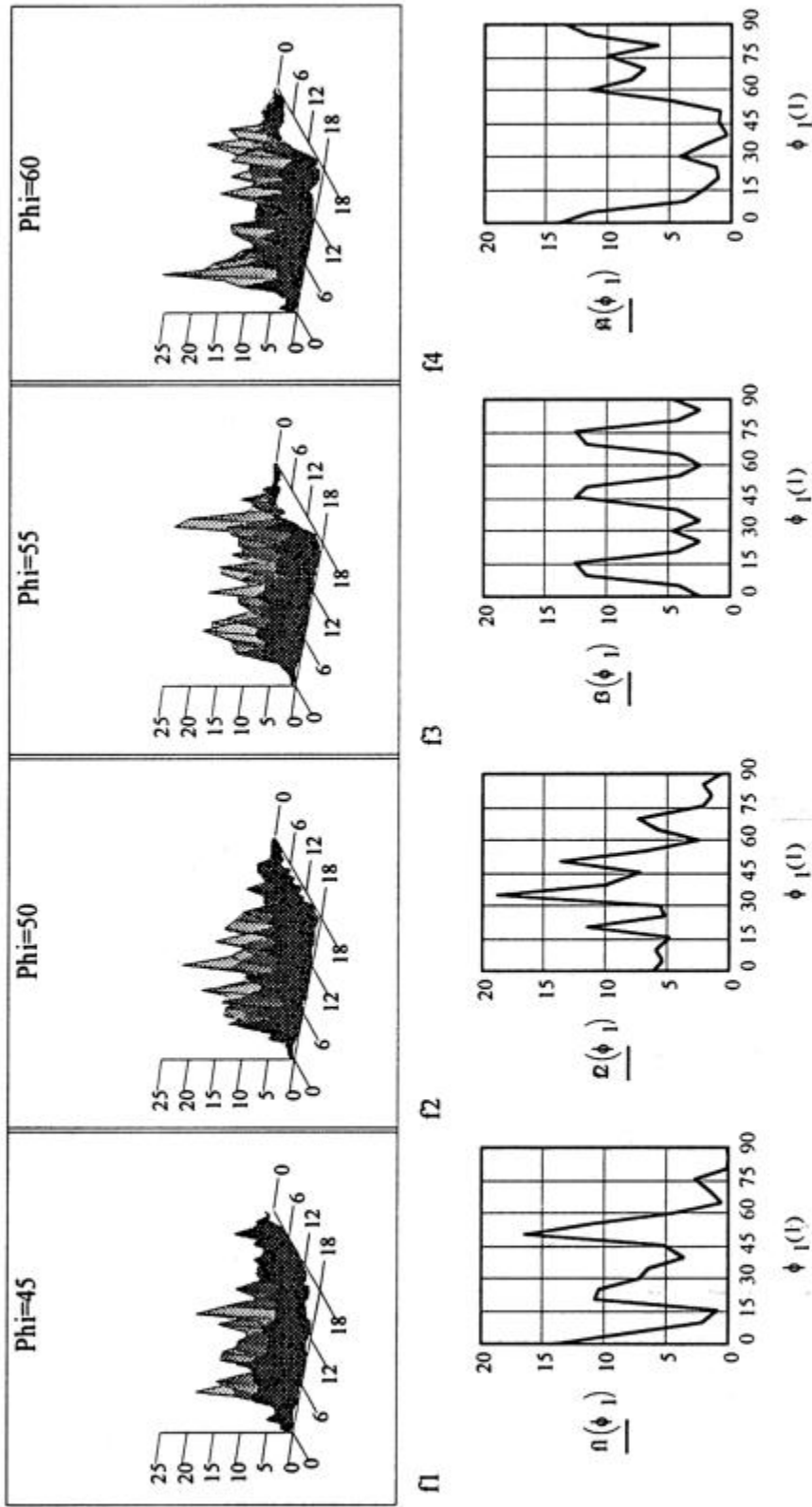
Chapa recocida: a 25% de profundidad
 Probeta s2.



Valores experimentales:

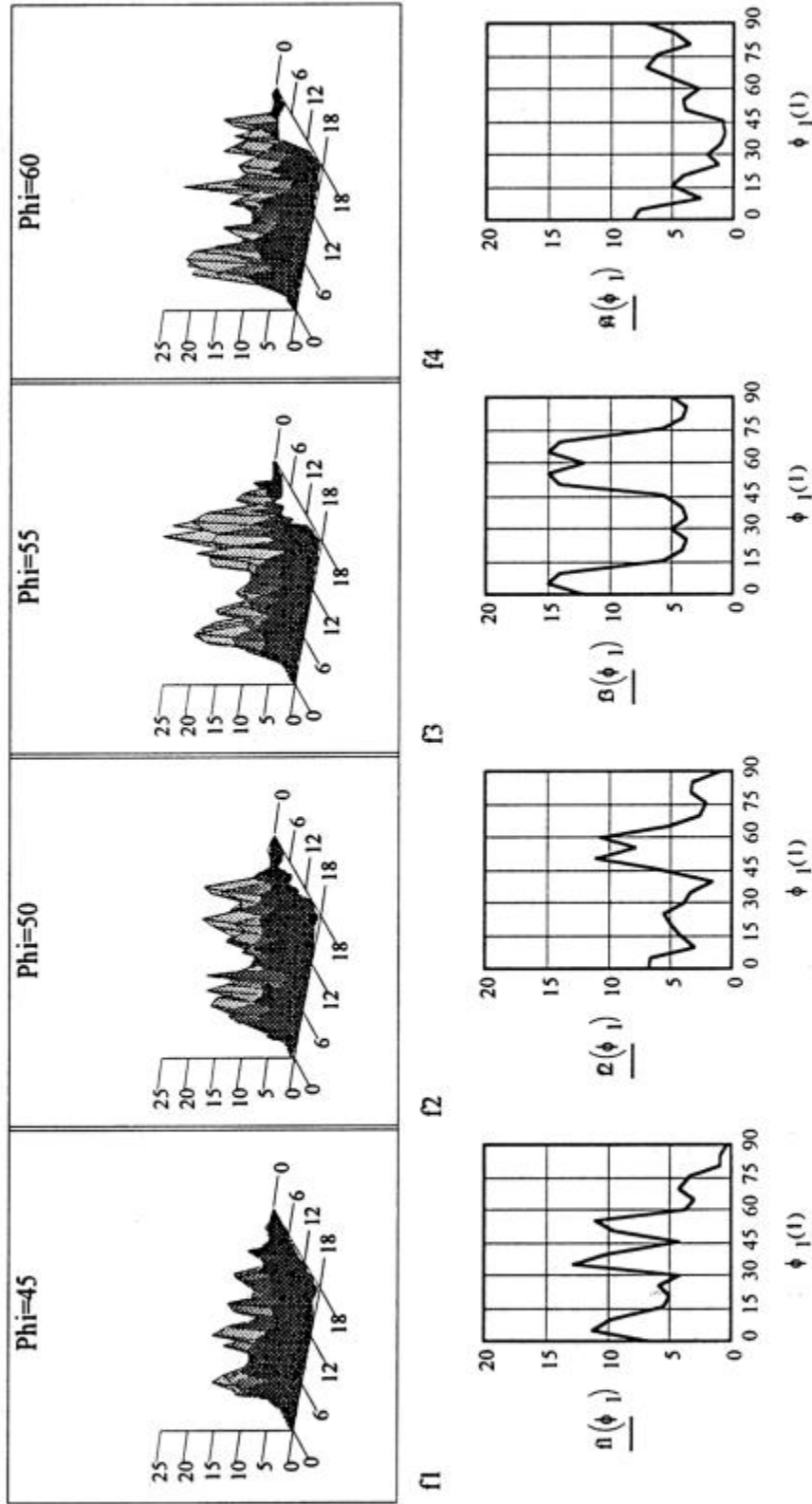
$$\Gamma_0 = 2.15 \quad \Gamma_{45} = 1.68 \quad \Gamma_{90} = 2.58 \quad \Gamma_m = 2.25 \quad \Delta\Gamma = 0.68$$

Chapa recocida: a 25% de profundidad
 Probeta s3.



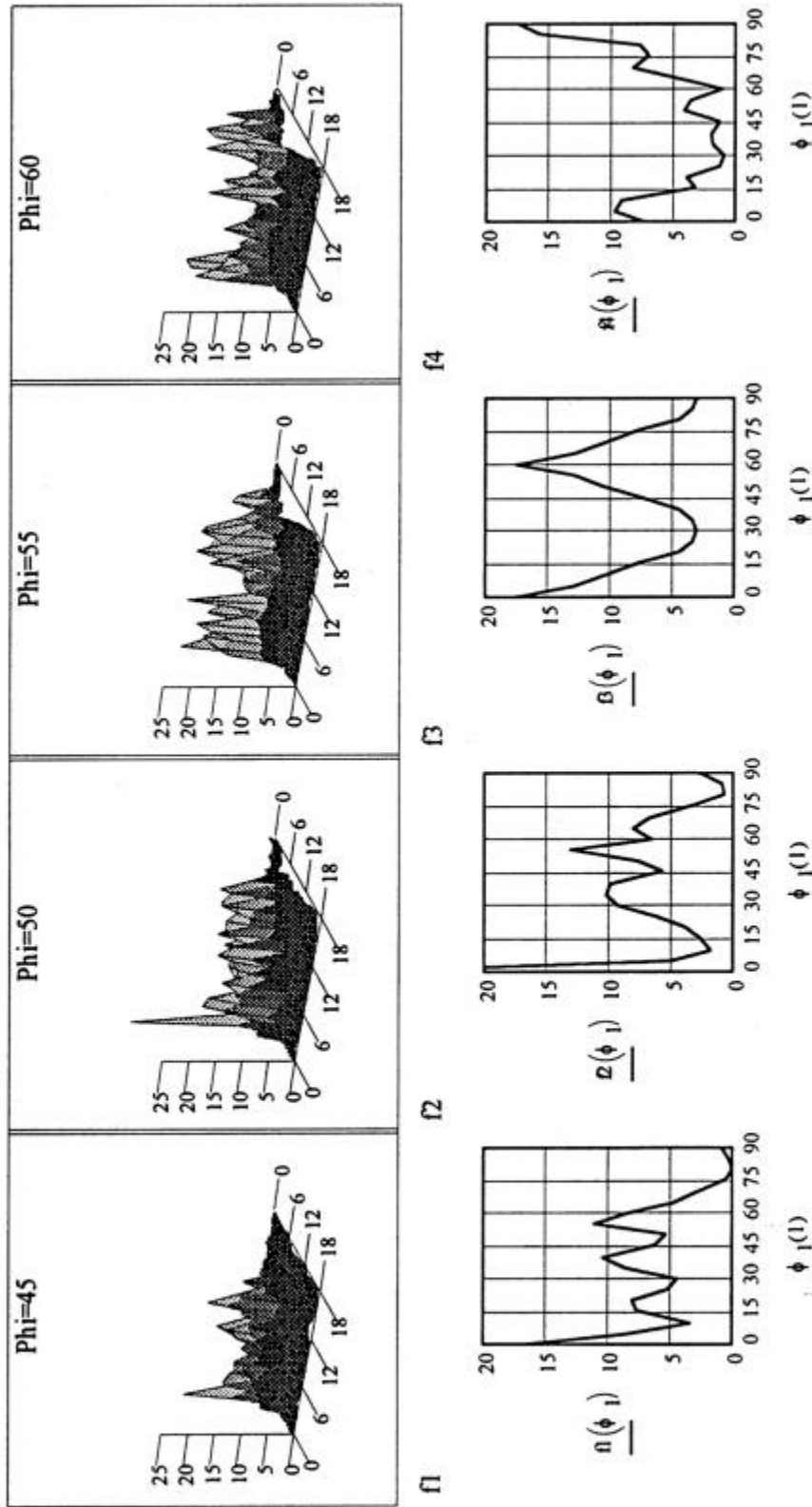
Valores experimentales:
 $r_0 = 2.20$ $r_{45} = 1.63$ $r_{90} = 2.55$ $r_m = 2.23$ $\Delta r = 0.75$

Chapa recocida: a 25% de profundidad
 Probeta s5.



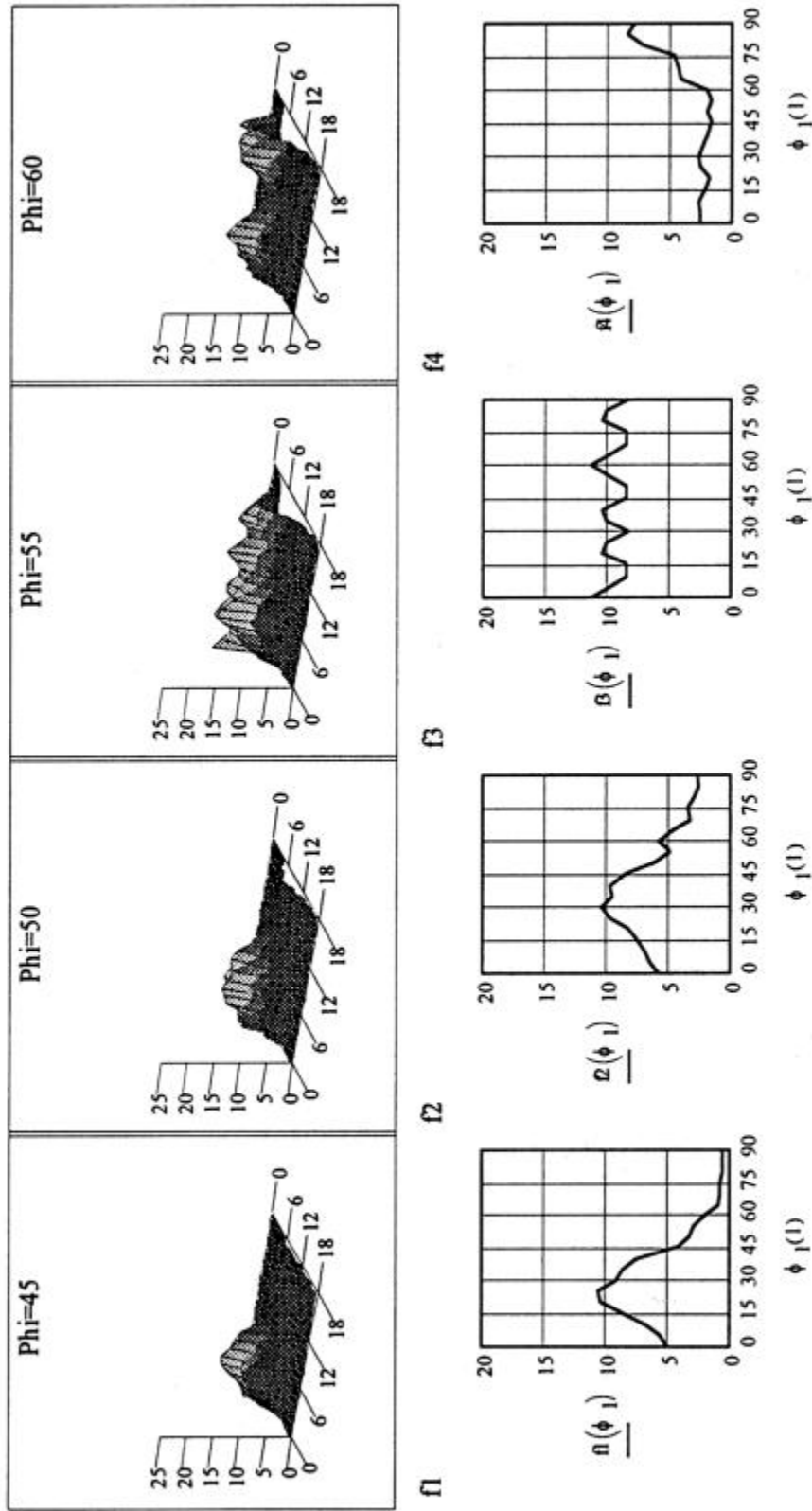
Valores experimentales:
 $r_0 = 2.34$ $r_{45} = 1.58$ $r_{90} = 2.63$ $r_n = 2.30$ $\Delta r = 0.91$

Chapa recocida: a 25% de profundidad
 Probeta t1.



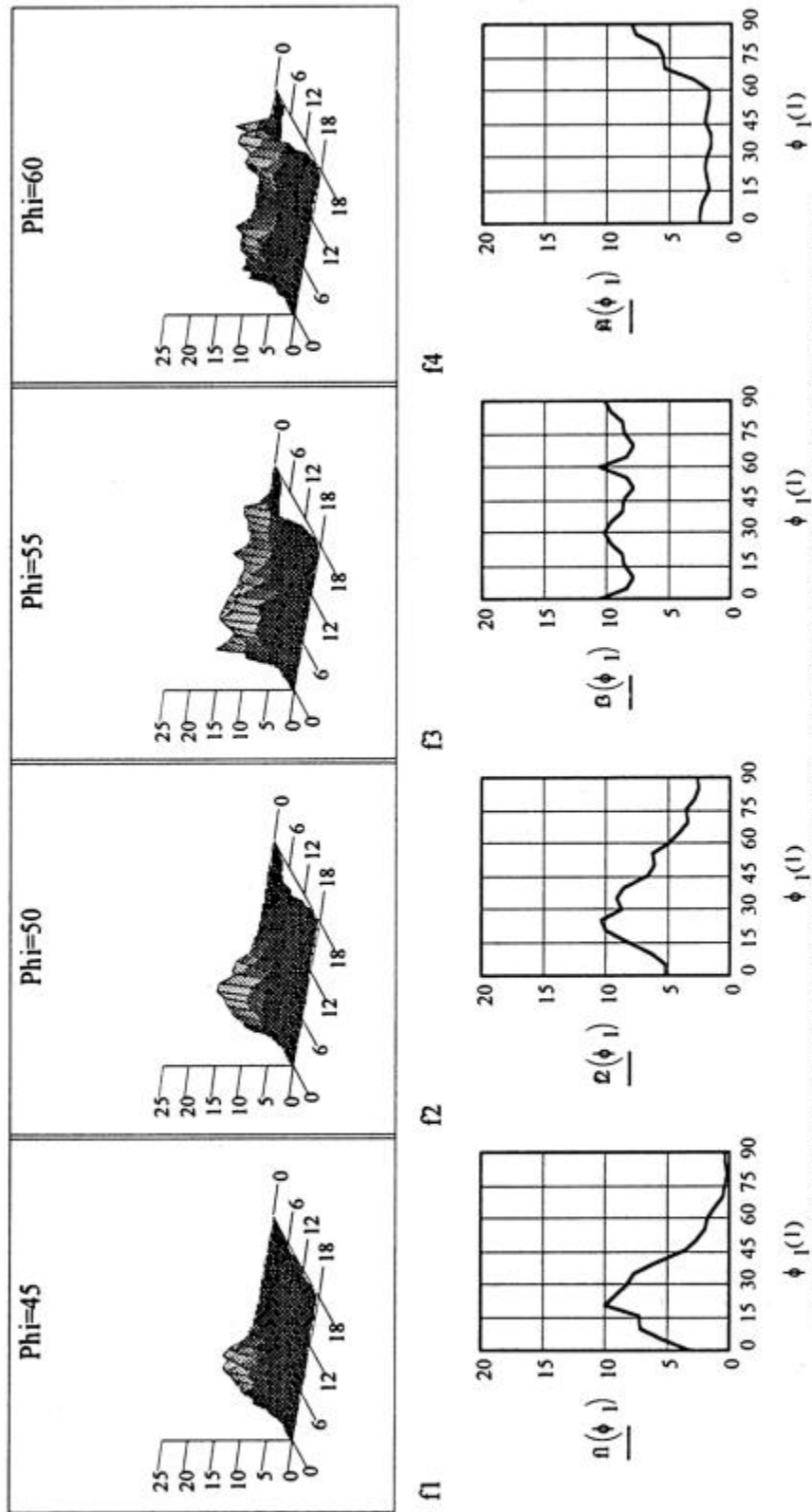
Valores experimentales: (t5)
 $r_0 = 2.53$ $r_{45} = 1.48$ $r_{90} = 1.86$ $r_m = 1.93$ $\Delta r = 0.72$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta a1



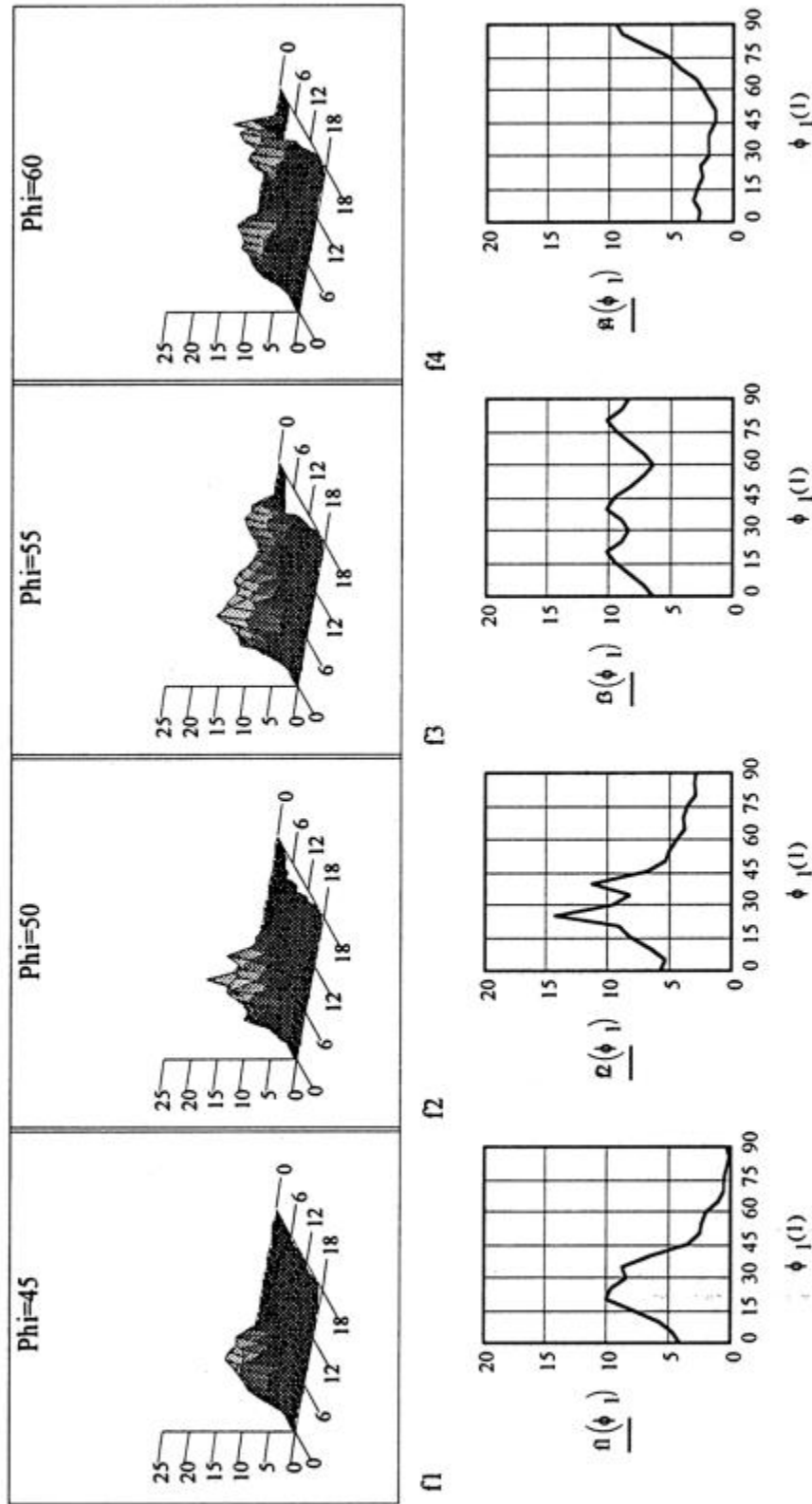
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.31$ $r_{45} = 1.48$ $r_{90} = 1.47$ $r_m = 1.43$ $\Delta r = -0.09$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta a2



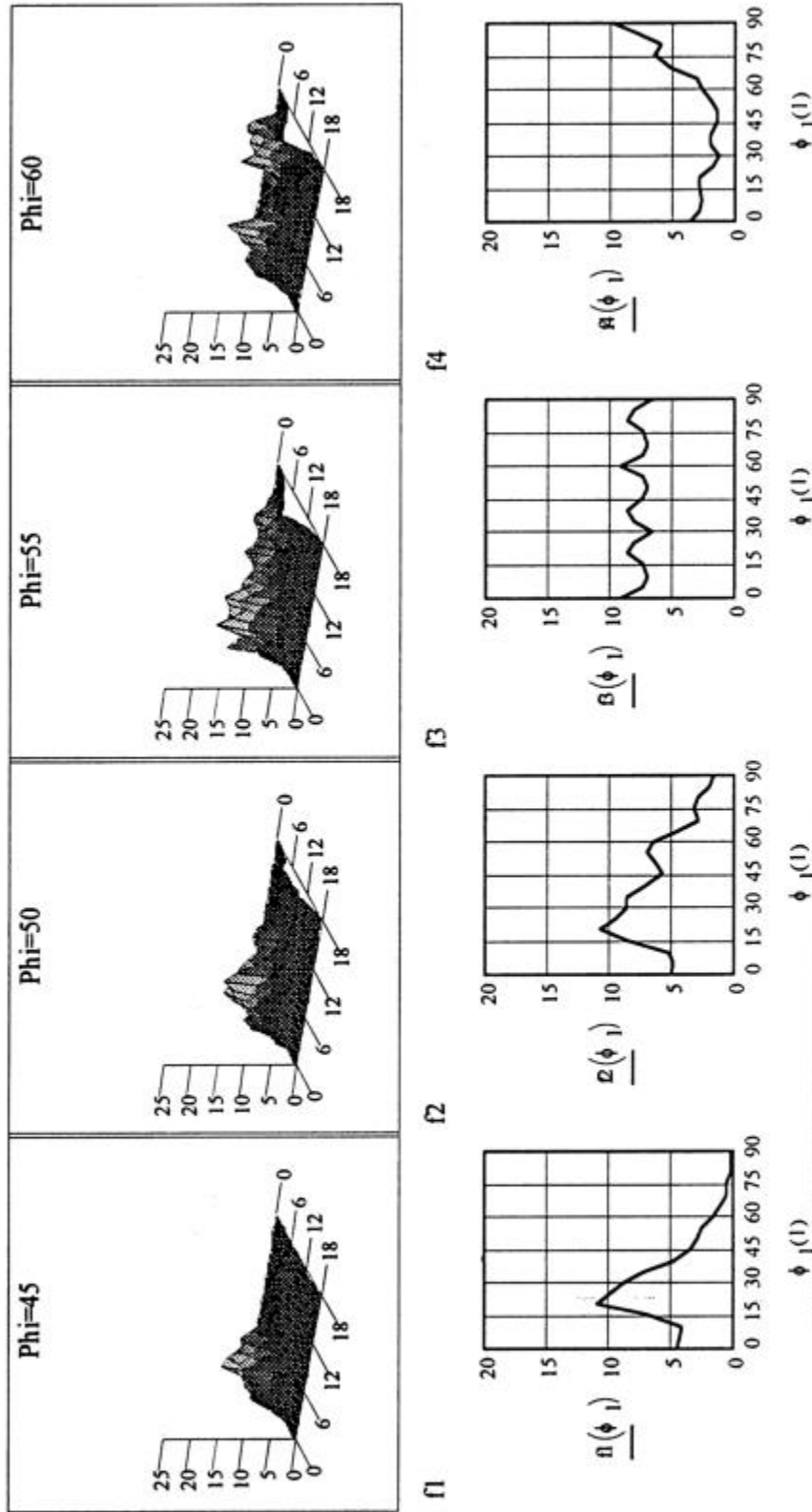
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.03$ $r_{45} = 1.54$ $r_{90} = 1.29$ $r_m = 1.29$ $\Delta r = -0.38$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta b1



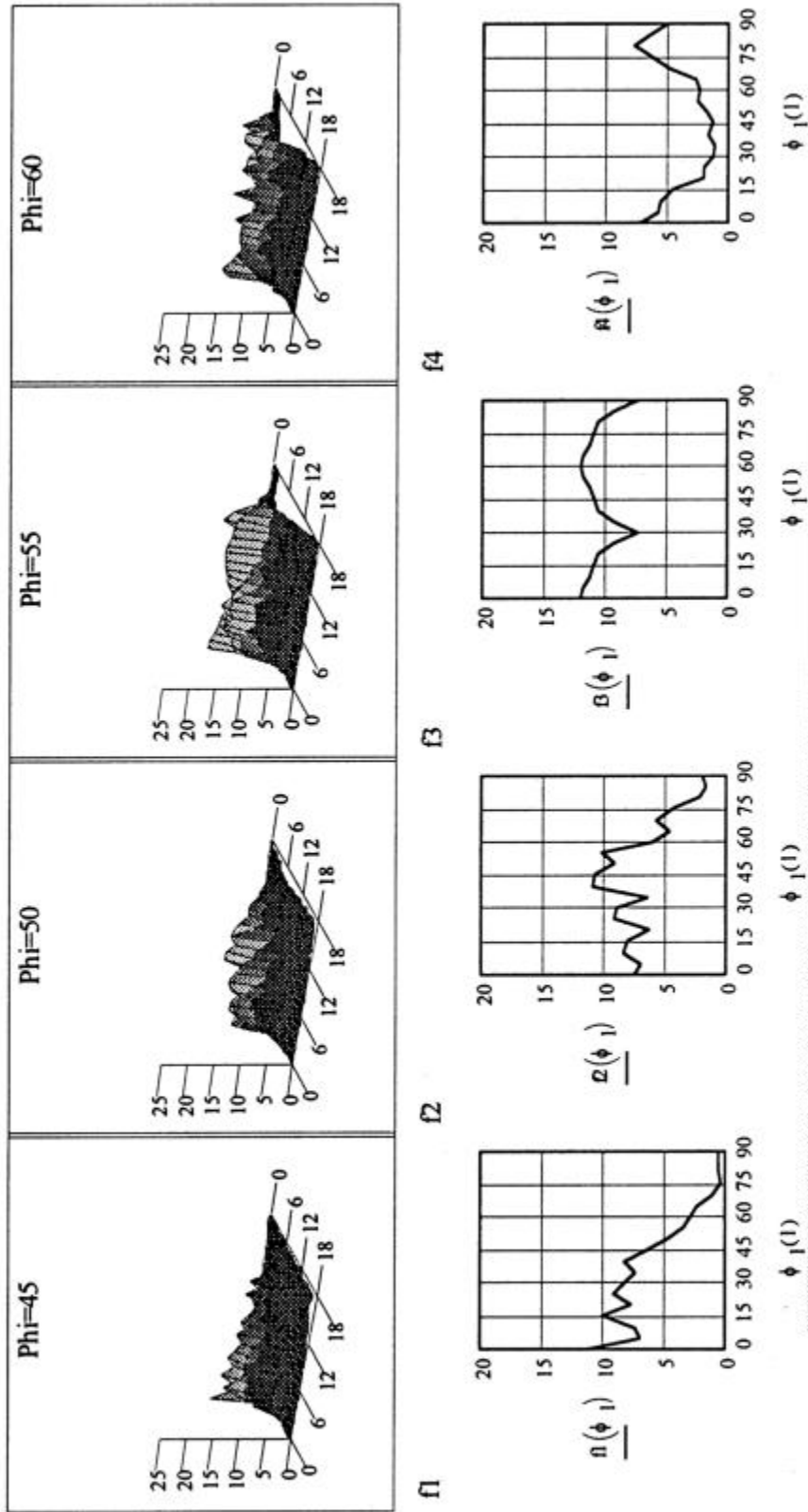
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.17$ $r_{45} = 1.61$ $r_{90} = 1.44$ $r_{\text{m}} = 1.41$ $\Delta r = -0.31$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta b2



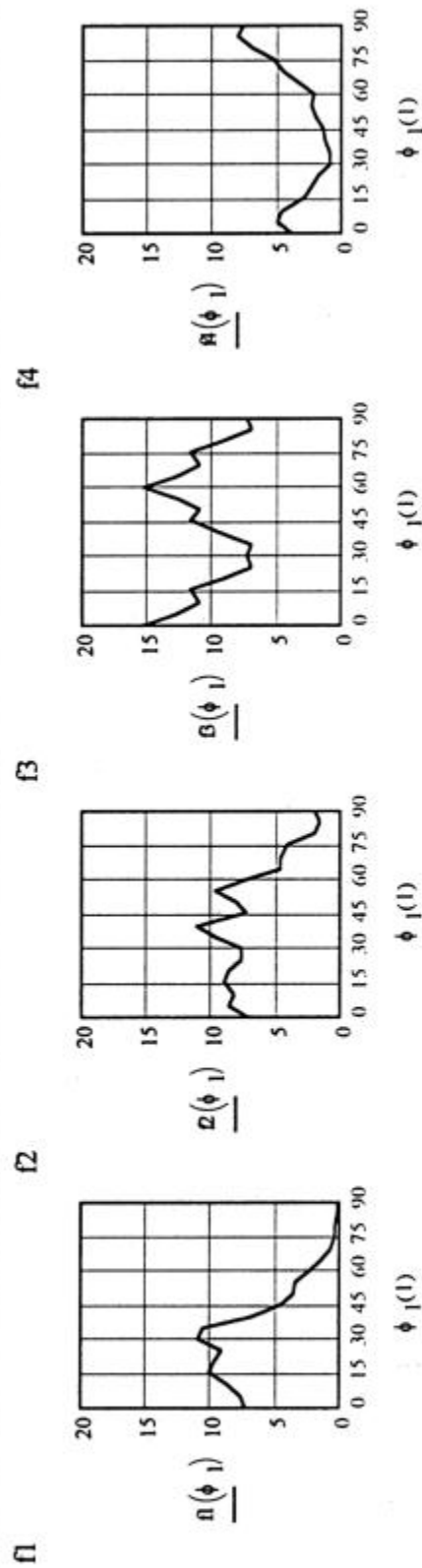
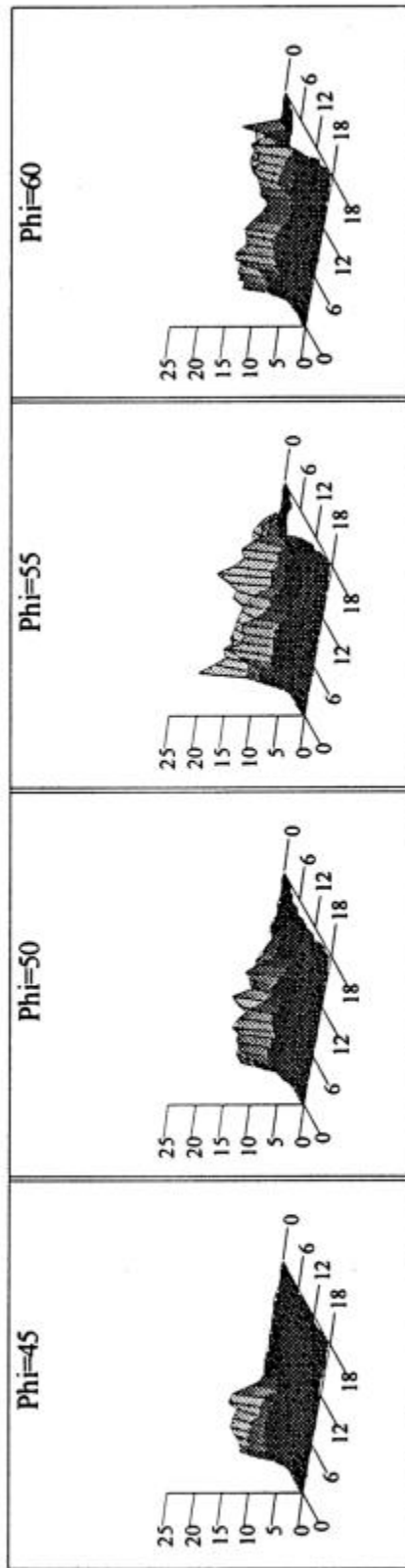
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.29$ $r_{45} = 2.32$ $r_{90} = 1.53$ $r_{10} = 1.67$ $\Delta r = -0.91$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta c1



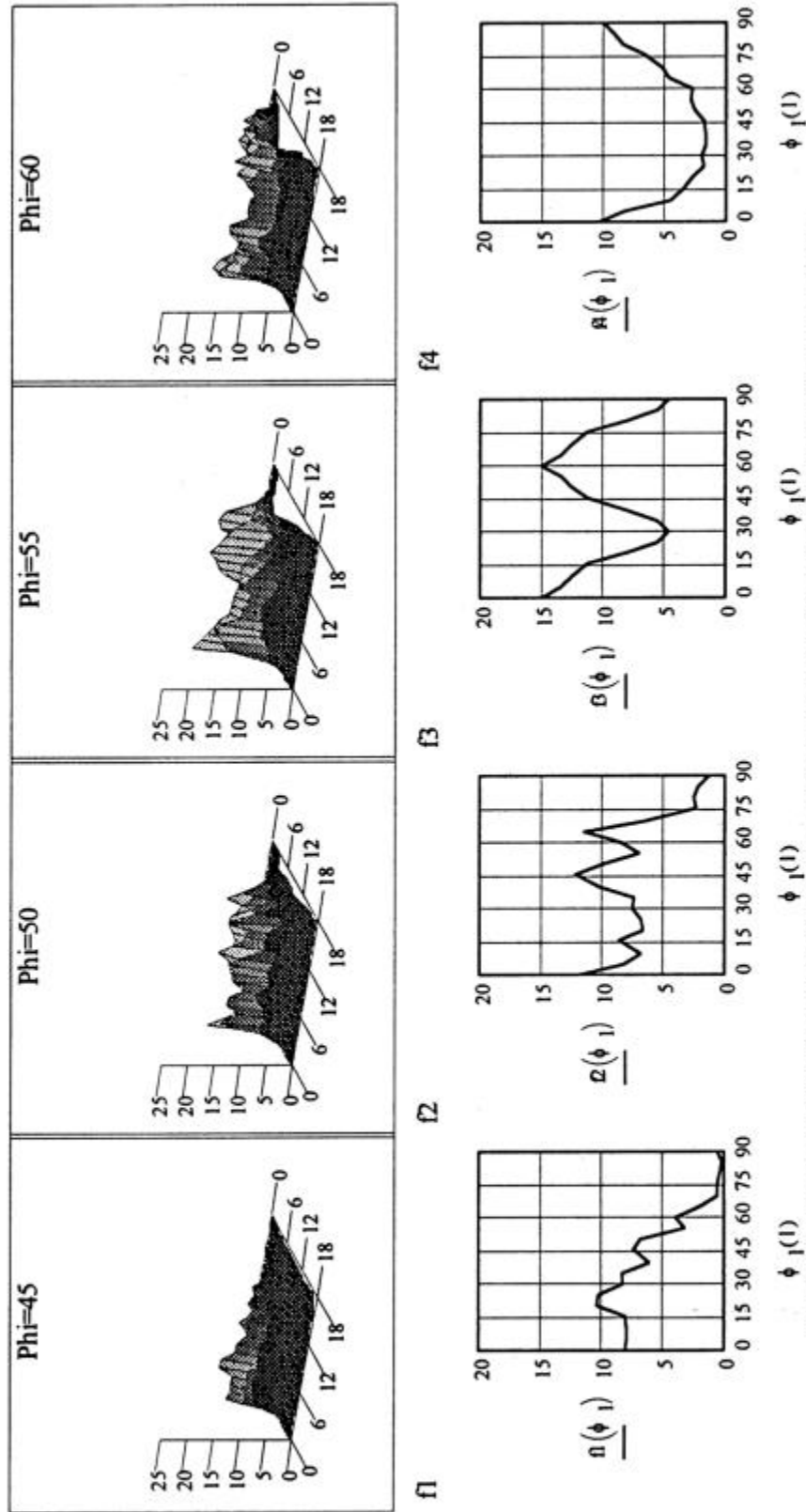
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.53$ $r_{45} = 1.39$ $r_{90} = 1.65$ $r_m = 1.56$ $\Delta r = 0.2$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta c2



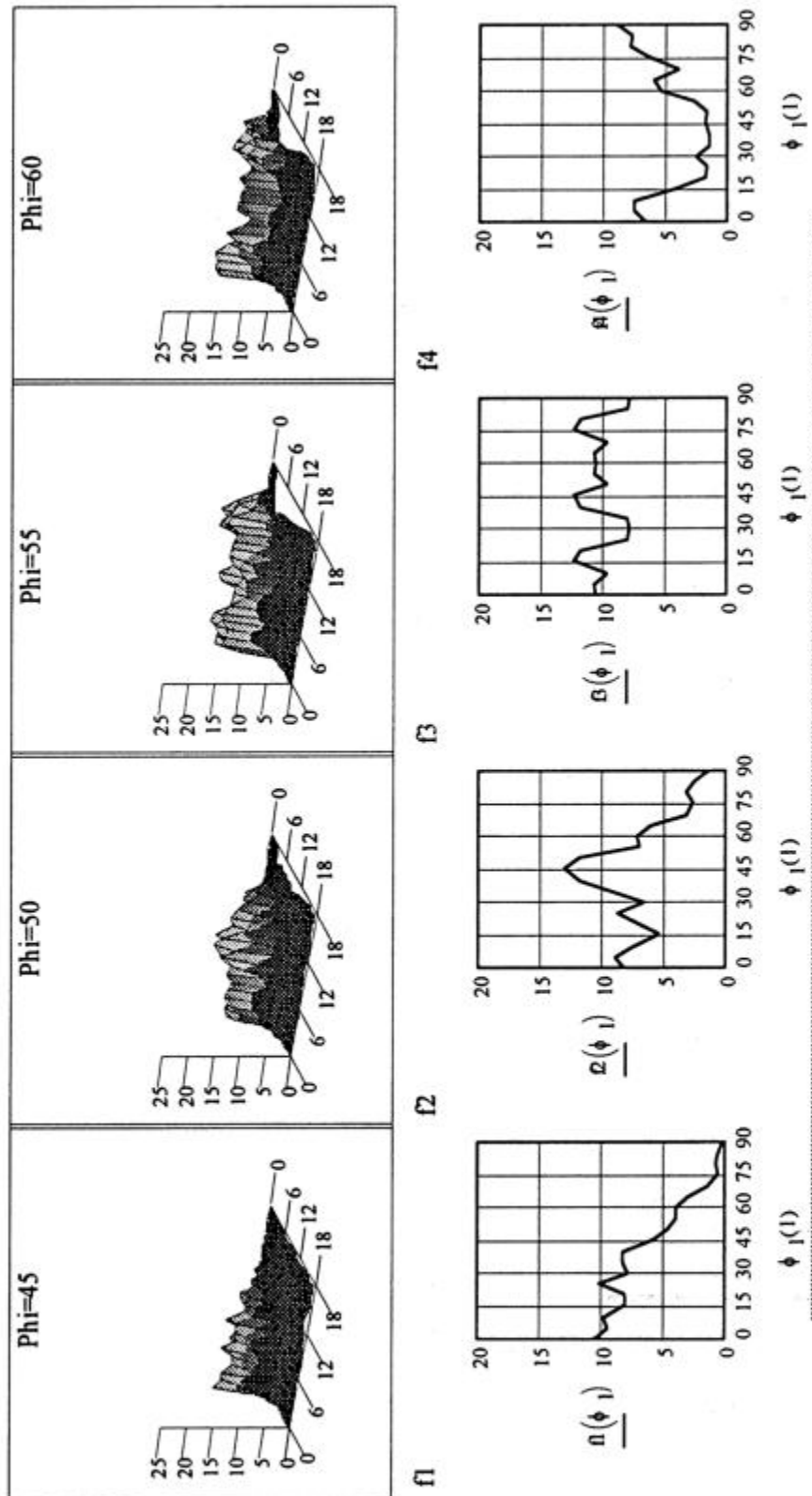
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.37$ $r_{45} = 1.46$ $r_{90} = 1.39$ $r_m = 1.40$ $\Delta r = -0.08$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta d1



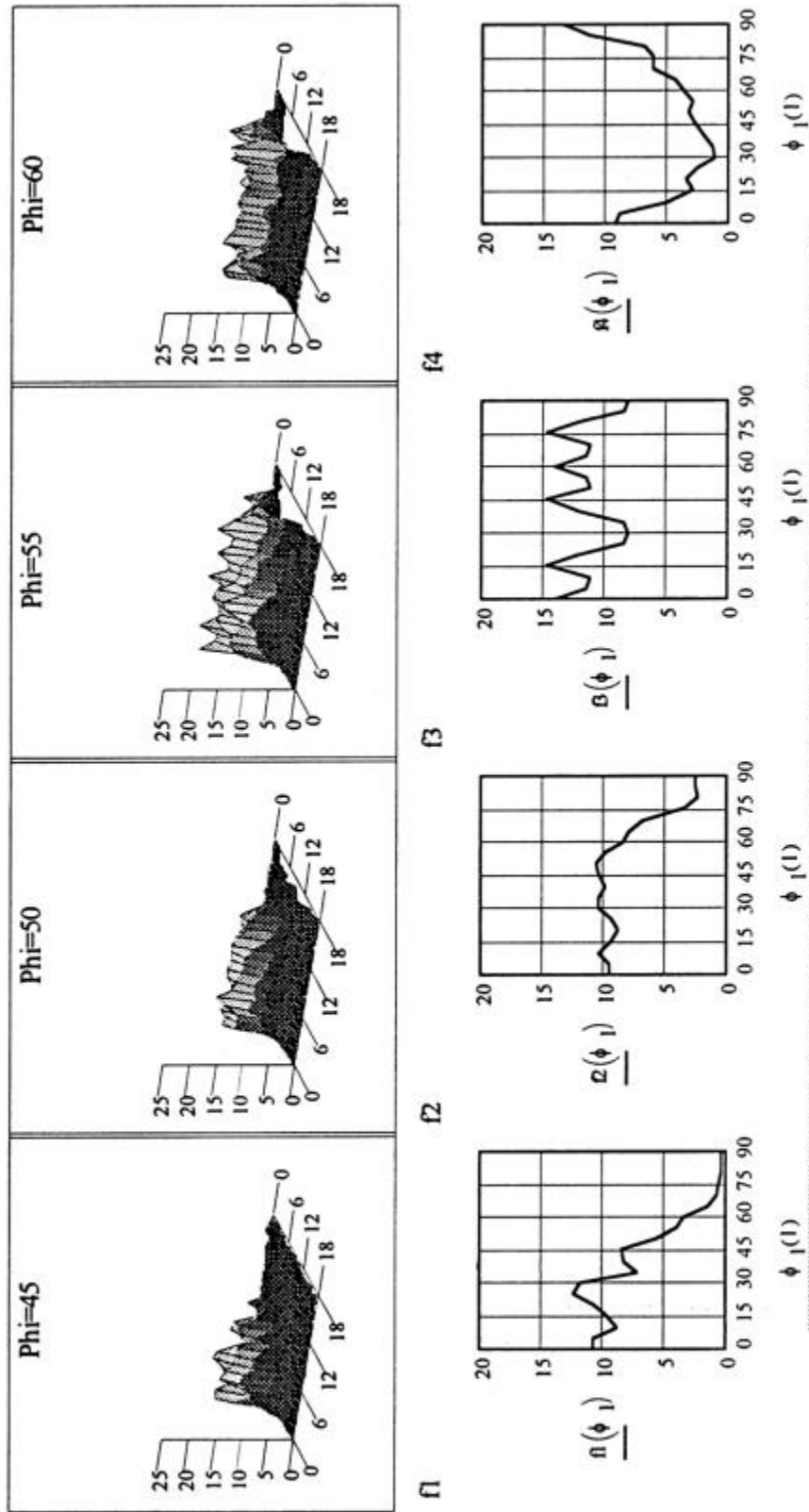
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.79$ $r_{45} = 1.27$ $r_{90} = 1.91$ $r_m = 1.72$ $\Delta r = 0.58$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta d2



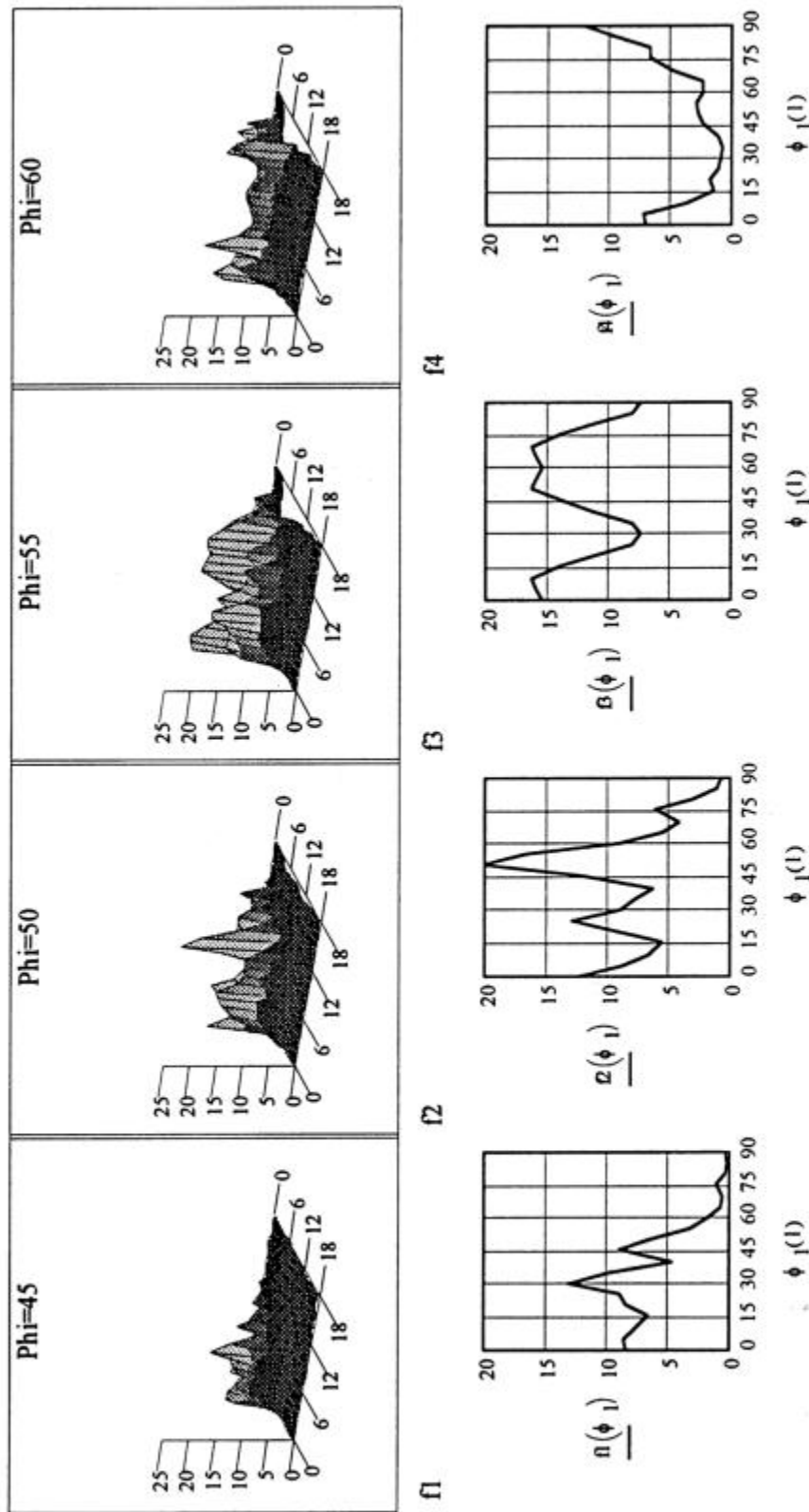
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.91$ $r_{45} = 1.33$ $r_{90} = 1.94$ $r_{m1} = 1.78$ $\Delta r = 0.59$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta e4



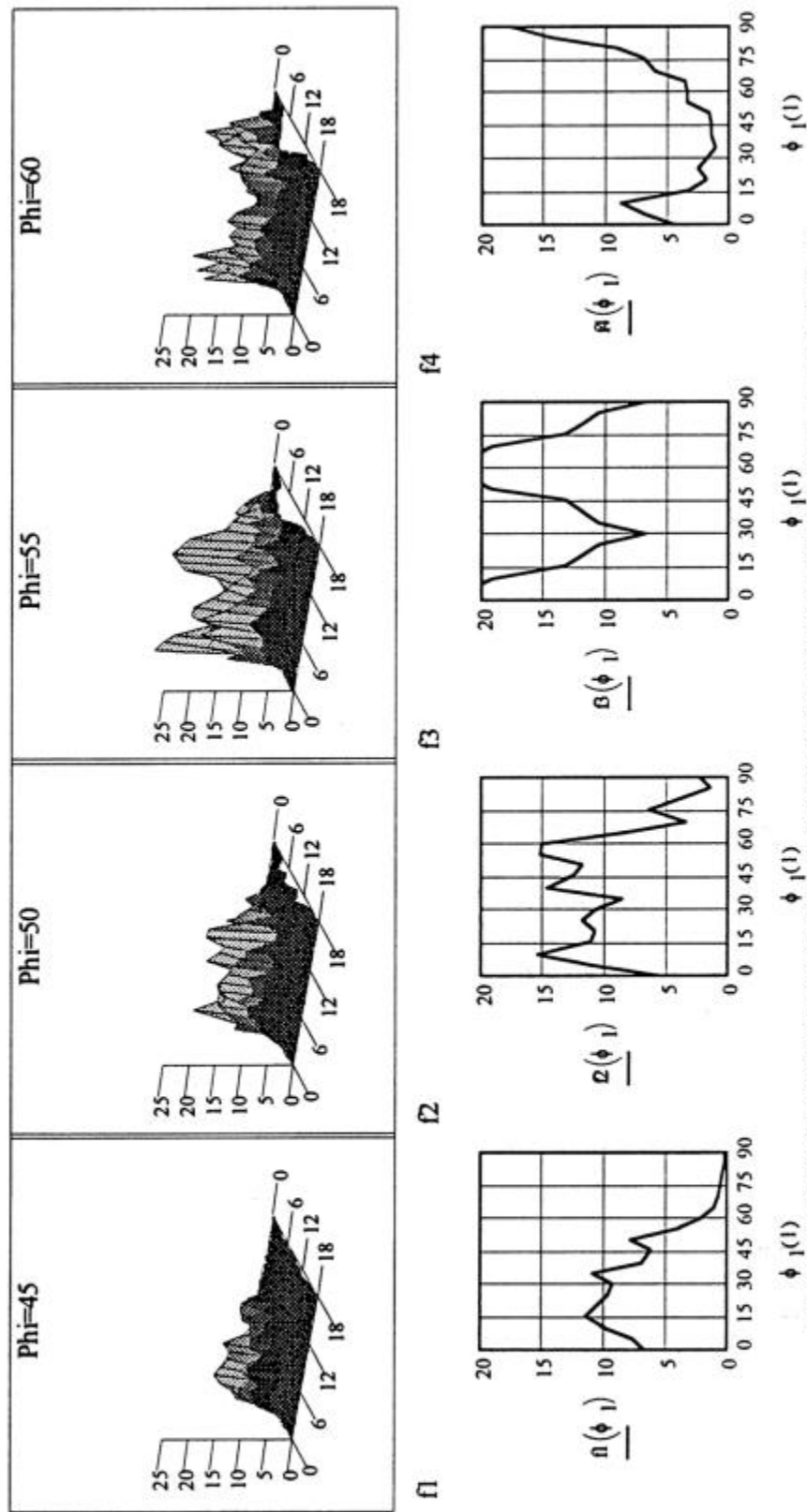
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.57$ $r_{45} = 1.52$ $r_{90} = 1.88$ $r_m = 1.71$ $\Delta r = 0.2$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta e5



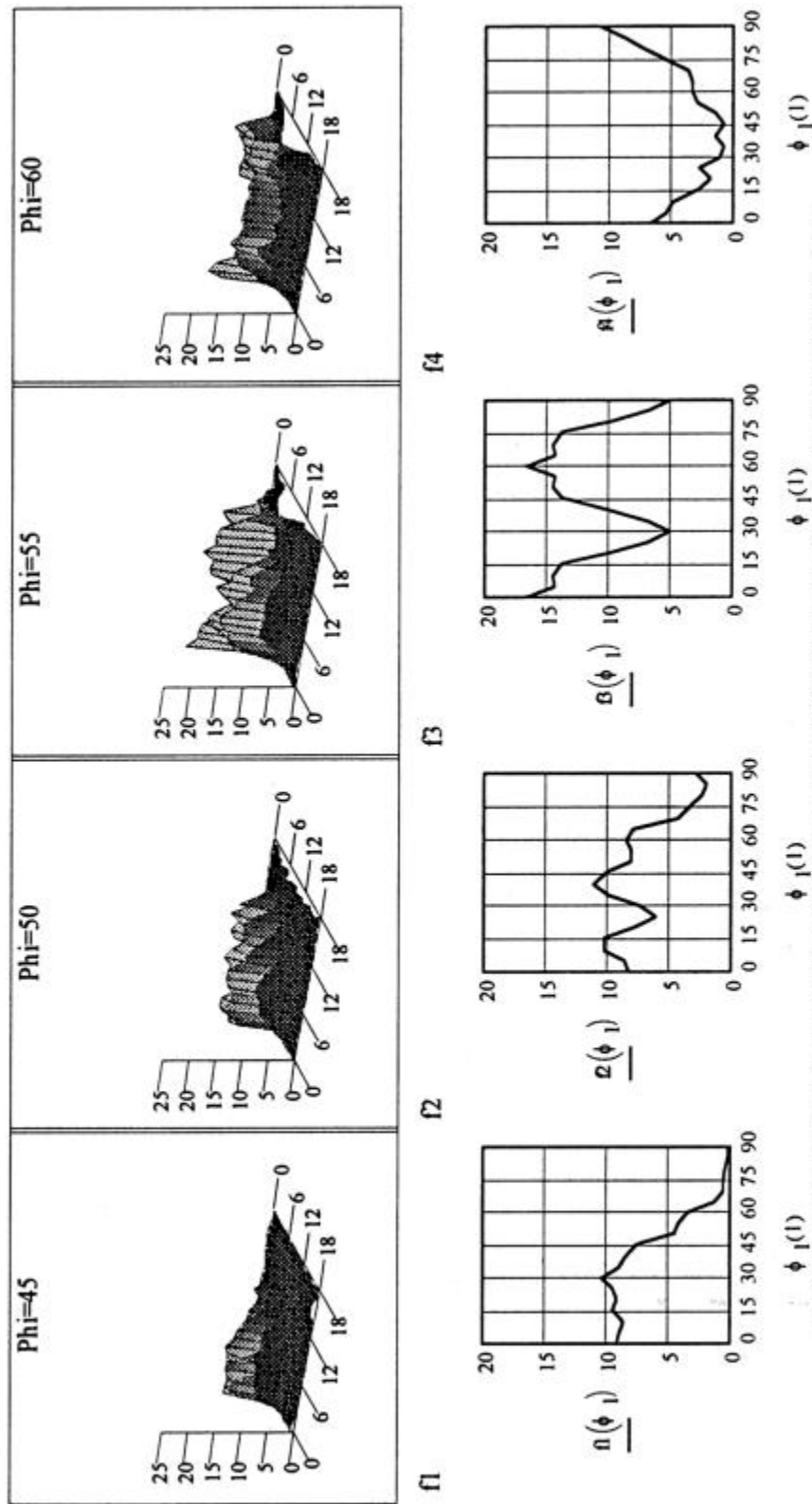
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.79$ $r_{45} = 1.66$ $r_{90} = 1.91$ $r_m = 1.82$ $\Delta r = 0.19$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta f4



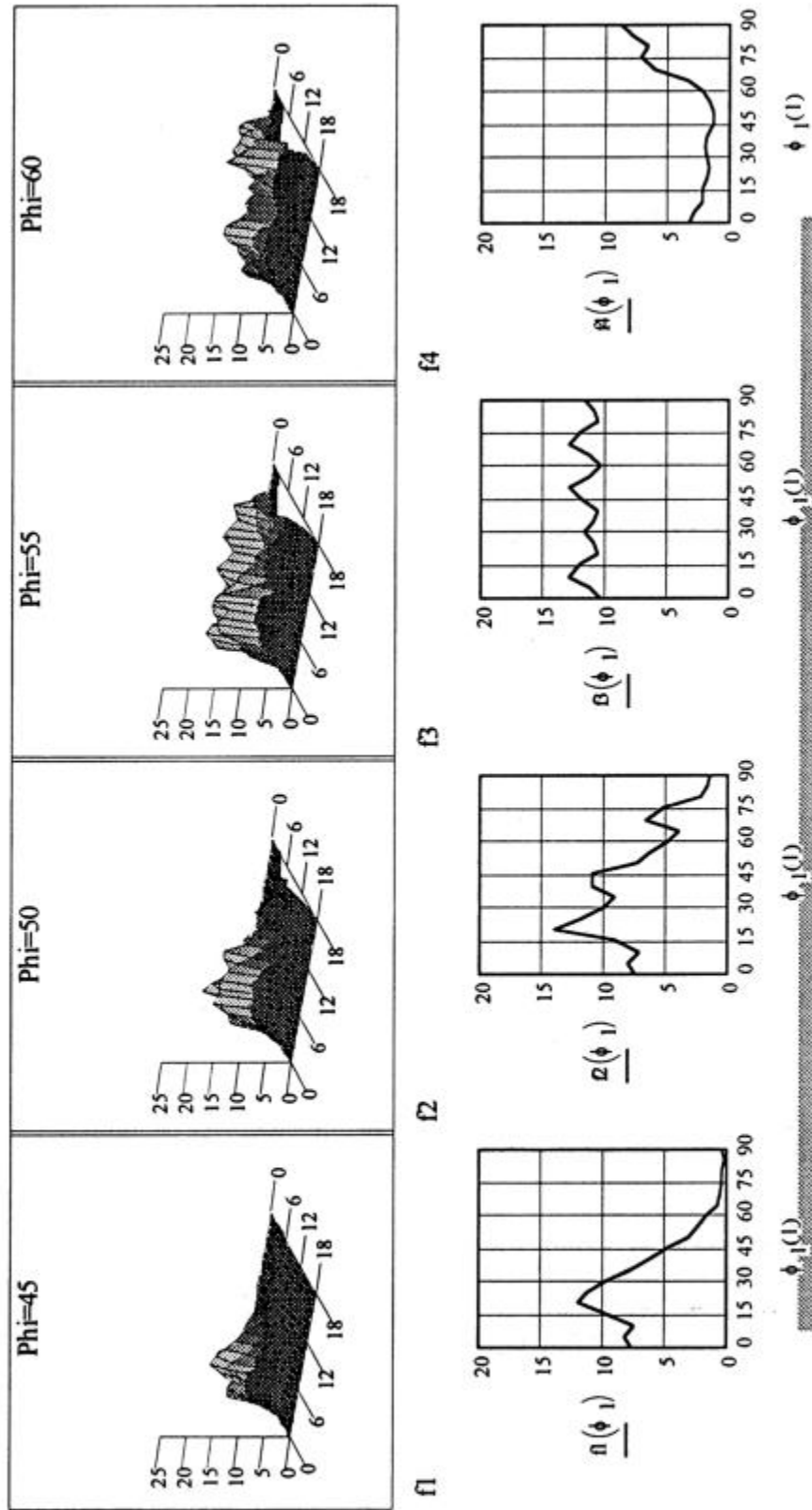
Valores experimentales:
 $r_0 = 2.00$ $r_{45} = 1.70$ $r_{90} = 1.91$ $r_m = 1.88$ $\Delta r = 0.25$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta f5



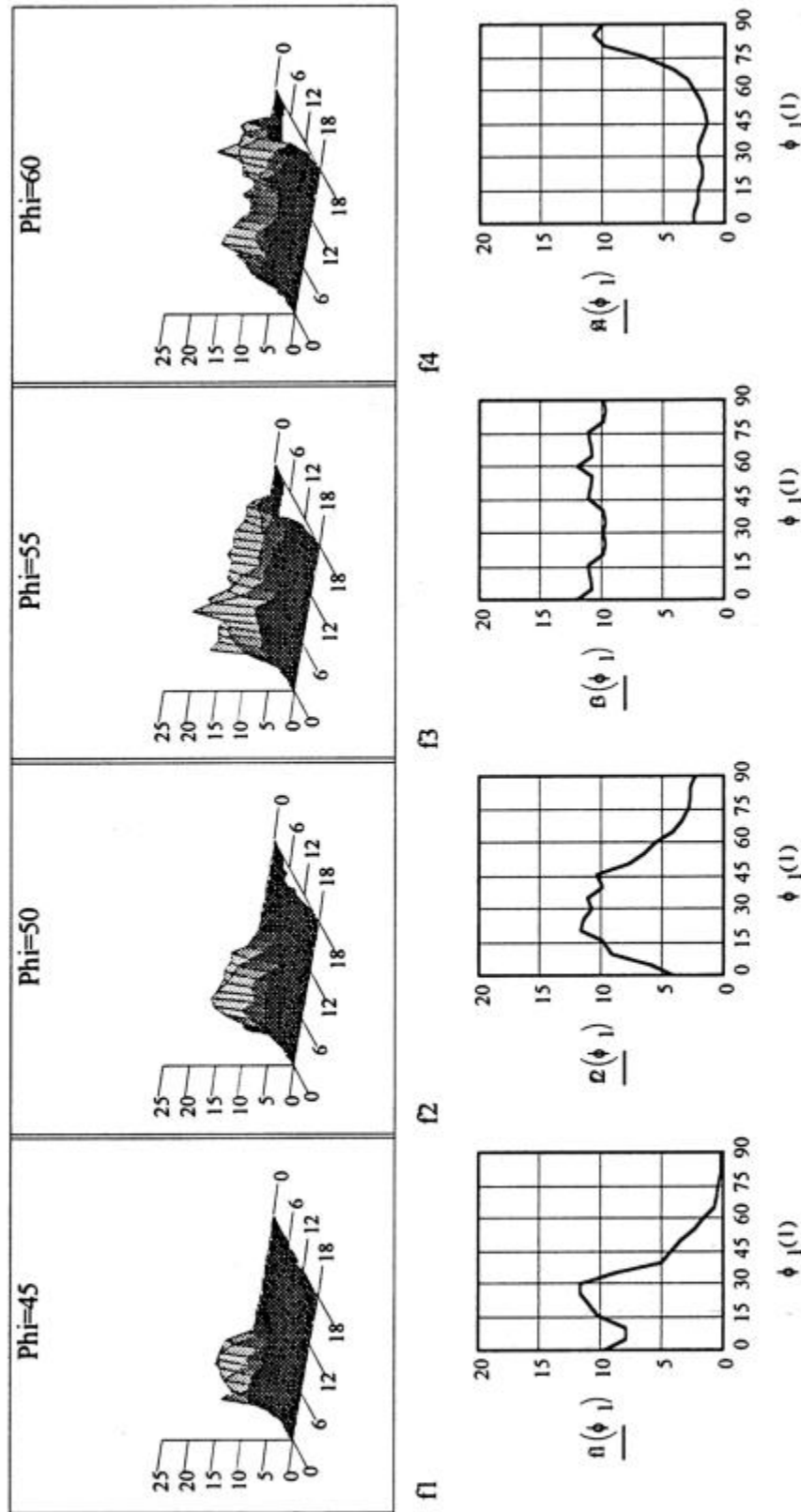
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.79$ $r_{45} = 1.70$ $r_{90} = 2.11$ $r_m = 1.93$ $\Delta r = 0.25$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta g4



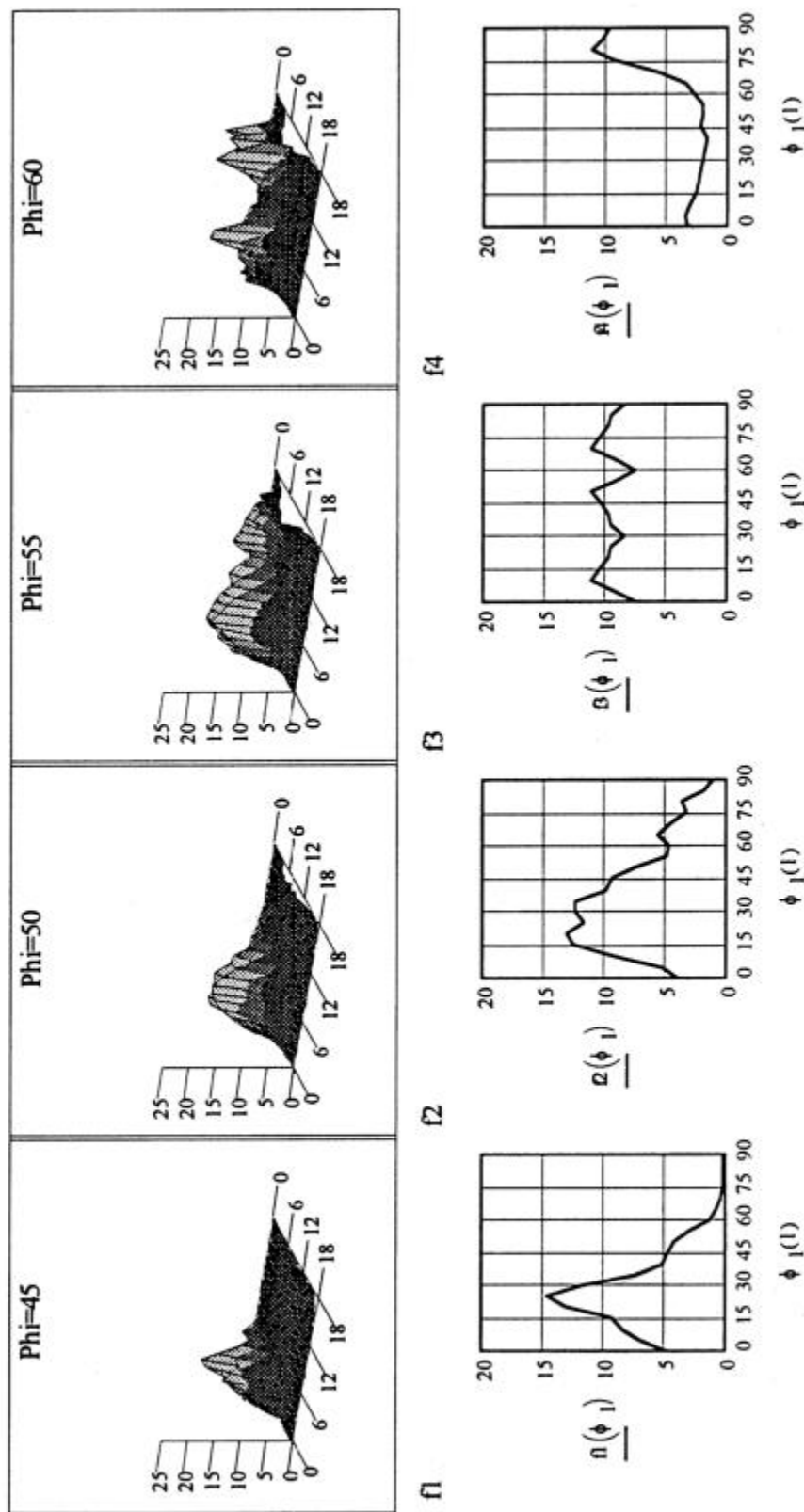
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.08$ $r_{45} = 1.83$ $r_{90} = 1.25$ $r_m = 1.35$ $\Delta r = -0.67$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta g5



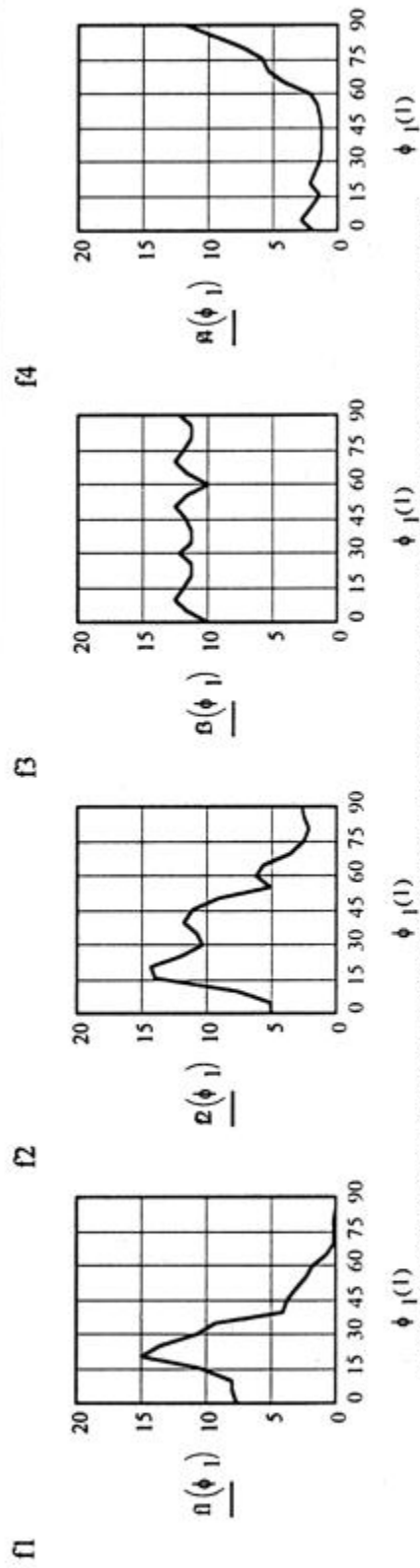
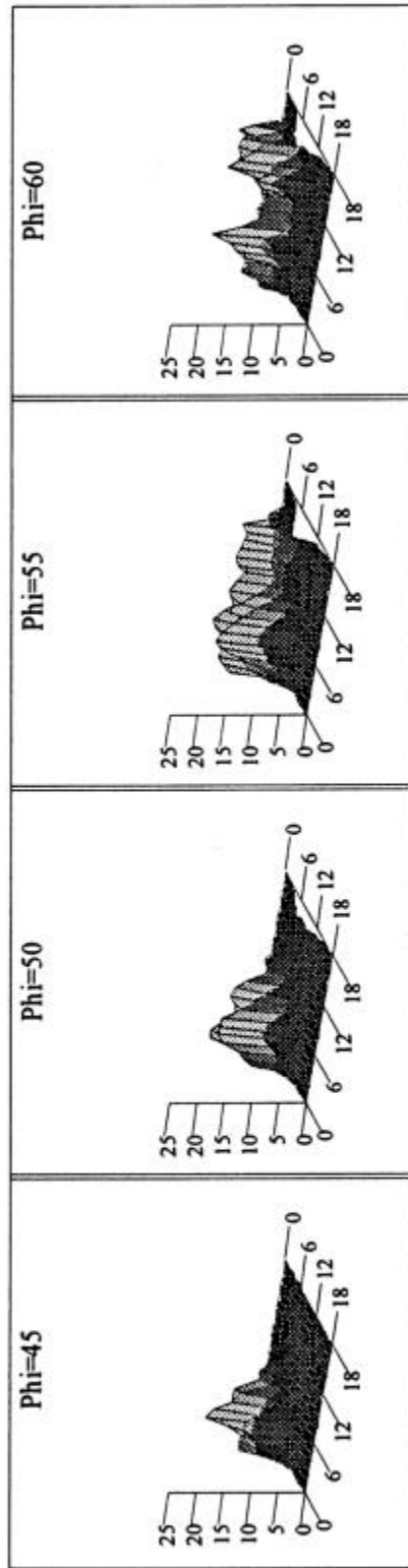
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.07$ $r_{45} = 1.54$ $r_{90} = 1.44$ $r_m = 1.37$ $\Delta r = -0.29$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta h4



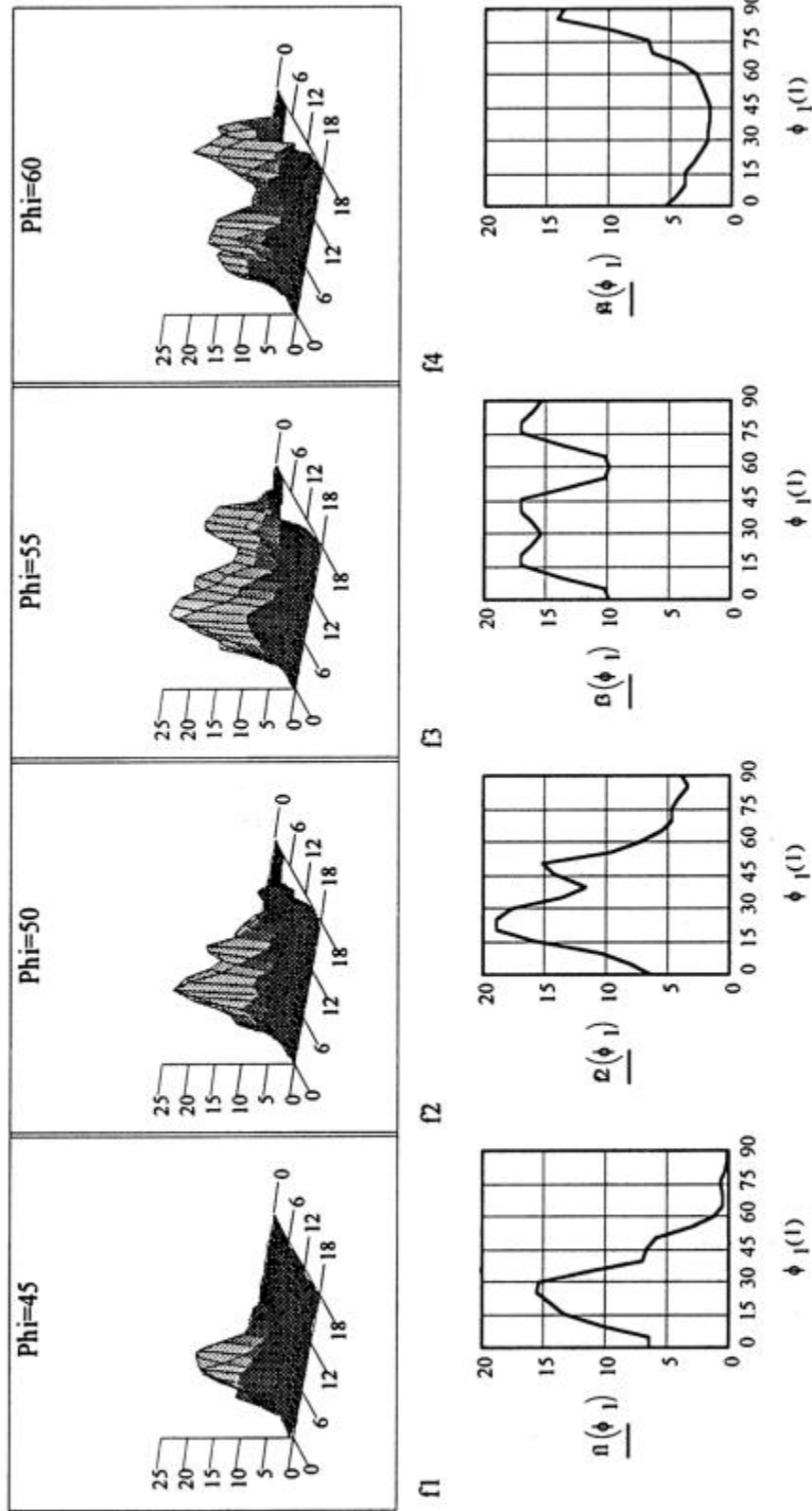
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.07$ $r_{45} = 1.55$ $r_{90} = 1.54$ $r_m = 1.43$ $\Delta r = -0.25$

Textura de hojalata: en superficie.
 Probeta h5



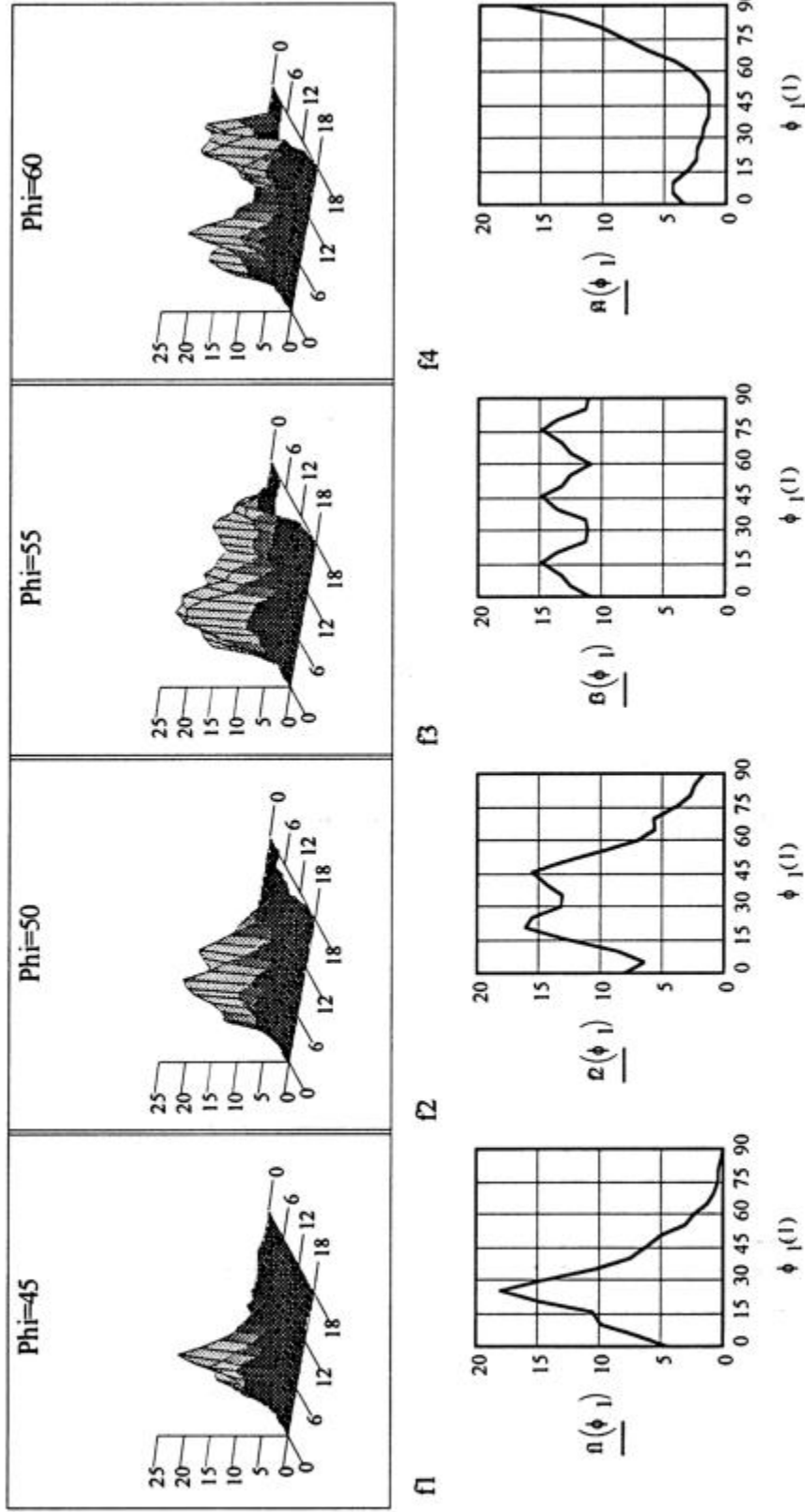
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.06$ $r_{45} = 1.87$ $r_{90} = 1.45$ $r_m = 1.46$ $\Delta r = -0.61$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta a1



Valores experimentales:
 $r_0 = 1.31$ $r_{45} = 1.48$ $r_{90} = 1.47$ $r_m = 1.39$ $\Delta r = -0.09$

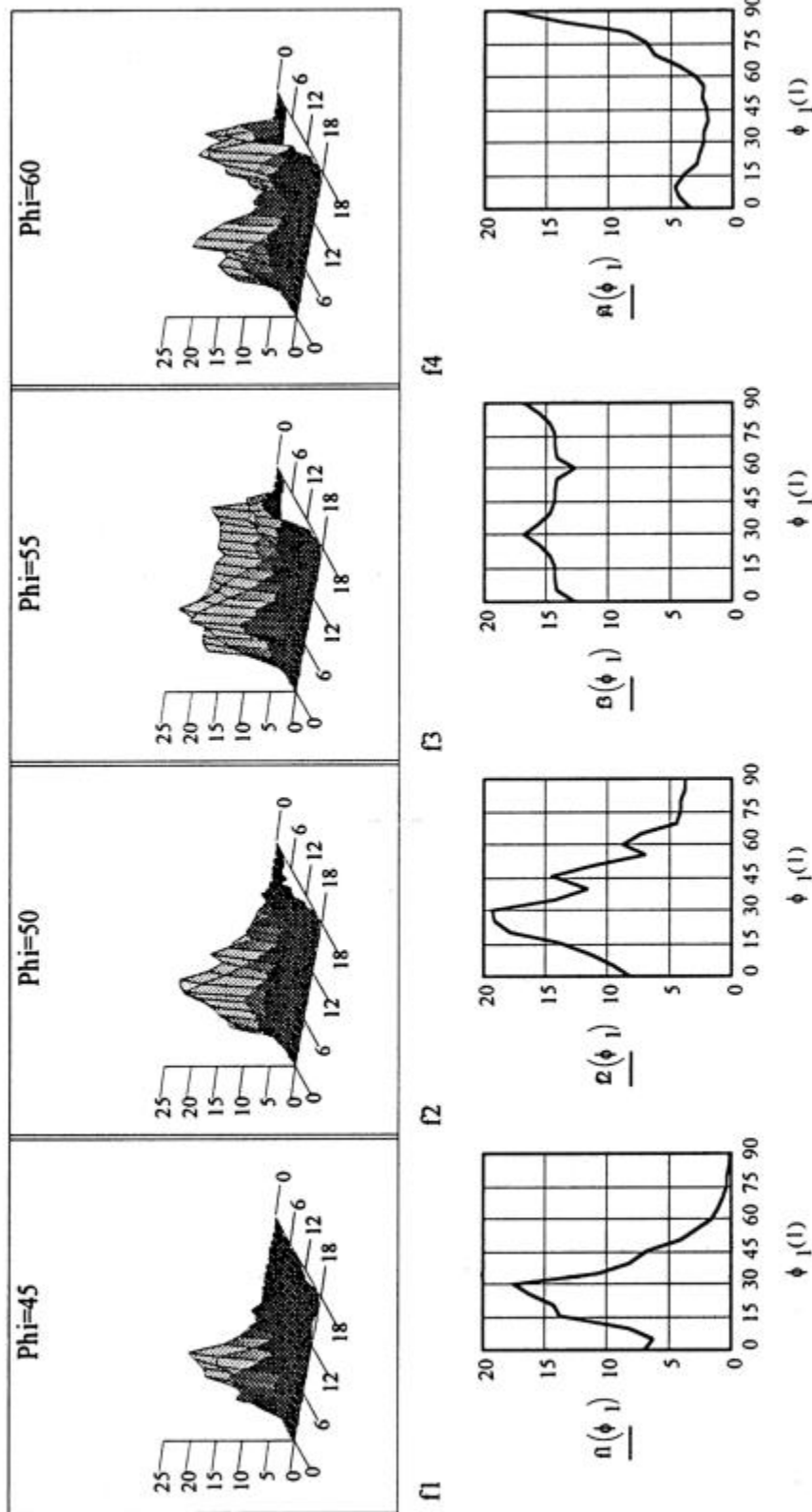
Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta a2



Valores experimentales:

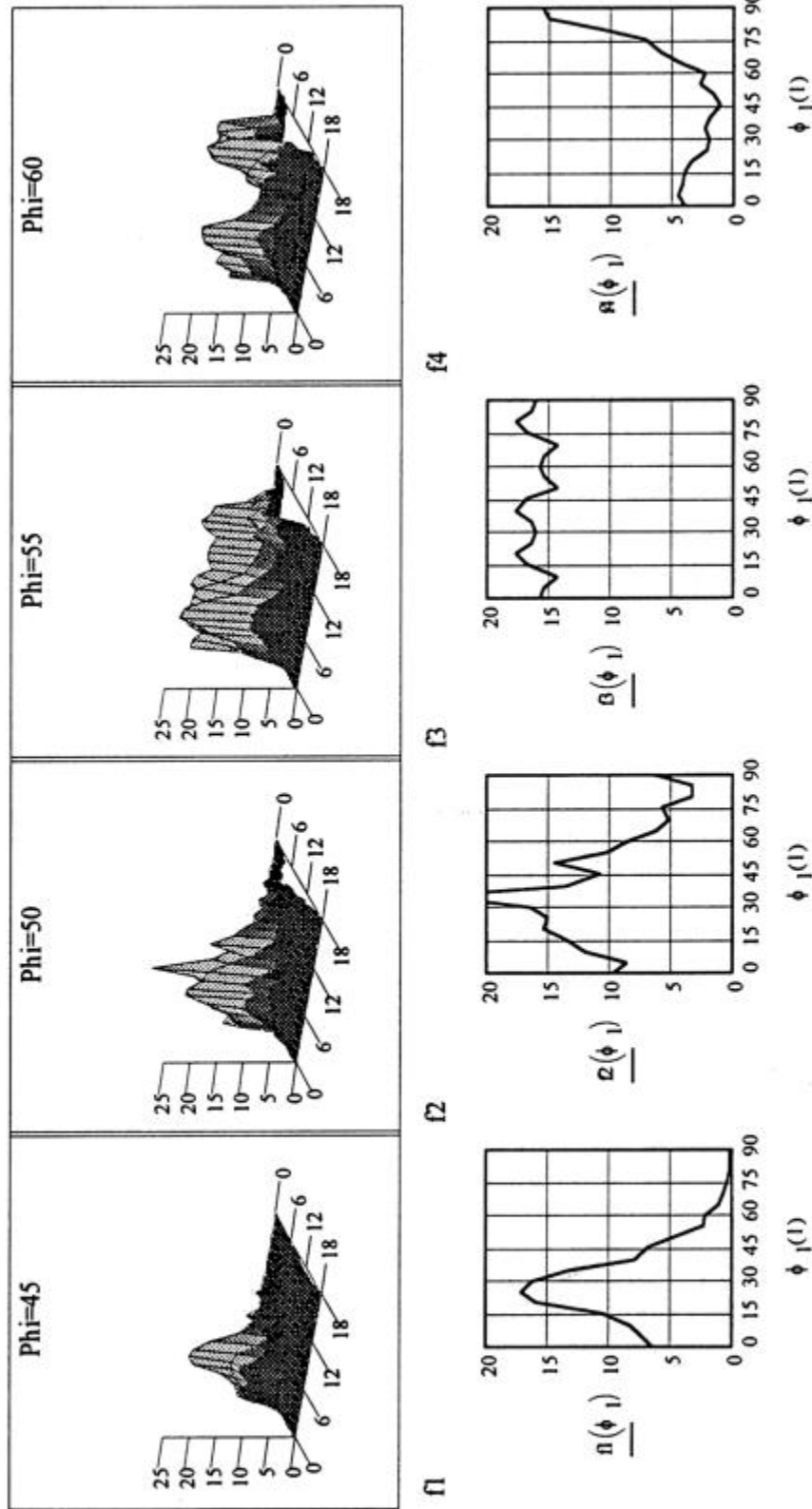
$r_0 = 1.03$ $r_{45} = 1.54$ $r_{90} = 1.29$ $r_m = 1.29$ $\Delta r = -0.38$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta b1



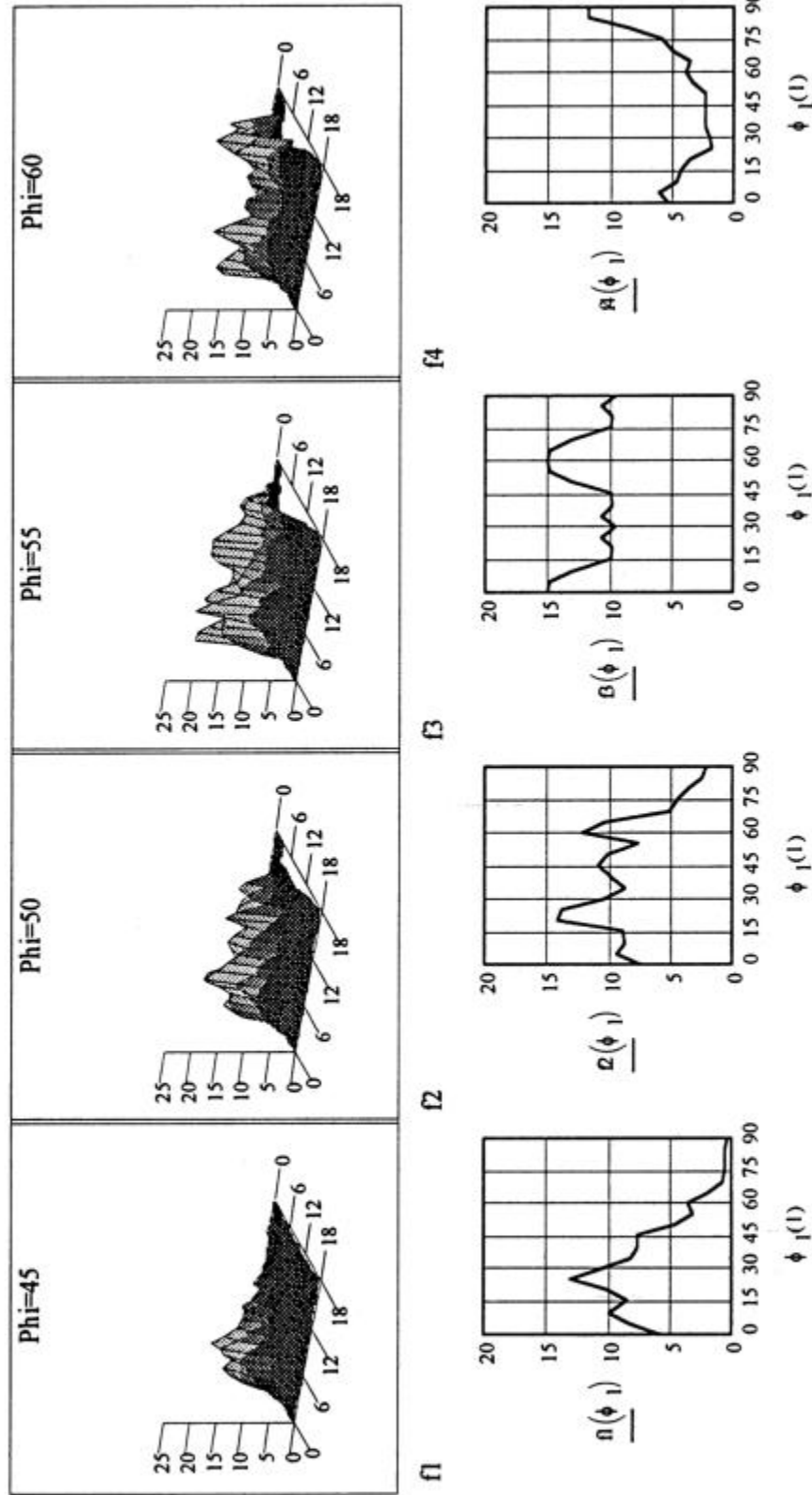
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.17$ $r_{45} = 1.61$ $r_{90} = 1.44$ $r_m = 1.41$ $\Delta r = -0.31$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta b2



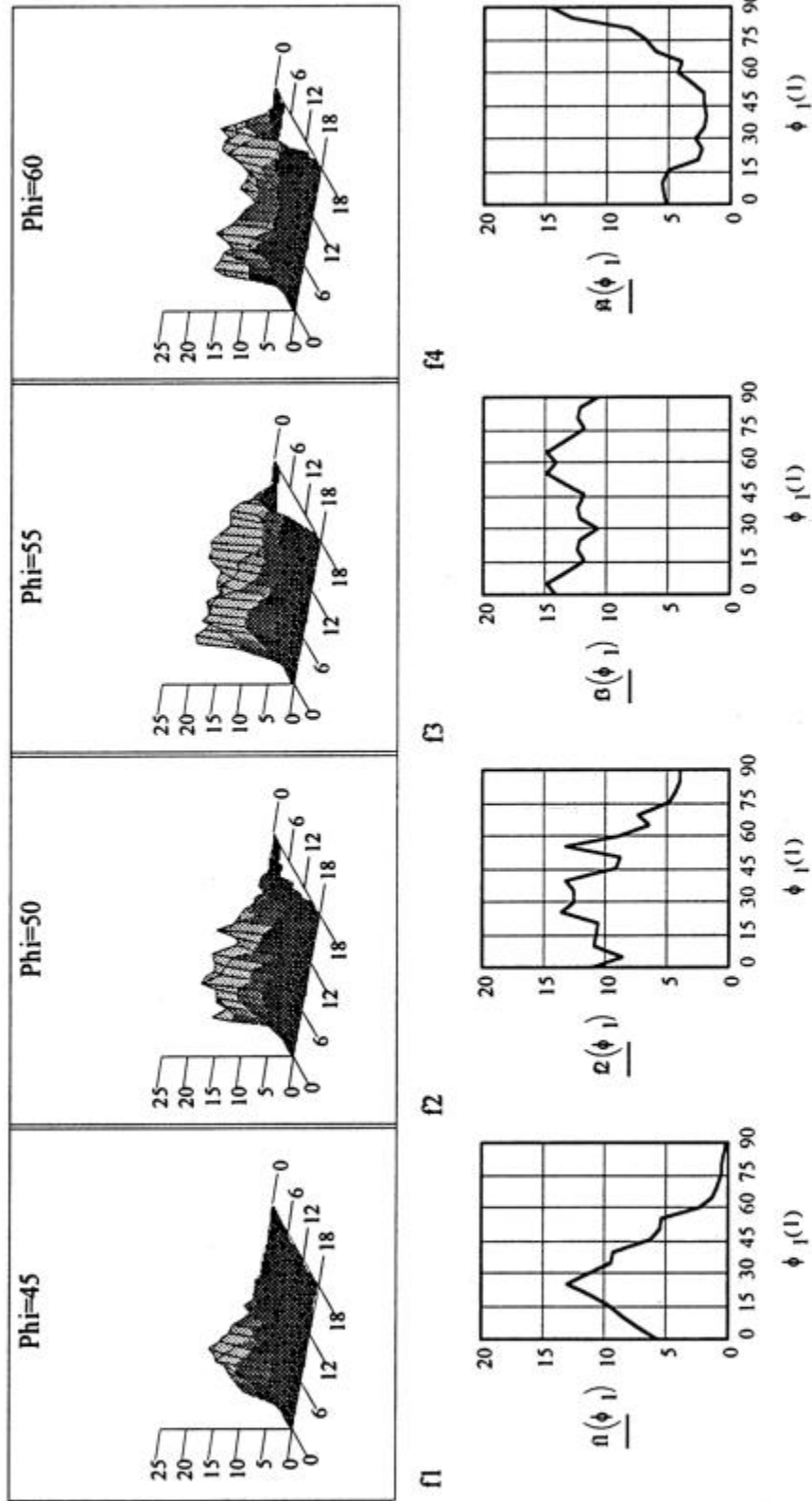
Valores experimentales:
 $r_0 \approx 1.29$ $r_{45} \approx 2.32$ $r_{90} \approx 1.53$ $r_m \approx 1.67$ $\Delta r \approx -0.91$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta c1



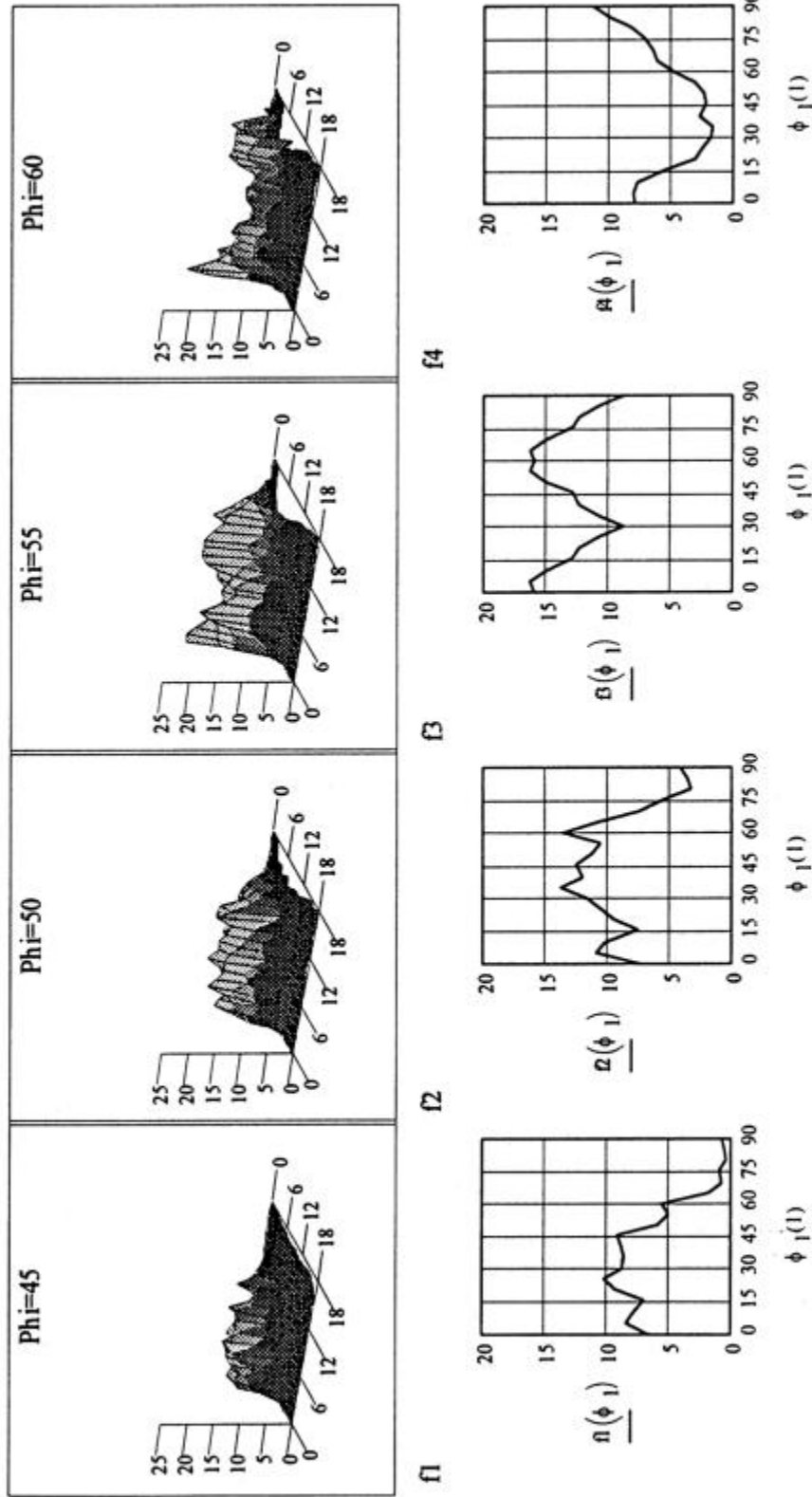
Valores experimentales:
 $\Gamma_0 = 1.53$ $\Gamma_{45} = 1.39$ $\Gamma_{90} = 1.65$ $r_m = 1.56$ $\Delta r = 0.2$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta c2



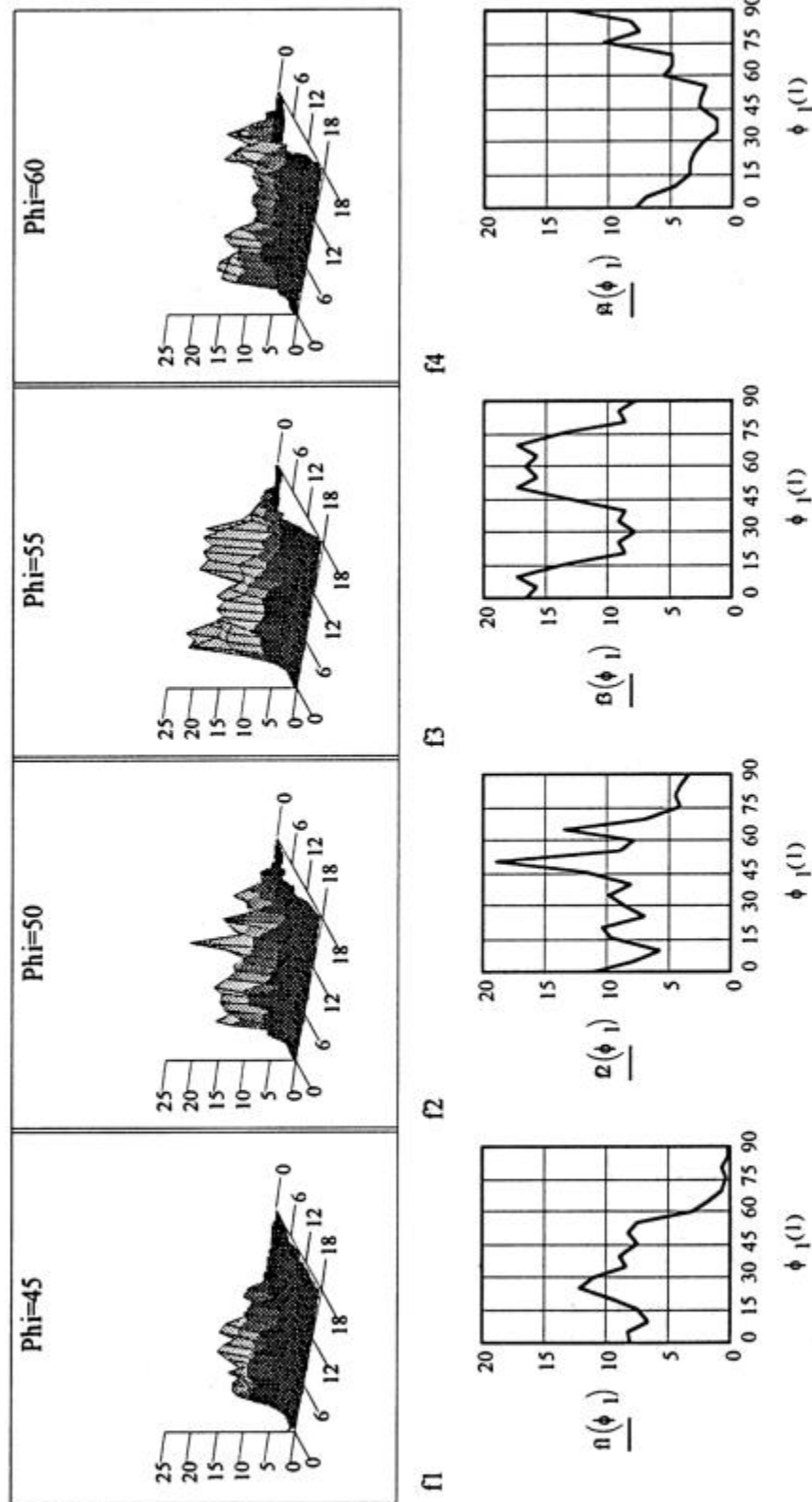
Valores experimentales:
 $\Gamma_0 \approx 1.37$ $\Gamma_{45} \approx 1.46$ $\Gamma_{90} \approx 1.39$ $r_m \approx 1.40$ $\Delta r \approx -0.08$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta d1



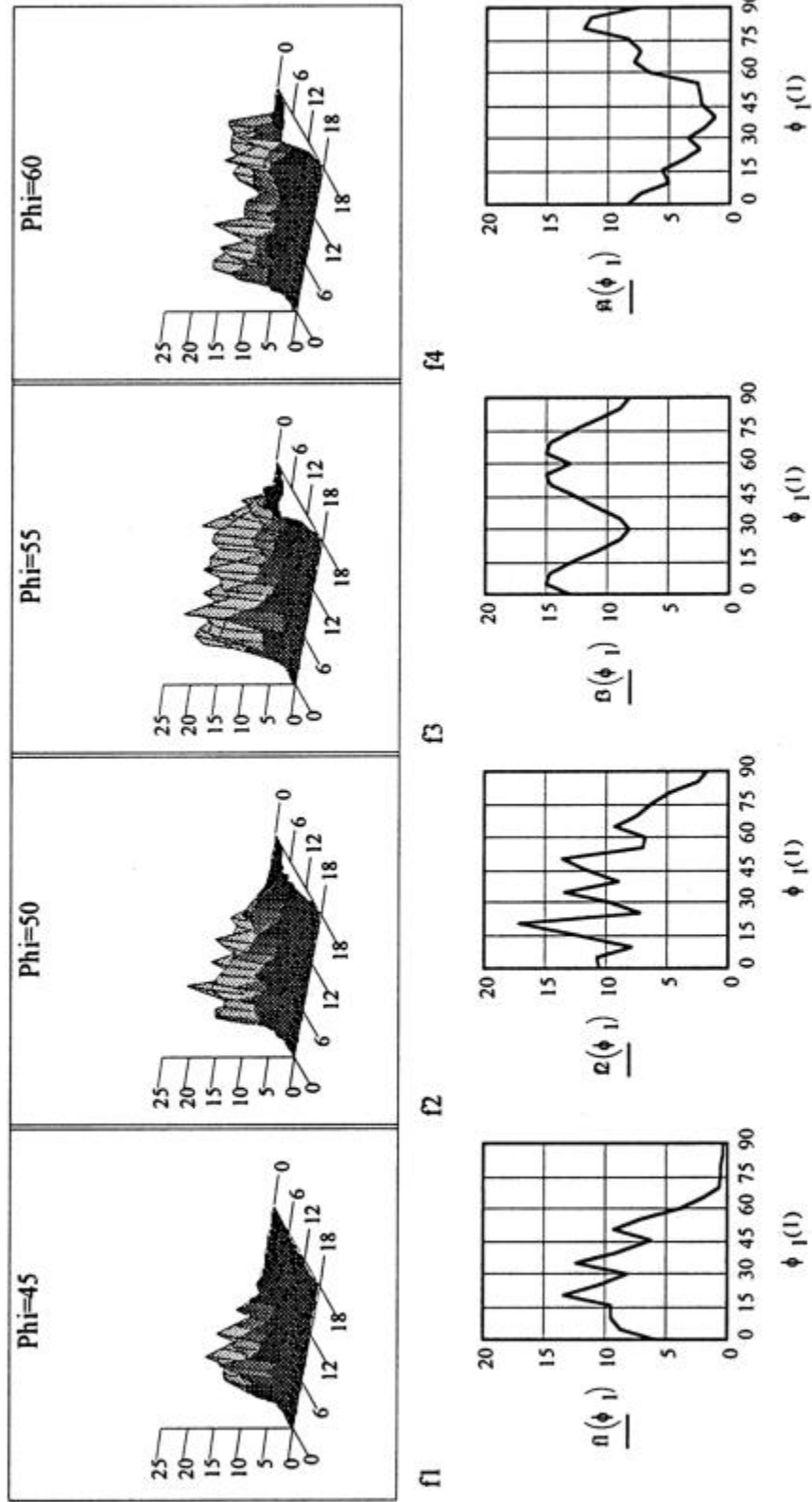
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.79$ $r_{45} = 1.27$ $r_{90} = 1.91$ $r_m = 1.72$ $\Delta r = 0.58$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta d2



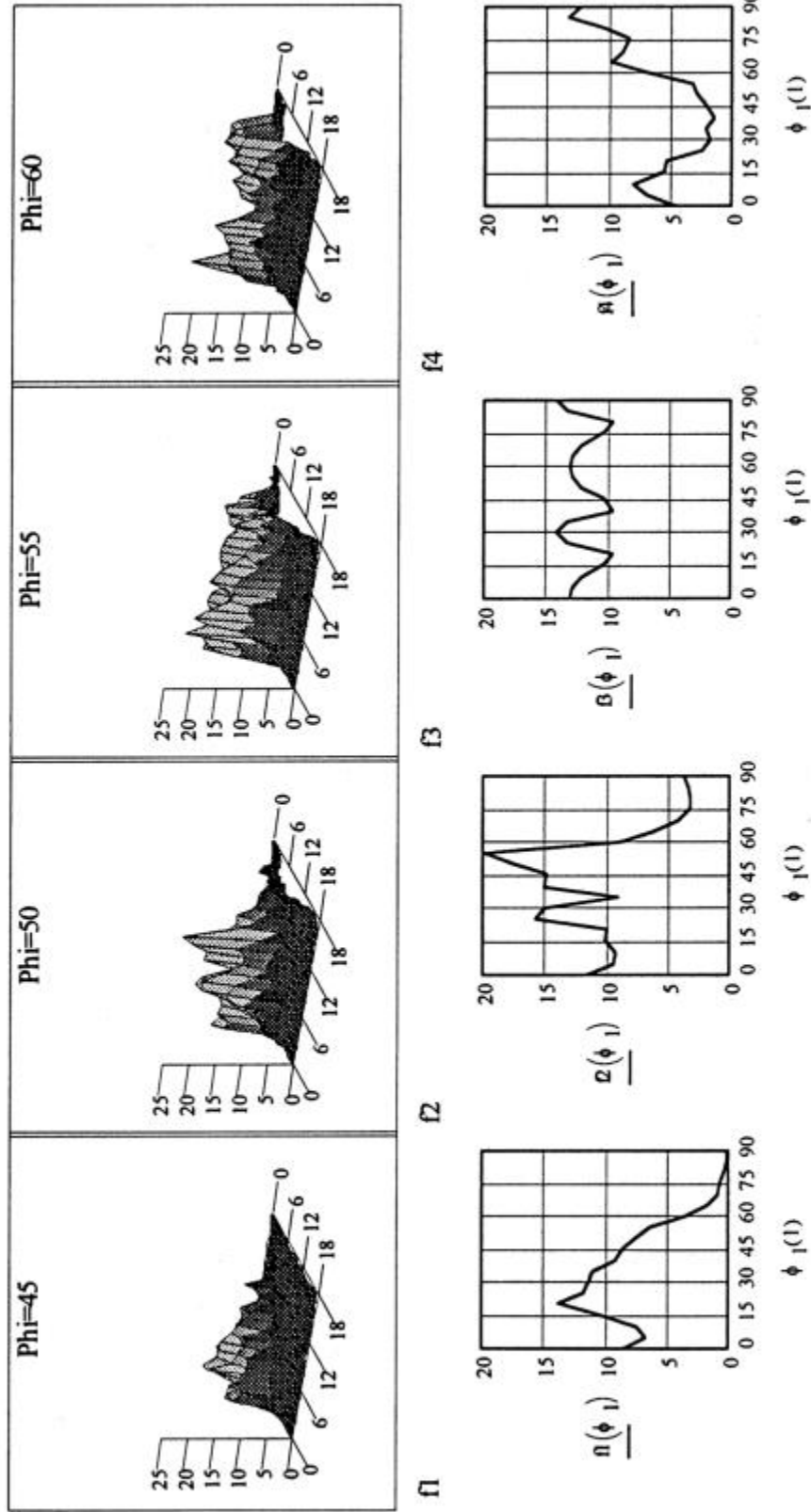
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.91$ $r_{45} = 1.33$ $r_{90} = 1.94$ $r_m = 1.78$ $\Delta r = 0.59$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta e4



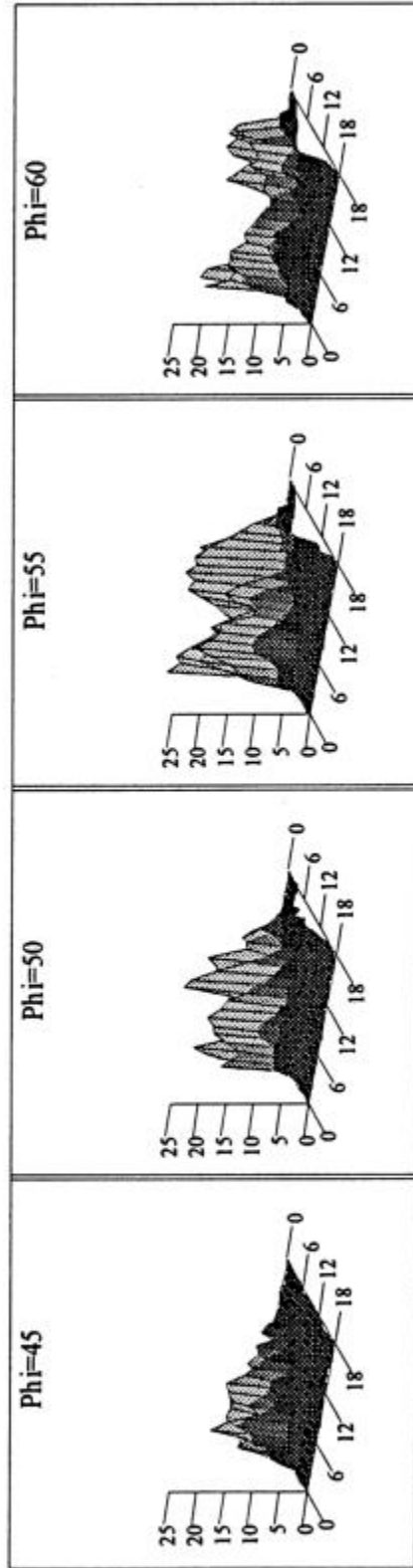
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.57$ $r_{45} = 1.52$ $r_{90} = 1.88$ $r_m = 1.71$ $\Delta r = 0.2$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta e5



Valores experimentales:
 $r_0 \approx 1.79$ $r_{45} \approx 1.66$ $r_{90} \approx 1.91$ $r_m \approx 1.82$ $\Delta r \approx 0.19$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta f4

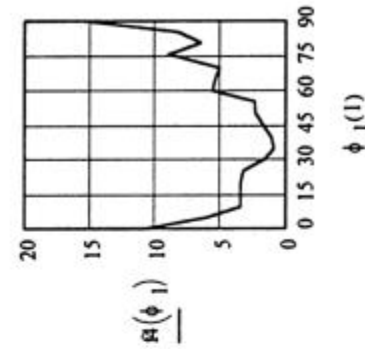
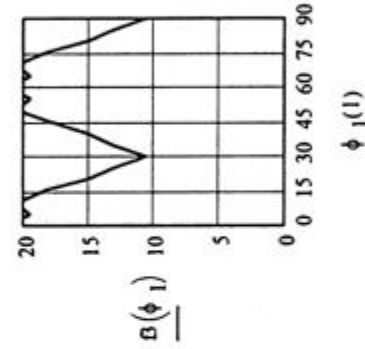
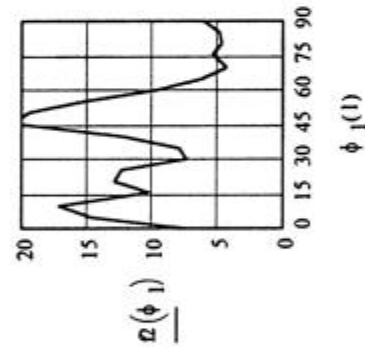
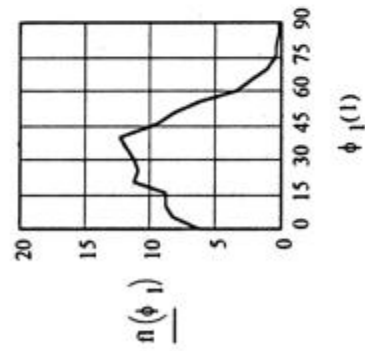


f1

f2

f3

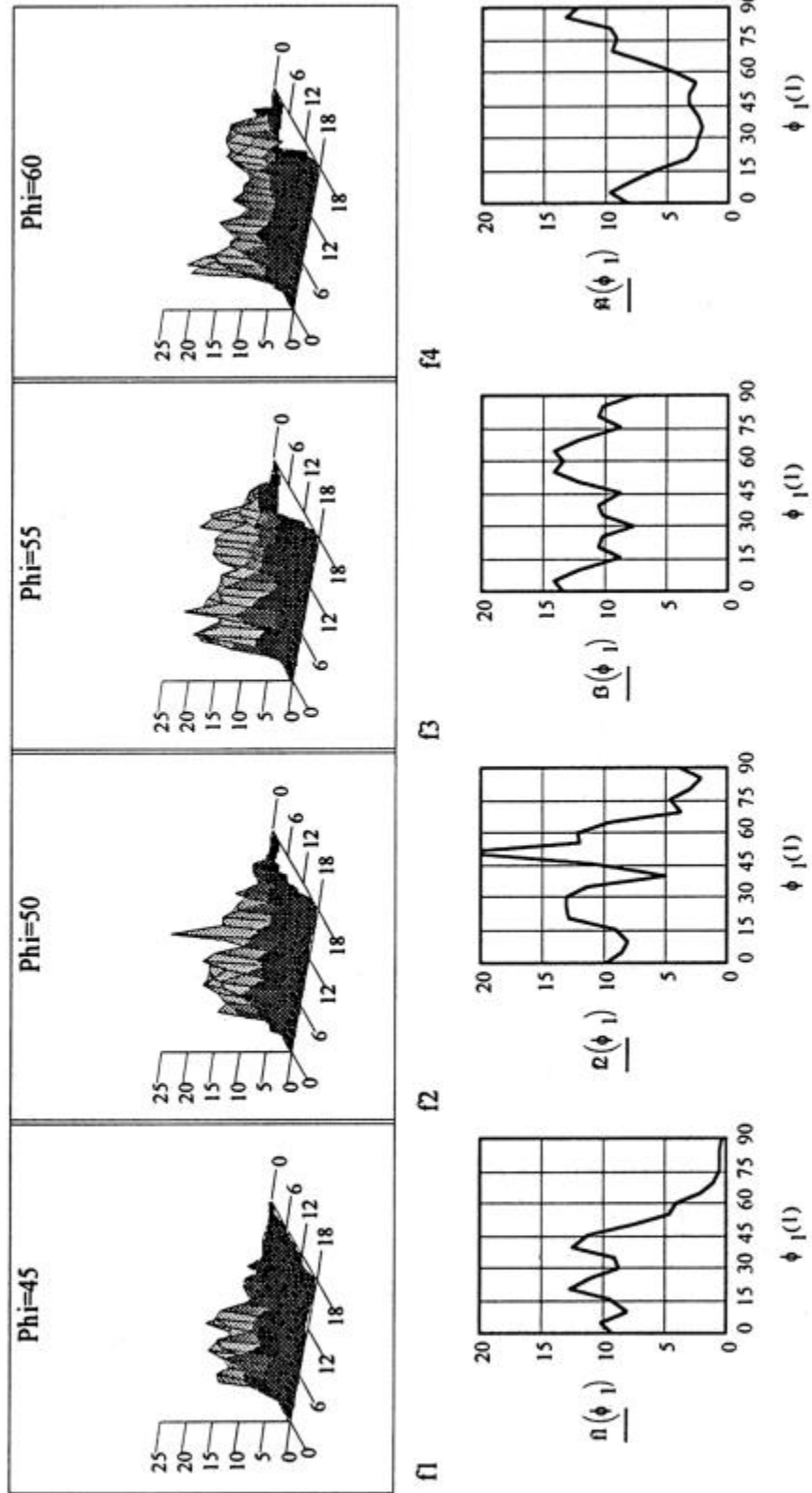
f4



Valores experimentales:

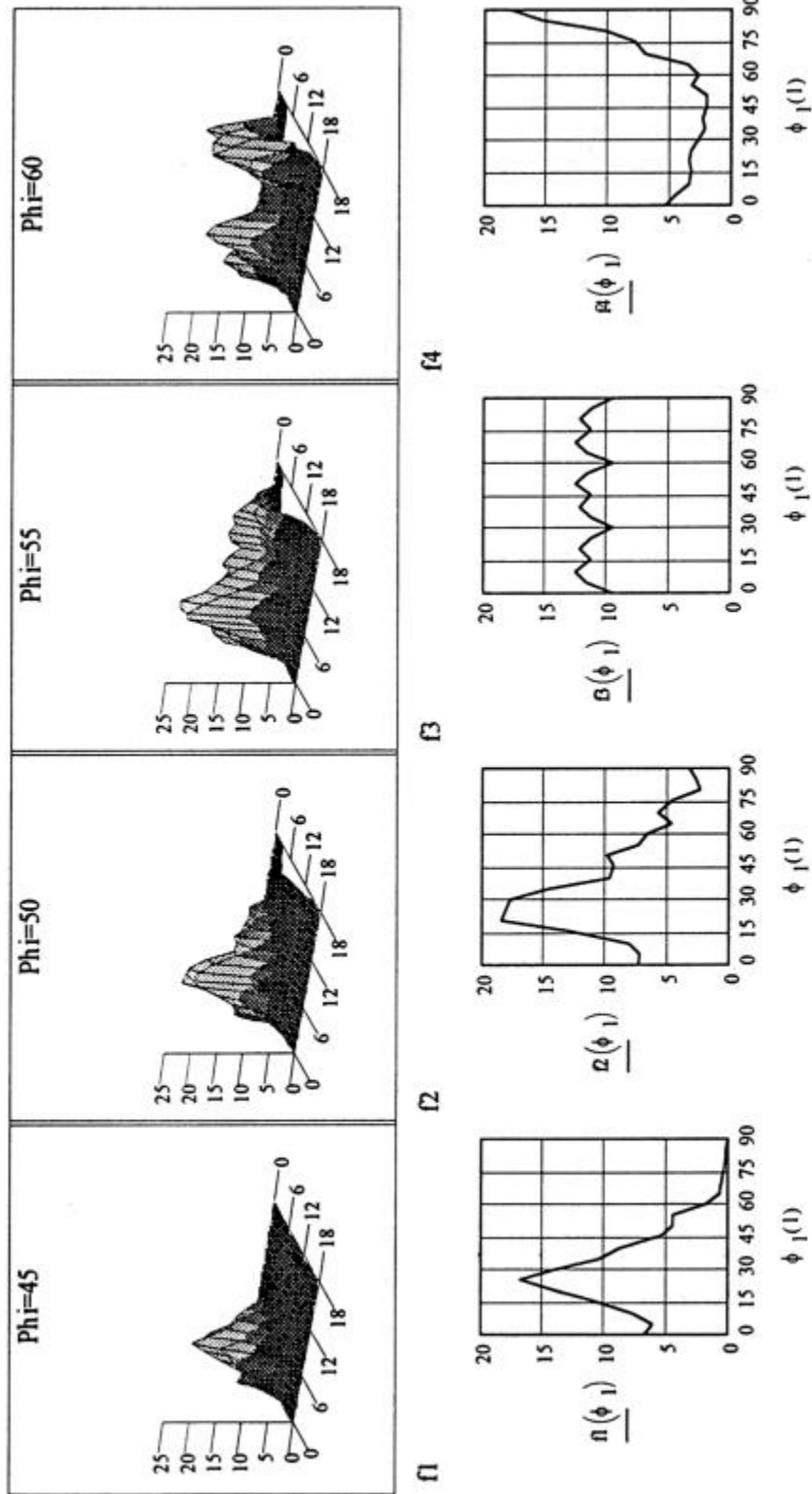
$$r_0 = 2.00 \quad r_{45} = 1.70 \quad r_{90} = 1.91 \quad r_m = 1.88 \quad \Delta r = 0.25$$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta f5



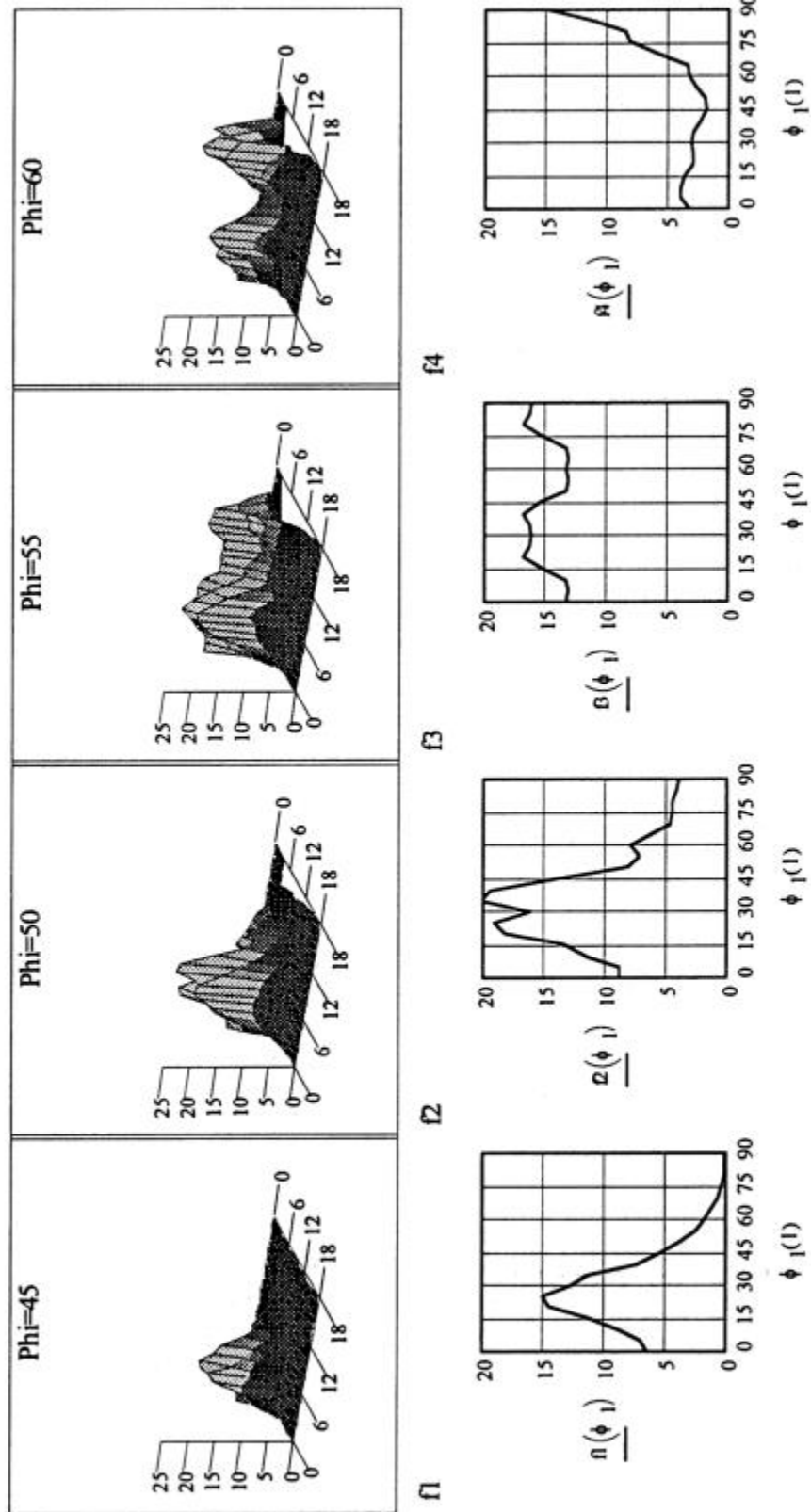
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.79$ $r_{45} = 1.70$ $r_{90} = 2.11$ $r_m = 1.93$ $\Delta r = 0.25$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta g4



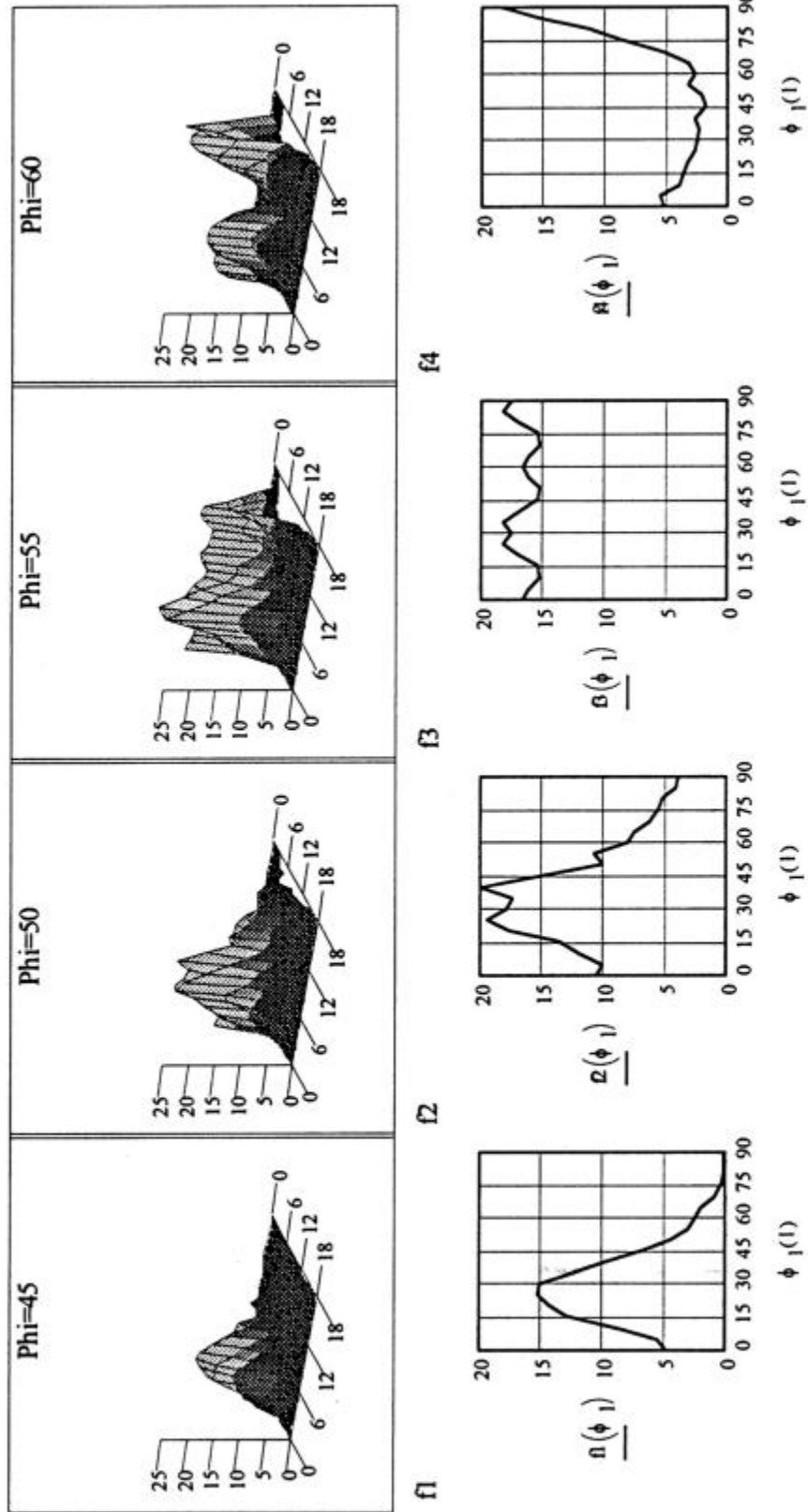
Valores experimentales:
 $r_0 \approx 1.08$ $r_{45} \approx 1.83$ $r_{90} \approx 1.25$ $r_m \approx 1.35$ $\Delta r \approx -0.67$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta g5



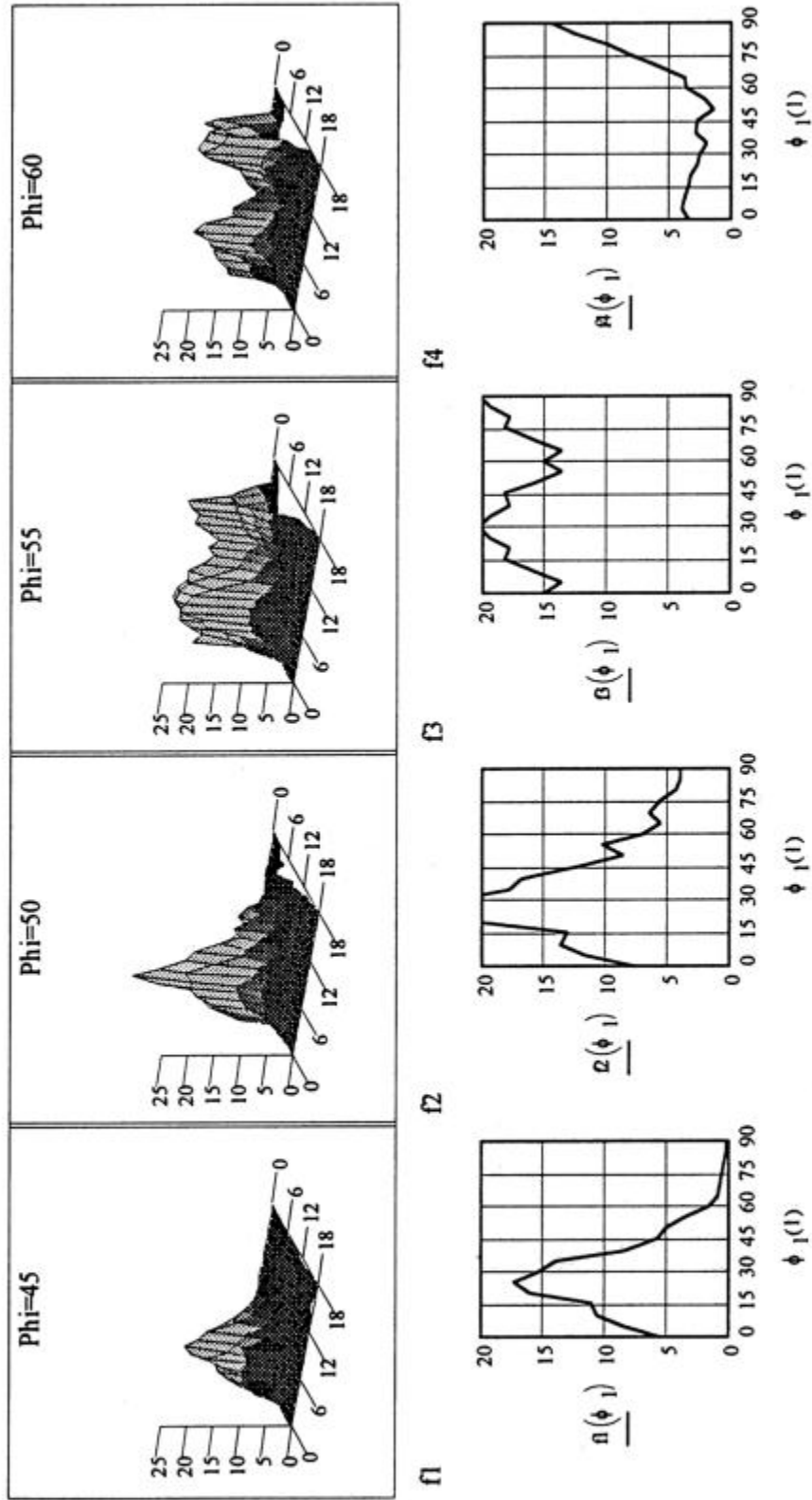
Valores experimentales:
 $r_0 = 1.07$ $r_{45} = 1.54$ $r_{90} = 1.44$ $r_m = 1.37$ $\Delta r = -0.29$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta h4



Valores experimentales:
 $r_0 = 1.07$ $r_{45} = 1.55$ $r_{90} = 1.54$ $r_m = 1.43$ $\Delta r = -0.25$

Textura de hojalata: al 25% de profundidad.
 Probeta h5



Valores experimentales:

$$r_0 = 1.06 \quad r_{45} = 1.87 \quad r_{90} = 1.45 \quad r_m = 1.46 \quad \Delta r = -0.61$$

Apendice 3

Valores teóricos de r_{θ}^{θ}

La tabla siguiente contiene los valores de r_{θ}^{θ} , utilizados para calcular el valor de r_{θ} con el modelo estadístico orientacional cuyos resultados se graficaron en las figuras 6.5 y 6.6 a y b, respectivamente. Estos mismos fueron representados en la figura 4.3.

Grupo	Modelo FC			Modelo RC2			Modelo RC3		
	r_0°	$r_{45^{\circ}}$	$r_{90^{\circ}}$	r_0°	$r_{45^{\circ}}$	$r_{90^{\circ}}$	r_0°	$r_{45^{\circ}}$	$r_{90^{\circ}}$
Cubo	1	0.001	1	1	0.001	1	1	0.001	1
Goss	0.92	0.43	> a 10	0.92	0.43	> a 10	0.92	0.43	> a 10
{111}a	3.33	2.63	1.9	2.18	3.04	4.06	2.18	3.04	4.06
{111}b	1.94	2.63	3.33	3.98	3	2.14	3.98	3	2.14
{554}	2.31	1.82	5	4.1	2.06	3.53	4.1	2.06	3.53
{112}	0.43	4.6	0.98	0.43	5.33	1.41	0.43	5.33	1.41
Random	1	1	1	1	1	1	1	1	1

Tabla Ap. 3. Valores teóricos de r_{θ}^{θ} para cada componente de textura y ángulo.

Grupo	Modelo FC			Modelo RC2		
	r_0°	$r_{45^{\circ}}$	$r_{90^{\circ}}$	r_0°	$r_{45^{\circ}}$	$r_{90^{\circ}}$
Cubo	1	0.001	1	1	0.001	1
Goss	0.92	0.43	10	0.92	0.43	10
{111}a	1.73	1.86	1.73	1.82	2.39	3.04
{111}b	1.73	1.86	1.82	2.96	2.35	1.82
{554}	1.99	1.49	2.63	2.84	1.76	2.35
{112}	0.43	3.12	0.98	0.43	2.57	0.98
Random	1	1	1	1	1	1

Tabla Ap. 3. Continuación.

Referencias

- [1] W. A. Backofen: "Deformation Processing", Addison-Wesley, Reading (Mass.) (1972).
- [2] H. J. Bunge; "Texture Analysis in Materials Science", Butterworth's, London, (1982).
- [3] H. J. Bunge, "Krist. Tech.", 5, 145-175, (1970).
- [4] F.J. Hummphreys and M.Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon 1996
- [5] C. N. Reid, "Deformation Geometry for Materials Scientists", Pergamon Press. Oxford.
- [6] G. Sachs, Z. Verein, Deut. Ing. 72, 734.
- [7] G.I. Taylor, J. Inst. Met. 62, 367.
- [8] E. Orowan, Nature 149 pag. 643 (1942).
- [9] C. S. Barrett, Trans. Metall. Soc. AIME 135, 296 (1939).
- [10] J. P. Hirth, Metall. Trans, 3, 3047 (1972).

- [11] Metal Handbook. 1, pág. 573-578. "Sheet Formability of Steels".
- [12] G. Cuminsky, A. Hey, J. Mazza. Desarrollo 2. "Metalurgia de procesos y desarrollo de personal".
- [13] L. Iurman, A. Lucalioli y J. Zulliani. Instituto Argentino de Siderurgia Perfeccionamiento de personal. Curso de Conformado de Chapa: aspectos metalúrgicos (1994).
- [14] E. Doege, K. Dröder y B. Griesbach. JMPT, 71, 152-159 (1997).
- [15] T. J. Gibson, The Journal of the Australian Institute of Metals. 20, 2, pág. 120. June (1975). "Practical Application of the Forming Limit Curve".
- [16] ASTM E 8-96 a. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Section 3, 03.01 (1997). Pag. 56.
- [17] ASTM E 517-96 a. "Standard Test Methods for Tensile Strain Ratio r for Sheet Metal". Section 3, 03.01 (1997). Pag. 482.
- [18] ASTM E 646-93. Standard Test Methods for Tensile Strain-Hardening Exponents (n - values) of Metallic Sheet Materials Section 3, 03.01 (1997). Pag. 556.
- [19] J. Danckert, K. B. Nielsen, Journal of Mat. Process. And Technology, 73, 276-280 (1998).
- [20] J.S. Taylor y D. K. Sherrer. JTEVA. 18, N° 4, July 1990, 292-300.
- [21] R. Hill, Mathematical Theory of Plasticity, Oxford University Press, London (1950).
- [22] D. Daniel y J. J. Jonas, Metallurgical Transactions, 21 A, pag. 331, febrero 1990.
- [23] J. S. H. Lake, D. J. Willis, y H. G. Fleming, Metall. Trans. A, 19 A, pag. 2805 (1988).
- [24] R. P. Arthey, W. B. Hutchinson, Metall. Trans. A, 12 A, pag. 1817 (1981).
- [25] Y. C. Liu, Metall. Trans. A, 14 A, pag. 1199 (1983).

- [26] K. Pawlik, Physic. Stat. Solidi (b) 134, 477, (1986).

- [27] R. Jenkins, R. L. Snyder, "Introduction to X - ray Powder Diffractometry". J. Wiley and Sons Inc. New York (1996).
- [28] P. Van Houtte y E. Aernoudt, *Mat. Sci. Eng.*, **23**, pag. 11 (1976).
- [29] B. Gale, D. G. Griffiths, *British Journal of Applied Physics*, **11**, Pag. 96 (1960).
- [30] J. Gill Sevillano, P. Van Houtte y E. Aernoudt. *Progress in Materials Science*, **25**, Pag. 69 (1981).
- [31] J. W. Christian, *Proc. 2nd Int. Conf. On the Strength of Metals And Alloys*, **1**, pag. 29 (1970).
- [32] G. Y. Chin, *Met. Trans.*, **3**, 2213.
- [33] A. Kochendörfer, *Plastische Eigenschaften von Kristallen und Metallischen Werkstoffen*, Springer-Verlag, Berlin.
- [34] U. F. Kocks, *Met. Trans.*, **1**, 1121 (1970) o (S. Finke, *Z. Metallkde.*, **63**, 281 (1972)).
- [35] J. W. Hutchinson, *Proc. Roy. Soc.*, **A 319**, 247 (1970).
- [36] Y. Estrin, L. S. Tóth, A. Mollinari y Y. Bréchet, *Acta Mater.*, **46**, pag. 5522 (1998). Y referencias en su interior.
- [37] P. Jongenburger, H. R. Wachtters, G. J. Weng, *Met. Trans.*, **5**, 2451, (1974).
- [38] R.K. Ray, J.J. Jonas y R. E. Hook, *Int. Mat. Rev.*, 1994, **39**, N° 4, 129, (1994).
- [39] S. Y. Li, X. M. Zhang y G. Gottstein: *Proc. 11th Int. Conf. On Texture of materials (ICOTOM-11)*, Vol. 2, ed. By Z. Liang, L. Zou and Y. Chu, International Academic Publishers, Beijing (1996), 805.
- [40] P. Van Houtte, *Acta Metall.*, **26**, 591, (1978).
- [41] P. Van Houtte, *Proc. 5th Int. Conf. On Textures of Materials*, **1**, pag. 347. G. Gottstein, K. Lücke, eds. Springer-Verlag, Berlin (1978).
- [42] G. S. Lister, M. S. Paterson y B. E. Hobbs, *Technophysic*, **45**, 107 (1978).
- [43] Y. Hayakawa, J. A. Szpunar. *Acta Mater*, **45**, N° 9, Pág. 3721, 3730. "A comprehensive model of Recrystallization for interstitial Free Steel".
- [44] K. Detert, *Recrystallization of metallic materials*, ed. F. Haessner, Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 97 (1978).
- [45] M. Hillert *Acta Metall.*, **13**, 227, (1965).
- [46] F. J. Humphreys, *Acta Mater.*, **45**, N° 12, 5031 (1978).
- [47] J. Lemaitre y J.L. Chaboche, *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge University Press (1990).
- [48] D. Krajcinovic y D. Sumarac, *Micromechanical of the Damage Processes, Continuum Damage mechanics-Theory and Applications*, CISM Course. Springer-Verlag, Berlin (1987).
- [49] E. B. Marin y D. L. Mc Dowel, *Models for Compressible Elasto-Plasticity Based on Internal State Variables - Int. Jour. Of Damage Mechanics*, **7**, (january 1998).
- [50] H. Moldovan. Tesis de Licenciatura en Ciencias Fisicas, FCEyN, UBA. No publicada (dirigida también por el Dr. H. Ernst).
- [51] F. Royer, Thèse de Doctorat d'État, Université de Metz, Metz, France (1986).