CAPITULO 1
INTRODUCCION

1.1 INTRODUCCION.

La industria siderúrgica y en particular la productora de aceros planos es uno de los sectores industriales que demanda un control más estrecho de su proceso, en particular porque de aquí depende la eficiencia en la producción y la calidad del producto ofrecido, además de llegar a conocer los límites de la planta productiva y de la generación de nuevos productos con la maquinaria que se cuenta. La aparición de coladas continuas delgadas y la puesta en marcha de trenes de laminación compacta ha incrementado la producción, sin embargo, por dificultades presentes durante el proceso, se han abierto distintas líneas de investigación cuya finalidad es la de brindar respuestas que conlleven a una solución y mejor control del proceso.

Los aceros procesados por este medio son de consumo común dentro de la industria de la transformación en el país, en los que se incluyen aceros de bajo carbono, microaleados y al silicio, los primeros dos son utilizados en la industria de troquelado o conformado de chapa y el último es de gran uso dentro de la industria eléctrica.

Durante el proceso de laminación se considera el ancho inicial del planchón para ajustar las guías que lo conducirán al centro de los rodillos del tren de laminación, cuya dimensión deberá ser ligeramente mayor, se considera también el espesor de salida deseado, ya que de ahí se distribuirán las reducciones a aplicar en cada uno de los castillos que forman parte de un tren continuo y la carga que aplicará cada molino para lograr la reducción. Una mala coordinación en estos parámetros conducirá a una cinta mal dimensionada o que se atore durante su procesamiento en el molino, lo que provoca pérdidas y

trastornos de tiempo en la línea de producción. Ya que estas calidades de aceros son procesadas en una misma línea, es necesario conocer las variaciones que provoca un cambio de composición química en los ajustes del molino y la magnitud de estas modificaciones, para que se realicen de una manera viable y se pueda obtener el producto con características deseadas.

Esta investigación se realiza sobre la base de satisfacer la necesidad de tener información clara y concisa del proceso. La finalidad es presentar los resultados obtenidos de una serie de pruebas de laminación en un molino experimental, que ayudará en el desarrollo de una simulación industrial que pretende reproducir el comportamiento bajo diversas condiciones de operación.

1.2 PROCESO INDUSTRIAL

La idea original de la colada continua fue concebida por H.Bessemer hacia la segunda mitad del siglo XIX (este diseño jamás fue construido). En 1940 S. Jughans diseño y construyó lo que se considera la primera planta experimental de colada continua, funcionando adecuadamente para aleaciones de bajo punto de fusión como el aluminio y el latón y no fue sino hasta 1950 cuando se comenzó a utilizar industrialmente con regularidad y éxito en metales ferrosos.

El proceso de colada continua delgada brinda mayores posibilidades de automatización, un mejor control del proceso y, por ende, una mayor productividad y calidad del producto. En la Fig. 1.1 se encuentra un bosquejo general de la producción de cinta laminada en caliente, la cual se describirá en sus partes.

Primero se extrae el mineral de hierro, se procesa a molienda y se da un beneficio al mineral, si lo es necesario, posteriormente se procede a generar finos de este mineral, los cuales con mezclas de carbón y bentonita se aglomeran y se compactan como partículas cuasiesféricas conocidas como pelets para luego ser transportado a la planta de reducción directa (proceso HyL).

El HyL reduce el mineral de hierro contenido en el pelet, ésto lo hace mediante un gas reductor que circula en sentido contrario a la carga de pelets, obteniéndose como producto final el llamado fierro esponja, que será utilizado junto con la chatarra como materia prima a fundir en un horno de arco eléctrico para la producción de aceros, utilizándose además distintas ferroaleaciones para obtener una composición química deseada, ya sea a bajo carbono, microaleado o al silicio. Este acero, en estado liquido, pasa a ollas mantenedoras, cuya función es la de asegurar la temperatura óptima del metal para su posterior transportación y vaciado a un distribuidor que regula y homogeniza la presión y flujo del caudal de acero que pasa al molde de colada continua.

La superficie del acero solidifica en el molde y se desplaza con ayuda de unos rodillos guía, que tienen la finalidad de doblar de manera gradual el planchón producido y pasarlo de una posición vertical a una horizontal sin que éste sea dañado. Al final de la colada y antes del horno túnel se encuentra una tijera que corta el planchón producido a una longitud adecuada para su transportación a través del horno túnel, que tiene por objetivo homogenizar y estabilizar la temperatura óptima del planchón (misma que es función del tipo de acero a laminar).

Antes de entrar al tren de laminación se realiza un quebrado y barrido del óxido formado en la superficie del planchón (descascarado), lo que se logra por medio de agua a alta presión. El molino continuo consta de seis castillos (Fig. 1.2) unidireccionales.

Para finalizar el proceso la lámina pasa por la mesa de enfriamiento donde se regula su temperatura de enrollado para finalmente ser transportada a un patio, en donde esperara para su venta o su siguiente proceso.

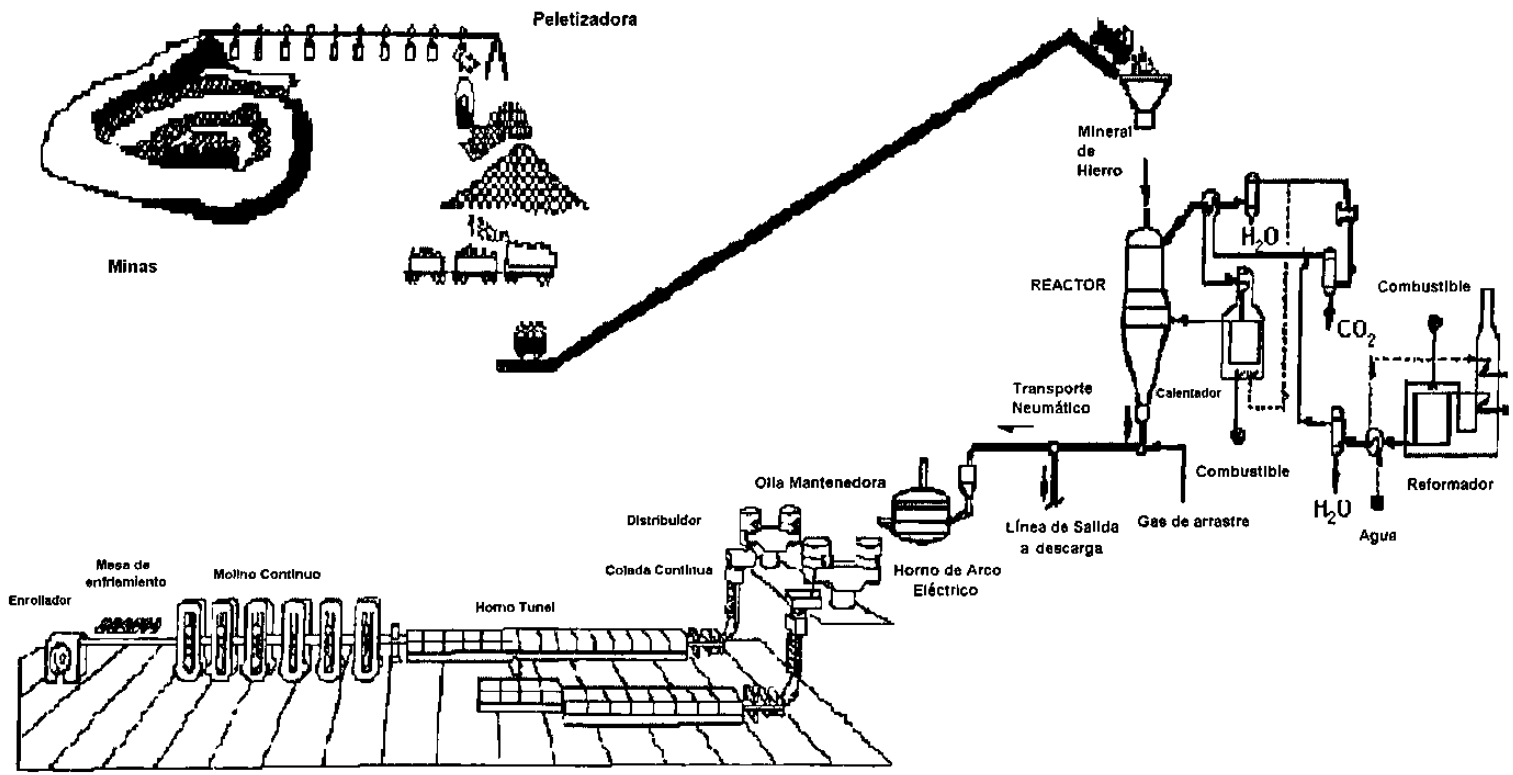


Fig. 1.1 Vista general de la produccion de cinta de acero laminada en caliente

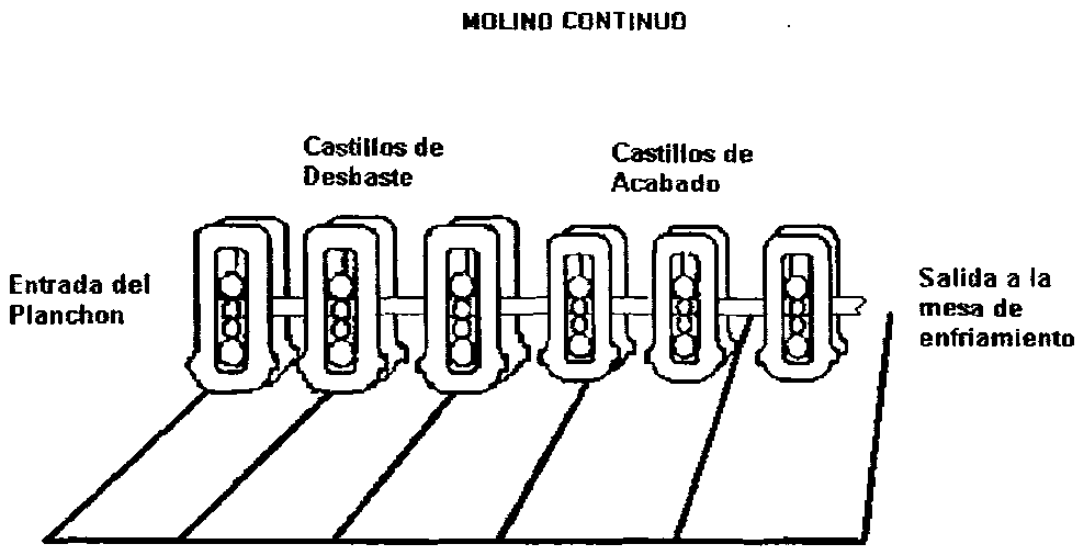


Fig. 1.2 Dibujo esquemático del molino continuo

1.3 EL MOLINO CONTINUO

La línea CSP (compact strip plant) por sus siglas en inglés, imparte un proceso lineal y continuo, que consta de hornos de homogenización, sistemas de descascarado, castillos de laminación, mesa de enfriamiento y enrollado de la cinta de acero.

En esta línea se procesan 12 grados de acero los cuales se pueden clasificar en productos para troquelado profundo, microaleados y eléctricos. En promedio se pueden procesar más de cinco mil toneladas al día de planchón de acero de distinta composición química, en dimensiones que varían de 25.4 mm a 1mm en espesor y anchos menores a 1.50 mts.

El control del molino se realiza por medio de la velocidad de laminación, el porcentaje de reducción, la temperatura de entrada al molino, las guías a la entrada de cada castillo y la carga que aplicará cada castillo para lograr la

reducción asignada, la cual es predecida por un modelo de retroalimentación que captura los datos de fuerza aplicada en planchones anteriores y ajusta y retroalimenta la información al molino para su uso. El espesor de la cinta es medido en forma automática por un sistema de rayos gama ubicado a la entrada y salida del molino, las cédulas de reducción pueden variar según sea el acero a procesar y el espesor final a obtener. La medición de la temperatura se realiza por pirometría óptica en tres puntos: a la entrada y salida del molino y a la salida de la mesa de enfriamiento, además se cuenta con un sistema de captura de mapas térmicos superficiales de la lámina procesada a la salida del molino y de la mesa de enfriamiento, antes del enrollado. El conocimiento de estas temperaturas es crítico: La captura a la entrada del molino es útil para determinar si el planchón está en condiciones para su proceso y evitar problemas por exceso de resistencia del material a deformar, además de controlar la velocidad de deformación a la que se tendrá que procesar el planchón, mientras que a la salida del molino la lectura de la temperatura permite predecir la cantidad de flujo de agua a aplicar durante su paso por la mesa de enfriamiento controlando su recristalización y transformación de fase, estableciendo la temperatura óptima para obtener las propiedades finales deseadas.

Las guías de entrada a cada castillo tienen el objetivo de controlar el centrado del planchón. La apertura de estas guías ésta determinada por el ancho del planchón a procesar y la medición para su ajuste se tiene que hacer de manera manual, un mal ajuste o cálculo en las tolerancias ocasionará una deficiencia en el control del proceso, llegando a provocar pérdidas por mal procesado o anulación del producto, ocasionado por un atorón del planchón en el molino.

El molino continuo de laminación en caliente, Fig. 1.2, consta de seis castillos del tipo cuatro, Fig. 1.3, de los cuales, los primeros tres imparten altas reducciones y los diámetros en los rodillos de trabajo y apoyo son 0.48 y 0.94 m respectivamente, los tres siguientes imparten reducciones ligeras y los diámetros de los rodillos de trabajo y de apoyo son 0.38 y 0.85 m respectivamente, durante

la laminación los rodillos son enfriados mediante la aspersión de agua. Entre los rodillos de trabajo y el metal a deformar se esprea una emulsión de agua y aceite con la finalidad de reducir el coeficiente de fricción, disminuir vibraciones mecánicas y la potencia requerida durante la laminación. El molino es movido por seis motores de corriente continua del castillo F1 al F3 son de 4474 KW (6000 HP) y para los castillos F4 al F6 son de 2983 KW (4000 HP), cada uno de ellos con capacidad de 250 a 500 rpm.

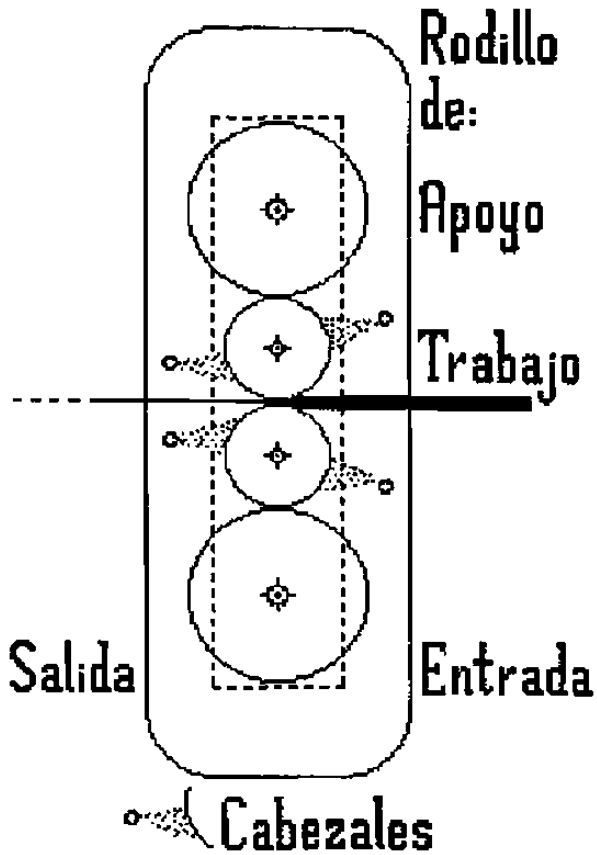


Fig. 1.3 Castillo tipo cuatro

1.4 OBJETIVO DEL TRABAJO

El primero en investigar la fluencia plástica durante la laminación fue A. Hollenberg en 1883, su idea fue retomada por N. Metz en 1940 para estudiar el grado y el modo de deformación en la superficie lateral después del proceso, utilizando distintos grados de acero y fue E. Orowan quien relaciona la discrepancia existente entre una fluencia obtenida en la práctica y la ideal con la fricción, dejando de lado el efecto de la composición química y la microestructura. En 1930 se iniciaron investigaciones encabezados por E.C. Bain en las que se estudió la microestructura de distintos tipos de aceros sometidos a deformación. Por los años de 1950 se publican artículos de los efectos de los distintos aleantes (C, Nb, Mg, Si, etc.) en las propiedades mecánicas del acero. C.M Sellars ha realizado trabajos que relacionan el efecto de la composición química en el trabajado en caliente y el proceso de formado de metales, también se pueden mencionar contribuciones de J.J. Jones, J.H. Beynon, B. Mintz y J.M Arrowsmith por mencionar a algunos. A partir de 1970 con Hollander [51] se inicia la publicación de trabajos de modelaje matemático cuya finalidad es la de evaluar las variables que se involucran en un proceso y representarlas mediante ecuaciones constitutivas. Desde estas fechas hasta la actualidad se ha iniciado una carrera en la investigación y comprensión de los factores y fenómenos involucrados alrededor del proceso industrial de laminación a altas temperaturas para lograr simular su comportamiento mediante modelos matemáticos que permitan una mejor representación de la realidad.

El presente trabajo es un estudio que evalúa las diferencias físicas ocasionadas por la composición química durante la laminación en caliente de cuatro tipos de acero. De esta investigación se obtendrán los parámetros necesarios para mejorar el control del proceso y evaluar el efecto de los patrones de deformación en la fluencia plástica del acero y su efecto en la microestructura, en la temperatura de transformación de fase y en la evolución del tamaño de grano durante la laminación.

1.5 CONTRIBUCIÓN

Existen distintas teorías para corregir la fluencia plástica lateral o bien el ensanchamiento sufrido en el planchón durante su laminación [14,35,36,37,38], se debe puntualizar que no consideran la composición química del acero y plantean una solución geométrica. Las observaciones en línea de producción muestran que este ensanchamiento se ve afectado por la composición química y la temperatura de trabajado, además de la deformación que se aplica por castillo.

La contribución realizada por este trabajo es:

(i) Presenta una evaluación de las predicciones de distintos modelos de corrección al ensanchamiento.

(ii) Se realizó un análisis visioplástico de cada uno de los aceros, con la finalidad de cuantificar las variaciones en los patrones de deformación y de cada uno de sus componentes.

(iii) Se evaluó el efecto de la composición química con respecto a la fluencia plástica y evolución microestructural que presenta.

(iv) Se correlacionó el efecto de la deformación con las temperaturas críticas de transformación y, por ende, con su evolución microestructural.

(v) Aporta información para lograr un mejor entendimiento y control del proceso.

Por lo anterior, este trabajo de investigación hace una contribución al arte de la simulación y modelación del proceso de laminación en caliente.

CAPITULO 2

ANALISIS DE LA FLUENCIA DEL METAL

2.1 INTRODUCCION.

No existe un modelo completo del proceso de trabajado en caliente, debido a la imposibilidad de una relación completa y simultanea del criterio de fluencia y la similitud térmica, de las fuerzas de fricción, del material procesado, el equipo y factores dinámicos adicionales. Además de la ausencia de la relación entre criterio de fluencia y las discrepancias en los mecanismos y modos de fluencia plástica del metal procesado, sin dejar de lado el efecto que este tiene en los mecanismos de recuperación y evolución microestructural.

Sin embargo ciertos elementos de proceso pueden ser evaluados y sometidos a modelación, como:

(i) Las propiedades del material laminado, las cuales dependen de la velocidad de deformación, de los efectos ocasionados por una historia térmica y de deformación mecánica aplicada. Los cuales se pueden determinar mediante pruebas mecánicas.

(ii) La deformación plástica del material laminado. En lo que se puede evaluar la elongación, el ensanchamiento y la fluencia del metal durante el laminado, para lo cual regularmente se utilizan versiones a escala del mecanismo de trabajo.

(iii) Efectos temporales y dinámicos del proceso, en los que se encuentran, la evolución de la temperatura, el desgaste, evolución microestructural, en función del tiempo, de la deformación y de la velocidad de enfriamiento. Los cuales son medidos con objetos reales y extrapolados a objetos similares.

Las mejoras realizadas en la laminación se han logrado gracias a modelos parciales que ya en conjunto permiten enriquecer el entendimiento del proceso. Muchas de las investigaciones realizadas han partido de observaciones prácticas a través de los años y se han propuesto modelos teóricos de laminación en caliente, los cuales han sido capaces de predecir los parámetros mecánicos necesarios para el proceso, pero han fracasado en detallar el comportamiento de la cinta de acero.

Recientemente se han estado utilizando técnicas numéricas como el elemento finito para predecir mejor el comportamiento de la cinta o planchon al laminarse, sin embargo cabe destacar que para utilizar esta técnica se deberá partir de ecuaciones constitutivas determinadas a partir de modelos teórico prácticos.

2.2 PATRONES DE FLUENCIA.

El trabajado de los metales es uno de los oficios más antiguos que se han registrado en la literatura, se realizaban trabajos de acuñado, forjado, y perforado. En las Sagradas Escrituras en Génesis 4:22 se encuentra registrado: ".....Tubal_caín, artífice de toda obra de bronce y de hierro;....." y en Éxodo 39:3 se lee " .....he hicieron láminas de oro, y cortaron hilos para tejerlos .....". Como se aprecia el laminado, estirado y fundición eran trabajos bien conocidos y desarrollados en el 1500 A.C., a pesar de ésto no se encuentra registrado algún bosquejo del proceso de laminación antes de los realizados por Leonardo da Vinci en siglo XV. La extrusión, el maquinado, el embutido y otros más son procesos desarrollados durante el siglo XIX. A pesar de la antigüedad del proceso de laminación, no fue sino hasta finales del siglo XVII que A. Hollenberg [14] registró los primeros estudios formales en este tema.

Se han desarrollado diversas técnicas de análisis experimental, algunas más aceptadas que otras, pero todas han contribuido a mejorar el entendimiento del proceso de laminación.

La técnica empleada por Hollenberg consistió en realizar una serie de orificios geométricamente perpendiculares a la superficie del planchón que posteriormente fueran tapados con pernos forjados, los cuales reflejaban el patrón de fluencia una vez realizada la prueba[4,14]. Esta idea fue retomada y modificada por Metz [1,14], cambiando los pernos forjados por tornillos, ésto con la finalidad de además de medir el patrón de fluencia, poder cuantificar la reducción aplicada por zona, mediante la deformación del paso de la rosca del tornillo, así mismo realizó el grabado de una malla cuadricular en la superficie exterior de la muestra a laminar para poder evaluar el desplazamiento lateral durante el proceso, Fig. 2.2.1.

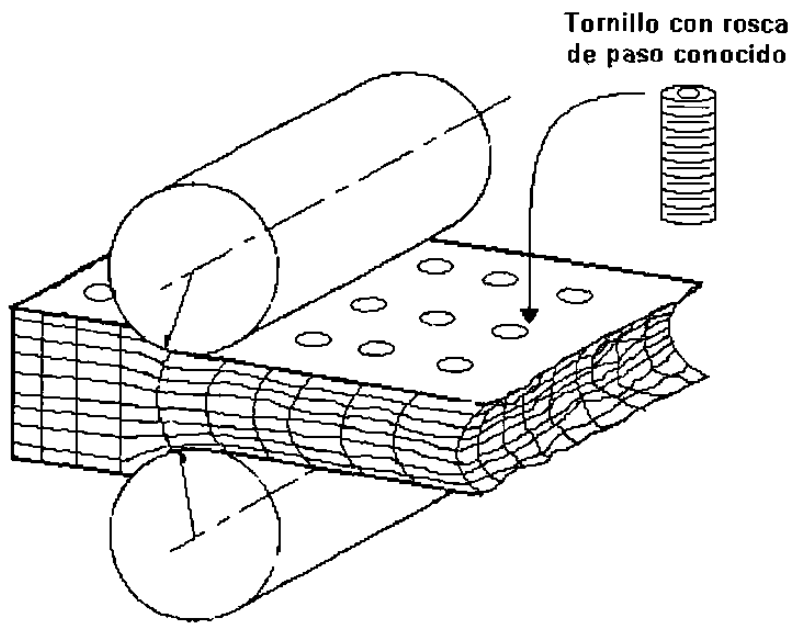


Fig.2.2.1 Bosquejo de la prueba propuesta por N. Metz.

Investigaciones desarrolladas por Underwood y Orowan[1] dejan en claro que la fluencia del material durante el laminado es en forma cóncava a la dirección de deformación. Orowan utilizó barras de plastilina multicolor (Fig.2.2.2) como medio para estudiar el fenómeno de la fluencia plástica durante la laminación, determinando que la fricción es el factor que tiene mayor influencia en la distorsión del metal, ya que es la fuerza que obliga al metal a seguir una dirección determinada. Sugirió un patrón de distribución de la deformación plástica durante la laminación (Fig. 2.2.3) el cual lo divide en cuatro zonas, descritas de la siguiente manera:

I.- Deformación restringida

II.- Zona de deformación plástica

III y IV.- Zonas rígidas.

Orowan reporta que cerca del plano de entrada la deformación ésta localizada cerca de la superficie del tocho y, conforme va pasando entre los rodillos, la deformación se incrementa gradualmente hasta el centro.

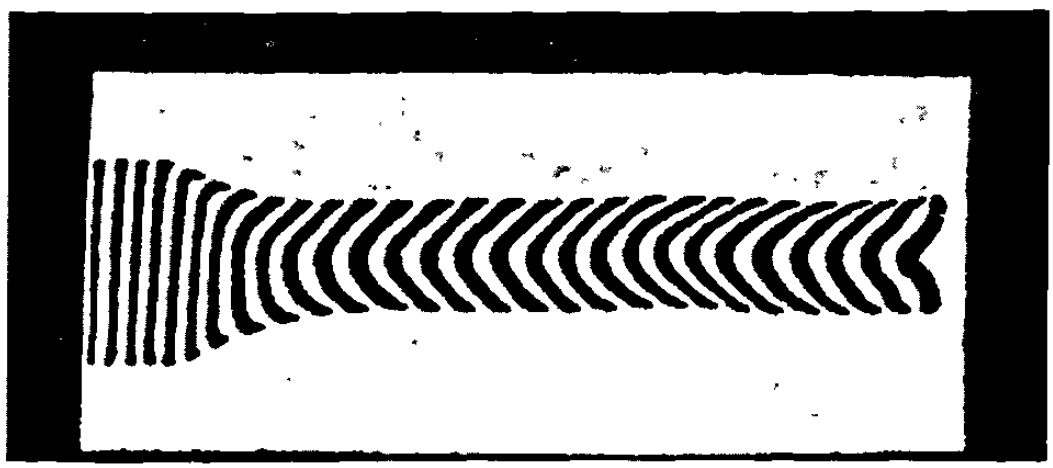


Fig. 2.2.2 Fluencia del material rolado (barra de plasticina).

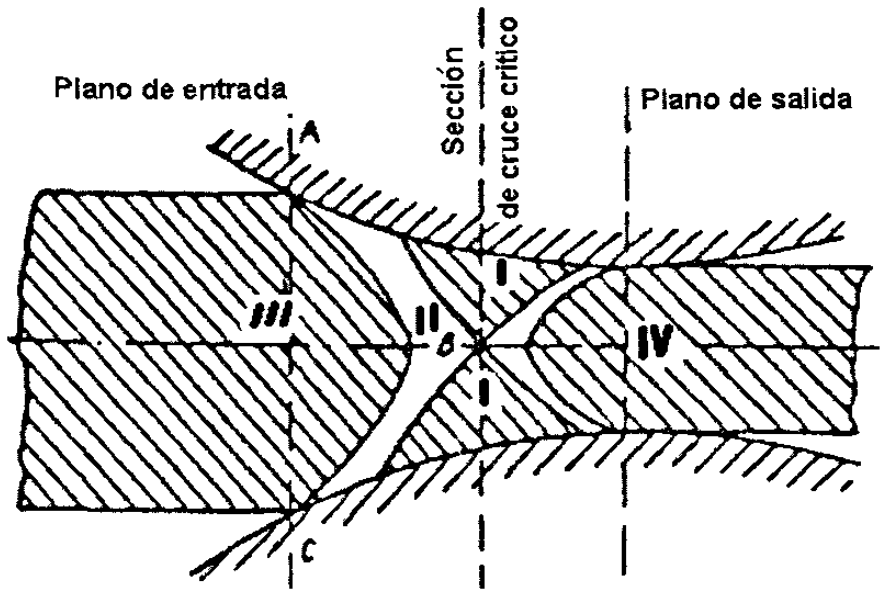


Fig 2.2.3 Distribución de la deformación plástica propuesto por Orowan.

Tranovskii modificó la experimentación realizada por Metz, partiendo la muestra a laminar a la mitad, en su cara paralela a la dirección de laminación y perpendicular a la posición de los rodillos del molino, marcó los extremos interiores de cada muestra con una malla cuadricular, unió ambas caras por soldadura, para posteriormente laminarlas. El análisis de estas pruebas llevaron a Tranovskii a proponer un modelo de fluencia plástica muy similar al propuesto por Orowan con diferencias geométricas solamente(Fig. 2.2.4).

I.- Zona de deformación restringida

II.- Zona de deformación plástica con reducción en la dirección vertical y extensión en la dirección longitudinal.

III y IV .- Zonas de deformación plástica con reducción en la longitud y el espesor en la dirección vertical.

Este modelo sugiere que, bajo un completo contacto de los rodillos con la pieza de trabajo, la deformación plástica se inicia ligeramente antes del plano de entrada, y se puede extender ligeramente después del plano de salida.

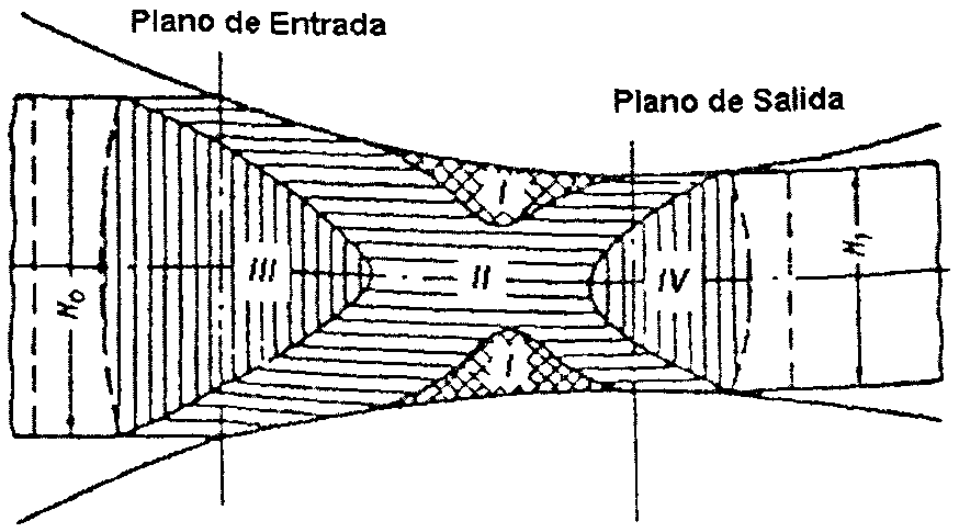


Fig. 2.2.4 Distribucion de la deformacion plastica, basada en la experimentacion de Tarnovskii.

H. Ford[1] realizó un análisis de los resultados obtenidos por Orowan determinando que sus experimentos pueden ser relacionados a las condiciones bajo las que se encuentra un metal laminado en caliente. De esta manera se ha obtenido información de la fluencia plástica interna y lateral del laminado de cinta y placa de acero, dentro de los trabajos más notables se encuentran incluidas las investigaciones de Davies, Wusatowski, Beese, Alexander y colaboradores[4]. Este trabajo presenta un análisis visoplástico similar al propuesto por Tranovskii.

2.3 TEORIAS Y METODOS UTILIZADOS EN EL ANÁLISIS DEL PROCESO DE LAMINACION.

La literatura publicada acerca de laminación es voluminosa, por lo que no se intenta hacer una revisión exhaustiva en este trabajo, sin embargo es conveniente examinar algunas de las teorías simplificadas, sus fundamentos y la información que proporcionan.

Al estudiar los mecanismos presentes en el proceso de laminación, se encuentra que la energia utilizada para lograr una deformación uniforme ha tenido gran aplicación. Muchas de las teorias desarrolladas persiguen el obtener modelos teóricos que permitan calcular la energía consumida durante el proceso y la carga de laminación, esto es así debido a que es de mayor interés evaluar si es viable económicamente el proceso, de igual forma, una vez iniciada la investigación, se prosigue a evaluar las entidades propias de la microestructura del metal trabajado y las propiedades que se desean obtener de él, y es aquí cuando las teorías deben proporcionar información que satisfaga la producción del producto.

Las teorías y métodos de laminación tratan de describir el comportamiento mecánico en el intervalo plástico durante la laminación para ello deben considerar los siguientes cuatro puntos. [12]

1. Ecuaciones de equilibrio estático.
2. Condiciones de frontera.
3. Criterio de fluencia.
4. Ecuación constitutiva de esfuerzo deformación.

Existen diversas teorías de laminación, algunas de ellas describen de mejor manera el proceso de laminación, sin embargo todas ellas son buenas aproximaciones al proceso y sus variaciones o discrepancias se deben a las consideraciones u omisiones que se apliquen para simplificar el análisis.

El pionero en realizar trabajos en este tema fue Siebel, quien discute el problema de la laminación y proporciona métodos de aproximación para el cálculo

de la carga y energía de laminación[28]. Orowan propone canalizar el flujo plástico para estudiar el proceso de laminación [4], de tal manera que se pueda suponer un estado de esfuerzo esférico que simplifique los cálculos. Von Kármán utiliza la idea del equilibrio de un cuerpo libre con lo que propone una relación diferencial para los esfuerzos de laminación, en donde reconoce que las fuerzas de fricción que actúan en la superficie del rodillo, cambian de dirección a causa del incremento proporcional de la velocidad entre el plano de entrada y el de salida de la mordida entre el rodillo y la cinta, a este método se le conoce también con el nombre de análisis por bloques Fig. 2.3.1.[4]

2.3.1 Teoría de deformación homogénea.

La principal característica de esta teoría es el que considera que el proceso se lleva a cabo bajo deformación plana [10,30], con un esfuerzo uniforme a través del proceso sin esfuerzos cortantes en la sección vertical y la deformación en el plano vertical permanece así durante el laminado. En esta clasificación se pueden incluir trabajos de Bland y Ford, Alexander, Nadai, y von Kármán. [1,4]

2.3.2 Teoría de deformación heterogénea.

Esta es una de las teorías mas aplicadas en la laminación en caliente, siendo la de más uso la propuesta por Orowan. Las ventajas sobre la teoría en deformación homogénea propuesta por von Kármán son las siguientes:

- No considera la suposición de que el plano de deformación vertical permanezca sin cambio.
- Se puede incluir condiciones de fricción adherente o deslizante.
- Toma en cuenta el endurecimiento por deformación del material.

Esta teoría arroja resultados más reales que los proporcionados por la teoría homogénea, sin embargo ofrece muy poca información del estado de esfuerzos internos de la pieza, siendo necesario utilizar herramientas de mayor capacidad de análisis y solución para obtener mayor información, dentro de los que se encuentra el análisis del campo de líneas de deslizamiento o el método de elemento finito.[28] El análisis por el método de teoremas de límite y el análisis por el método visioplastico proporcionan información de una manera más empírica, pero con una mayor aproximación a la solución real.

2.3.3 Método de campos de líneas de deslizamiento.

La teoría de líneas de deslizamiento utiliza una malla ortogonal implantada en la pieza mediante las cuales se identifican las regiones de deformación plástica [10,22,27,28,50]. El diseño de las trayectoria de las líneas deberá ser de tal manera que concuerden con la dirección de máximo esfuerzo cortante, suponiendo que éstas coinciden con la máxima velocidad de deformación cortante. Los límites de la malla o campo son determinados por las condiciones de frontera (fricción o esfuerzos cortantes) y la geometría del proceso [28]. Una vez establecido el campo de lineas de deslizamiento se puede construir un hodograma, que puede ser utilizado para determinar la velocidad en cualquier punto en el campo [47,50]. Esta técnica puede ser muy precisa para problemas bien definidos, pero está restringida a condiciones de deformación plana y a comportamientos de un material rígido perfectamente plástico. Aun así esta técnica permite evaluar los esfuerzos locales y la distribución de la velocidad en la zona de deformación plástica [50] con buenos resultados en análisis simplificados de diversos procesos. Alexander es quien presenta la primera solución mediante este método para el proceso de laminación [4].

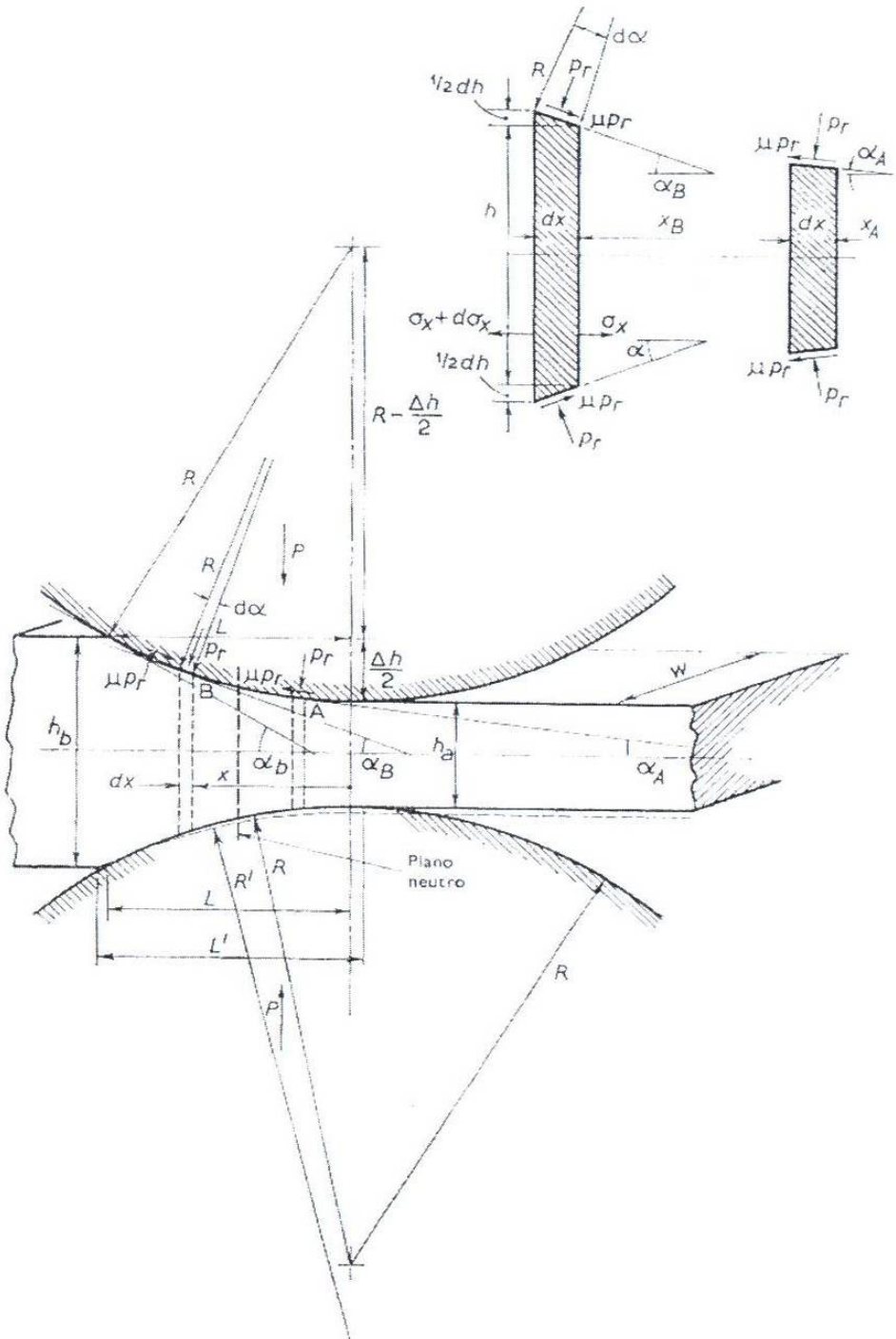


Figura 2.3.1

Sección de la zona de deformación en el laminado de chapa, mostrando las tensiones que actúan sobre dos elementos de la chapa, uno a cada lado del plano neutro.

2.3.4. Método de elemento finito.

El método de análisis por elemento finito ha tenido un gran desarrollo en su aplicación en el estudio de problemas elastoplásticos que involucran grandes deformaciones. Hill fue quien propuso este método de una manera generalizada basada en el principio de trabajo virtual, pero fueron McMeeking y Rice [28] quienes dieron una formulación apropiada de las ecuaciones de elemento finito basadas en el principio variacional propuesto por Hill y posteriormente Lee y Kobayashi [28,50] presentaron la aplicación de un método matricial en el análisis de estado estable y dinámico de deformación plástica de un material rígido plástico. [28]

Se puede obtener una solución aproximada por este método al considerar el desplazamiento de un número finito de puntos o nodos de la pieza bajo análisis. Para realizar este tipo de estudio es necesario diseñar una malla que divida la probeta en un número finito de regiones o elementos interconectados por nodos. El valor de cualquier punto es función de su posición, así como de su desplazamiento, siendo posible localizar el valor de la función nodal para un punto arbitrario de un elemento por simple interpolación entre los valores de los nodos circundantes permitiendo que el principio de continuidad de esfuerzos y las fuerzas de equilibrio se puedan utilizar para construir una serie de ecuaciones que relacionen las fuerzas en los elementos nodales y su desplazamiento. A estas ecuaciones se les denominan ecuaciones de elementos fijos, de interpolación, o de elemento finito. La correlación que mantienen cada uno de los elementos con los demás se ven representadas mediante este grupo de ecuaciones que describe el comportamiento de todos los nodos de un cuerpo.

En los procesos de formado la geometría de un cuerpo, las propiedades del material y las condiciones de frontera cambiantes durante la deformación, dando por resultado una serie de ecuaciones fijas de relación no lineal y su solución es alcanzado por el método incremental [28]. Estas ecuaciones incrementales están basadas en función de la geometría y el estado de esfuerzo

deformación. En la figura 2.3.2 se muestra un malleo típico usado en elemento finito para modelar la laminación de una palanquilla. El conjunto ensamblado representa la pieza de trabajo, faltaría agregar las condiciones de frontera, relacionadas con la geometría del rodillo, la fricción de trabajo, y la velocidad de trabajo que son necesarias para obtener su solución por elemento finito.

El método de elemento finito puede dividirse en dos grandes categorías. La primera supone un material viscoso, elastoviscoso, o rígidoperfectamente plástico, en el cual el esfuerzo de fluencia está gobernado por la velocidad de deformación. El segundo enfoca su aplicación en un modelo elastoplástico, el cual está basado en las ecuaciones de Prandtl Reuss relacionando de manera incremental la componente rotacional del esfuerzo y la deformación [4].

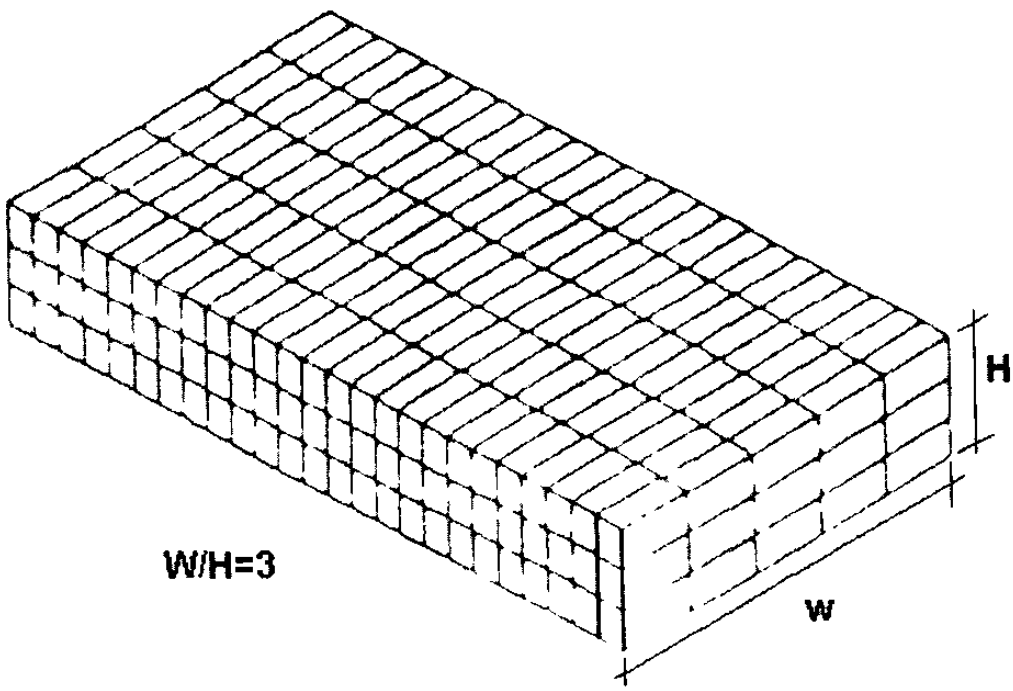


Fig 2.3.2 Malla utilizada en elemento finito para reprecentar una palanquilla a laminar.

2.3.5 Método de los teoremas de límite.

En la mayoría de los procesos de trabajado de metales resulta muy complicado calcular la fuerza exacta para lograr deformar el material. Mediante este método se obtiene una estimación acotada entre dos valores determinados, a estos valores se les conoce como limite superior y limite inferior, de los cuales el que resulta de mayor interés es el superior, ya que de éste dependerá la sobredimensión de la máquina que ejecutará la operación. El inferior determina las condiciones de equilibrio y fluencia, así , cualquier sistema derivado del equilibrio de tensiones será justo el necesario o insuficiente para realizar la operación. El limite superior está asociado a la deformación y no se relaciona a condiciones de equilibrio, su análisis involucra las condiciones que deben cumplir los incrementos de deformación en un cuerpo, suponiendo que se deforma sólo a lo largo de ciertas líneas de corte, es por esto que el método de campo de líneas de deslizamiento son una especie particular de límite superior. En la referencia 22 se podrá encontrar un análisis detallado de la aplicación de este método de análisis en el proceso de formado.

2.3.6 Método de visioplasticidad.

Este método envuelve la determinación directa del patrón de deformación en la pieza de trabajo, ésto con la finalidad de determinar la localización de la deformación plástica que es un factor que limita el trabajo mecánico manifestándose comúnmente como estricción en cargas a tensión y abarrilamiento en cargas a compresión. La evaluación de la deformación en la pieza de trabajo se puede realizar mediante técnicas analíticas y metalográficas [2,3,22], en las primeras se pueden utilizar injertos de pernos indicadores, los cuales seguirán el contorno del flujo plástico de la pieza a trabajar y, mediante un corte, se podrán medir los patrones de deformación, otra técnica similar es la de grabar por medios mecánicos o quimicos una rejilla de dimensiones conocidas en la superficie o en

cualquier otro plano interno de la pieza a trabajar, de tal manera que al procesar la pieza se puedan obtener los componentes de deformación a partir de la rejilla distorsionada, la principal desventaja de este método es que el flujo plástico sólo puede ser estudiado en piezas que puedan ser contadas para la inserción de la rejilla y que no tenga cambios excesivos de forma. El uso de técnicas metalográficas ofrece una ayuda invaluable en el establecimiento de los patrones de fluencia del material en aquellas piezas en las que no se puede hacer la inserción de la rejilla por causas geométricas, del proceso de formado o que poseen cambios de forma considerados, o bien cuando se desea comparar con los datos obtenidos de la rejilla distorsionada.

En este método se pueden utilizar macrografias y seguir los patrones de fluencia del material aplicando apropiadamente un macroataque. La metalografia cuantitativa provee la misma evidencia a una escala mucho mas pequeña, determinando la deformación localizada en la pieza mediante la deformación experimentada en los granos que constituyen al material [2,6,8]. De esta manera se pueden realizar mediciones en planos y direcciones ortogonales, estableciendo un promedio en el porcentaje de deformación similar experimentado por cada grano marcando así límites de contorno según sea la deformación, otorgando un patrón de fluencia a lo largo de diferentes orientaciones en la pieza procesada. Esta técnica es válida cuando el material no recristaliza o cuando la deformación no se lleva a cabo mediante deslizamiento de límites de grano. De igual manera, este método, puede hacer uso de la presencia de segundas fases, sulfuros alineados, o líneas microscópicas de flujo para brindar buenos resultados.

Una vez que el patrón de fluencia ha sido establecido experimentalmente, es posible utilizar técnicas computacionales para establecer la deformación, las velocidades de deformación y la dirección del desplazamiento en cualquier zona de la pieza deformada. [28]

La obtención de estos datos es de forma experimental y la exactitud se vera reflejada en la precisión con la que se realice las mediciones. Esto hace que la exactitud de los resultados dependa de la exactitud con la que se realice la

técnica experimental, sin embargo existen trabajos que reportan la confiabilidad del uso de este método, utilizándolo como medio de obtención de datos para simuladores avanzados además como medio para corroborar modelos matemáticos. Su comprobación ha sido validada mediante técnicas computacionales como lo es el método de elemento finito [28]. A pesar de las discrepancias que puedan ocasionar el método de metrología utilizado para la captura de datos, no se puede negar el hecho de que los datos se obtuvieron de pruebas realizadas bajo condiciones de procesamiento reales y ésto da mayor aproximación a la realidad, lo que constituye una ventaja.

2.3.6.1 Determinación de los valores de deformación

El procedimiento para evaluar los niveles de deformación es complicado, se deberá de tomar en cuanta la posición de la rejilla de tal manera que pueda brindar la mayor información posible después de ser procesada, esto incluye la selección adecuada del espaciamiento de la cuadrícula a ser insertada, se deberá considerar el efecto que el corte y la unión pueden producir durante su procesamiento. Es necesario disponer del equipo adecuado para inscribir la rejilla en la probeta a trabajar, así como también para el registro de las coordenadas de los puntos nodales en las matrices original y distorsionada.

El cálculo de los diferentes componentes de deformación parte de la condición de que la deformación es plana y sigue una línea recta. La Fig. 2.3.6.1 muestra el case en el que el punto **e**, de coordenadas ($\mathbf{x}_1,\mathbf{x}_2,\mathbf{x}_3$), se desplaza al punto **E** de coordenadas ($\mathbf{X}_1,\mathbf{X}_2,\mathbf{X}_3$), de tal manera que el desplazamiento se asocia al vector $\bar{\mathbf{u}}$. Las distancias entre los puntos Oe y OE se describen por los vectores **X** y **x**. La figura 2.3.6.2 muestra la forma en que una rejilla es distorsionada por el formado. La deformación a lo largo de la dirección 1, según el diagrama, se puede expresar como:

$$\varepsilon_1 = \ln\frac{|ab|}{|AB|} \qquad (2.1)$$

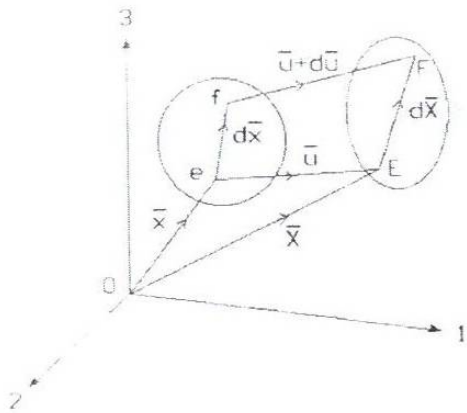


Fig. 2.3.3 Desplazamineto del punto **e** siguiendo una trayectoria continua de deformación.

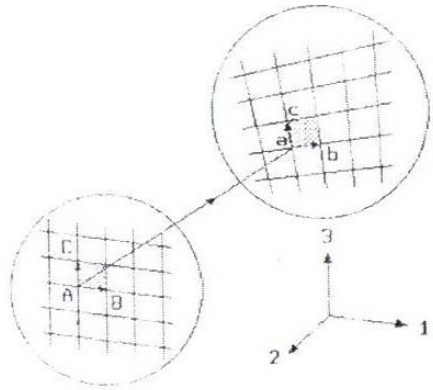


Fig. 2.3.4 Distorsión de una rejilla rectangular como resultado de la deformación.

La deformación cortante (γ_{31}) esta relacionada con el cambio entre **AB** y **AC**:

$$\gamma_{31} = \frac{\pi}{2} - \theta \qquad (2.2)$$

Donde el ángulo θ se obtiene del producto punto de lo vectores **ab** y **ac**:

$$\theta = \cos^{-1}\left(\frac{ab \cdot ac}{|ab| \cdot |ac|}\right) \qquad (2.3)$$

En condiciones de deformación plana, la cual se supone que se da en el proceso de laminación, ε_2 es igual a cero y la tercera componente se obtiene por la relación:

$$\varepsilon_3 = \ln\frac{|ac|}{|AC|} \qquad (2.4)$$

El valor de la deformación equivalente ($\bar{\varepsilon}$) está dado por:

$$\bar{\varepsilon} = 2/3\left(\varepsilon_1^2 - \varepsilon_1\varepsilon_3 + \varepsilon_3^2 + \gamma_{13}^2\right)^{0.5} \qquad (2.5)$$

para el caso de deformación plana. En el caso del proceso de laminación, se puede considerar una corrección por ensanchamiento en la dirección 2 pudiendo calcular ε_2 en función de las dimensiones de ancho inicial (w_0) y ancho final (w_f) quedando como:

$$\varepsilon_2 = \ln\frac{W_f}{W_o} \qquad (2.6)$$

Con este termino se puede obtener una compensación en la deformación equivalente quedando de la forma:

$$\bar{\varepsilon}_c = 2/3\left((\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2\right)^{0.5} \qquad (2.7)$$

los valores de deformación pueden calcularse a partir de las líneas de flujo presentes en piezas deformadas y reveladas por un macroataque adecuado [2,30] o a partir de los granos presentes en un material policristalino, siempre y cuando no se tenga presencia de recristalizacion o deslizamiento entre los límites de grano, este método requiere de la medición del tamaño de grano en dos direcciones ortogonales, de tal forma que el tamaño de grano promedio (d) se obtiene por

$$d = (hw)^{1/2} \qquad (2.8)$$

donde ***h*** y ***w*** son los tamaños resultantes de las mediciones en las distintas direcciones. La deformación equivalente ($\bar{\varepsilon}$) esta dada por:

$$\bar{\varepsilon} = (h/w)^{2/3} - 1 \qquad (2.9)$$

El procedimiento general para la determinación de los parámetro de deformación por el método metalográfico y el de líneas de flujo se encuentra publicado en la literatura especializada. [2,3,23,24]

A partir de la información obtenida del análisis visoplástico se puede alimentar un sistema de elemento finito que considere las ecuaciones de Prandtl Reuss para el análisis de cada elemento [28,29], siendo que la ecuación predeterminada en el ordenador consta de dos análisis uno en la zona elástica al que es adicionado un análisis de deformación plástica como se muestra en la siguiente ecuación:

$$d\varepsilon_{ij} = de^{E}_{ij} + d\varepsilon^{P}_{ij} \qquad (2.10)$$

Donde en notacion tensorial la deformación elastica quedaria reprecentado como:

$$de^{E}_{ij} = \frac{1+\nu}{E} d\sigma'_{ij} + \frac{2+\nu}{E} \frac{d\sigma'_{kk}}{3} \delta_{ij} \qquad (2.11)$$

Donde E es el modulo de elasticidad, ν es la ralacion de Poisson, σ e el esfuerzo aplicado, δ_{ij} es la delta de Kronecker.[25,26,27]

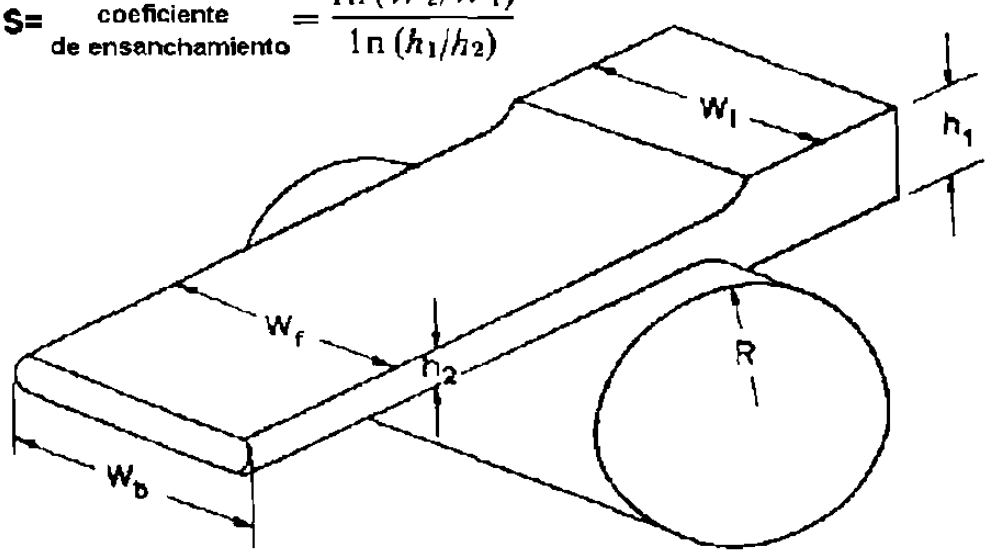
El término que corresponde a la deformación plástica puede sustituirse mediante dos ecuaciones constitutivas una gobernada por la deformación visioplástica equivalente, que bien puede ser representada por la teoría propuesta por Moreau [26], o por ecuaciones constitutivas como las propuestas por Sokolovskii [26,27], el segundo término proporciona el endurecimiento por deformación ocasionado en el material durante su procesamiento [27,28].

Existen diversas teorías o modelos matemáticos que intentan predecir los mecanismos que se desarrollan durante la deformación plástica, sin embargo el análisis visoplástico permite una vista real de lo que está ocurriendo durante el proceso, siendo así una buena herramienta de análisis en coordinación con otras técnicas.

2.3.7.- Dispersión lateral del material durante la laminación.

La naturaleza de la deformación del planchón durante el proceso de laminación no es estrictamente plana [25]. Además de las reducciones en el espesor, hay incrementos en el ancho del planchón procesado, cabe destacar que si inicialmente la superficie lateral del planchón era plana, después del procesamiento, ésta usualmente será convexa (Fig. 2.9). Es de gran ventaja conocer que tanto se incrementará en ancho el planchón cuando se aplica una reducción determinada, ya que ésto facilitaría la planeación de los ajustes del molino para una operación eficiente y un mejor control del proceso. Un exceso en el espacio de las guías de contención lateral del planchón causaría que éste tuviese movimiento lateral durante su pase de reducción causando un desequilibrio de fuerzas en el castillo, ondulamientos en la cinta, o que desvié su trayectoria por el molino causando un paro en la línea, lo mismo ocurrirá si el espacio en la guías es reducido, simplemente no podrá pasar .

$$S = \text{coeficiente de ensanchamiento} = \frac{\ln(W_2/W_1)}{\ln(h_1/h_2)}$$



$$\Delta h = (h_1 - h_2)$$

Fig. 2.3.5

Descripción y dimensionamiento del ensanchamiento durante el laminado.

Existen diversos modelos propuestos para predecir el incremento en ancho (ΔW). El ensanchamiento medido es definido como ($W_2 - W_1$), pero cada modelo considera de manera diferente el termino W_2, que vendría a representar el valor del ancho después de una reducción y, debido a su cambio en geometría, su representación varía. De esta manera Helmi y Alexander consideran a $W_2 = W_b$, mientras El-Kalay y Sparling como $W_2 = W_b - 1/3(W_b - W_f)$ [38], dando así el promedio de ensanchamiento, por otro lado Beese considera una definición más amplia, en la que involucra en cambio de sección transversal y está representada por:

$$S_w = \frac{\ln(W_2/W_1)}{\ln(h_1/h_2)} \qquad 2.12$$

En la Tabla 2.1 se presenta una serie de ecuaciones descriptivas para la evaluación del ensanchamiento, propuesta por cada uno de los investigadores. Donde R es el radio de los rodillos laminadores, h_0 y h_f son el espesor inicial y final respectivamente, W_0 es el ancho inicial y S_w es el ensanchamiento calculado.

Tabla 2.1	Ecuaciones de predicción del ensanchamiento.	
Wusatowski	x:=exp(0.56ln(h_0/R)) y:=-1.982(x)(w_0/h)	S_w:=exp(y) [14]
Beese	x:=exp(-0.32w_0/a) y:=0.33exp(1.3ln(h_0/w_0)) a:= √[R(h_0-h_f)]	S_w:=(x)(y) [38]
Hill	x:=exp(-0.371w_0/a) a:= √[R(h_0-h_f)]	S_w:=0.5(x) [35]
Helmi y Alexander	x:=0.95*exp 1.1ln(h /w) y:=exp(0.971ln(h /w_0)) z:=exp(-0.707(w (y)/a) a:= √[R(h_c-h_f)]	S_w:=(x)(z) [37]
El-Kalay y Sparling	x:=- 1.766exp(0.643ln w /h)) y:=exp(0.386ln h /R) z:=exp(-0.104ln(rd) rd:=(h_0-h_f /h	S_w:=0.851exp(xyz) [36]

CAPITULO 3

Transformación de fase en aceros

3.1 INTRODUCCIÓN.

El proceso de laminación en caliente de aceros se realiza a una temperatura en la cual la fase estable es la austenita (Fig. 3.1) , la cual durante el enfriamiento a temperatura ambiente cambia de fase. Las propiedades mecánicas del producto final a temperatura ambiente dependen de la microestructura resultante de dicha transformación, la composición química del acero, la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austenita de la que se partió justo antes de producirse la transformación.

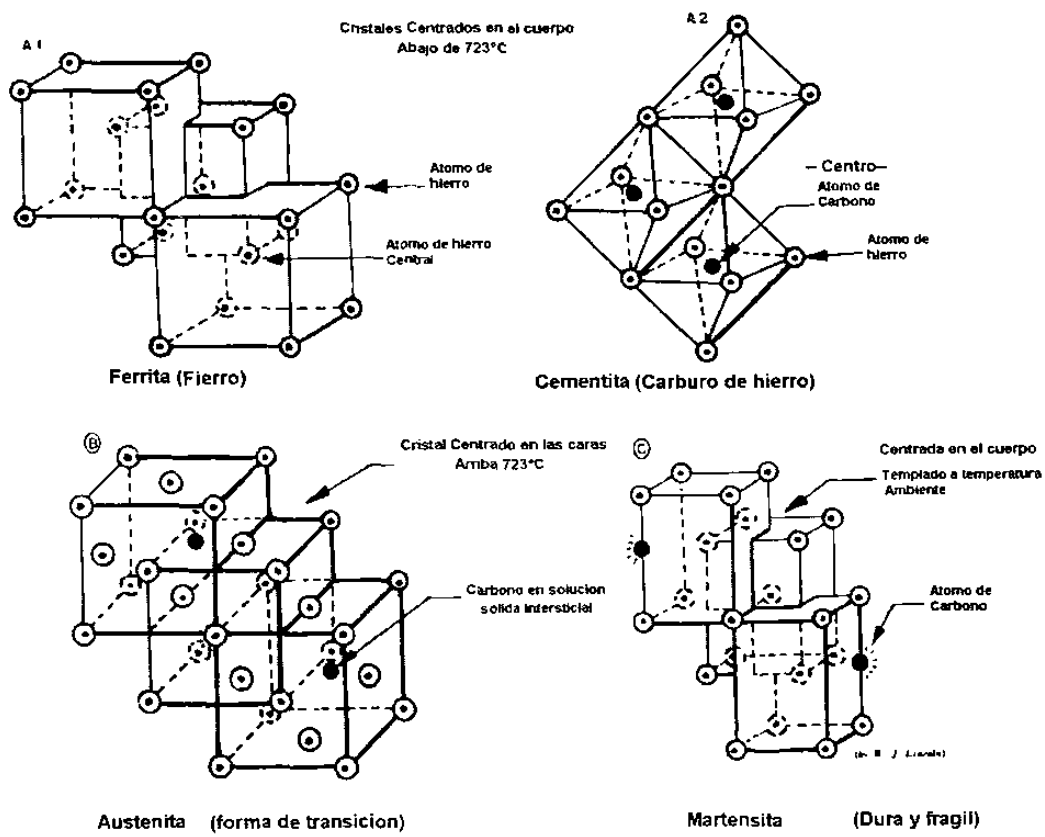


Fig. 3.1.- Estructuras cristalinas de hierros y aceros

Bajo condiciones de equilibrio la ferrita proeutectoide (ferrita que se forma antes de la formación de la perlita) se formará en aleaciones de hierro-carbono con un contenido de carbono hasta 0.8% y la temperatura de la reacción tiene lugar entre los 910°C y 723°C, según sea el contenido de carbono en la aleación. En los aceros, se adicionan otros elementos de aleación que modifican la forma del diagrama de equilibrio Fe-Fe_3C y se pueden dividir en dos grandes grupos: aquellos que amplían el campo de existencia de la austenita y aquellos que favorecen la presencia de ferrita [52]. Los primeros retrasan la transformación austenita-ferrita y los segundos la favorecen, en la fig. 3.2 [53] se muestra un diagrama cualitativo del efecto de cada aleante y su clasificación.

La transformación de austenita a ferrita proeutectoide se efectúa por medio de una reacción de nucleación (N*) y crecimiento (G*), en la que la ferrita nuclea de manera heterogénea en sitios de alta energía que existen en la austenita en el punto de transformación y que se ven favorecidos por la deformación suministrada y demás agentes que generen defectos cristalinos.

La adición de elementos de aleación tales como el Ti, V, Nb que, en solución o combinados con C o N, modifican la cinética de recristalizacion de la austenita deformada, reteniendo su crecimiento y permitiendo el control de su tamaño.

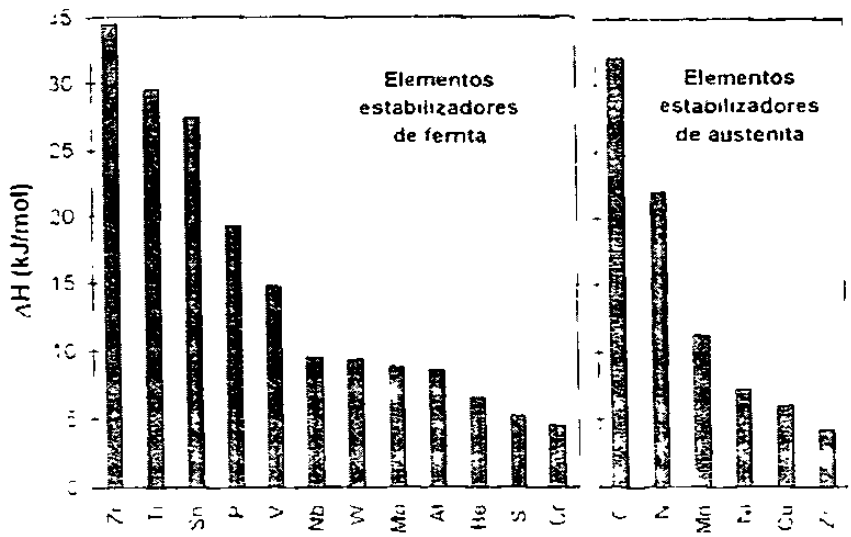


Fig. 3.2 - Efectividad relativa de los elementos de aleacion en la formación de a) ferrita y b) austenita.

3.2 Transformación Austenita – Ferrita.

El diagrama de equilibrio Fe-C define el campo de existencia de las diferentes fases estables en los aceros, en condiciones de equilibrio: ferrita (α), austenita (γ) y cementita (θ). En la fig. 3.3 se muestra, esquemáticamente, el diagrama de fases en condiciones de equilibrio, la línea A_{r3} marca la temperatura a partir de la cual, termodinámicamente es posible la transformación austenita-ferrita durante el enfriamiento. La temperatura A_{r1} es aquella para la cual concluye la transformación, en condiciones de equilibrio [40].

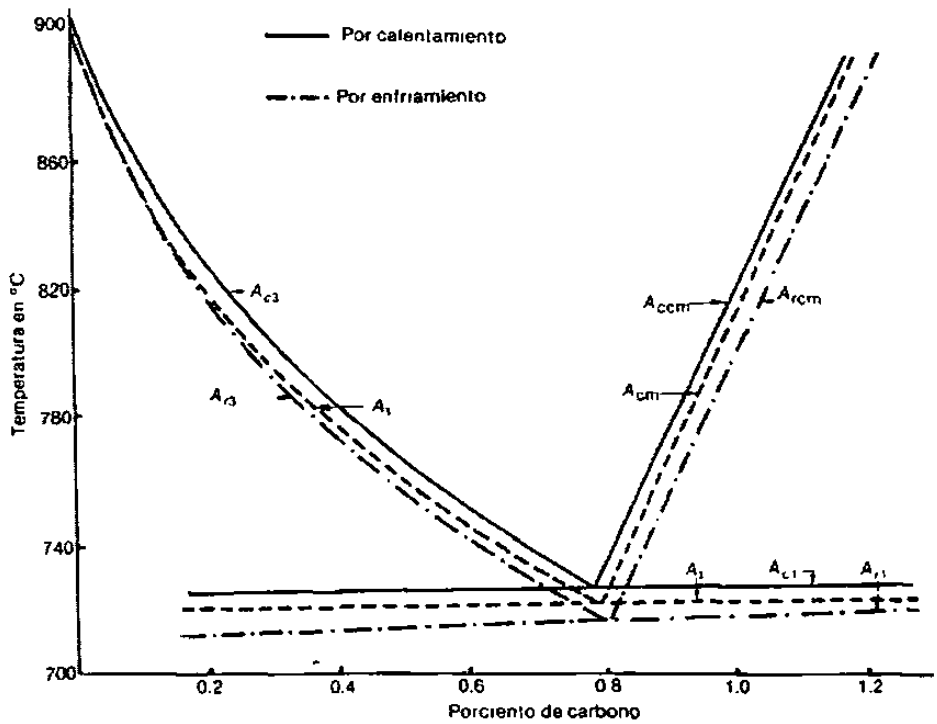


Figura 3.3 Temperaturas críticas de la transformación eutectoide en calentamiento (A_c) y enfriamiento (A_r). El subíndice 3 indica el comienzo de la separación de ferrita proeutectoide y el subíndice cm para el comienzo de la separación de cementita proeutectoide. El subíndice 1 indica la separación de perlita.

En la práctica , la transformación austenita-ferrita puede producir diversas estructuras, esto dependerá de la composición química del acero, de la velocidad de enfriamiento y de la austenita de partida, en general un acero de bajo contenido

de carbono puede evolucionar microestucturalmente en los constituyentes básicos presentados en la Tabla 3.1 [41].

Los constituyentes que se muestran a la izquierda se producen isotérmicamente a temperaturas relativamente elevadas o en enfriamientos continuos en los que se utilizan velocidades lentas de enfriamiento. En otras palabras, condiciones próximas a las de equilibrio. A la derecha y en forma decreciente a la temperatura de formación se clasifican aquellas fases que requieren de subenfriamientos importantes para formarse.

Tabla 3.1 Clasificación de las estructuras de los aceros.

Tipo de transformación: **DE RECONSTRUCCION** Caracteristicas: interviene la difusión atómica y se procede, átomo a átomo, a la reconstrucción de una red de ferrita o cementita a partir de la austenita.	Tipo de transformación: **DE DESPLAZAMIENTO** Características: No hay difusión de átomos de Fe o de otros sustitucionales. El cambio de fase se lleva a cabo mediante una deformación cortante y se mantiene un plano invariante o plano de hábito.
FERRITA ALOTROMORFICA	**FERRITA WIDMANSTÄTTEN** Difusión de carbono en la nucleación y el crecimiento.
FERRITA IDIOMORFICA	**BAINITA Y FERRITA ACICULAR.** Difusión de carbono durante la nucleación. Sin difusión durante el crecimiento.
FERRITA MASIVA (Sin cambio en la composición)	**MARTENSITA** Sin difusión de carbono.
PERLITA (Crecimiento cooperativo de ferrita y cementita)	

Al actuar sobre la cinética de la transformación, la composición química del acero afecta la temperatura de inicio de transformación en equilibrio ($A_{1,3}$), con lo cual se han desarrollado diversas ecuaciones con la finalidad de predecir acertadamente el efecto de cada elemento en la temperatura de inicio de transformación de fase.

Unas de esas ecuaciones son las propuestas por Andrews [42] que se describen a continuación:

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{(\%C)} - 30(\%Mn) - 15.2(\%Ni) - 20(\%Cu) - 44.7(\%Si) + 104(\%V) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W) + 700(\%P) + 400(\%Ti) + 120(\%As). \quad (3.1)$$

$$A_1 = 723 - 10.7(\%Mn) - 16.9(\%Ni) + 29.1(\%Si) + 16.9(\%Cr) + 290(\%As) + 6.38\ (\%W). \quad (3.2)$$

O bien se pueden calcular mediante las ecuaciones propuestas por Kasatkin y coautores:

$$A_3 = 912 - 370(\%C) - 27.4(\%Mn) + 27.3(\%Si) - 6.35(\%Cr) - 32.7(\%Ni) + 95.2(\%V) + 72(\%Al) + 190(\%Ti) + 64.5(\%Nb) + 5.57(\%W) + 332(\%S) + 276(\%P) + 485(\%N) - 900\ (\%B) + 16.2(C*Mn) + 15.4(C*Cr) + 32.3(C*Si) + 48(C*Ni) + 4.32(Si*Cr) - 17.3(Si*Mo) - 18.6(Si*Ni) + 40.5(Mo*V) + 4.8(Mn*Ni) + 174\sqrt{(\%C)} + 0.332\sqrt{(\%Cr)} + 9.9\sqrt{(\%Mo)} + 1.24\sqrt{(\%Ni)} + 2.46\sqrt{(\%Mn)} - 6.86\sqrt{(\%Si)} - 60.2\sqrt{(\%V)}. \quad (3.3)$$

$$A_1 = 723 - 7.08(\%Mn) + 37.7(\%Si) + 18.1(\%Cr) + 44.2(\%Mo) + 8.95(\%Ni) + 50.1(\%V) + 21.7(\%Al) + 3.18(\%W) + 297(\%S) - 830(\%N) - 11.5(C*Si) - 14(Mn*Si) - 3.1(Si*Cr) - 57.9(C*Mo) - 15.5(Mn*Mo) - 5.28(C*Ni) - 6(Mn*Ni) + 6.77(Si*Ni) - 0.8(Cr*Ni) - 27.4(C*V) + 30.8(Mo*V) - 0.84\sqrt{(Cr)} - 3.46\sqrt{(Mo)} - 0.46\sqrt{(Ni)} - 28\sqrt{(V)}. \quad (3.4)$$

Al aumentar la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austenita, las estructuras presentes en condiciones isotérmicas pueden ser sustituidas por las de la columna derecha en la Tabla 3.1 ó pueden transformarse en forma parcial o total en martensita. El intervalo de temperaturas en el que se verifica la transformación martensitica depende de la composición química del acero y puede evaluarse mediante diversas ecuaciones, entre las que más destacan se encuentran las propuestas por Steven y Haynes [43] y que enseguida se despliegan:

$$Ms = 561 - 474(\%C) - 33(\%Mn) - 17\%(Cr+Ni) - 21(\%Mo). \quad (3.5)$$

Andrews[43] propone la siguiente ecuación:

$$Ms\ (°C) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 12.1(\%Cr) - 17.7(\%Ni) - 7.5(\%Mo). \quad (3.6)$$

Payson y Savage:

$$Ms(°F) = 930–570(\%C)–60(\%Mn)–50(\%Cr) – 30(\%Ni) – 20(\%(Si+Mo+W)). \quad (3.7)$$

Carapella:

$$Ms(°F) = 925*(1-0.62(\%C))*(1-0.092(\%Mn))*(1-0.033(\%Si))*(1-0.045(\%Ni)*(1-0.07(\%Cr))*(1-0.029(\%Mo))*(1-0.018(\%W))*(1+0.12(\%Co)). \quad (3.8)$$

Rowland y Lyle:

$$Ms(°F) = 930-600(\%C) – 60(\%Mn) – 50(\%Cr) – 30(\%Ni) – 20\%(Si+Mo+W) \quad (3.9)$$

Grange y Stewart:

$$Ms(°F) = 1000 - 650(\%C) - 70\%(Mn+Cr) – 35(\%Ni) – 50(\%Mo). \quad (3.10)$$

La formación o no de martensita, para una velocidad de enfriamiento dada, está determinada por la velocidad de las transformaciones ferrita, perlita y de las estructuras aciculares (fundamentalmente bainita). Un retraso en dichas reacciones aumenta la templabilidad del acero permitiendo la obtención de martensita sin acudir a velocidades muy elevadas de enfriamiento [44].

La bainita puede considerarse como un agregado de unidades ferriticas orientadas paralelamente formando paquetes. En los aceros de baja aleación es difícil conseguir una estructura totalmente bainitica mediante enfriamiento continuo, esto se debe principalmente a que la reacción ferrítica es muy rápida, con la adición de elementos de aleación (B y Mo)[45] que retrasen la reacción ferrítica y perlitica, se facilita la obtención de estructuras bainíticas por enfriamiento continuo. El carbono es el elemento que tiene un efecto más acentuado sobre las temperaturas a las que tiene lugar la transformación bainitica. La temperatura de inicio de la transformación bainitica, Bs, puede calcularse, de forma aproximada, a partir de la siguiente ecuación propuesta por Steven y Haynes[46]:

$$Bs(°C) = 830 - 270(\%C) – 90(\%Mn) – 70(\%Cr) – 37(\%Ni) – 83(\%Mo). \quad (3.11)$$

3.3 Efecto de la deformación previa a la transformación de la austenita.

La finalidad de la laminación en caliente es la de transformar los materiales procesados en colada en productos planos. Sin embargo, el producto terminado deberá de cubrir determinadas expectativas, en cuanto a propiedades mecánicas y calidad superficial.

El tamaño de grano es el único parámetro microestructural cuyo control permite actuar sobre el límite elástico, sin deterioro de la tenacidad a la fractura[47]. Tanto el tamaño de grano de la ferrita, como el de paquetes y placas, dependen del tamaño de grano y del estado de la austenita de partida y de la velocidad de enfriamiento, la aplicación de deformación puede conducir a la formación de una fase más fina, con cierto tipo de textura [48], o con una subestructura de dislocaciones que aumente su resistencia. En la laminación en caliente hay tres posibilidades de actuar sobre la microestructura de la austenita.

1).- Laminación de recristalización en austenita.
2).- Laminación de no recristalizacion en austenita.
3).- Laminación en el intervalo bifásico austenita-ferrita.

En la figura 3.4 se ve representado el efecto de la deformación en las tres condiciones de la austenita antes descritas y el efecto de la velocidad de enfriamiento. Algunos efectos más importantes de una deformación previa a la transformación de la austenita son:

a)- La modificación de las temperaturas de inicio y fin de la transformación de cada producto (ferrita, perlita, bainita, martensita).
b).- Tamaño de la microestructura, su distribución y posible formación de una subestructura.
c).- Cambio en la proporción presente de cada fase en el acero.

Los efectos generales de la deformación en la transformación de la austenita en los aceros puede dividirse en dos casos, dependiendo de si la austenita ha recristalizado o no por efecto de la deformación [49].

1)- Transformación de la austenita recristalizada.

2).- Transformación de austenita deformada.

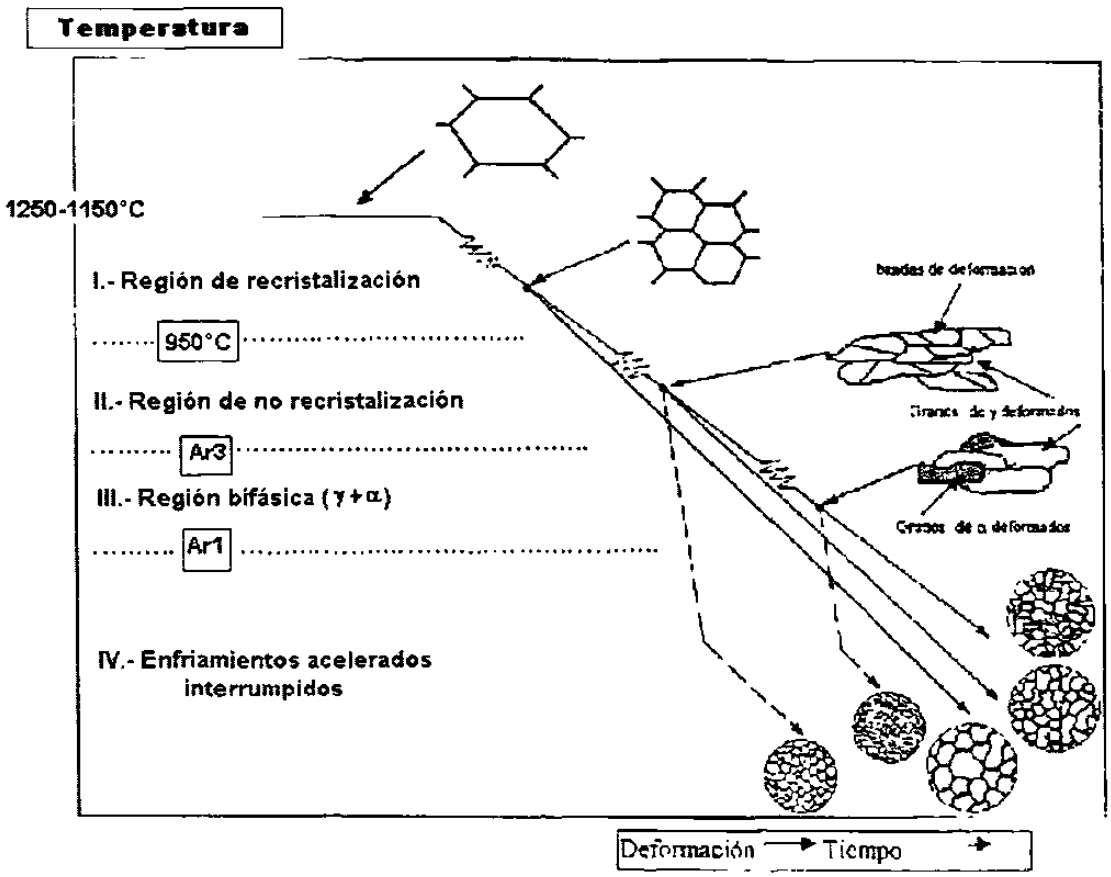


Fig. 3.4.-Representación esquemática del efecto de la deformación de la austenita y su velocidad de enfriamiento.

3.3.1.- Transformación de la austenita recristalizada.

La recuperación y refinación del grano austenítico antes de su transformación eleva la temperatura de inicio de la transición de fase (A_{r3}) y aumenta la cantidad de ferrita proeutectoide. En una estructura recristalizada de austenita, las juntas de grano son lugares preferentes para la nucleación de granos de ferrita durante la transformación. Se puede deducir una expresión que relaciona el tamaño de grano de la ferrita resultante (D_α), con el de la austenita de partida, (D_γ), de la siguiente forma [44]:

$$D_\alpha = \left(\frac{2}{\pi}\right)^{-1/6} \left(\frac{\sqrt{N_s}}{k}\right)^{-1/3} D_\gamma^{1/3} \qquad (3.12)$$

donde Ns es la velocidad de nucleación de ferrita, k es una constante que depende de la forma que se suponga para los granos de austenita reciristalizados (tetradecaedro), que serán los que proporcionen el área donde nuclee la nueva fase.

Se conocen dos medios para obtener refinamientos adicionales en esta condición:

a).- El afino de tamaño de grano de austenita (mediante una secuencia de deformaciones/recristalizaciones) es muy efectivo para el control de tamaño de grano final de ferrita.

b).- Enfriamiento acelerado con la finalidad de conseguir un aumento en la velocidad de nucleación (Ns).

3.3.2.- Transformación de la austenita deformada.

La deformación de la austenita a temperaturas inferiores a las temperaturas de recristalizacion tienen el efecto notable de acelerar la transformación de fase, ya que se incrementa notablemente la frecuencia de

nucleación de ferrita sobre los límites de grano de la austenita, reflejándose en un aumento en la cantidad de ferrita proeutectoide y un refinamiento de tamaño de grano.

Este proceso es principalmente aplicado a los aceros microaleados al Nb, V o Ti, ya que la presencia de estos elementos inhibe el crecimiento del tamaño de grano austenítico a elevadas temperaturas, favoreciendo en tiempo para que se lleve a la transformación.

La estructura deformada produce tamaños de granos menores. La deformación genera en la austenita bandas de deformación, maclas y celdas, además de que al variar la geometría de los granos de austenita, desde una forma equiaxial (estructura recristalizada), a una forma alargada (estructura no recristalizada) aumenta el área de junta de grano por unidad de volumen, de tal forma que se incrementan las zonas de sitios de nucleación, consiguiendo así un afino efectivo de grano final.

En la figura 3.5 se muestran, de manera esquemática, los sitios de nucleación de ferrita y la estructura final obtenida.

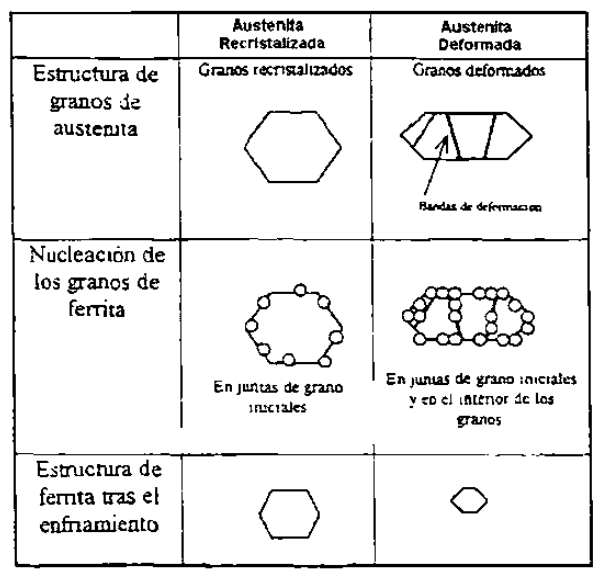


Fig. 3.5.- Lugares de nucleación de la ferrita en función de las diferentes condiciones de Microestructura de la austenita

CAPITULO 4

Desarrollo Experimental.

4.1.- Materiales.

El material utilizado en este estudio, se obtuvo de la línea industrial de la planta Hylsa Aceros Planos, del área de Molino Caliente II, considerándose para su selección dos parámetros esenciales, el primero de ellos recae en el tipo de aceros que se procesan en la línea, el segundo considera las condiciones microestructurales de la materia prima de la cual se parte.

Se consideraron para este trabajo cuatro tipos de aceros cuya clasificación se ampara en aceros al silicio, microaleados y de bajo carbono, silicio y manganeso. El corte de estos aceros se realizó a un planchón fabricado por colada continua delgada, a la salida del horno de homogenización térmica, mediante unas tijeras mecánicas, el enfriamiento fue al aire y la microestructura fue dendrítica.

Estos aceros fueron seleccionados para su estudio por dos razones básicas; la primera de ellas, que son materiales procesados cotidianamente en la planta de aceración, para la fabricación de productos planos en caliente, y se requería de un análisis que ampliara el conocimiento del producto durante su procesamiento. La segunda razón fue el interés por complementar la caracterización de estos aceros y así también aportar información que fortaleciera el control y la simulación matemática del proceso, ambos puntos fueron apoyados y fortalecidos por el sector industrial.

4.2.- Composición química.

La Tabla 4.1 muestra la composición química, obtenida mediante espectroscopia de absorción atómica [31], y el contenido de elementos como el

azufre, carbono y manganeso se obtuvieron por espectrometría de emisión atómica [32].

Tabla 4.1 Composición química en % peso de las muestras de acero bajo análisis.

Material	%C	%S	%P	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Ti	%Nb	%Al	%N_2
A	0.054	0.008	0.008	0.186	0.027	0.011	0.002	0.001	0.007	0.001	0.003	0.031	0.0093
B	0.050	0.010	0.012	0.765	0.025	0.011	0.024	0.014	0.077	0 002	0.022	0.030	0.0088
C	0.062	0.002	0.011	0 569	0.401	0 022	0 029	0 017	0.092	0.007	0.005	0.172	0.0040
D	0.061	0.004	0.012	1.27	0.063	0.005	0.008	0.018	0.035	0.045	0.060	0 030	0.0088

4.3.- Preparación de probetas.

De los trozos de planchón obtenidos en planta, se realizó un análisis de estructura y mecánico, ésto con la finalidad de obtener información de la zona adecuada para la obtención de las probetas de análisis. Se practico un análisis de macroestructura [34], detectándose dos zonas diferentes, las cuales se pueden clasificar en centro y orilla del planchón. De cada zona se prepararon probetas cilíndricas a compresión de dimensiones de 10 mm de diámetro y 15 mm de largo en cada una de las direcciones ortogonales principales (Figs. 4.3.1,4.3.2), las cuales fueron ensayadas a temperatura ambiente y a una velocidad de 10 mm/seg en una máquina universal servohidráulica de marca Instron 8502. Los gráficos de los ensayos se encuentran en el apéndice A1.

De los resultados aportados por el análisis anterior se determinó que el lugar óptimo para la obtención de las probetas era aquel que se encuentra a más de 8 cm de la orilla y al centro del espesor del planchón.

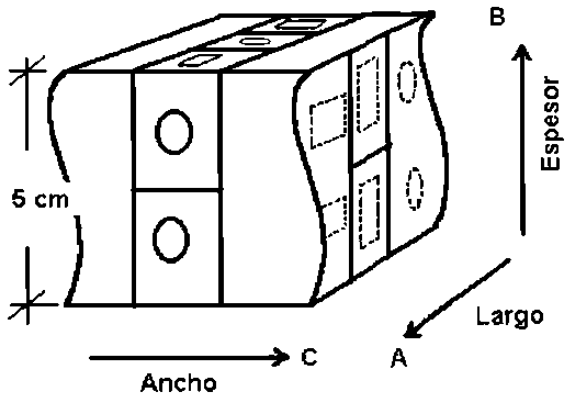


Fig.4.3.1

Centro del planchón y posición de los cortes realizados para la obtención de probetas a compresión

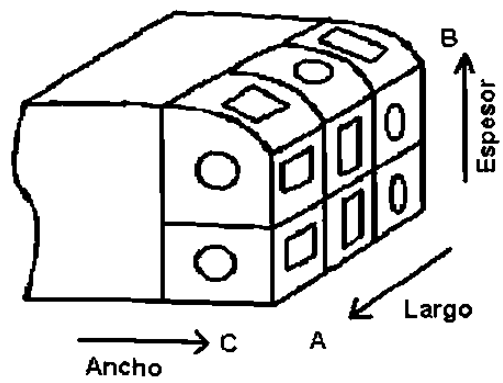


Fig.4.3.2

Orilla del planchón y posición de los cortes realizados para la obtencion de probetas a compresión

Del material recopilado originalmente, con dimensiones aproximadas de 50 cm de largo (por su posición en la dirección longitudinal del planchón fabricado por colada continua delgada), por 100 cm de ancho (ancho del planchon, sección transversal a la dirección de laminación) , por 5 cm de espesor (espesor original del planchon), se maquinaron probetas cuya geometría y dimensiones se muestran en la fig. 4.3.3, cuidando que se mantuviera la estructura de vaciado paralela a la dirección de laminación.

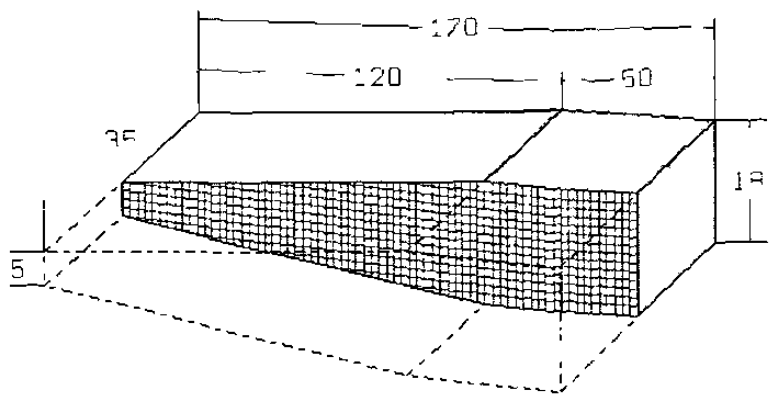


Fig. 4.3.3 Probeta maquinada a partir del material a analizar.

Como se alcanza a apreciar en la figura anterior, la probeta se maquinó en forma de cuña, con la finalidad de obtener un incremento gradual de deformación en una misma prueba. La pieza ya maquinada se seccionó a la mitad, de tal manera que a una de las partes se le maquinó una rejilla cuadrada de 1 mm por lado, la cual proporcionará la información para el análisis visioplastico, a la contraparte se le practicaron ocho orificios transversales de 1.6 mm (1/16") de diámetro, espaciados a 15.875 mm (5/8") uno de otro, partiendo a una distancia de 6.35 mm (1/4") de la punta del especimen. Estos orificios tienen el objetivo de contener una serie de termopares tipo K mediante los cuales se obtendrá la historia térmica durante la prueba [17]. Una vez maquinadas las dos mitades son unidas mediante puntos de soldadura de tal manera que la malla grabada quede al centro. Al final de la probeta se maquina un pequeño orificio de 6.35mm (1/4") roscado, y de poca profundidad, con el objetivo de atornillar una manija de acero inoxidable (AISI 304) la cual servirá para facilitar el manejo de la probeta.

4.4 Desarrollo del Ensayo.

Una vez armada la probeta, que quedaría como se aprecia en la Fig. 4.4.1, se introdujo a un horno eléctrico (Fig. 4.4.2), que se encontraba a 1,100°C por un lapso de 15 min, tiempo suficiente para que la probeta alcance esta temperatura y la homogenice, una vez pasado ese tiempo, la probeta es extraída y se pasa a través de un par de rodillos laminadores (Fig. 4.4.3), que giran a una velocidad constante de 20 rpm (alrededor de 166 mm/seg), y se encuentran separados una distancia de 6.8 mm , de tal manera que esta dimensión se aplica a lo largo de la probeta, una vez procesada, la probeta se deja enfriar hasta temperatura ambiente, en aire quieto.

Cabe destacar que desde el inicio de la prueba se está capturando la temperatura y que la reducción aplicada a la probeta está variando debido a su forma de cuña.

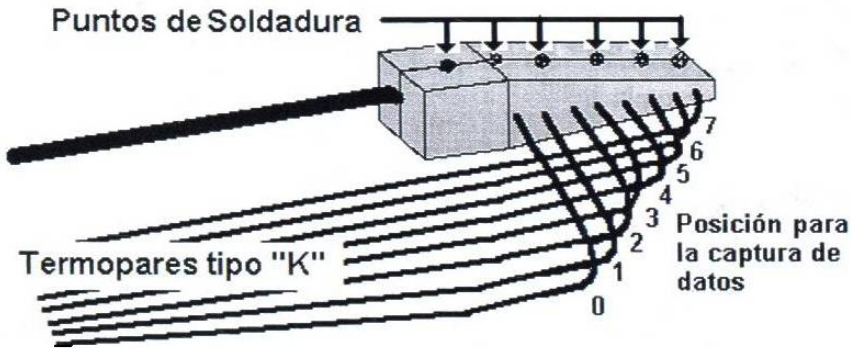
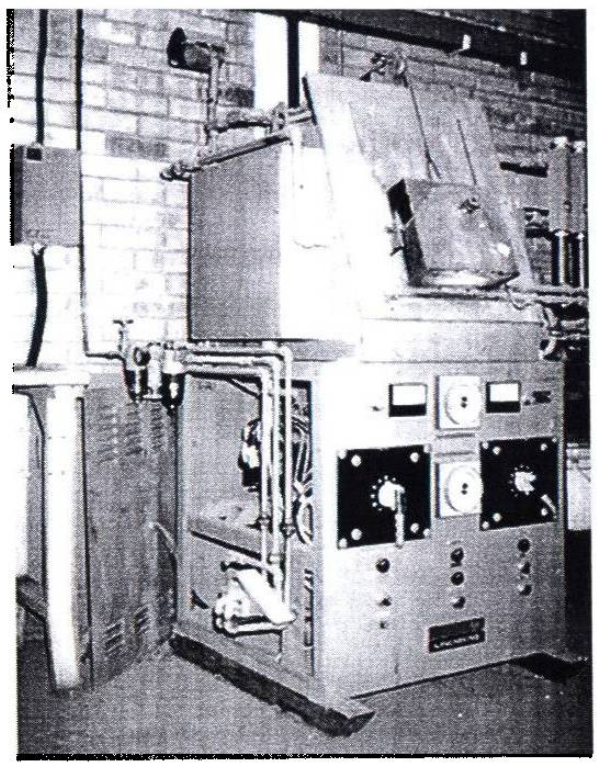


Fig. 4.4.1
Probeta de laminación, dispuesta con sus arreglos de termopares, lista para introducirce al horno.



Camara de calentamiento

Sistema de control de temperatura y potencia.

Fig.4.4.2
Horno eléctrico, utilizado para calentar las probetas a 1100°C

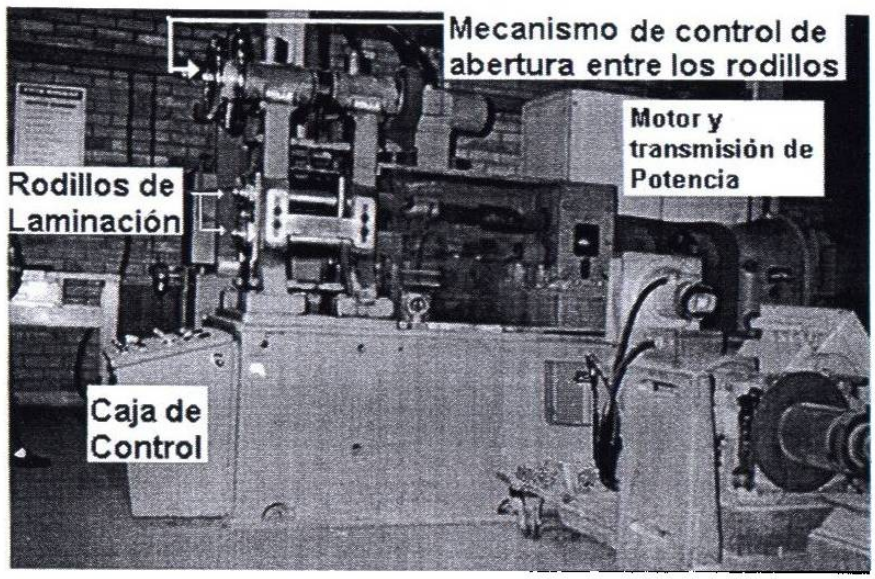


Fig. 4.4.3 Molino experimental utilizado para laminar en caliente.

4.5 Análisis Visioplastico.

El análisis visioplástico se realizo a partir de fotografías tomadas a cada una de las probetas, antes y después de ser laminadas en caliente, las fotografías se tomaron a un aumento de 10X y fueron unidas para formar una sola pieza, de tal manera que la medición de los puntos nodales pueda ser más precisa.

Las fotografías ya armadas, fueron escaneadas y digitalizadas a un formato bmp (Bit Map Pixel) de tal manera que se pudiese seleccionar un solo píxel como posición nodal en el mapa de bits de la figura. Cada nodo fue identificado y registrado mediante las coordenadas (X, Y) que presentaba dentro de la imagen, de este modo se genero un archivo de texto, el cual contiene los datos de las posiciones de todos y cada uno de los nodos que contiene la malla, antes y después de la laminación. Estos archivos se utilizaron para generar las imágenes digitalizadas y a escala como las presentadas en la Fig. 4.5.1,que contienen la información para el análisis de desplazamiento. En el apéndice A2, se encuentran ejemplos de cada acero estudiado.

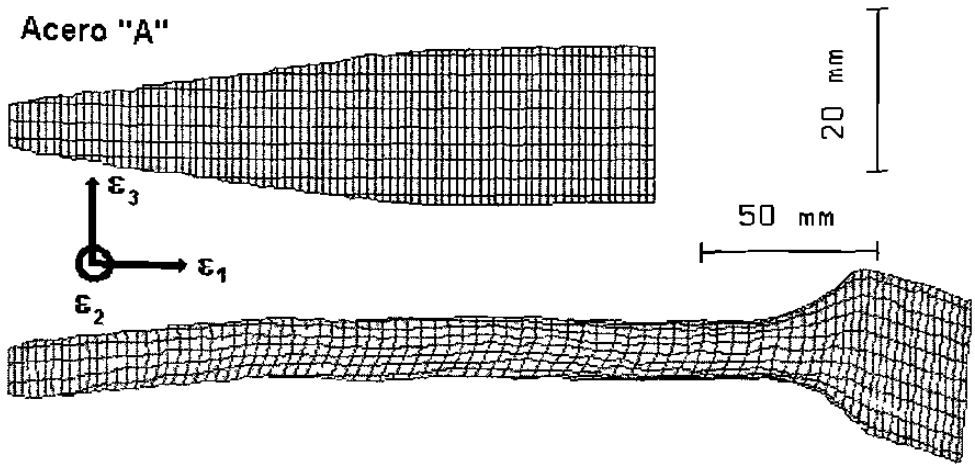


Fig. 4.5.1

Imagenes obtenidas a partir de los archivos generados de las coordenadas de las mallas digitalizadas antes y después de la laminación

Mediante la distorsión de la malla y el uso del análisis descrito en el punto 2.3.6, se puede evaluar el desplazamiento entre nodos, calcular la deformación equivalente y la deformación presentada en cada dirección principal, así como la deformación cortante en cada una de las pruebas y, haciendo uso de gráficos, se logra representar de forma cuantitativa la deformación plástica del metal durante su procesamiento. En la fig. 4.5.2 se aprecia la evaluación de la deformación en la dirección de laminación, considerando que ésta se da en condiciones de deformación plana, en el gráfico se representa en la parte inferior la posición original de cada nodo, medido de la probeta sin deformación y en la dirección superior se grafica la deformación que sufrió después de la prueba. El valor de las deformaciones $\varepsilon_1,\varepsilon_2,\varepsilon_3$ y γ_{13}, se calculó a partir de las ecuaciones 2.1,2.6,2.4 y 2.2 respectivamente. La deformación equivalente se evaluó a partir de la ecuación 2.5 y su corrección se obtuvo a partir de la ecuación 2.7, haciendo uso de los datos de ensanchamiento (Fig. 4.5.3) para la obtención del termino "ε_2" necesario para la corrección.

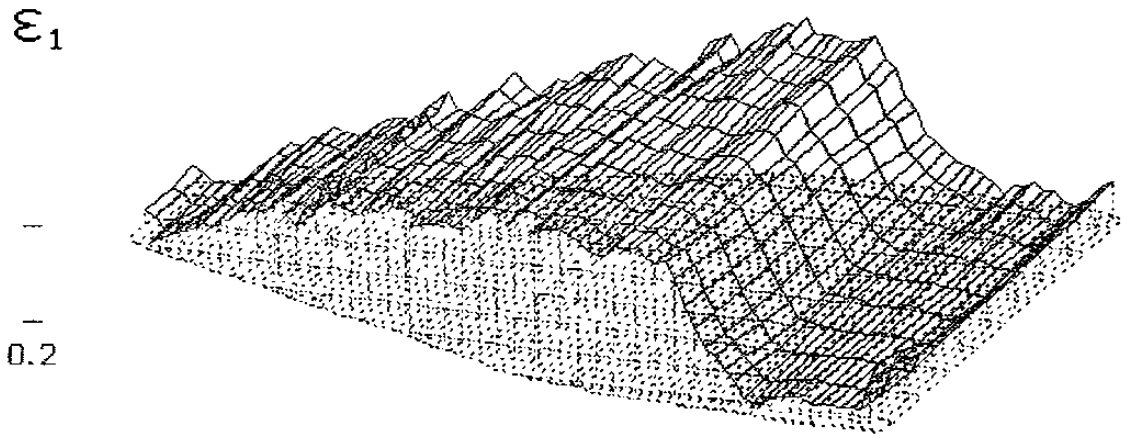


Fig. 4.5.2 Distribución de la deformación aplicada a cada celda, en la dirección de laminación.

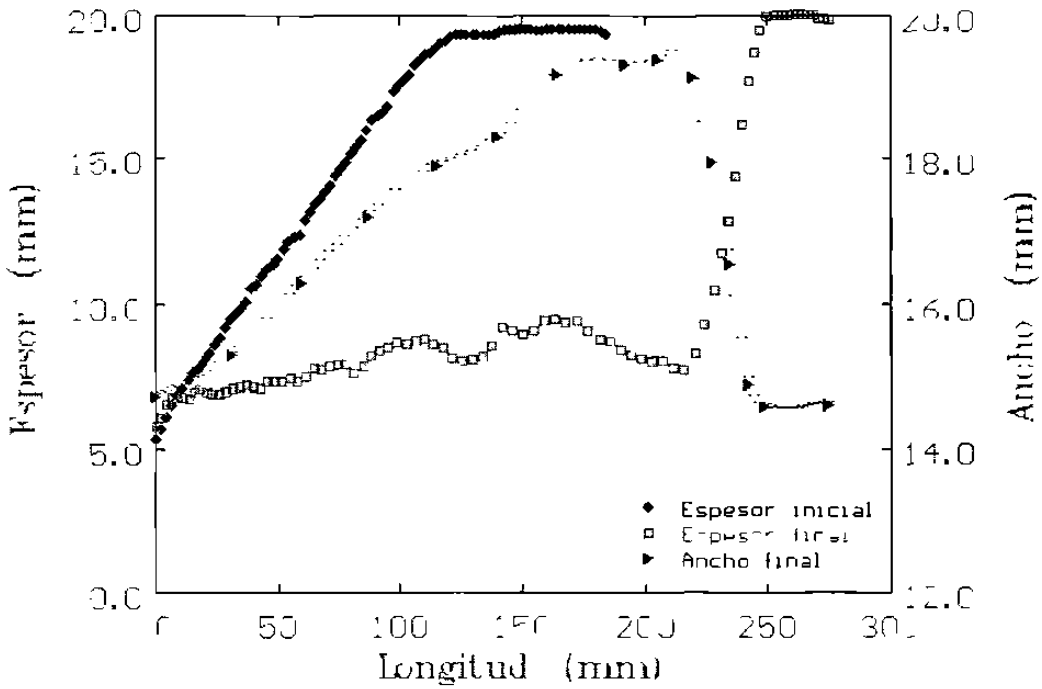


Fig. 4.5.3
Representación gráfica del desplazamiento lateral generado en la probeta a causa de la laminación (ensanchamiento) y la variación en las dimenciones de espesor inicial y final.

A partir del cambio en el espesor registrado en la Fig. 4.5.1 y mejor apreciado en la Fig. 4.5.3, se determinó la distribución de la deformación (Fig. 4.5.4) y de igual manera se realizó con el esfuerzo cortante, representado en la Fig. 4.5.5. Una vez analizados estos datos se generó la información para la obtención de la Fig. 4.5.6 que representa la distribución de la deformación equivalente.

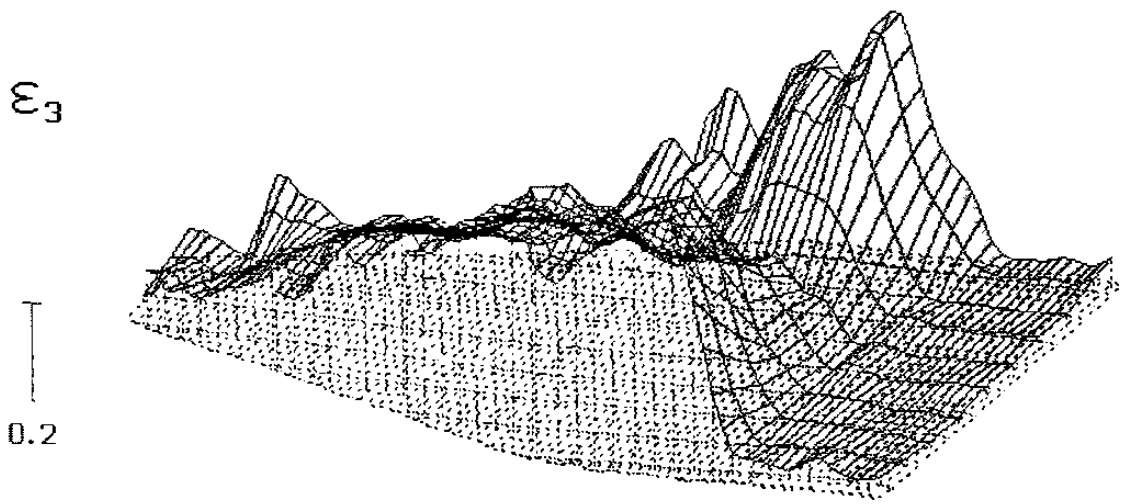


Fig. 4.5.4
Deformación suministrada a cada celda en la dirección normal al plano paralelo a la laminación

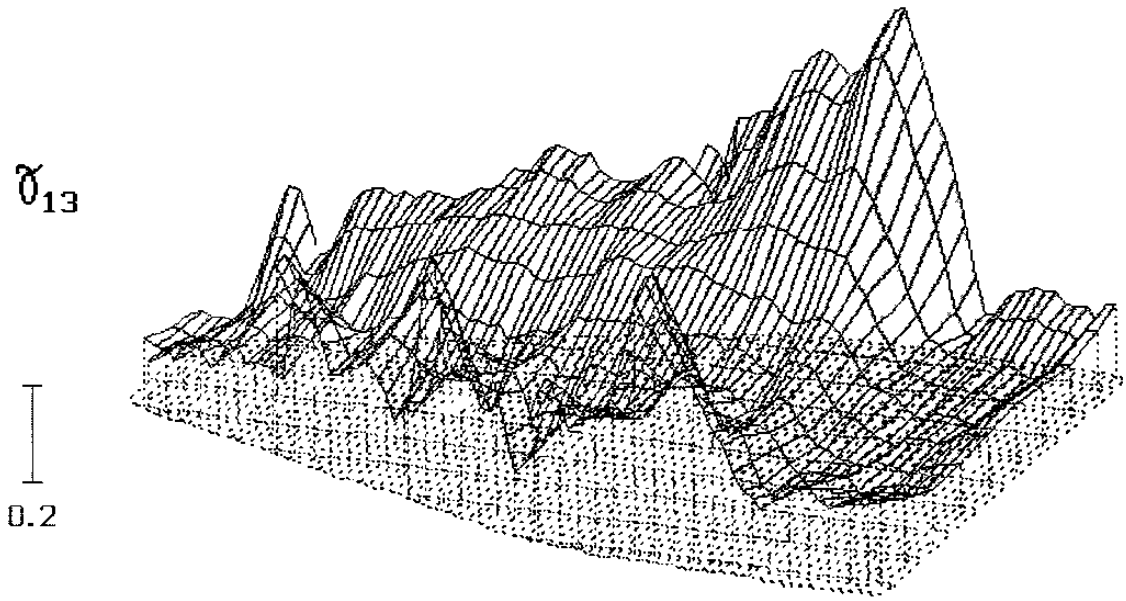


Fig. 4.5.5
Variación de la deformación cortante retenida en cada celda.

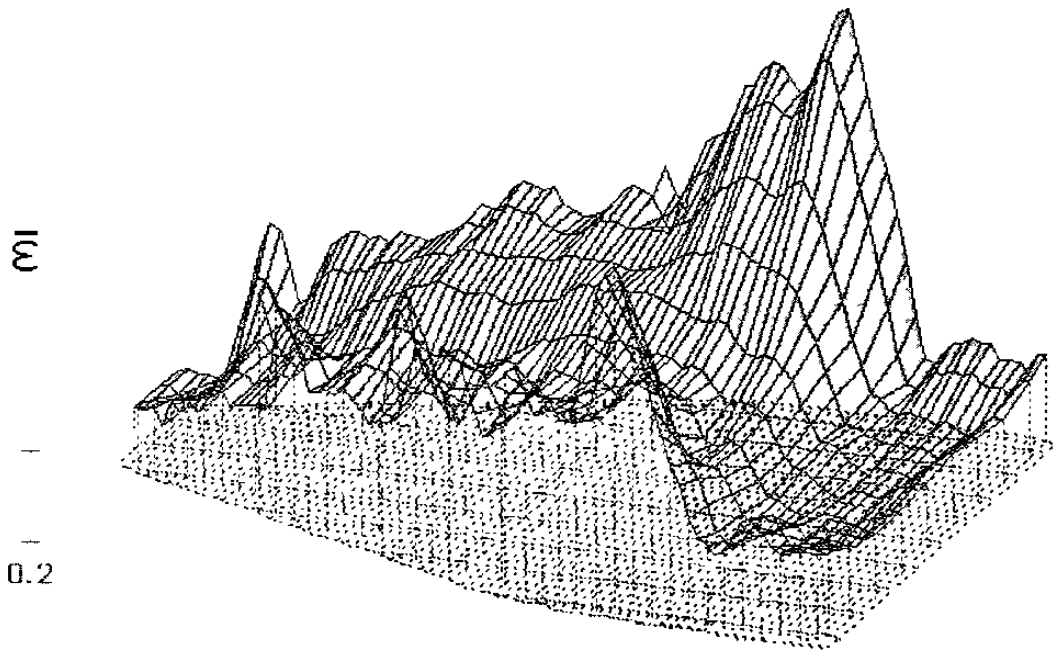


Fig. 4.5.6
Distribución de la deformación equivalente determinada a partir de la malla de la fig. 4.5.1

Haciendo uso de la información generada en cada uno de los gráficos anteriores, se agrupó de tal manera que se generaran mapas de zonas de deformación como los representados en la Fig. 4.5.7 en los cuales se aprecia la distribución por gradientes de deformación y que facilitarán el análisis de la evolución microestructural.

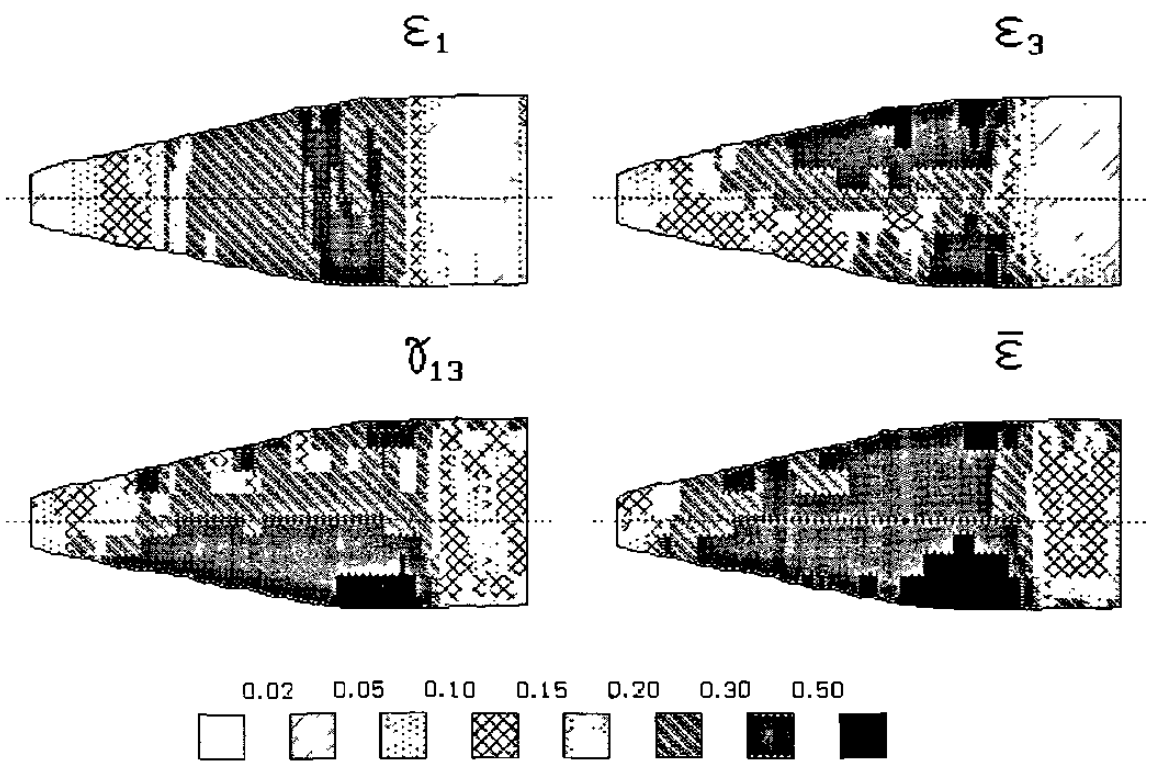


Fig. 4.5.7 Mapas de distribucion de deformación del Acero "A"

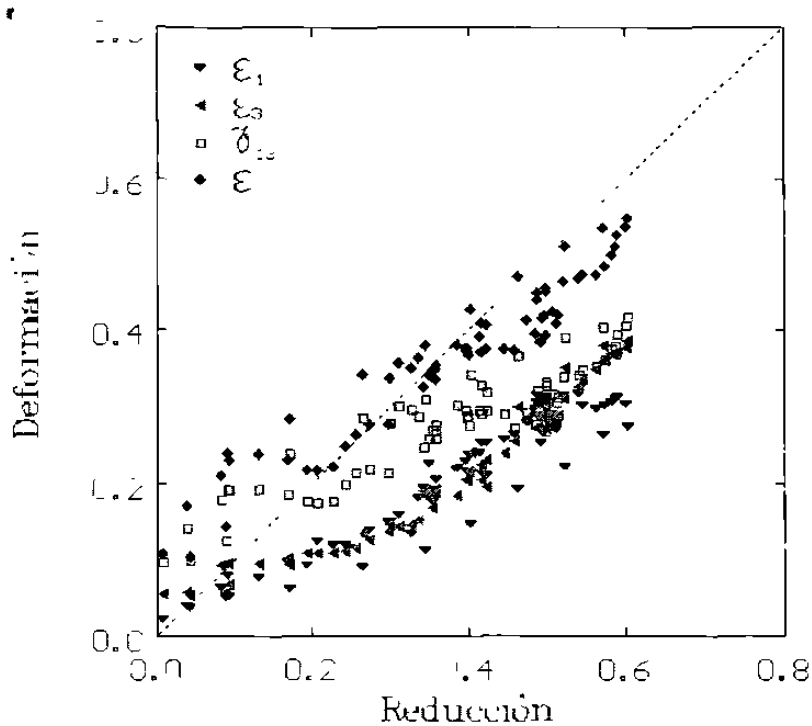


Fig. 4.5.8
Variación de la deformación en el acero "A" en función de la reducción aplicada durante su laminación.

Mediante el uso de gráficos como los de la Fig. 4.5.8 se puede obtener la tendencia del comportamiento de los cuatro componentes de deformación en función de la reducción impartida, que comparándolos con los obtenidos de los demás aceros se puede determinar que componentes son más relevantes en los mecanismos de deformación.

4.6 Análisis térmico.

Se hizo uso de un sistema computacional de captura de datos (Fig. 4.6.1); se registró la información de la historia térmica reportada por cada termopar insertado en la probeta de análisis, de tal manera que se registraran ocho posiciones diferentes, cada una a diferentes gradientes de deformación.

146681

Los datos se capturan a una velocidad de 10 datos por segundo, y a partir de ellos se generan gráficos de temperatura (T) vs. Tiempo (t), dT/dt vs. tiempo y dT/dt vs. temperatura, mediante los cuales se identifican las temperaturas de transformación de austenita (γ) a ferrita (α), perlita, cementita, o martensita según sea la temperatura a la que se presente.

En la Fig. 4.6.2 se muestra la evolución térmica de la probeta "A", con todos los termopares, en la Fig. 4.6.3 se grafican los datos proporcionados por el termopar en la posición cinco (Fig.4.4.1), aunado a los gráficos de la primera derivada en función del tiempo y la temperatura, y las líneas de identificación de transformación de fase. En el Apéndice A3 se encuentran los gráficos de las demás pruebas.

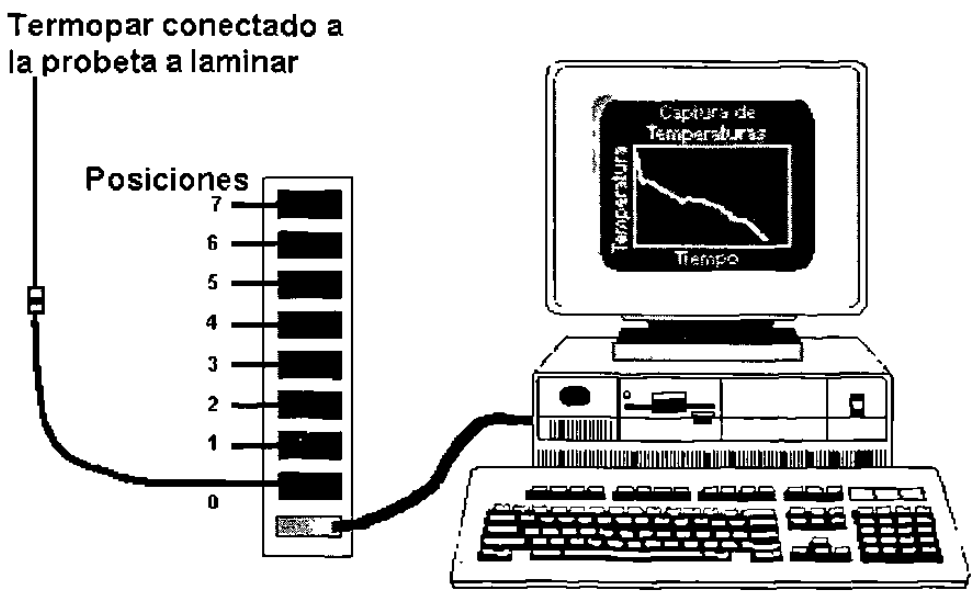


Fig. 4.6.1 Computadora y equipo periférico utilizado para la conección y registro de las temperaturas monitoreadas por los termopares durante la prueba de laminación.

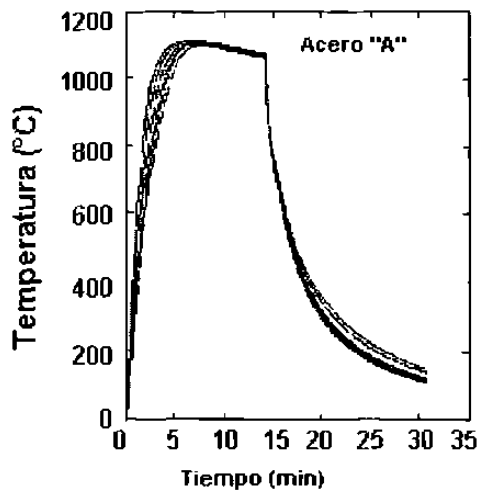


Fig.4.6.2 Grafico generado a partir de los datos proporcionados por los termopares de la muestra "A"

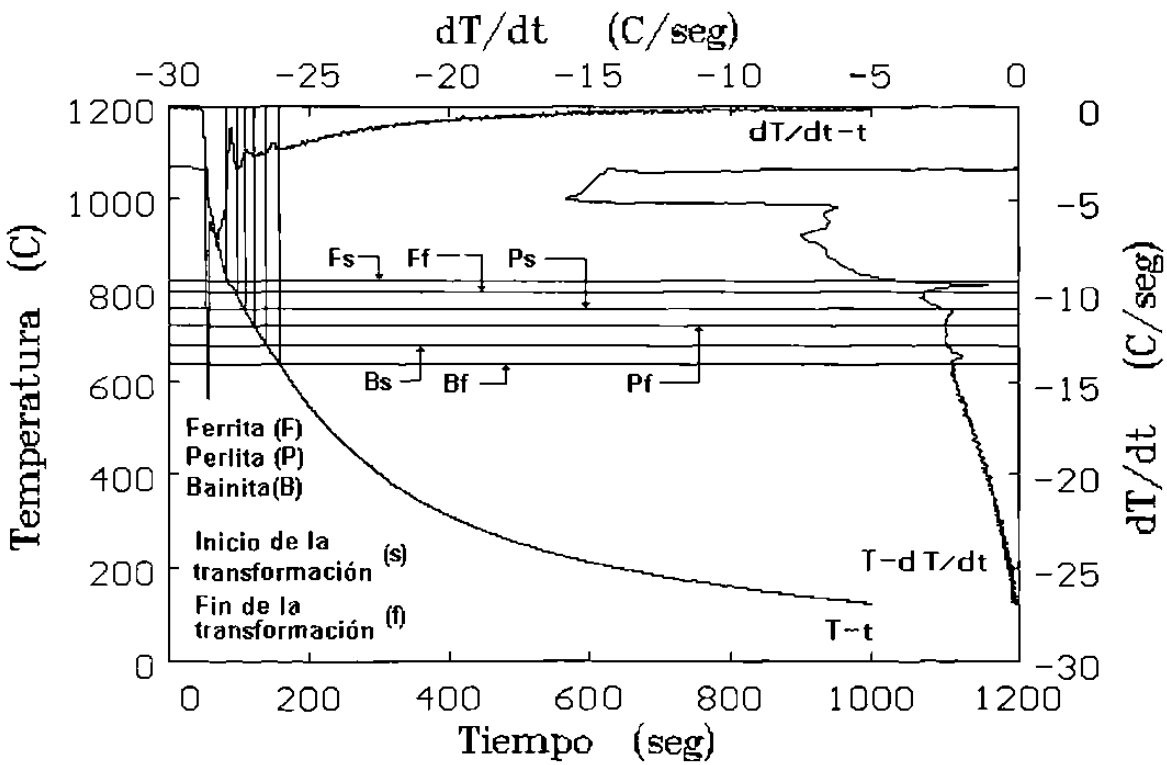


Fig. 4.6.3 Grafico de evolución térmica de la muestra "A" en la posición cinco.

Una vez identificadas las temperaturas de transformación, éstas se grafican en función de la reducción y el tipo de acero, con la finalidad de determinar las variaciones durante el proceso de laminación.

4.7 Análisis Metalográfico.

Se realizaron macrografias de la materia prima base, con la finalidad de determinar las distintas zonas o heterogeneidades que pudiesen alterar o afectar los resultados obtenidos en las pruebas. Una vez determinada el área óptima para la fabricación de las probetas de ensayo, se prosiguió a la caracterización metalografica de cada acero obteniéndose fotografías de la microetructura presente en el metal base.

Se cortaron pedazos de 2 cm cuadrados por 0.5 cm de ancho de cada acero y se sometieron a un calentamiento de 1100°C manteniéndolos por un periodo de 15 min, pasado este tiempo, se extrajeron del horno dos muestras de cada acero y se les aplicó un enfriamiento en agua con hielo, las muestras restantes se enfriaron lentamente en el horno.

Las muestras enfriadas en agua con hielo, posteriormente se les práctico un envejecimiento a 300°C por 24 hrs, se montaron en resina fenólica y se les aplicó un proceso de pulido, de tal manera que la muestra quedara en condiciones óptimas para recibir un ataque químico que revelara las fronteras del grano austenítico que el acero presentaba a la temperatura de austenización [20,33].

Las muestras recocidas en el horno se atacaron con picral (10) y nital (10) [20], para revelar el tamaño de grano ferritico que presentaban. Una vez realizadas las pruebas de laminación, las probetas se separan, una de ellas proporciona la información para el análisis visoplástico y la otra mitad que se utilizó para la inserción de los termopares, se utiliza para la caracterización metalográfica de la prueba, se realizan cortes como los que se indican en la Fig.

4.7.1, se montan en resina fenólica, se pulen y se atacan químicamente para el revelado de la frontera del grano ferritico [34], se toman fotografías a 400X y de las micrografías obtenidas se mide el tamaño de grano ferritico (ver Apéndice A4), en tres posiciones distintas de la sección transversal y a la altura de la posición de cada termopar. De esta manera se reporta el efecto de la deformación en el tamaño de grano final.

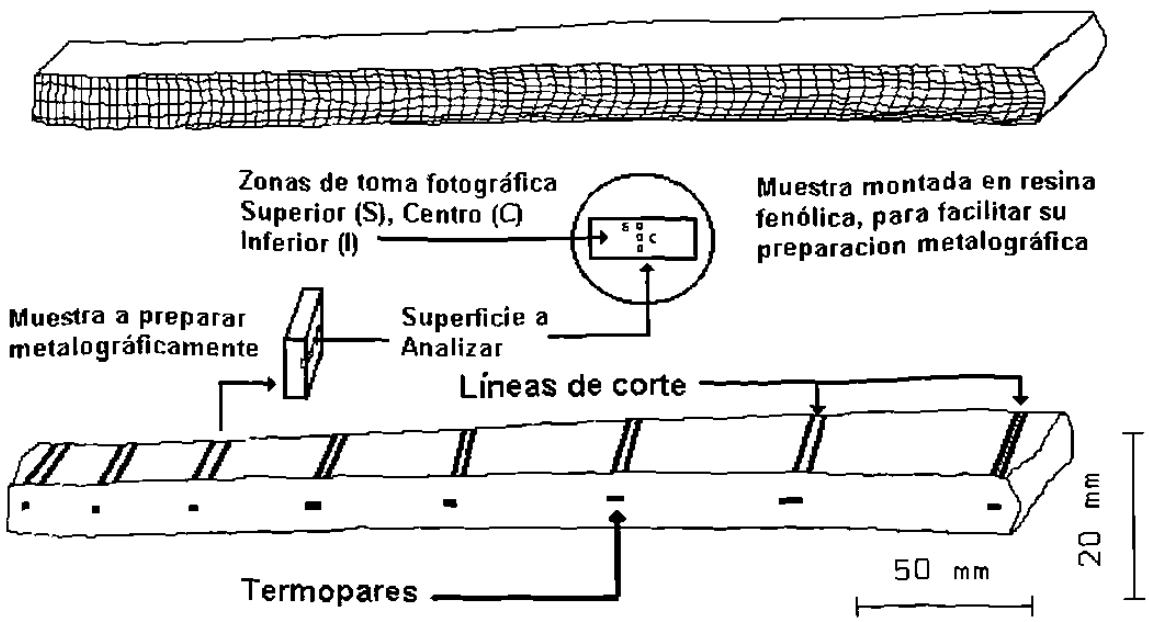


Fig. 4.7.1 Cortes realizados para la preparacion metalográfica de la probeta laminada

CAPITULO 5

Análisis de Resultados y Discusión

5.1.- Caracterización del Material Base.

5.1.1.- Caracterización macroestructural.

En la Fig. 5.1 se presenta el macroataque efectuado sobre la orilla y centro del planchón, se detectan dos zonas con diferencias en su microestructura, generadas por los frentes de solidificación presentes en la colada continua delgada, se determina que estas diferencias macroestructurales se homogenizan a 5 u 8 cm de la orilla del planchón.

En el macroataque se empleó una mezcla de 50% de ácido clorhídrico y 50% de ácido sulfúrico; el ataque se realizó a 60°C.

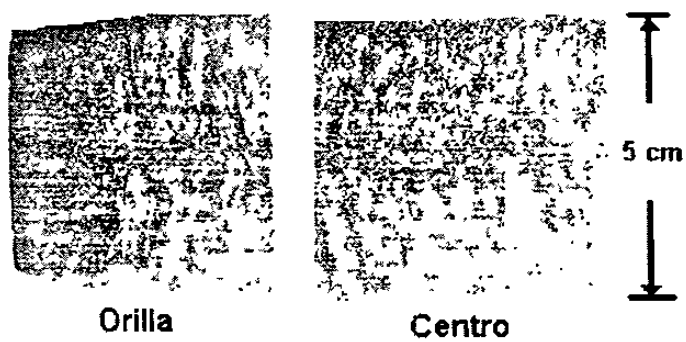


Fig. 5.1 Macroestructura del planchón obtenida por colada continua

5.1.2.- Caracterización microestructural.

Las Figs. 5.2, 5.3, 5.4, y 5.5 muestran la microestructura, para cada acero, en condiciones de recocido, y la Fig. 5.6 muestra el tamaño de grano austenítico del acero "D" , no se logró determinar este parámetro en los demás aceros.

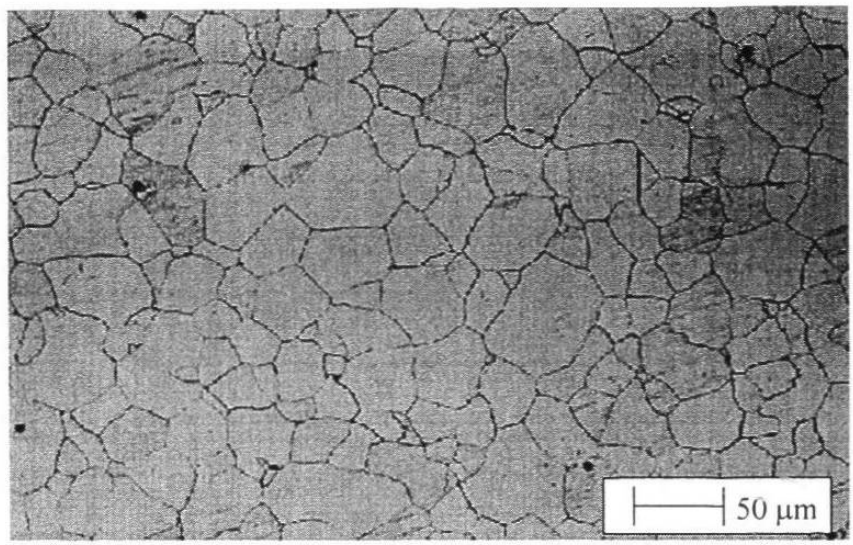


Fig.5.2 Tamaño de grano ferrítico del acero "A" después de un tratamiento térmico de recocido. Tg = 37.6 μm

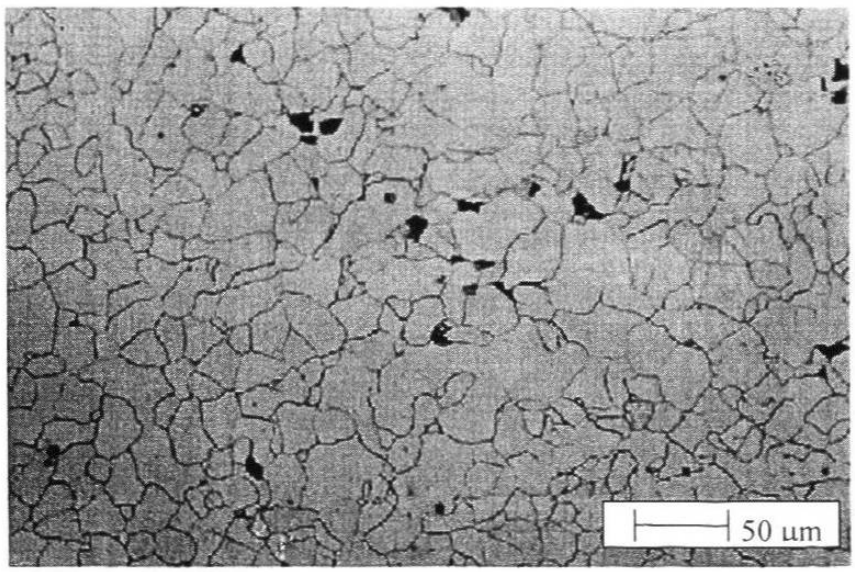


Fig. 5.3 Tamaño de grano ferrítico, del acero "B", después de un tratamiento térmico de recocido. Tg = 30.6 μm

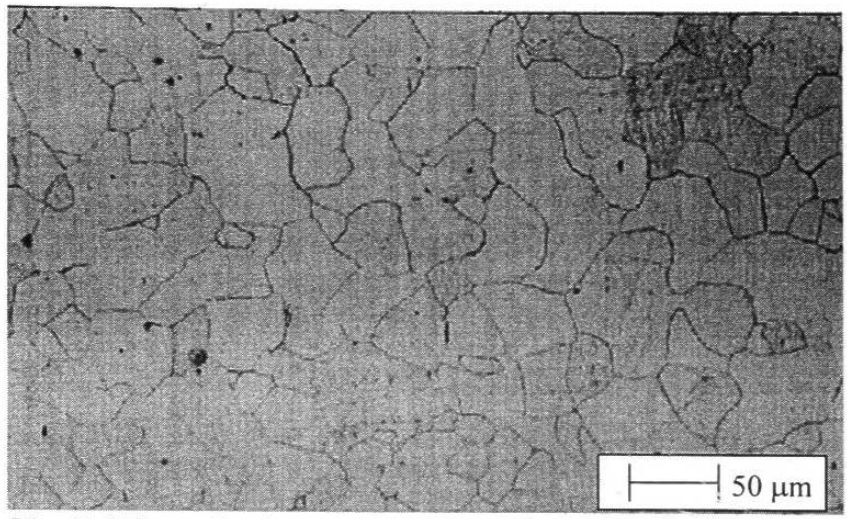


Fig. 5.4 Tamaño de grano ferrítico, que presentó el acero "C" después de un tratamiento térmico de recocido. Tg = 52 μm

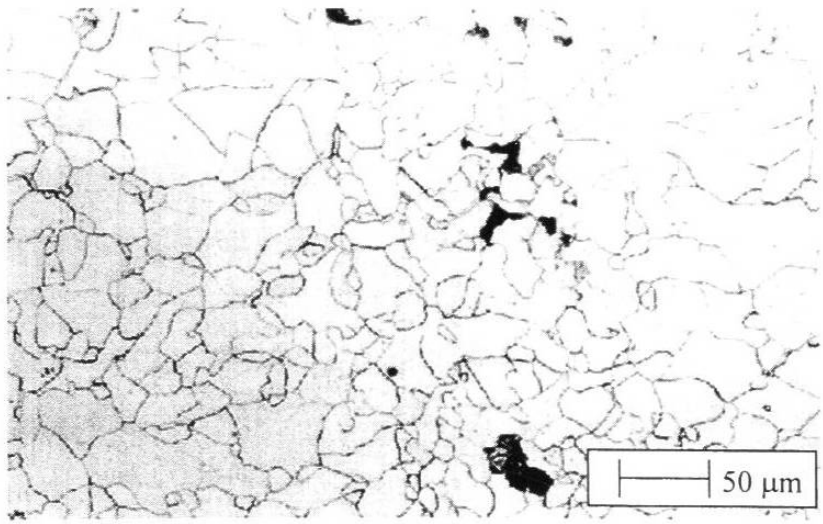


Fig. 5.5 Tamaño de grano ferrítico del acero "D", después de un tratamiento térmico de recocido. Tg = 24.6 μm

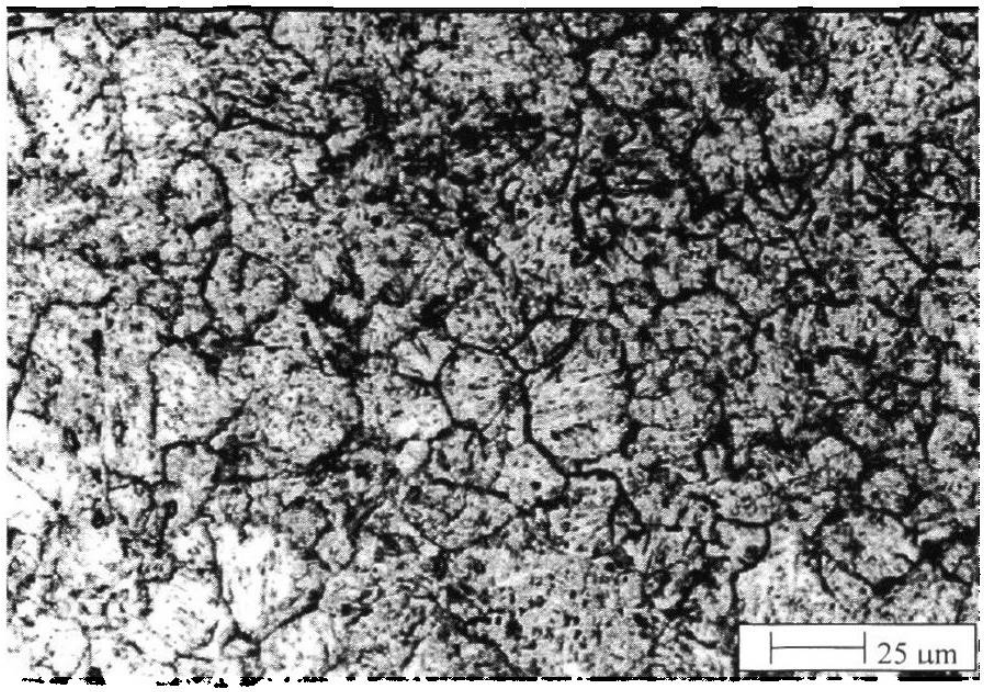


Fig. 5.6 Tamaño de grano austenítico, presente en el planchón de acero "D". Tg = 27 μm

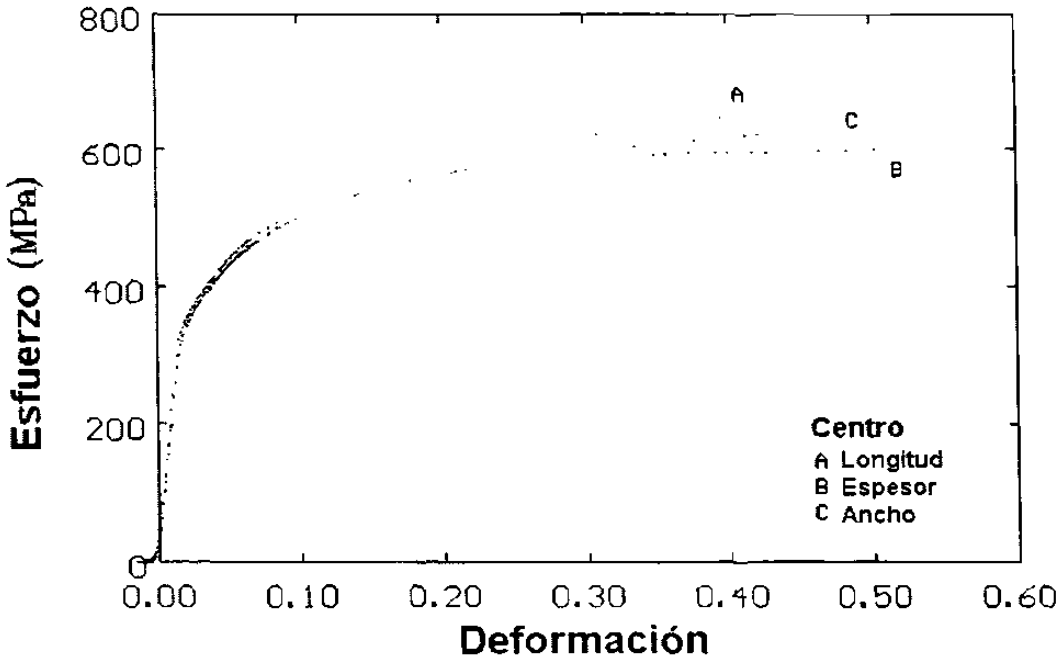
5.1.3.- Caracterización Mecánica.

La figura 5.7 muestra los ensayos a compresión realizados en cada dirección principal en las posiciones de orilla y centro del planchon, de estos gráficos se aprecia una discrepancia en el esfuerzo de fluencia en lo que corresponde a las pruebas de orilla, por otro lado, las probetas obtenidas del centro presentan mayor homogeneidad en cuanto a esfuerzo de fluencia, con un ligero aumento en la prueba "A" que corresponde a la obtenida en la dirección longitudinal, este ligero aumento se debe a la orientación de la estructura de solidificación, las discrepancias obtenidas en la zona plástica se atribuyen a variaciones en el coeficiente de fricción durante la prueba.

De este análisis se determinó que las probetas deberían obtenerse de la parte central del planchón, sin embargo éstas se pudiesen obtener en la parte superior, media o inferior.

El desarrollo de estos ensayos arrojan discrepancias a considerar en cuanto a la posición antes discutida, esto se puede apreciar en la Fig. 5.8, en donde la prueba a compresión en la dirección del espesor (CB) posee un ligero incremento en punto de fluencia que se puede considerar despreciable.

En base a los resultados obtenidos en la caracterización mecánica, se decidió que las probetas en forma de cuña se obtuvieran de la parte central del planchón y se maquinaron los excesos en la dimensión de espesor, de tal manera que la probeta quedase dimensionada en la parte media del espesor del planchón original, asi también se cuido que ésta se alineara con respecto a la orientación longitudinal.



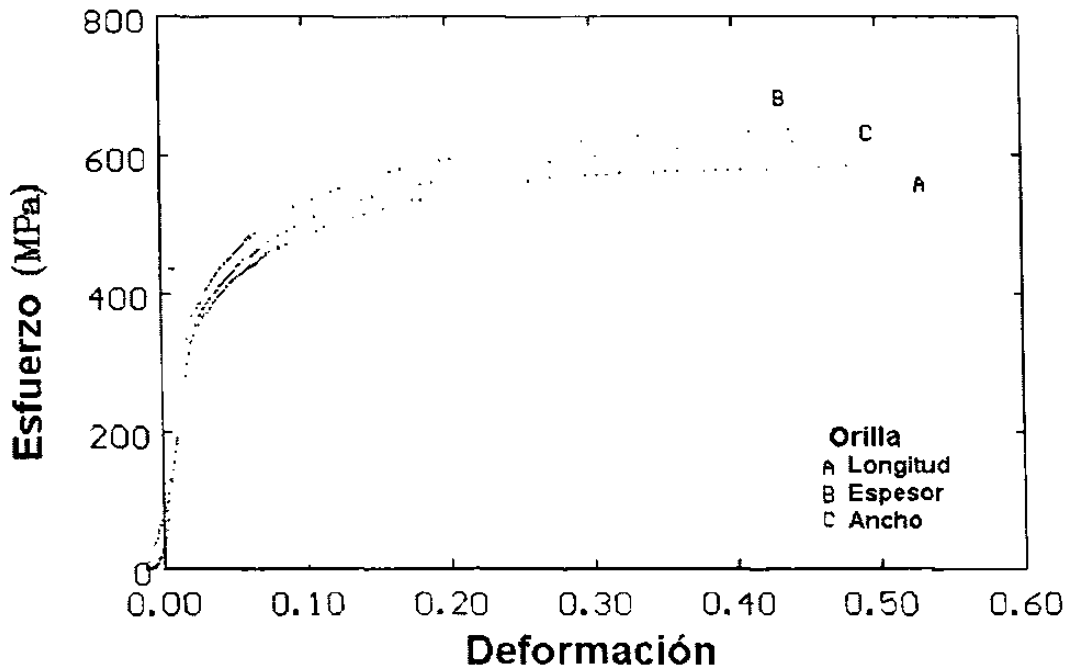


Fig. 5.7 Ensayos a compresión, efectuados a temperatura ambiente en tres direcciones principales, en centro y orilla del planchón.

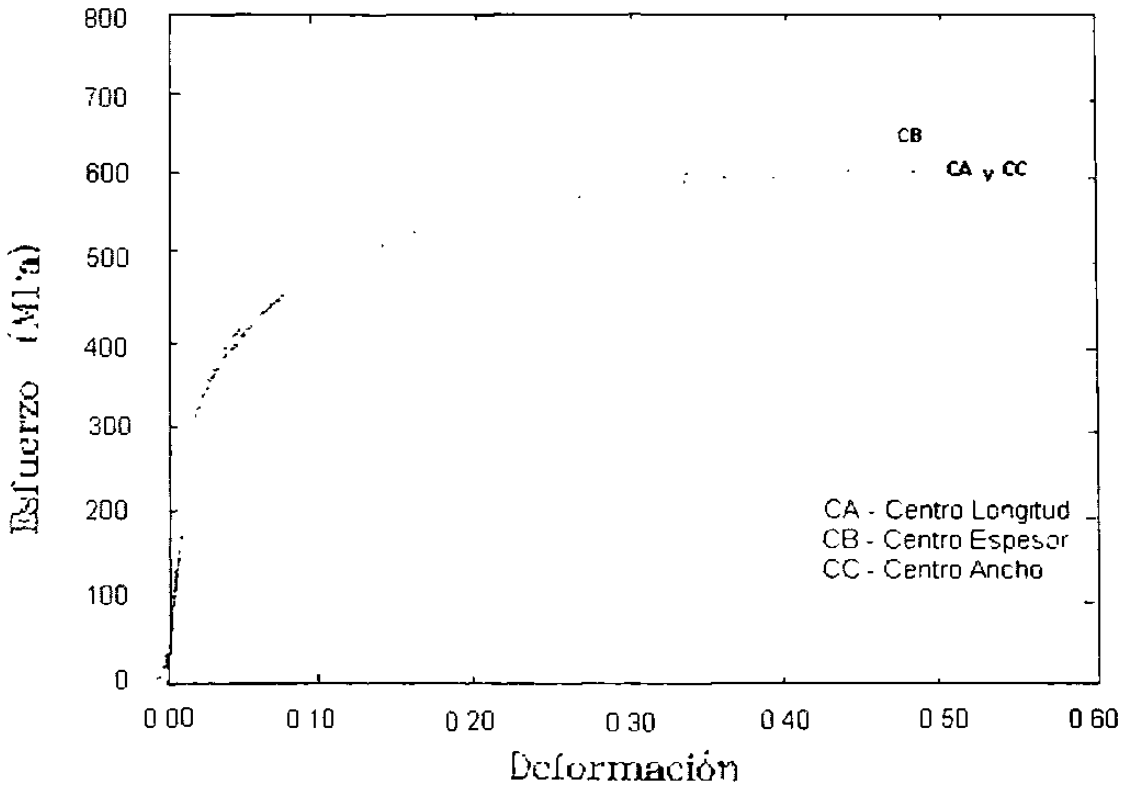


Fig. 5.8 Ensayos a compreciion realizado en probetas obtenidas de la parte central del ancho y media del espesor del planchon, en tres direcciones principales.

5.2.- Análisis de las probetas de laminación.

En este punto se muestran y se discuten los resultados del análisis visioplástico, microestructural y térmico de las probetas laminadas en caliente, para cada uno de los aceros estudiados. En el análisis visioplástico se determinan cada uno de los componentes de la deformación (determinadas a partir de la rejilla grabada en una de las mitades de la probeta) y se correlaciona con la reducción suministrada en la laminación, se presentan las correcciones hechas a causa del desplazamiento lateral (ensanchamiento) y se evalúa este parámetro bajo distintos criterios. El tamaño de grano ferritico se grafico en función de la reducción y la deformación puntual registrada en la rejilla del análisis visioplástico. La evolución térmica se efectuó a partir de los datos suministrados por los termopares

5.2.1.- Resultados del análisis visioplástico.

Los datos graficados en las figuras 5.9 a la 5.12 indican la variación de los diferentes componentes de deformación en base a la reducción de laminación impartida y se obtuvieron de la zona central de la probeta laminada en caliente, de tal manera que se pudiese comparar los resultados de las deformaciones suministradas.

En la figura 5.9 se aprecia como la deformación impartida en el espesor tiende a mantenerse en un intervalo muy estrecho y sin variaciones significativas para las distintas composiciones químicas, por otro lado no se puede decir lo mismo con la deformación cortante, que se muestra en la figura 5.10, en donde el acero "A" posee una tendencia a mantenerse por encima de los demás aceros. Los aceros "B y C" se mantienen en niveles similares de deformación cortante, en tanto el acero "D" tiende a estabilizar el valor de la deformación en 0.3 aproximadamente, a pesar del incremento en reducción.

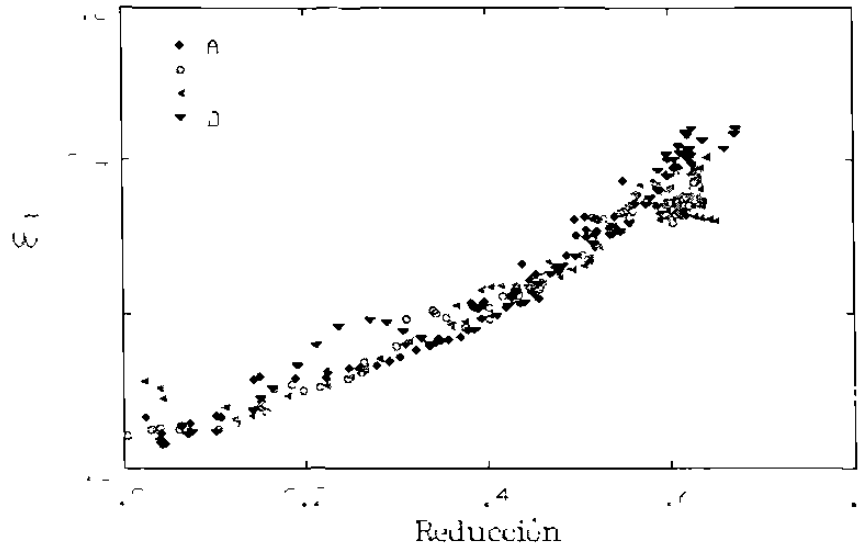


Fig. 5.9

Variación de la deformación registrada en el espesor en función de la reducción para los cuatro tipos de acero.

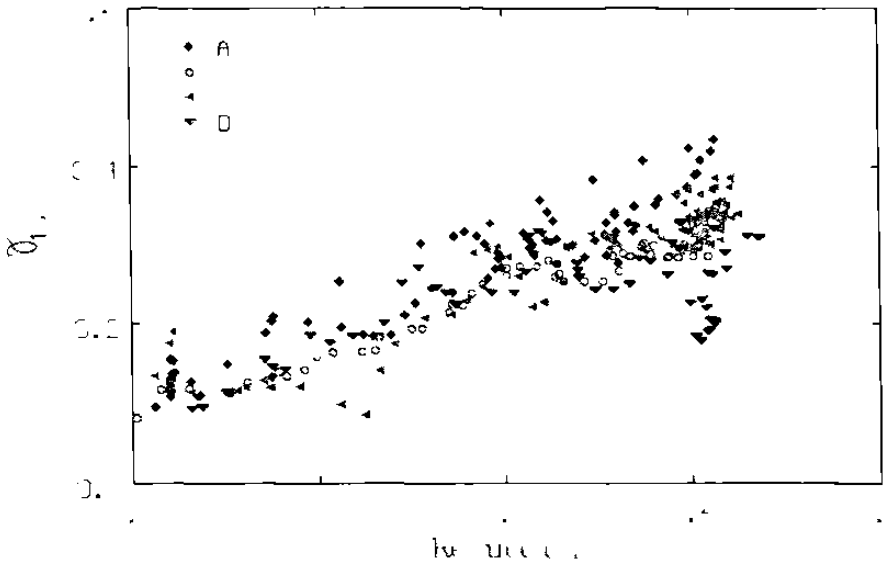


Fig. 5.10

Dependencia del componente de deformación cortante como función de la reduccion para los cuatro tipos de acero.

En la figura 5.11 se muestra la deformación registrada en la dirección longitudinal de cada acero estudiado y, como se aprecia, existe una variación detectable entre los distintos aceros.

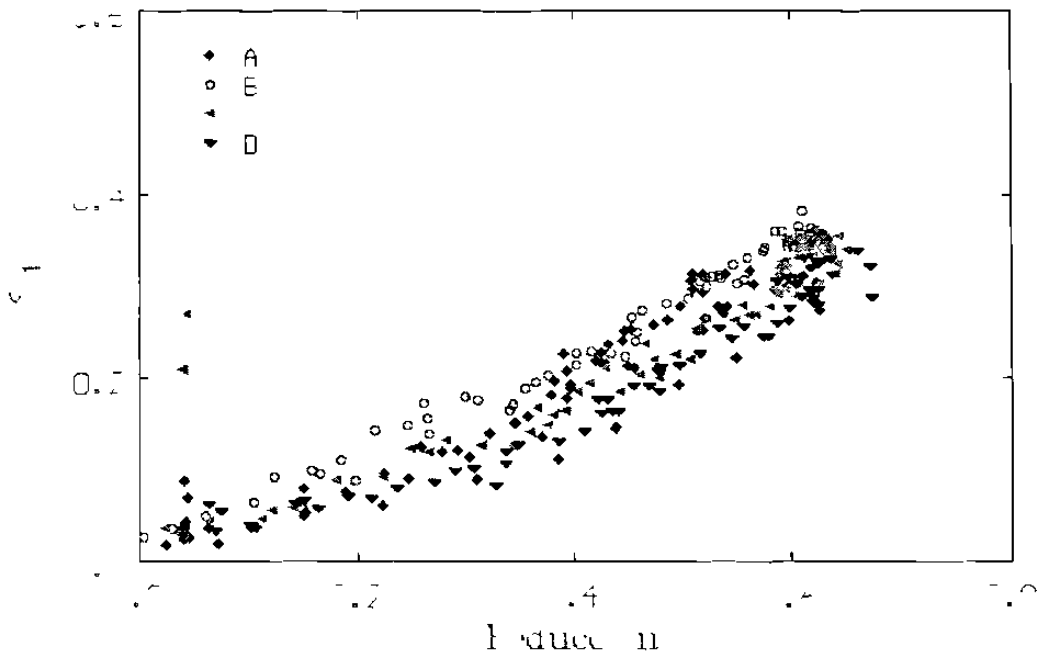


Fig. 5.11

Variación de la deformación impartida en la dirección longitudinal en función de la reducción para los cuatro tipos de acero.

En la figura 5.12 se aprecia la dispersión de la deformación equivalente para cada uno de los aceros, arrojando resultados coincidentes con las tendencias ya discutidas, una disposición del acero "A" a registrar mayor deformación, así como una estabilización de la deformación del acero "D" en 0.4, y comportamientos similares de los aceros "B y C". Cabe destacar que estos datos son obtenidos en la zona central de cada probeta.

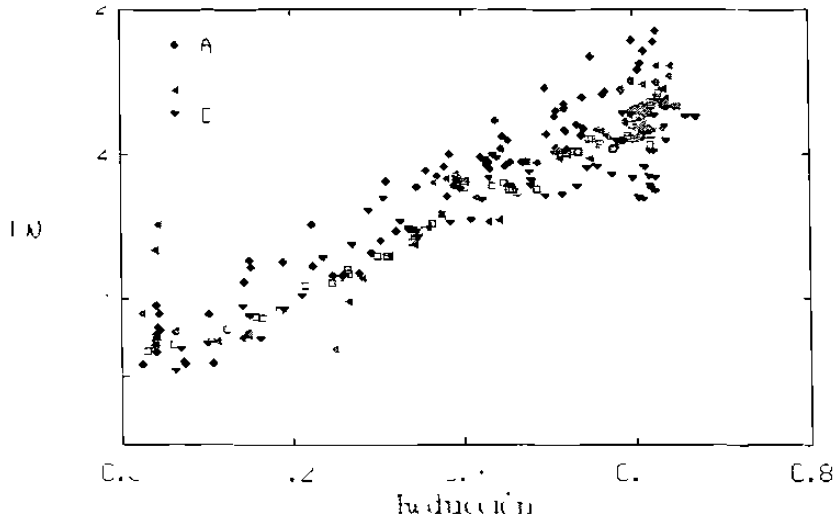


Fig. 5.12
Dependencia de la deformación equivalente como función de la reducción para los cuatro tipos de acero.

La figura 5.13 muestra la correlación entre la deformación equivalente y su corrección con el termino obtenido a partir de la dispersión lateral. La línea punteada, hace referencia a la condición de deformación plana. En la figura 5.14 se aprecia el error sistemático entre los datos corregidos y la condición de deformación plana, determinando un error no mayor al 10%.

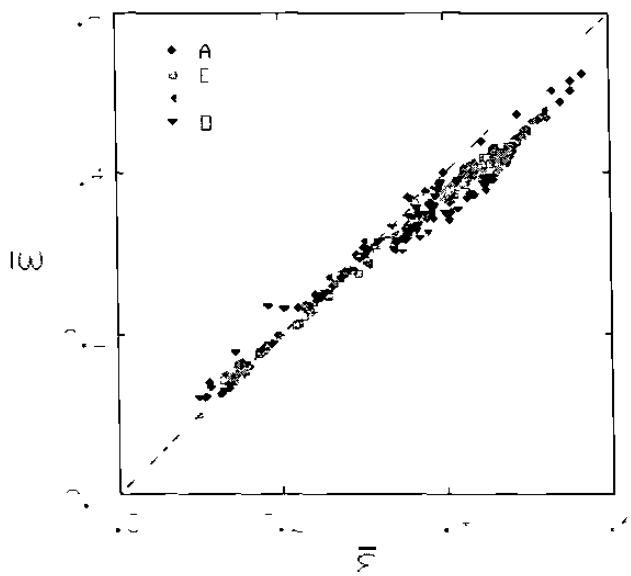


Fig. 5.13
Correlación entre la deformación equivalente y su correspondiente valor corregido por ensanchamiento.

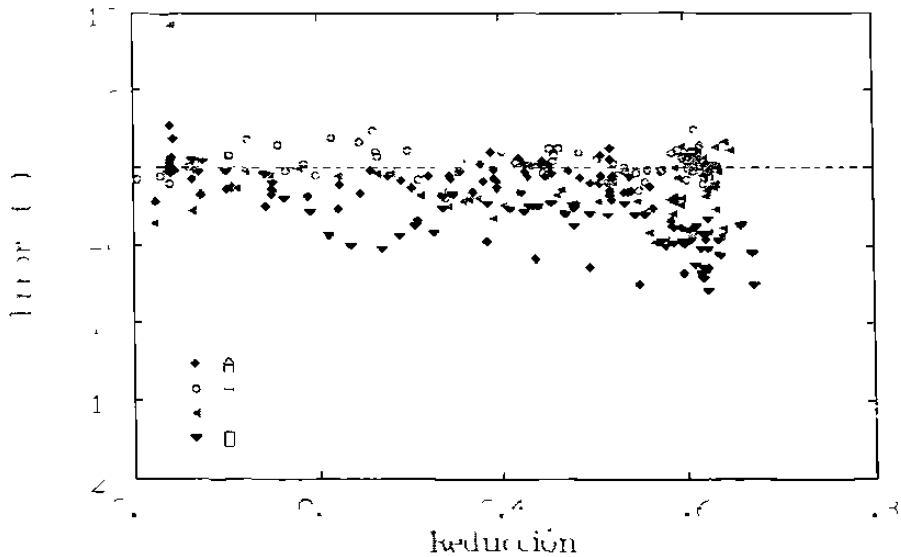


Fig. 5.14
Error sistemático entre los datos corregidos y la condición de deformación plana

Las figuras 5.15 a la 5.18 muestran los mapas de distribución de la deformación en los que se pueden identificar las diferencias y similitudes entre los aceros estudiados en cada una de las regiones, se puede apreciar la dependencia de los componentes normales (ε_1 y ε_3) con la reducción aplicada en la deformación y, aun así, su efecto asimétrico no cambia con el espesor (Figs. 5.19 a la 5.22) donde la deformación cortante (γ_{13}) y la deformación equivalente ($\bar{\varepsilon}$) varían a través del espesor de la muestra (Figs. 5.23 a la 5.26). La figura 5.15 presenta el mapa del acero "A" , en donde se puede corroborar que la deformación cortante al centro de la muestra fue más uniforme que el medido en las orillas. En las Figs. 5.16 y 5.17 se muestran los mapas de acero " B y C" respectivamente, en donde se aprecia que la distribución ε_3 para ambos aceros es muy similar, lo que se puede apreciar de igual manera en la deformación cortante en la zona central, en donde se mide una deformación homogénea y de menor magnitud que la presentada en los extremos superior e inferior. Este mismo efecto, pero de una manera más marcada, se puede apreciar en la deformación cortante del acero "D" presentada en la figura 5.18.

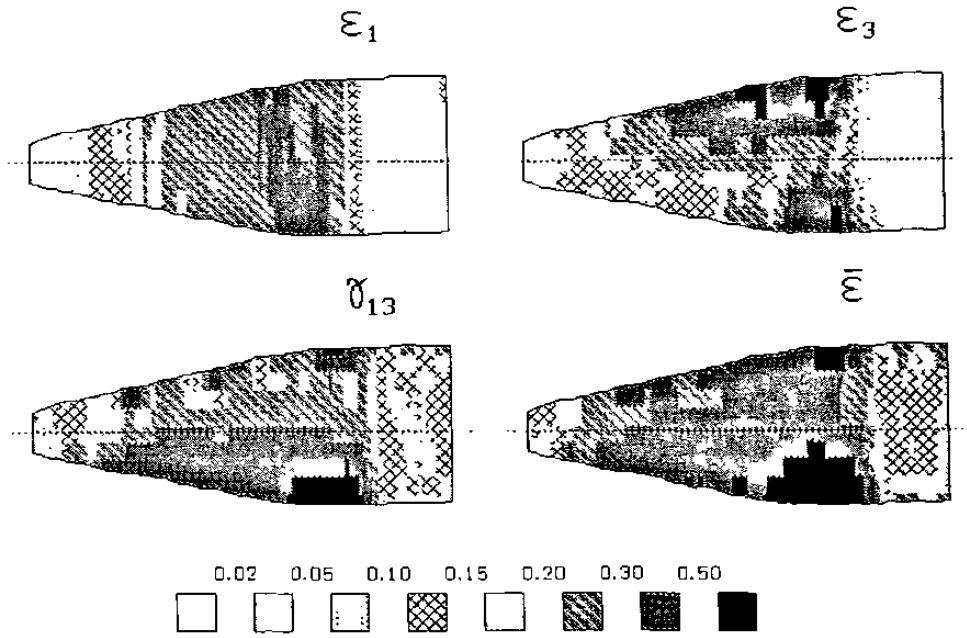


Fig. 5.15 Mapas de distribución de deformación del Acero "A"

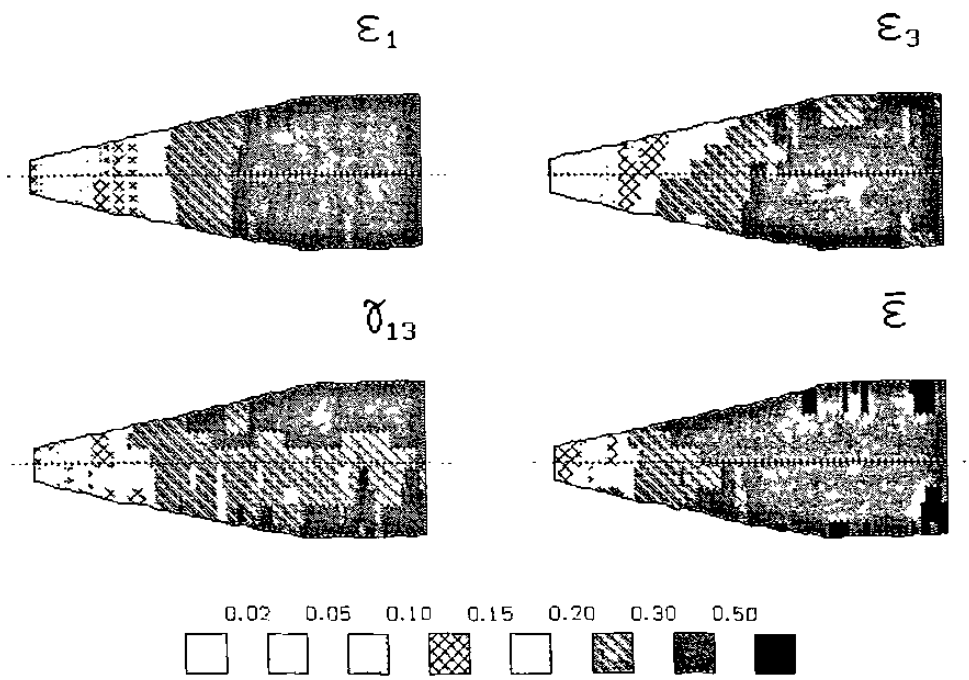


Fig. 5.16 Mapas de distribución de deformación del Acero "B"

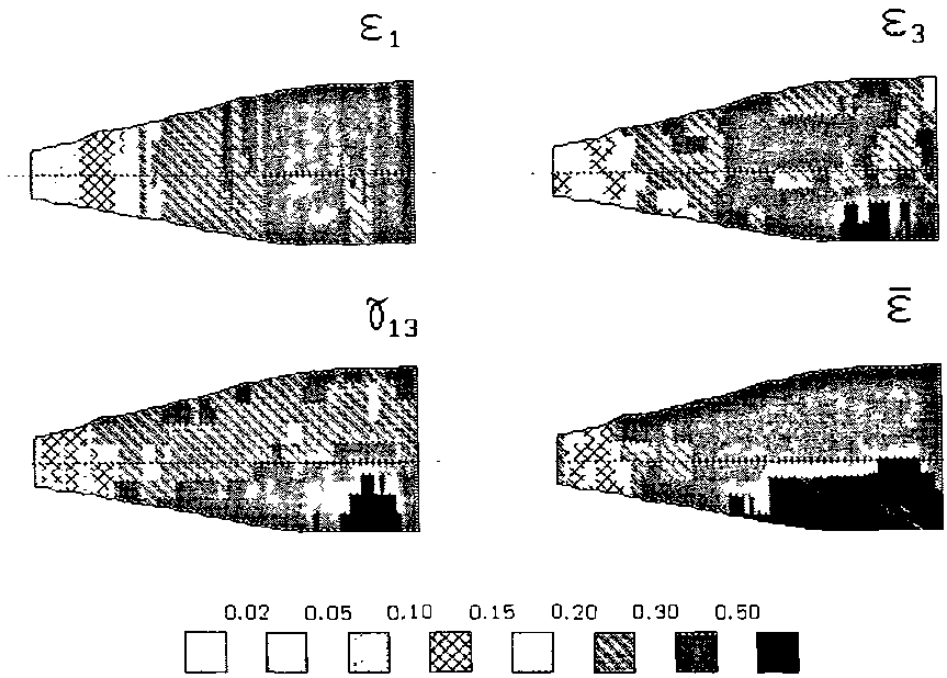


Fig. 5.17 Mapas de distribución de deformación del Acero "C"

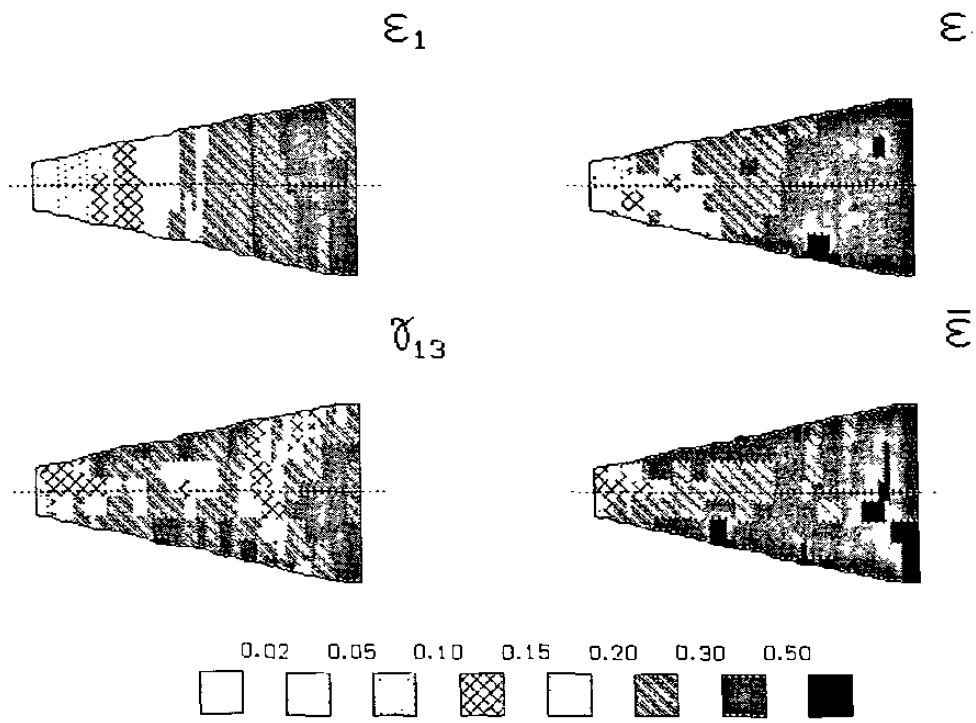


Fig. 5.18 Mapas de distribución de deformación del Acero "D"

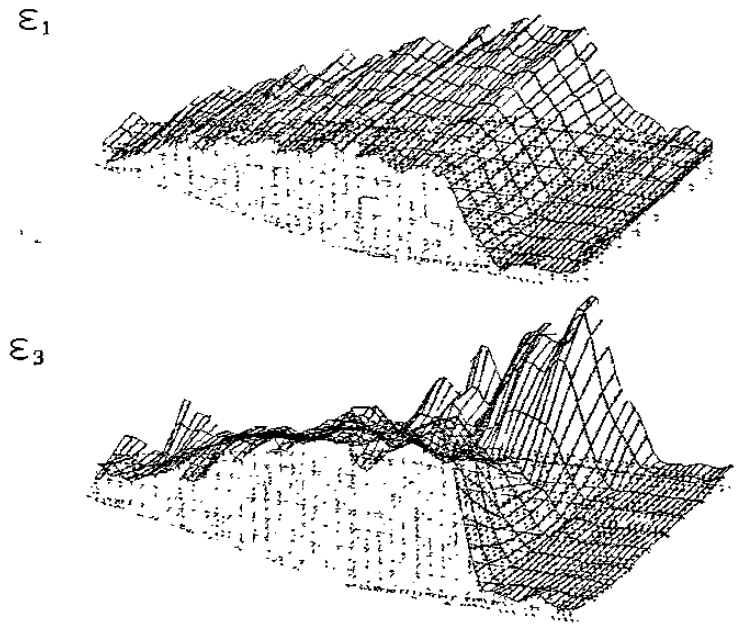


Fig 5.19
Distribución de la deformación longitudinal (ε_1) y en el espesor (ε_3) evaluada a partir de la rejilla del acero "A"

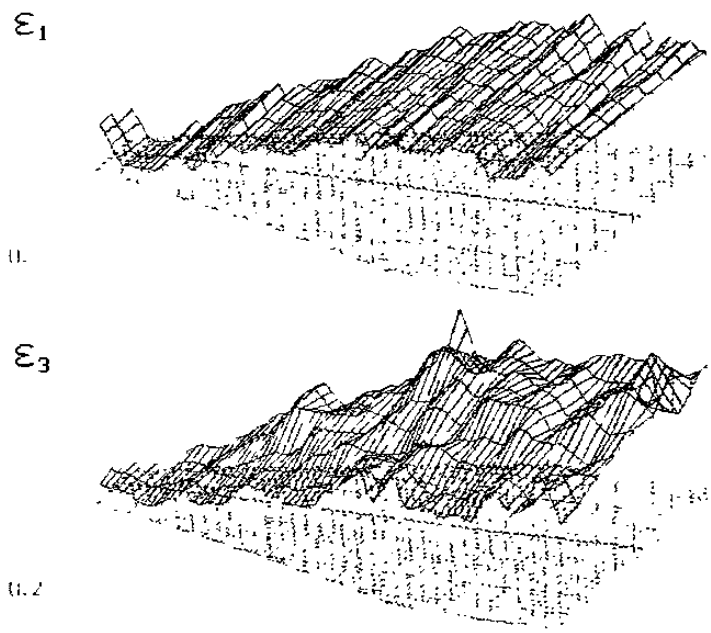


Fig 5.20
Distribución de la deformación longitudinal (ε_1) y en el espesor (ε_3) evaluada a partir de la rejilla del acero "B"

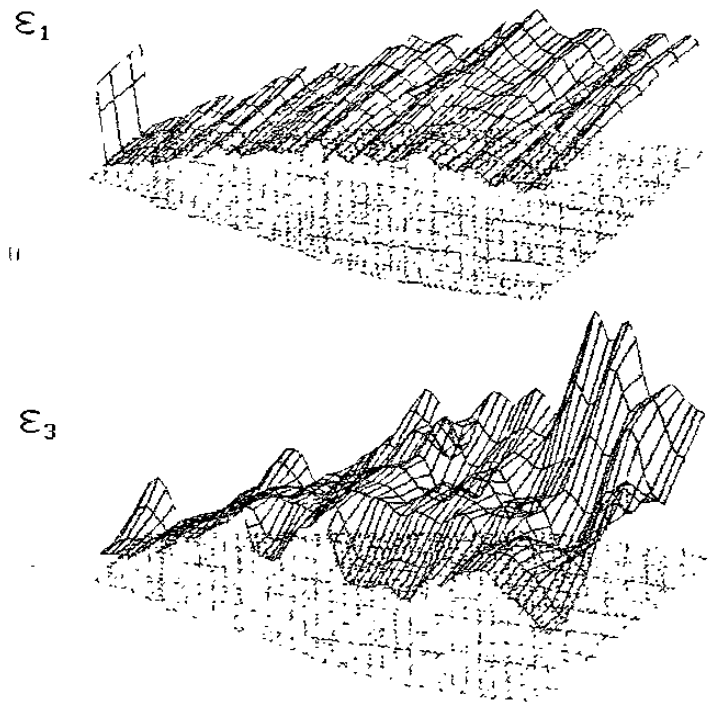


Fig 5.21
Distribución de la deformación longitudinal (ε_1) y en el espesor (ε_3) evaluada a partir de la rejilla del acero "C"

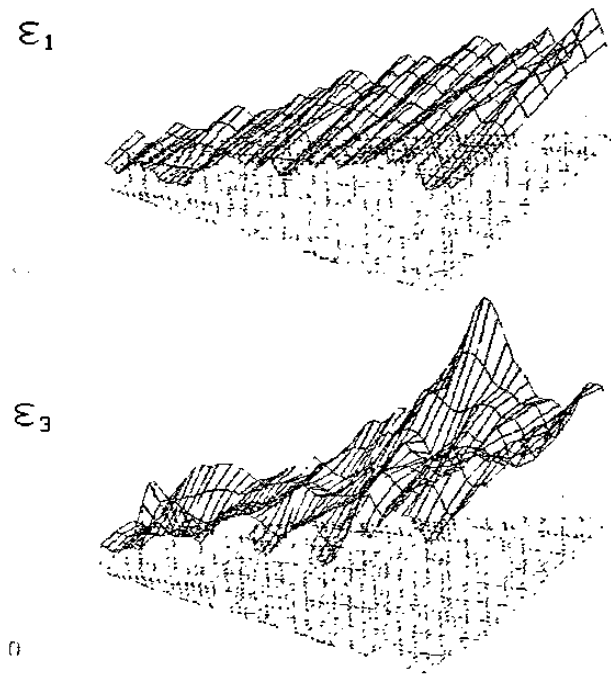
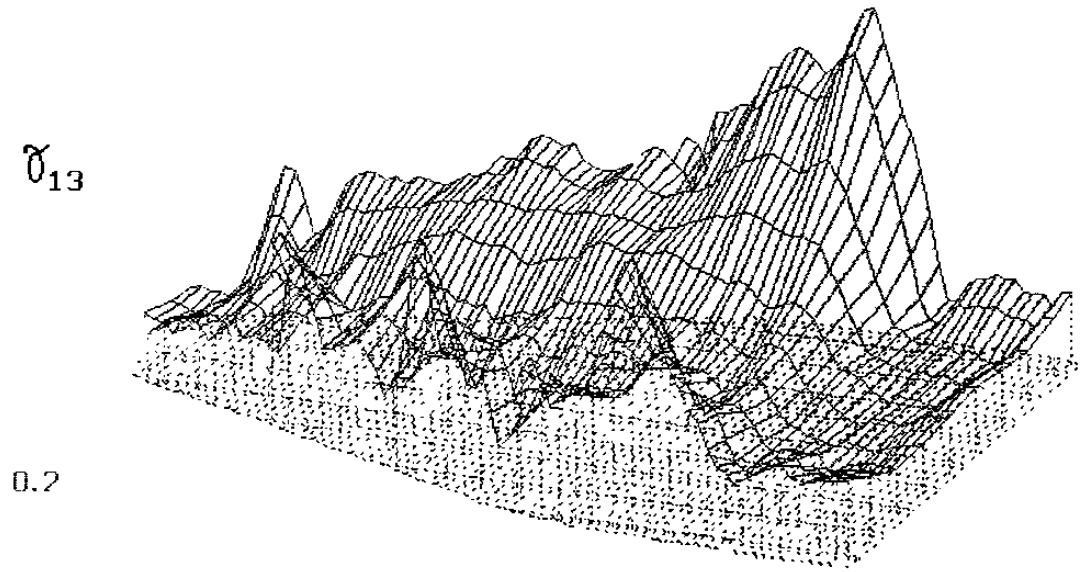


Fig 5.22
Distribución de la deformación longitudinal (ε_1) y en el espesor (ε_3) evaluada a partir de la rejilla del acero "D"



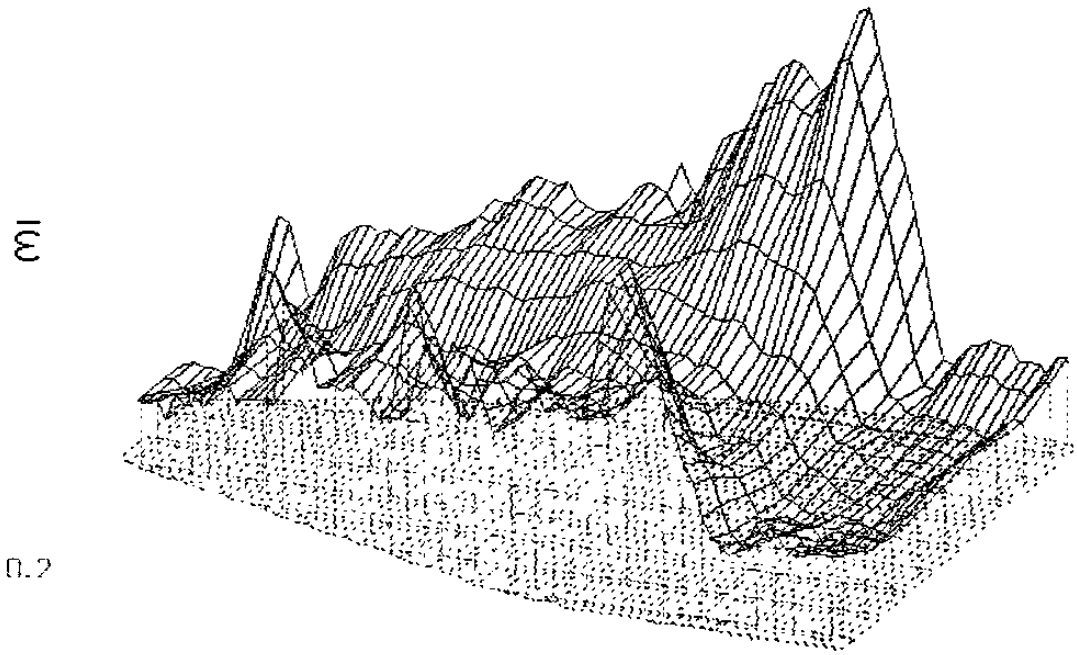


Fig 5.23
Distribución de la deformación cortante (γ_{13}) y equivalente ($\bar{\varepsilon}$) evaluada a partir de la rejilla del acero "A"

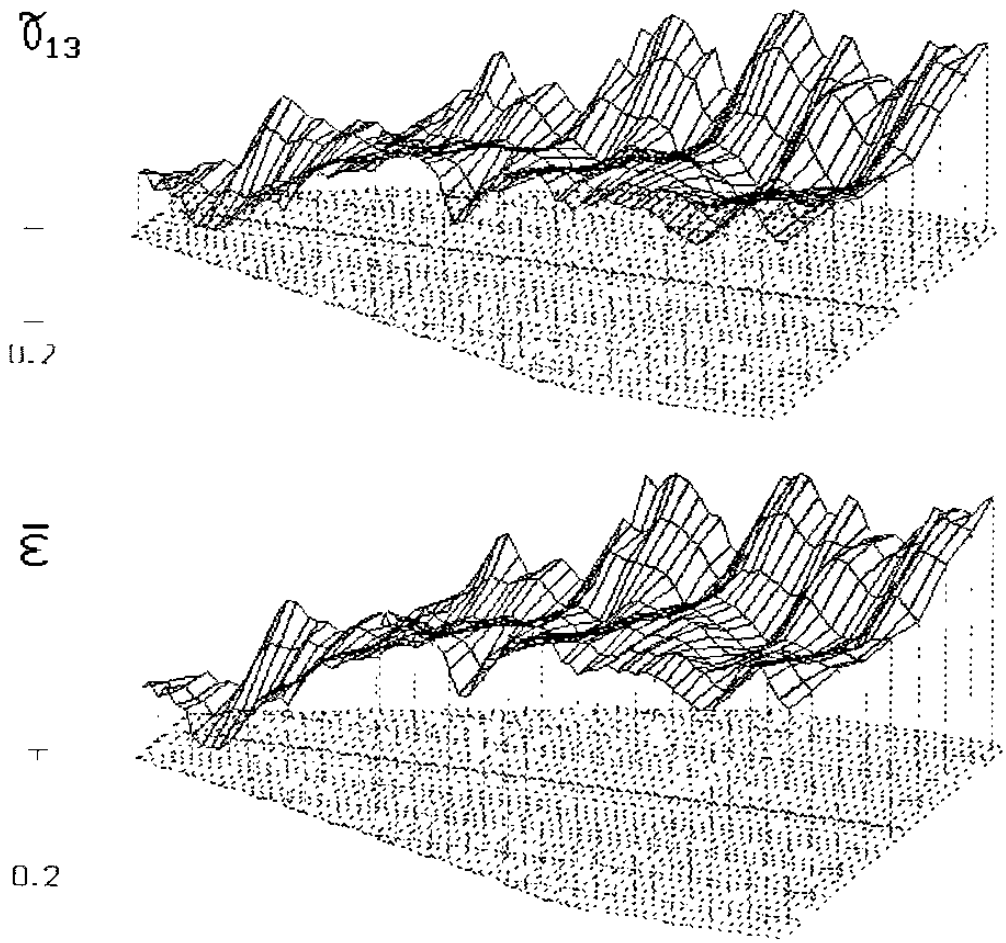


Fig 5.24
Distribución de la deformación cortante (γ_{13}) y equivalente ($\bar{\varepsilon}$) evaluada a partir de la rejilla del acero "B"

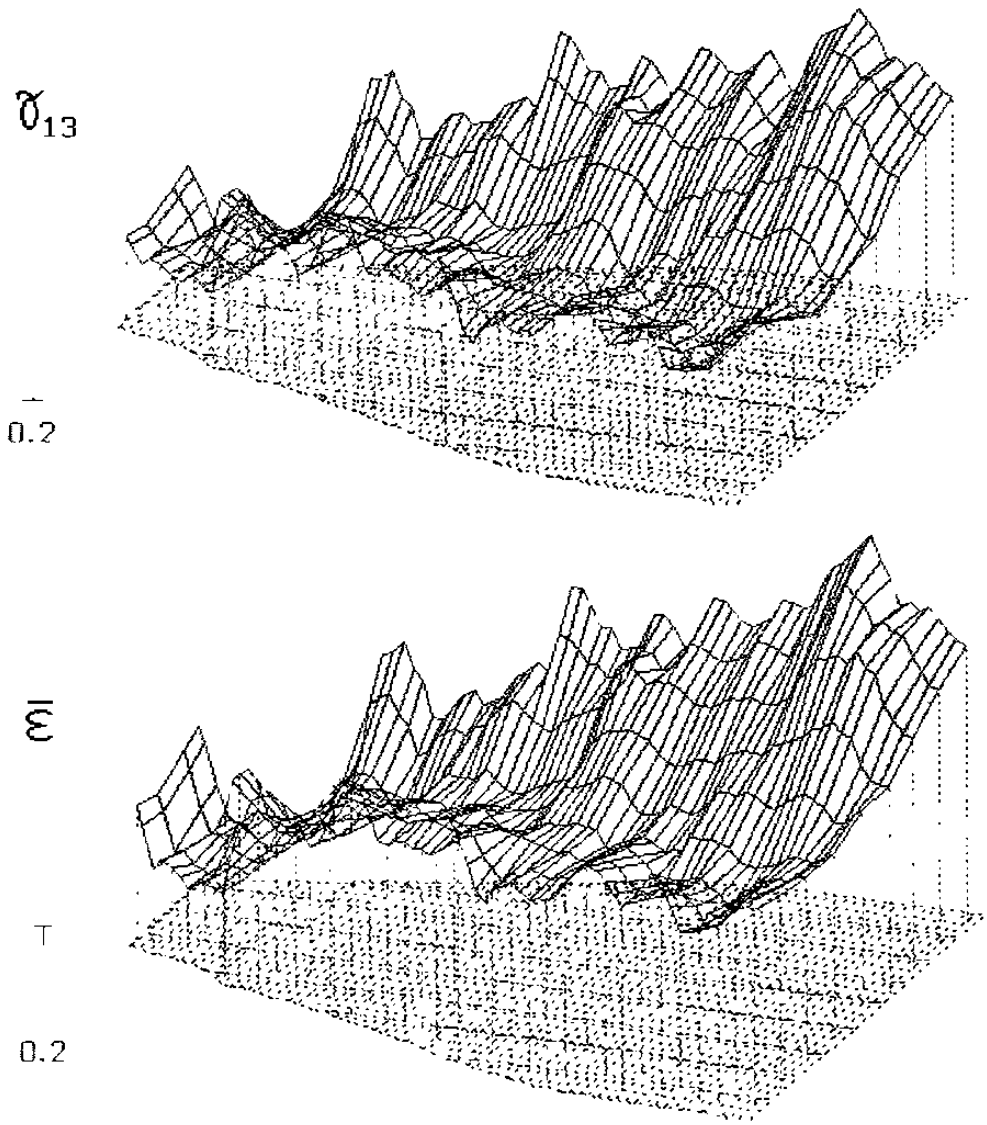


Fig 5.25
Distribución de la deformación cortante (γ_{13}) y equivalente ($\bar{\varepsilon}$) evaluada a partir de la rejilla del acero "C"

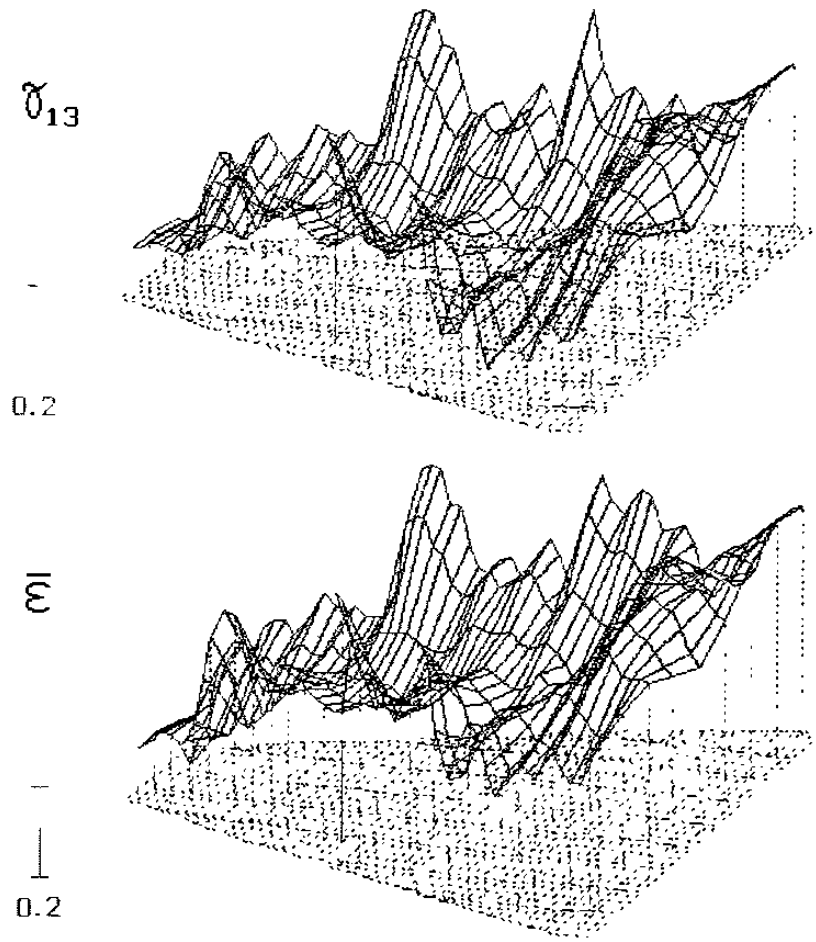


Fig 5.26
Distribución de la deformación cortante (γ_{13}) y equivalente ($\bar{\varepsilon}$) evaluada a partir de la rejilla del acero "D"

La figura 5.27 presenta la variación en ancho respecto a la longitud de cada uno de los aceros laminados; cabe recordar que conforme se avanza en longitud se incrementa la reducción aplicada. De este grafico se aprecian dos tendencias en el cambio de ancho, (evaluadas según el criterio de El-Kalay y Sparling [38]), una seguida por los aceros "A y D" y la otra por los aceros "B y C". La representación de esta variación en ancho en términos de ensanchamiento (S_w) evaluada a partir de la ecuación 2.12 (punto 2.3.7) presenta una estabilización a valores superiores de 50 mm en la mayoría de los casos, con excepción del acero "A", que mantiene valores de ensanchamiento por encima de

los demás aceros (Fig. 5.28). La figura 5.29 muestra la predicción del término de ensanchamiento (S_w) calculado a partir de diferentes modelos y lo compara con los valores medidos. Determinando que el modelo de predicción de ensanchamiento propuesto por Beese es el que más se acerca a los resultados experimentales.

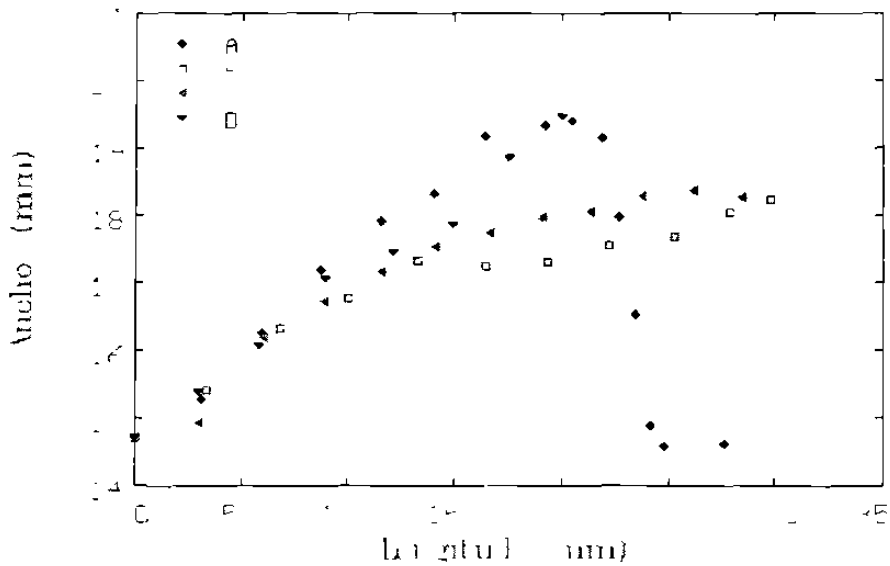


Fig. 5.27
Mediciones de Ancho a lo largo de las muetras laminadas en caliente.

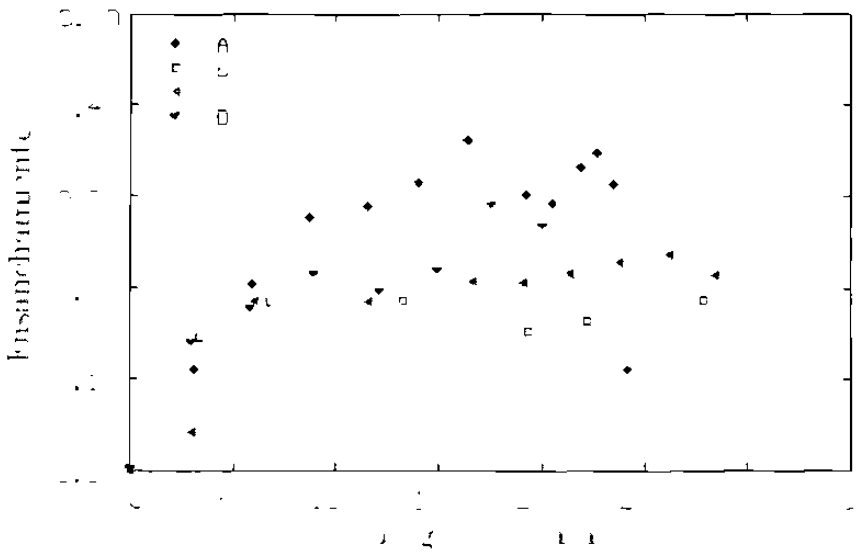


Fig. 5.28
Ensanchamiento medido a lo largo de las muetras laminadas en caliente.

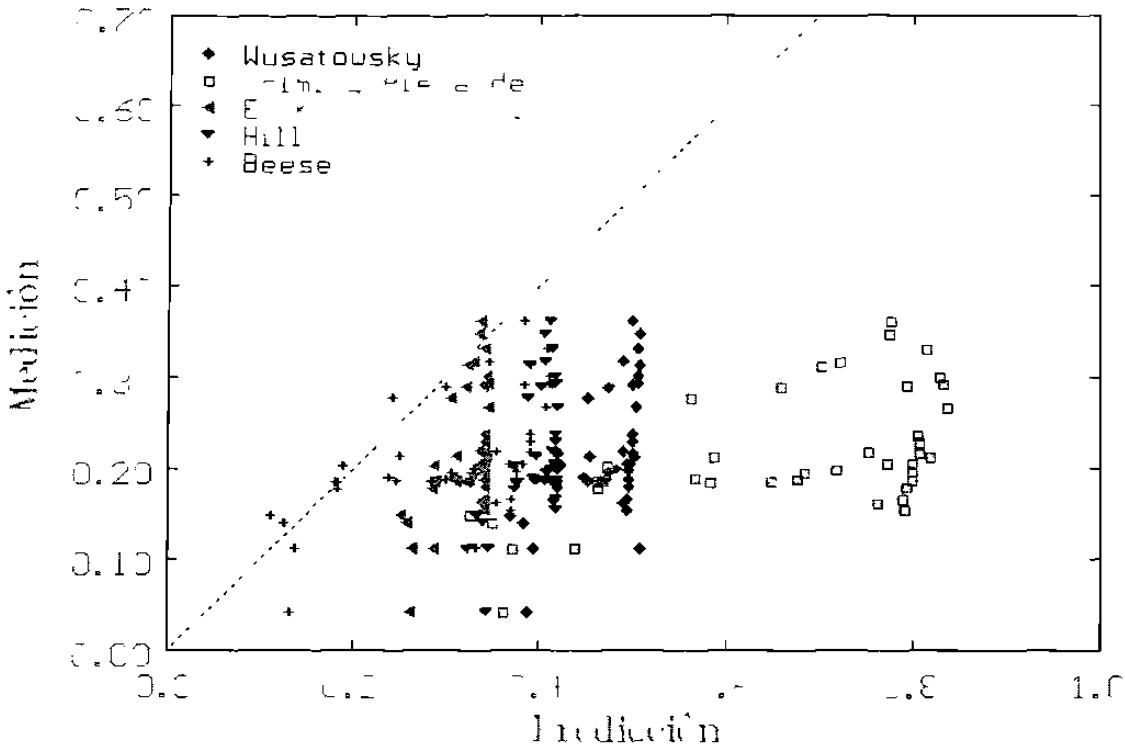


Fig. 5.29
Ensanchamiento medido en las muestras laminadas en caliente en función de la predicción de varios modelos.

Se encontraron mejores resultados cuando la relación de ancho fue graficada como una función de la raíz cuadrada del cociente incremental del espesor (Fig. 5.30), en la cual, se puede identificar un par de líneas del tipo:

$$\frac{W_f}{W_o} = b + c - c\left(\frac{h_f}{h_o}\right)^{0.5} \qquad (5.1)$$

donde ***" b" y " c"*** son igual a 0.92 y 1.09 en el caso del acero "A", y 0.93 y 0.75 en los demás casos.

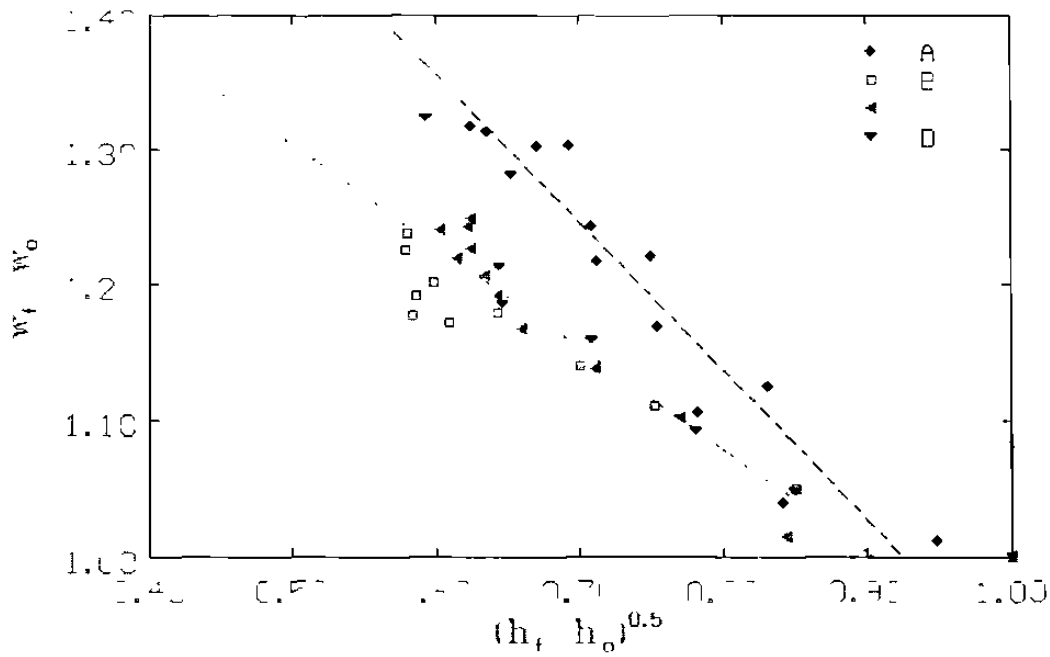


Fig. 5.30
Variación del ancho en función de la reducción en altura aplicado en la laminación de las muestras.

Cabe mencionar que la ecuación 5.1 fue diseñada para compensar el ensanchamiento presente en las probetas ensayadas a compresión por deformación plana [10,39], en donde "b" es igual a uno. Estos resultados indican que el acero con menor contenido de aleación posee una mayor tendencia a ensancharse.

Normalmente se supone en la laminación en caliente que el ensanchamiento es despreciable, o que sólo depende de parámetros geométricos [10,14,35-38,50], aún más, análisis en la distribución de la deformación en pruebas de deformación plana y pruebas a compresión de sección reducida [23,54,55], muestran que esa distribución depende sólo de características geométricas. Los resultados encontrados en este estudio indican que la composición química del acero afecta tanto al ensanchamiento como a la distribución de deformación.

5.2.2.- Resultados de la Caracterización microestructural.

La Fig. 5.31, muestra la evolución del tamaño de grano ferritico, en función de la reducción suministrada durante la laminación y la deformación obtenida a partir de la malla deformada. Se aprecia que el acero "D" y el acero "B" poseen una dispersión diferente a la presentada por los aceros "A y C", lo que implica que ambos aceros generaron cantidades similares de sitios de nucleación de graos ferríticos durante la transformación.

Las figuras 5.32, 5.33 y 5.34 muestran la dispersión del tamaño de grano medido en tres posiciones de la sección transversal (zona superior, central e inferior), en donde se puede apreciar de una manera más detallada la evolución del tamaño de grano, siendo el acero "B" el que guarda el mayor refinamiento a causa de la deformación, manteniendo una desviación estándar promedio de "1.2" en las tres zonas.

El acero "A" es el que muestra una mayor homogeneidad en el tamaño de grano medido al centro, sin embargo la zona superior e inferior presentan tamaños similares a la zona central, con una mayor desviación estándar que resulta ser semejante en ambos casos. El acero "B" presenta un refinamiento mayor y más homogéneo del grano ferrítico en las zonas superior e inferior de la probeta, siendo la zona central la de mayor fluctuación. Este mismo caso se presenta para el acero "C", a diferencia de que en éste el tamaño de grano no disminuye conforme avanza la reducción en igual magnitud como en el caso anterior y se mantiene dentro de la zona donde predomina el acero "A".

El acero "D" presenta una homogeneidad más acentuada en el tamaño de grano ferritico en las zonas superior e inferior, presentando una ligera refinación en estas dos zonas, por el contrario, en la región central no presenta variación en el tamaño de grano conforma se avanza la reducción, sin embargo se aprecia una tendencia a disminuir la heterogeneidad en tamaño. En el Apéndice A4 se presentan las micrografías de cada acero y en el Apéndice A5 se encuentran los gráficos de cada uno de los aceros por separado.

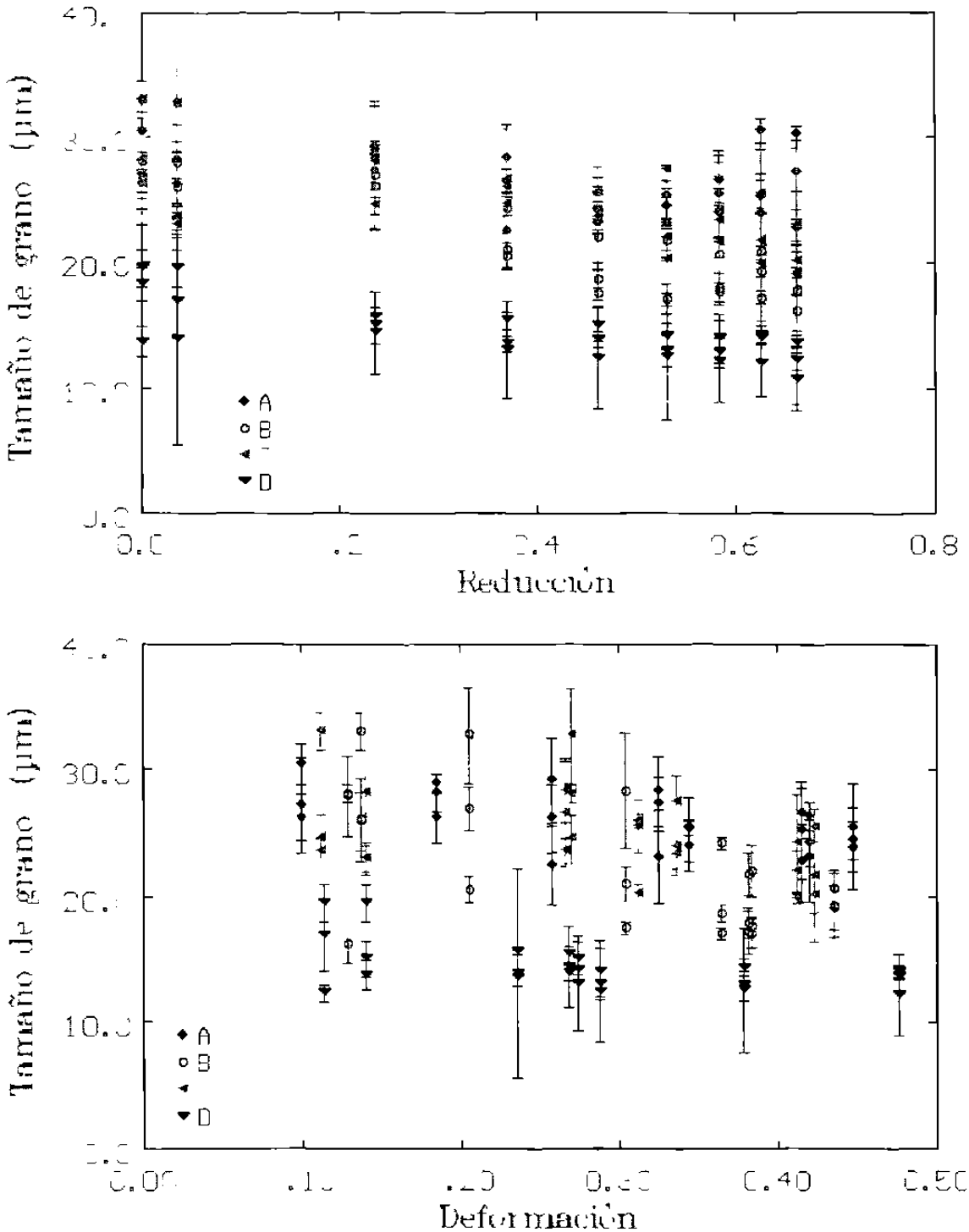


Fig. 5.31 Evolución del tamaño de grano ferrítico en la sección transversal de las probetas originalmente maquinadas en forma de cuña.

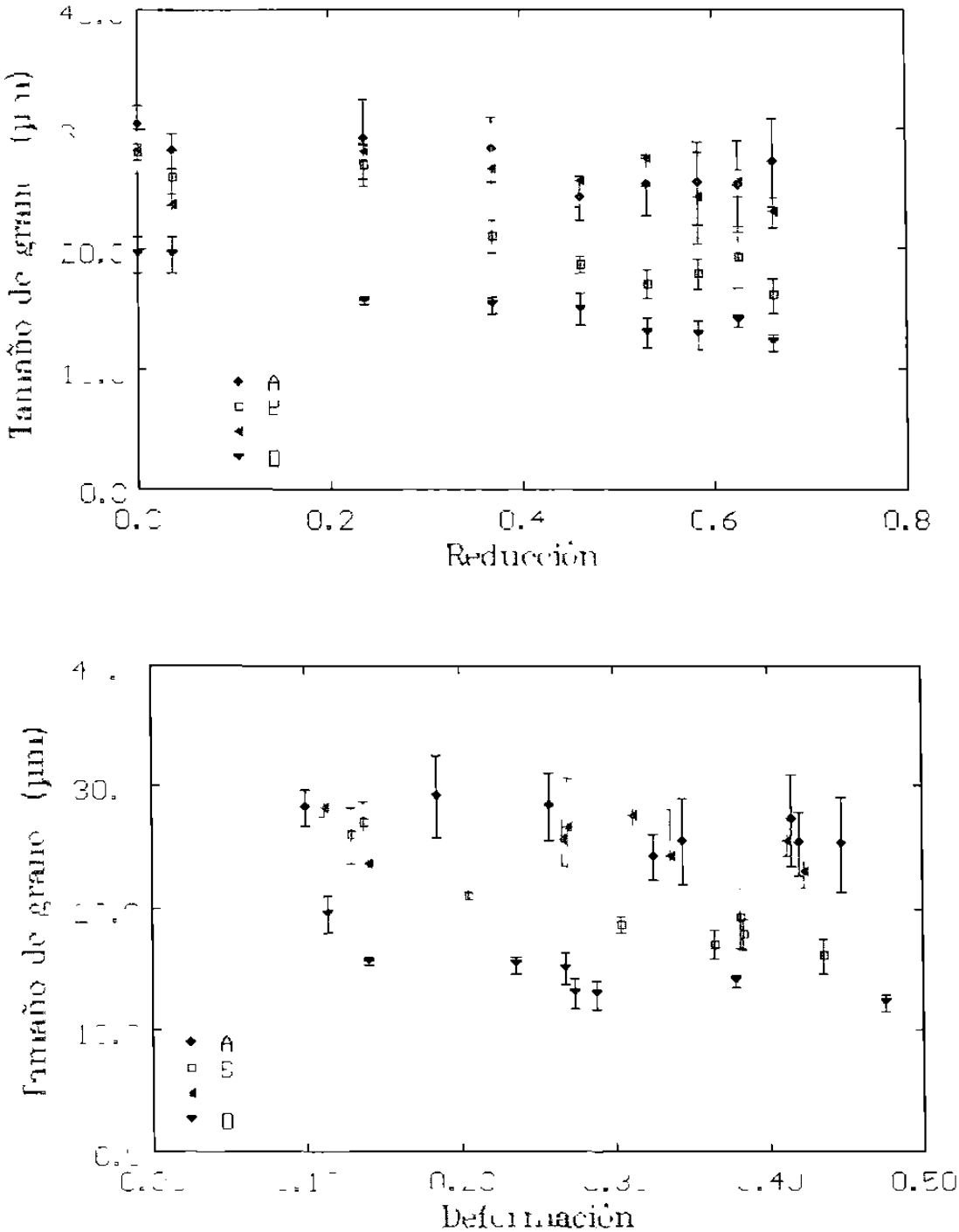
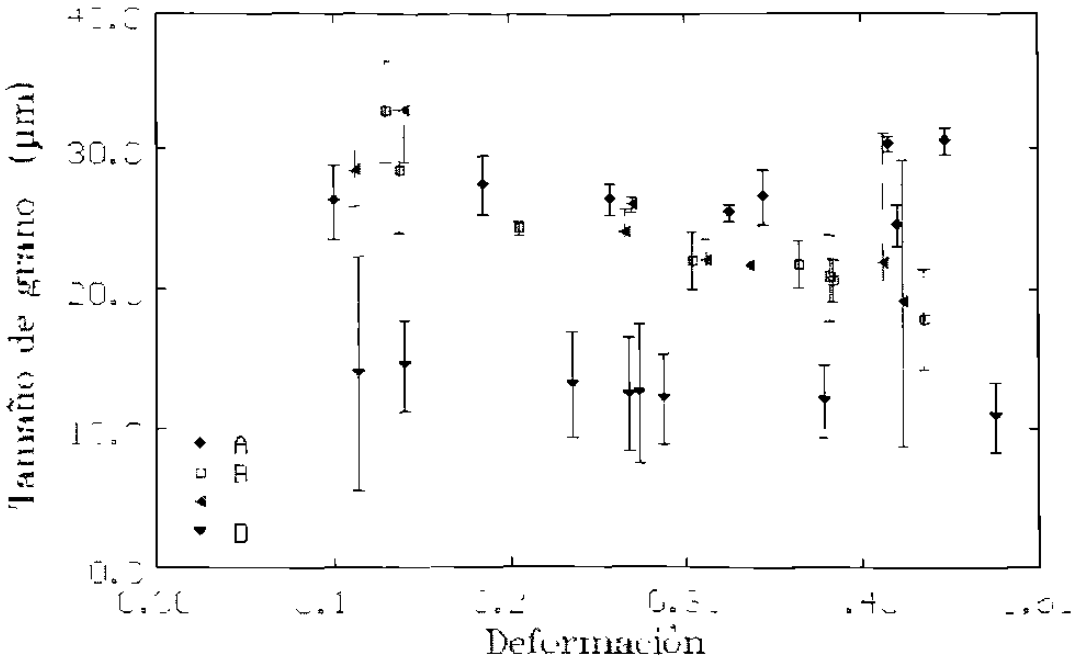


Fig. 5.32 Evolución del tamaño de grano en la zóna superior de la probeta laminada



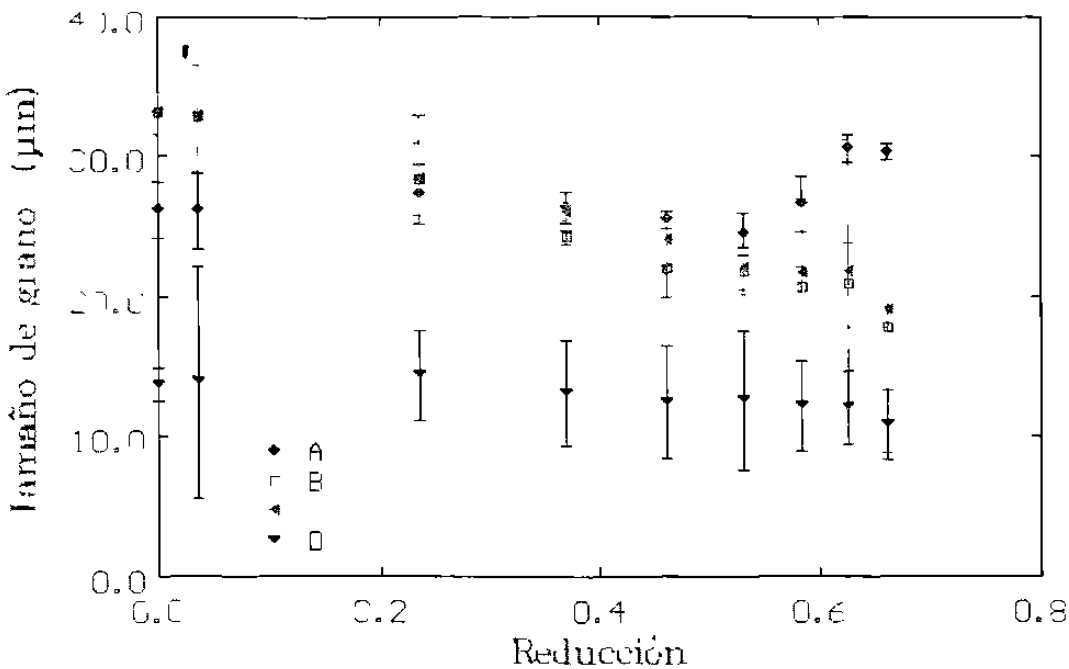
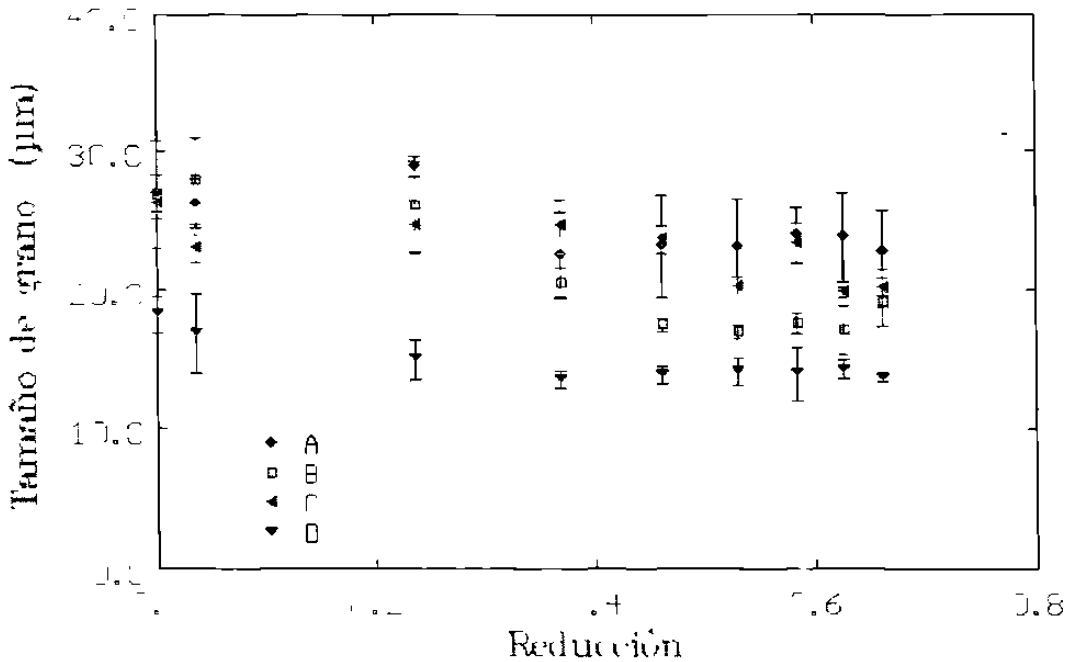


Fig. 5.33 Evolución del tamaño de grano en la zóna central de la probeta



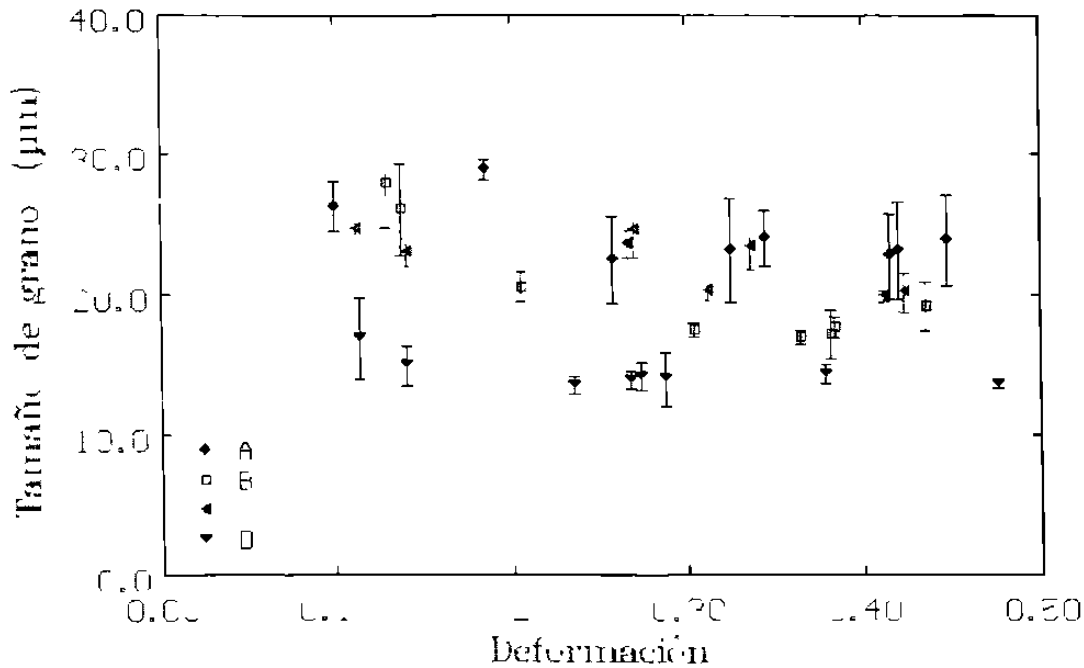


Fig. 5.34 Evolución del tamaño de grano en la zóna inferior de la probeta laminada.

5.2.3.-Resultados del Análisis Térmico.

Las figuras 5.35 a la 5.38 presentan la evolución de la temperatura a las que se detecto el inicio y fin de las diversas transformaciones alotromórficas en cada uno de los aceros sometidos a diferentes gradientes de deformación. En cada una de las figuras se encuentra marcado el inicio y fin de la transformación de ferrita, perlita, martensita, y bainita, con distintas líneas y representadas con símbolos (F_s,F_f,P_s,P_f,M_s,B_s,B_f) respectivamente. Estas temperaturas se obtuvieron a partir de distintos modelos matemáticos propuestos para predecir la temperatura de transformación de cada una de las fases antes mencionadas, y que se describieron en el Capitulo 3 y se pueden consultar en el Apéndice "A6".

La figura 5.35 (acero de baja aleación) presenta una predicción acertada del modelo de Andrews para el inicio de la transformación ferrítica. El modelo de Stevens y Haynes marca el inicio de transformación bainitica (Bs) sin embargo en el análisis metalográfico no se aprecian rastros de esta fase, por lo que se infiere que estos datos corresponden a un adelanto en el inicio de la transformación de perlita y en el fin de la transformación de ferrita proeutectoide. La temperatura para el fin de la transformación de bainita se encuentra bien representado, aun así se cree que estos datos correspondan al final de la transformación de perlita, esto debido a que la formación de bainita, requiere de una alta templabilidad del acero, así como niveles de subenfriamiento mayores a los obtenidos en un enfriamiento al aire calmado. No se registran datos relativos a la transformación martencitica, ni de su presencia en las muestras metalográficas.

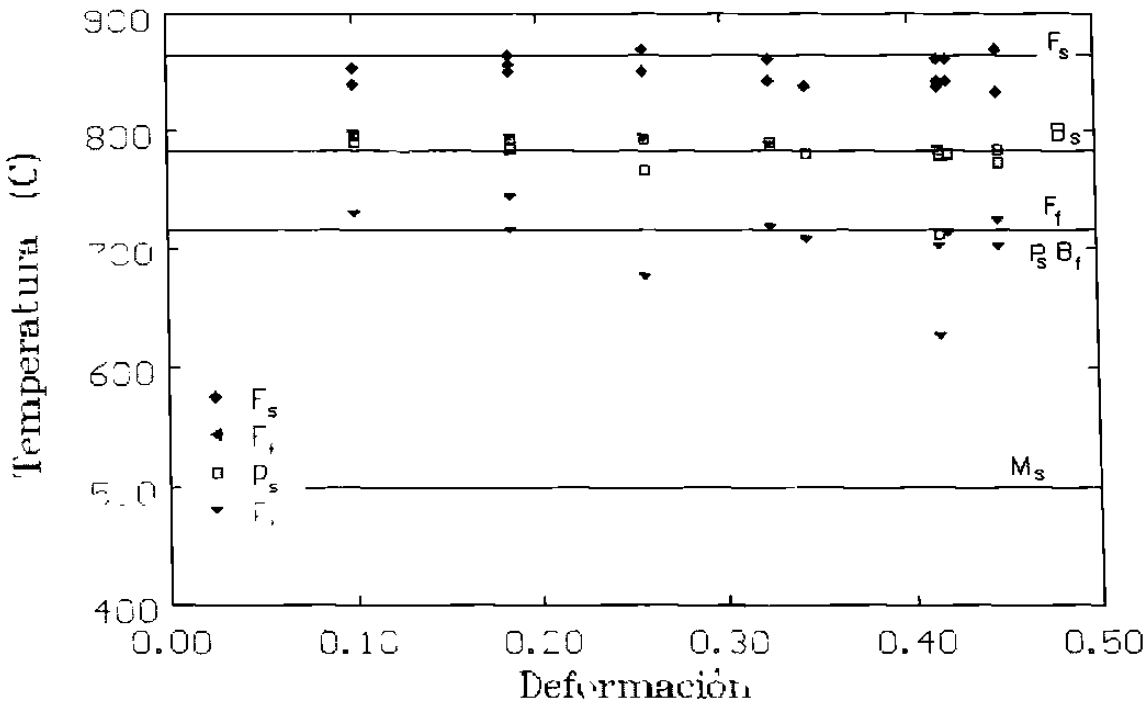


Fig. 5.35

Temperaturas de inicio y fin de transformación de fase determinadas a partir de la curva de enfriamiento del acero "A"

La figura 5.36 presenta los datos obtenidos de la prueba con el acero de medio manganeso (acero "B"), en donde se aprecia el efecto de retardo de la transformación austenita-ferrita, ocasionado por el manganeso y que resulta ser mayor que el predicho por el modelo de transformación al equilibrio propuesto por Andrews, con respecto al fin de la transformación de ferrita, e inicio de la perlita los resultados concuerdan con el modelo, De igual manera que en el acero "A" el modelo de Stevens y Haynes indican la posible presencia de bainita y martensita, no encontrándose indicios de éstas en el análisis metalográfico. Sin embargo se aprecia una tendencia a reducir el intervalo de inicio y fin de la transformación de fase después de aplicada una reducción de mas del 30%.

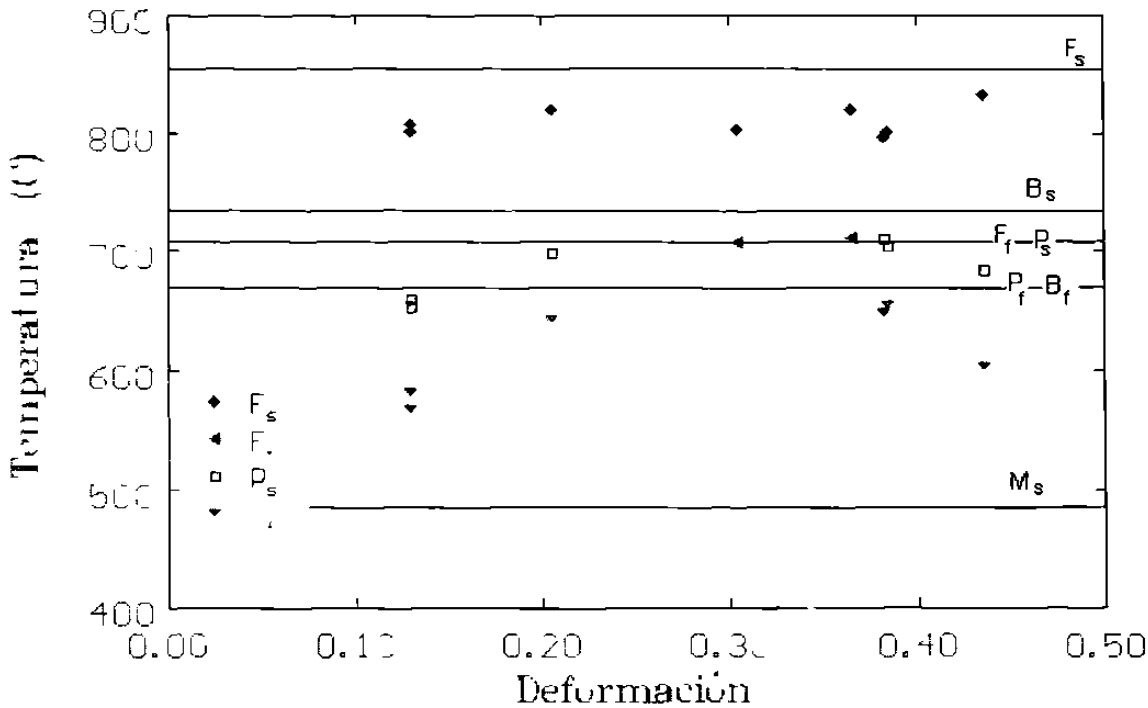


Fig. 5.36

Temperaturas de inicio y fin de transformación de fase determinadas a partir de la curva de enfriamiento del acero "B"

En la figura 5.37 se presentan los datos del acero al silicio (Acero"C") para el cual la predicción de la temperatura de inicio de la transformación de ferrita proeutectoide queda adelantada, en tanto que el inicio de la perlita y fin de la ferrita quedan atrasados con respecto de los datos obtenidos, se encuentra que el fin de la transformación de ferrita proeutectoide y el inicio de la perlita existe una diferencia de cien grados por encima de la temperatura predicha por el modelo de Andrews. De igual manera se descarta la presencia de bainita y martensita por análisis metalográficos.

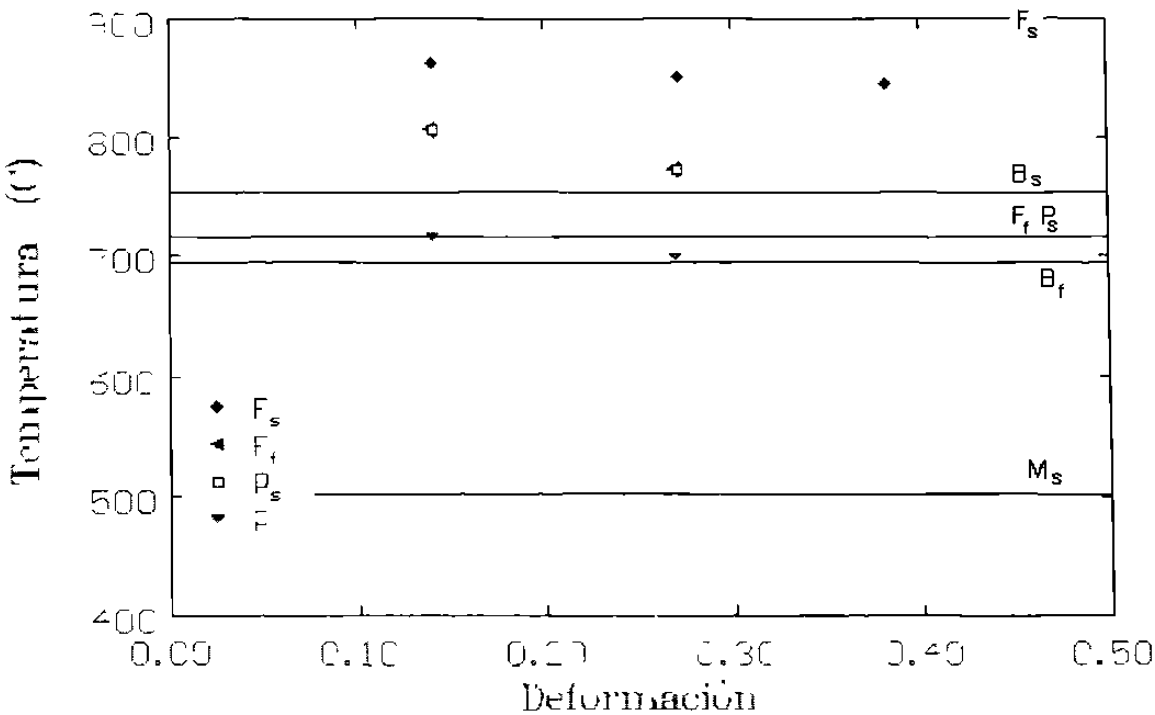


Fig. 5.37

Temperaturas de inicio y fin de transformación de fase determinadas a partir de la curva de enfriamiento del acero "C"

La figura 5.38 presenta los resultados de las pruebas realizadas en el acero microaleado (Acero "D") en el cual se aprecia que la temperatura predicha por el modelo de Andrews, para el inicio y fin de la transformación de la ferrita proeutectoide queda por encima de los datos medidos, sin embargo el gradiente de temperatura que separa el inicio y fin de la transformación se mantiene igual en los datos predichos y los medidos, aquí se aprecia nuevamente el efecto estabilizador de la austenita ocasionado por el contenido en manganeso. Respecto a la presencia de bainita y martensita en el acero, no se delata su presencia en el análisis metalográfico.

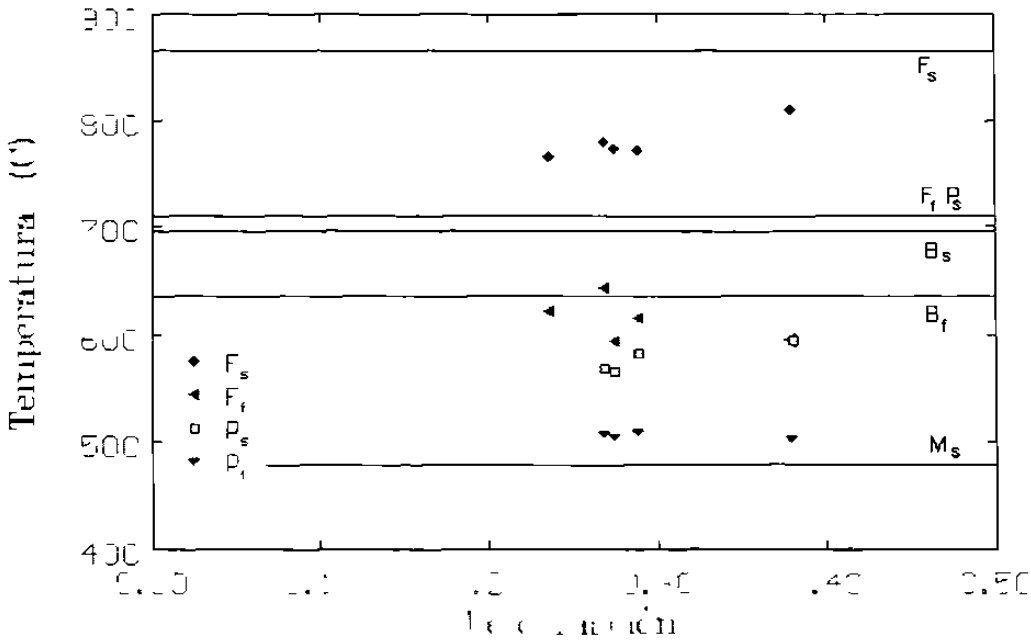


Fig. 5.38

Temperaturas de inicio y fin de transformación de fase determinadas a partir de la curva de enfriamiento del acero "D"

La figura 5.39 presenta tres gráficos de enfriamiento obtenidos a partir de la muestra de acero "A", las curvas restantes se presentan en el Apéndice A3. En el análisis realizado y descrito con las figuras 5.35 a la 5.38 se presentan las temperaturas registradas por los termopares (Apéndice A3) en cada una de las pruebas y las temperaturas predichas por diversos modelos (Apéndice A6), detectándose diversas discrepancias en las temperaturas de inicio y fin de la transformación, sin embargo no se presenta variación en la temperatura de transformación tanto en la predicha como en la capturada con respecto a la deformación suministrada, pero si presenta una inflexión más definida conforme se incrementa la deformación aplicada cuando se calcula la derivada de la temperatura vs. tiempo (dT/dt), mediante la cual pequeños cambios presentes en la curva de enfriamiento aparecen como marcados picos en la curva derivada, lo que se puede apreciar en la figura 5.39, con lo que se infiere que la deformación acentúa la temperatura de transformación de fase.

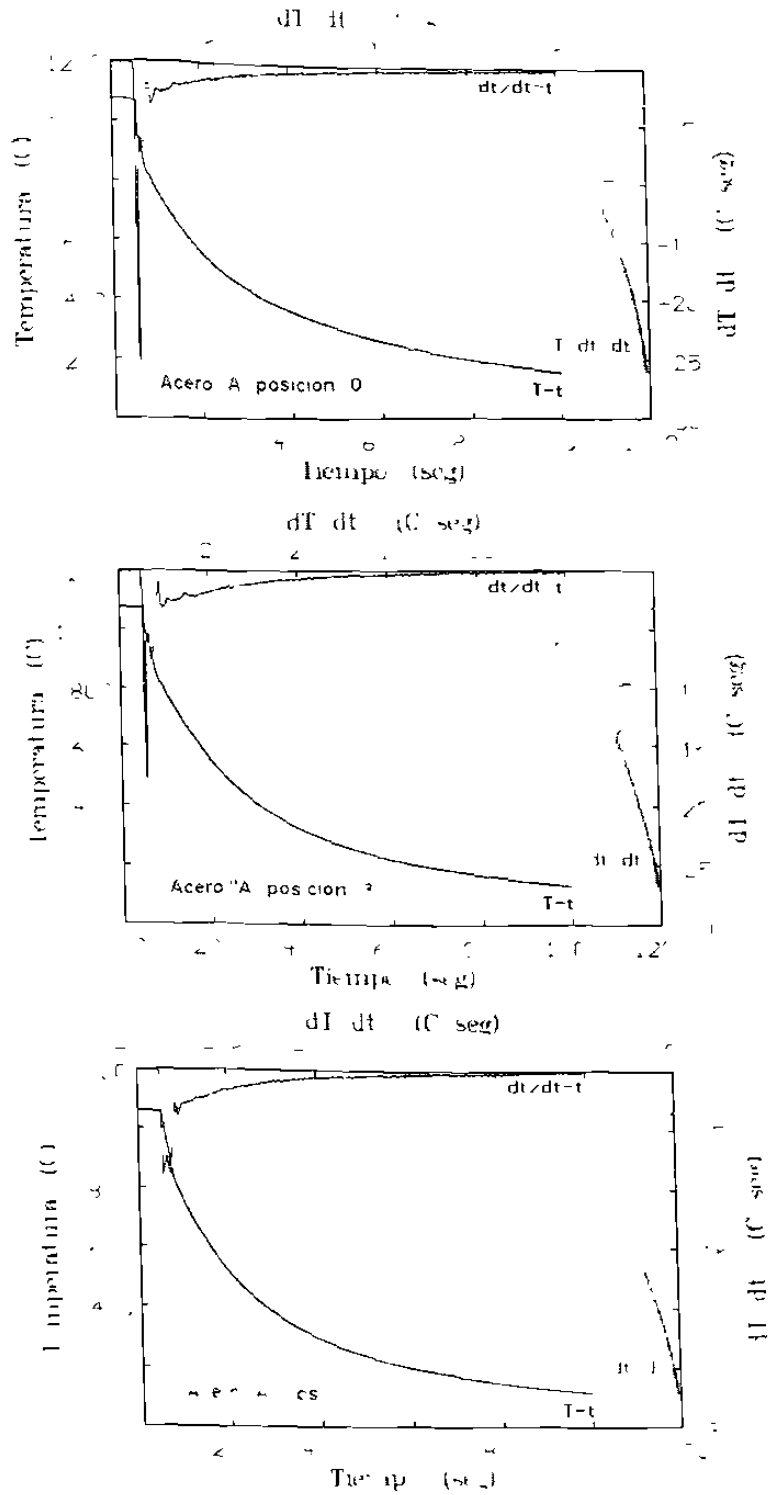


Fig. 5.39
Evolución de la temperatura en tres puntos diferentes de la probeta de análisis para el acero "A".

5.3.- Relación entre los diferentes resultados.

El ensanchamiento registrado en las distintas muestras marca una separación en comportamientos, clasificándolo en dos tendencias, una seguida por el acero de baja aleación ("A"), y otra seguida por los aceros "B", "C", "D", Figs. 5.27 y 5.28. Un patrón similar se aprecia en las pruebas de laminación, puesto que los mapas de deformación de las Figs. 5.15 a 5.26 y del Apéndice A2, así como los componentes de deformación muestran dependencia respecto a la reducción, Figs. 5.9 a 5.12.

El Análisis microestructural muestra que el tamaño de grano ferrítico en las pruebas de laminación disminuye con forme se incrementa el grado de reducción o las mediciones se aproximan a las superficies superior e inferior, Figs. 5.31 a 5.34 y Apéndice A4, lo que puede ser indicativo de la importancia del componente cortante para promover la nucleación de nuevos granos. Cabe destacar que la zona superior e inferior de todas las probetas se expusieron a aire tranquilo, después de laminadas, y al subenfriamiento ocasionado por el contacto de la superficie con los rodillos de laminación, lo que favorece la velocidad de nucleación de granos ferríticos en estas zonas. El que los menores tamaños de grano se registren en el acero "D", microaleado, puede ser debido a la posible falta de recristalización en la austenita de este acero, de hecho, al registrar las temperaturas de transformación en las diferentes zonas de las muestras, Figs. 5.35 a 5.38, las únicas que presentan una variación sistemática con respecto a la reducción son las del acero "D" Fig. 5.38, lo que permite confirmar la no recristalización de este acero.

La temperatura de inicio y fin de las diversas transformaciones alotromórficas en los aceros "A", "B" y "C" no se ve afectada sensiblemente con la reducción suministrada, sin embargo la deformación y recristalización generan

más sitios de nucleación de ferrita en la austenita refinada, ocasionando que, conforme se incrementa la deformación, se acentúe la temperatura de transformación, lográndose identificar con mayor facilidad en la curva de análisis térmico, Fig. 5.39 y apéndice A3 como un pico más pronunciado