

PMM/T - 28/96

IT/T - 8/96



INSTITUTO DE  
TECNOLOGIA

UNIVERSIDAD NACIONAL  
DE GENERAL SAN MARTIN

COMISION NACIONAL  
DE ENERGIA ATOMICA

MAESTRIA EN  
CIENCIA Y  
TECNOLOGIA  
DE MATERIALES

DUCTILIDAD EN  
CALIENTE DE  
ALEACIONES  
METÁLICAS A  
ALTAS VELOCIDADES  
DE DEFORMACIÓN

Gabriel C. Queipo

Con el auspicio del  
PROYECTO MULTINACIONAL DE MATERIALES OEA-CNEA  
Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN**

**INSTITUTO DE TECNOLOGIA**

**Ductilidad en caliente de aleaciones metálicas a altas  
velocidades de deformación (\*)**

**por Ing. Gabriel C. Queipo**

**Director**

**Ing. Alfredo M. Hey**

**Codirector**

**Ing. Segundo I. Núñez Pettinari**

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

**República Argentina**

**1996**

# Agradecimientos

El autor expresa su reconocimiento a las siguientes personas, por su amplia colaboración en el desarrollo de este trabajo de investigación aplicada:

Lic. Gabriel E. San Martín, por su constante apoyo en el análisis y discusión de los resultados, por sus valiosas sugerencias, así como por la revisión de este trabajo;

Sr. Daniel Anello, por su colaboración en la puesta en marcha de los ensayos, su ayuda en el mejoramiento de la máquina de TRC y de los equipos de registro de datos;

Sr. Ernesto Alonso, por el mecanizado de piezas para la máquina de TRC y de las probetas utilizadas en gran parte de los ensayos;

Sres. Ricardo Montero y Ramón Castillo Guerra, por su colaboración en la realización y análisis de metalografías;

Ing. Jorge Di Gaetano, por la cesión de equipamiento para la realización de mediciones y por su constante asesoramiento en relación con los sistemas de registro de datos;

Ing. Gustavo F. Merlone, por sus valiosas aclaraciones relacionadas con temas metalúrgicos;

Ing. Juan J. Tiebas, por su ayuda en la diagramación computacional de textos y figuras;

Ing. Carlos E. Mateus, por su participación en la realización de los primeros ensayos de serie;

Srta. Adriana Domínguez y Sra. Sara Novas por la operación del microscopio electrónico de barrido y el revelado de las fotografías obtenidas;

Lic. Estela Rodríguez, por la cesión de material bibliográfico relacionado con las inclusiones en aceros;

Sres. Oscar Carpineta y Víctor Vanzulli por su apoyo técnico a lo largo de todo el año de trabajo;

Gabriel C. Queipo

# Indice

CAPITULO 1. DUCTILIDAD EN CALIENTE A ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACION .....	1
1.1. Trabajado en caliente .....	1
1.2. Trabajabilidad en caliente .....	7
1.3. Ductilidad en caliente .....	8
1.4. Modos de fractura en caliente .....	9
1.5. Fractura en situaciones prácticas del trabajado en caliente .....	12
1.6. El papel fundamental de las partículas de segunda fase y de las inclusiones .....	13
1.7. Representación gráfica de la ductilidad en función de las variables operativas y microestructurales - Mapas de procesamiento .....	17
a) Fractura dúctil .....	18
b) Fisuras en cuña en los límites de grano .....	19
c) Recristalización dinámica .....	20
d) Deformación adiabática .....	22
1.8. El trabajado en caliente y las altas velocidades de deformación .....	26
CAPITULO 2. EL ENSAYO DE TRACCION RAPIDA EN CALIENTE .....	31
2.1. Antecedentes .....	31
2.2. Mecanismo de tracción - Cálculo de la velocidad de cabezal .....	31
2.3. Medición de la velocidad de cabezal y de la fuerza de tracción .....	41
2.4. Probeta de TRC .....	47
2.5. Circuito eléctrico de calentamiento y de registro de datos .....	49
2.6. Velocidad de deformación .....	50
2.7. Evaluación de los sistemas de medición de fuerza y de desplazamiento ...	61
2.8. Velocidad de deformación característica del ensayo TRC .....	68
2.9. Aplicaciones del ensayo TRC .....	69
CAPITULO 3. ESTUDIO DE LA DUCTILIDAD EN CALIENTE DE TRES ACEROS A ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACION .....	74
3.1. Introducción .....	74
3.2. Procedimiento experimental .....	75
3.3. Resultados experimentales .....	83
3.4. Discusión de resultados .....	97

3.4.1. El proceso de fractura dúctil	97
3.4.2. Falla intrínsecamente plástica	121
3.4.3. Fragilización en caliente y quemado	123
3.4.4. Deformación adiabática	128
3.4.5. Comparación con resultados de torsión en caliente	129
CAPITULO 4. CONCLUSIONES	131
4.1. Introducción	131
4.2. La máquina de TRC	131
4.3. El ensayo de TRC	132
4.4. Los aceros ensayados	133
4.5. Líneas futuras	133
Bibliografía	135
APENDICE. COMPORTAMIENTO EN CALIENTE DE LAS INCLUSIONES EN ACEROS	138
1. Constitución de las inclusiones no metálicas en los aceros	138
1.1. Generalidades	138
I) Inclusiones endógenas	139
a) Inclusiones primarias	139
b) Inclusiones secundarias	139
II) Inclusiones exógenas	139
I) Inclusiones submicroscópicas	140
II) Microinclusiones	141
III) Macroinclusiones	141
1.2. Sulfuros	142
1.2.1. Sulfuro de hierro - FeS	142
1.2.2. Sulfuro de manganeso - MnS	143
i) MnS tipo I	143
ii) MnS tipo II	146
iii) MnS tipo III	146
1.2.3. Sulfuro de calcio - CaS	147
1.2.4. Sulfuro de cromo - Cr <sub>x</sub> S <sub>y</sub>	148
1.2.5. Sulfuro de circonio - ZrS	148
1.2.6. Sulfuro de titanio - TiS	148
1.2.7. Sulfuros de tierras raras - R <sub>x</sub> S <sub>y</sub>	149
1.3. Oxidos	150
1.3.1. Oxidos metálicos	150
i) Oxido de hierro-manganeso - (FeMn)O	150
ii) Sílice - SiO <sub>2</sub>	150

iii) Alúmina - $\text{Al}_2\text{O}_3$ .....	151
iv) Otros óxidos .....	151
1.3.2. Espinelas - $\text{MO.M}_2\text{O}_3$ .....	152
1.3.3 Silicatos .....	153
i) Silicatos de hierro-manganeso .....	153
ii) Silicatos de aluminio .....	153
iii) Silicatos de calcio y magnesio .....	153
iv) Silicatos complejos .....	154
1.3.4. Aluminatos de calcio .....	154
1.4. Otras inclusiones .....	156
1.4.1. Plomo .....	156
1.4.2. Selenio .....	157
1.4.3. Telurio .....	157
2. Modificaciones en la morfología de inclusiones por calentamiento y su influencia en el trabajado en caliente .....	158
2.1. Introducción .....	158
2.2. Sobrecalentamiento .....	158
2.3. Quemado .....	160
2.4. Máxima temperatura segura de recalentamiento .....	161
2.5. Globulización in situ de los sulfuros .....	163
3. Deformabilidad y fractura de las inclusiones a altas temperaturas .....	167
3.1. Generalidades .....	167
3.2. Evaluación de la deformación y plasticidad de las inclusiones .....	167
3.3. Factores que afectan la plasticidad de las inclusiones .....	172
3.3.1. Efecto de la resistencia de las inclusiones y de la matriz .....	172
3.3.2. Efecto de la interfase matriz/inclusión .....	174
3.3.3. Naturaleza de la inclusión .....	175
i) Inclusiones intrínsecamente plásticas .....	175
ii) Inclusiones vítreas .....	175
iii) Inclusiones de cristales iónicos .....	175
3.3.4. Tamaño de la inclusión .....	178
3.3.5. Temperatura .....	179
3.3.6. Deformación .....	179
3.3.7. Velocidad de deformación .....	181
3.3.8. Presión hidrostática .....	181
3.4. Plasticidad y fractura de los silicatos .....	182
3.4.1. Silicatos vítreos .....	184
3.4.2. Silicatos cristalinos .....	190
3.4.3. Silicatos dúplex .....	195
3.4.4. Factores que controlan la plasticidad de los silicatos .....	202
a) Temperatura .....	202
b) Reducción durante el trabajado en caliente .....	202
c) Tamaño de las partículas .....	202
d) Composición .....	203
e) Partículas de segunda fase .....	208
3.5. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso .....	210
3.5.1. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo I .....	210

3.5.2. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo II . . . . .	215
3.5.3. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo III . . . . .	217
3.5.4. Influencia de la temperatura en la plasticidad relativa de las inclusiones de MnS . . . . .	219
3.5.5. Prácticas usuales en relación a las inclusiones sulfuro durante el trabajado en caliente . . . . .	220
3.5.6. Efecto de la modificación de las inclusiones de MnS en la trabajabilidad en caliente del acero . . . . .	221
3.7. Plasticidad y fractura de las inclusiones de alúmina . . . . .	222
4. Formación de huecos en los extremos de las inclusiones durante la deformación en caliente . . . . .	227
5. Efecto de las inclusiones en la trabajabilidad en caliente del acero . . . . .	231
5.1. Trabajabilidad . . . . .	231
5.2. Trabajabilidad en caliente del acero colado . . . . .	232
5.3. Importancia de los parámetros de laminación . . . . .	233
5.4. Efecto de la calidad del acero en la laminación de barras . . . . .	235
5.5. Mejora de la trabajabilidad en caliente mediante el control de las inclusiones . . . . .	235
Bibliografía del apéndice . . . . .	238

---

# CAPITULO 1

---

## DUCTILIDAD EN CALIENTE A ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACION

### 1.1. Trabajado en caliente

El trabajado en caliente de un material se lleva a cabo bajo condiciones de temperatura y velocidad de deformación tales que tienen lugar los **procesos dinámicos de restauración (recuperación dinámica sola o acompañada de recristalización dinámica)** lo que permite alcanzar grandes deformaciones prácticamente sin endurecimiento.

La distinción entre trabajado en frío y trabajado en caliente no depende de ninguna temperatura de referencia arbitraria. Para la mayoría de las aleaciones comerciales, el trabajado en caliente debe realizarse a temperaturas relativamente elevadas para lograr una alta velocidad de recristalización. Sin embargo, el plomo y el estaño recristalizan rápidamente a temperatura ambiente después de grandes deformaciones, de manera que el trabajado de estos materiales a temperatura ambiente constituye trabajado en caliente. De la misma manera, la deformación del tungsteno a 1100 °C (en el rango de trabajado en caliente para el acero) se realiza en frío, ya que la temperatura de recristalización de este metal supera ese valor. Un criterio utilizado ampliamente para caracterizar los procesos realizados a altas temperaturas como procesos de deformación en caliente establece que la temperatura mínima para que exista trabajado en caliente es la temperatura de recristalización estática (recristalización del 50% del material en una hora). Para la mayoría de los metales y aleaciones esta temperatura se encuentra alrededor de  $0,6 T_m$  (temperatura absoluta de fusión).

Procesos típicos de trabajado en caliente son la laminación, la extrusión y el forjado, y frecuentemente constituyen los primeros pasos en la transformación del material colado (lingote o colada continua) en material trabajado.

La deformación real en el trabajado en caliente es grande comparada con la que se puede alcanzar en los ensayos de tracción o compresión ( $\epsilon \approx 2$  a 4). Esta es una de las razones de la gran difusión que adquirió el ensayo de torsión en caliente para simular en el laboratorio

los cambios metalúrgicos que sufre el material en el proceso real.

El **trabajado en caliente** se realiza a temperaturas superiores a  $0,6 T_m$  y a altas velocidades de deformación ( $0,5$  a  $500 \text{ s}^{-1}$ ), (ref. 1) y además de reducir la energía requerida para deformar el metal, presenta otras ventajas. En efecto, a altas temperaturas el metal fluye más fácilmente sin fisurarse, la rápida difusión disminuye las inhomogeneidades químicas de la estructura de colada, los poros y sopladuras se sueldan durante la compresión y los granos columnares gruesos, típicos del material colado, se transforman en pequeños granos recristalizados. Sin embargo, existen algunas desventajas, que se reseñan a continuación.

Generalmente el trabajado en caliente tiene lugar al aire, esto produce una intensa oxidación superficial y por lo tanto una cantidad apreciable de material debe removerse (cascarilla), con el consiguiente costo adicional en energía malgastada en el horno y en las máquinas. Algunos materiales muy reactivos como el titanio son severamente fragilizados por el oxígeno y por lo tanto deben trabajarse en una atmósfera inerte, o protegida del aire por una barrera adecuada. La descarburación de una capa superficial del acero trabajado en caliente obliga a realizar pasadas de acabado en la laminación para removerla. La laminación con una capa oxidada y las contracciones no uniformes que sufrirá el material cuando se enfríe, complican la obtención de tolerancias dimensionales, de forma y de acabado superficial muy estrictas. Aun más, la uniformidad de la microestructura y de las propiedades en la sección transversal de los metales trabajados en caliente suele ser menor que la de los materiales trabajados en frío y posteriormente recocidos. Como la deformación es siempre mayor en las capas superficiales, el metal adquirirá un tamaño de grano recristalizado menor en esta región. Debido a que el interior se encontrará a temperaturas mayores a las de las capas externas por tiempos más largos durante el enfriamiento, puede tener lugar un importante crecimiento de grano en el interior de piezas grandes de material.

En un amplio rango de temperaturas el principal mecanismo de deformación plástica es el deslizamiento de dislocaciones. Las interacciones atractivas y repulsivas entre las dislocaciones hacen que se organicen en una subestructura y provocan el endurecimiento (aumento de la tensión de fluencia) por deformación. A mayores temperaturas, ya sea durante o después de la deformación, las dislocaciones incrementan su movilidad mediante mecanismos como el deslizamiento cruzado y atrapado, lo que permite que se aniquilen y que la subestructura resultante sea más regular y menos tensionada. Esta **recuperación** puede ser tanto **dinámica** (durante la deformación) o **estática** (después de la deformación). Se pueden generar límites de gran ángulo y resultar inducidos a migrar debido a la energía de deformación, en cuyo caso aniquilan dislocaciones durante la deformación (**recristalización dinámica**) o después de la deformación (**recristalización estática**), (ref. 2).

A la luz de esta breve explicación mecanicista, el trabajado en caliente puede redefinirse como la deformación de un metal mediante el deslizamiento de dislocaciones a una temperatura en la que la recuperación dinámica sola o acompañada por la recristalización dinámica, produce en forma continua (**estado estacionario**) una subestructura regular con una baja tensión de fluencia comparada con la correspondiente al trabajado en frío para igual deformación.

En la fig. 1.1 se pueden ver las curvas de fluencia correspondientes a distintos materiales

para una **temperatura homóloga** (cociente entre la temperatura absoluta de deformación y la temperatura absoluta de fusión,  $T/T_m$ ) y una velocidad de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) dadas. El pico de tensión seguido de ablandamiento es característico de la recristalización dinámica, mientras que los que presentan curvas de fluencia que crecen monótonamente hasta el estado estacionario son características de la recuperación dinámica.

Se han propuesto diversas **ecuaciones constitutivas** para representar el estado estacionario de los materiales cuando se deforman a altas temperaturas. A continuación se presentan algunas de éstas:

$$\text{metales bcc (ej.: Fe-}\alpha\text{, Ti-}\beta\text{, Zr-}\beta\text{), (ref. 2):} \quad Z = A \sigma_{ss}^n \quad (1.1)$$

$$\text{metales hcp (ej.: Ti-}\alpha\text{, Zr-}\alpha\text{, Mg, Zn), (ref. 2):} \quad Z = A' \exp(\beta \sigma_{ss}) \quad (1.2)$$

$$\text{metales fcc (ej.: Al, Ni, Cu, Fe-}\gamma\text{, austenita), (ref. 2):} \quad Z = A'' \sinh(\alpha \sigma_{ss})^n \quad (1.3)$$

donde:  $Z = \dot{\epsilon}_s \exp(Q_{HW}/RT)$  que es el parámetro de Zener - Hollomon ( $s^{-1}$ );

$T$  = temperatura absoluta de la deformación (K);

$\dot{\epsilon}_s$  = velocidad de deformación real estacionaria ( $s^{-1}$ );

$\sigma_s$  = tensión verdadera de fluencia estacionaria (MPa);

$Q_{HW}$  = energía de activación (J), para recuperación dinámica:  $Q_{HW} \approx Q_C \approx Q_D$  y para recristalización dinámica:  $Q_{HW} > Q_C$  ó  $Q_D$ , donde  $Q_C$  = energía de activación de termofluencia o "creep" y  $Q_D$  = energía de activación de autodifusión.

$R$  = constante universal de los gases perfectos = 8,31 J/(K mol);

$A, A', A'', \alpha, \beta$  y  $n$  son constantes determinadas experimentalmente

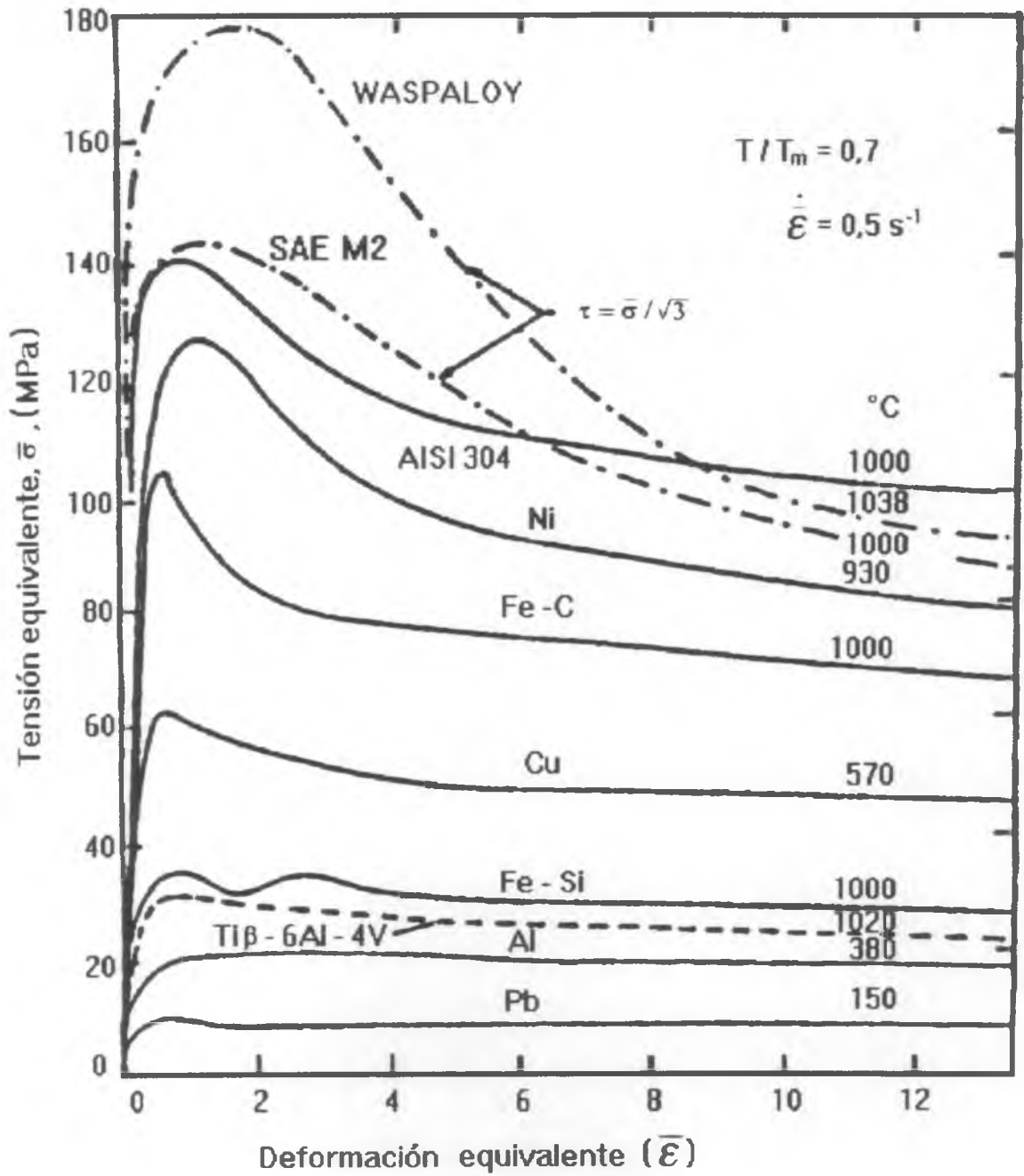


Fig. 1.1. Curvas de fluencia correspondientes a distintos materiales a  $0,7 T_m$  y  $\dot{\epsilon} \sim 0,5 \text{ s}^{-1}$ . Las curvas para el Waspaloy y el acero SAE M2 están dadas en tensión de corte para mantenerlas dentro del gráfico, (ref. 2).

Como se dijo anteriormente, pueden obtenerse grandes deformaciones bajo condiciones especiales que llevan el proceso a un estado estacionario. Tales condiciones sólo pueden alcanzarse en la extrusión y en la laminación planetaria, donde existen condiciones de deformación continua e isotérmica. La mayoría de los metales y aleaciones se trabajan en caliente con deformaciones interrumpidas y no isotérmicas, como ocurre en forjado y en laminación, donde las deformaciones incrementales son más pequeñas y no alcanzan los niveles requeridos para asegurar el referido estado estacionario. Hay una interacción complicada entre los procesos de ablandamiento dinámicos y estáticos y esto se vuelve particularmente importante para los denominados **tratamientos termomecánicos**. En ellos, además del conformado del material, se busca un producto con propiedades finales determinadas mediante el control de la microestructura y de la textura durante el proceso, (por ejemplo la laminación controlada de aceros microaleados o la obtención de chapa de grano orientado para usq eléctrico).

La tabla I resume la situación de los procesos de ablandamiento estáticos y dinámicos.

**TABLA 1.I. Procesos de restauración en distintas aleaciones (Ref. 3)**

<b>Grupo</b>	<b>Ejemplos</b>	<b>Proc.Dinámicos</b>	<b>Proc.Estáticos</b>
<b>A</b>	<b>Al, Fe-<math>\alpha</math>, aleaciones ferríticas</b>	<b>Recuperación (a todas deformaciones)</b>	<b>Recuperación seguida de recristaliza- ción</b>
<b>B</b>	<b>Cu, Ni, Fe-<math>\gamma</math>, aleaciones austeníticas</b>	<b>Recuperación (pequeñas deformaciones)</b>  <b>Recristalización (grandes deformaciones)</b>	<b>Recuperación muy limitada seguida de recristaliza- ción</b>

Las relaciones constitutivas vistas anteriormente están restringidas a las deformaciones correspondientes a un punto característico de la curva de fluencia (como por ejemplo la tensión máxima o la tensión del estado estacionario). Debido a esto se han ajustado numerosas funciones algebraicas simples a las curvas experimentales tensión/deformación obtenidas a temperatura y velocidad de deformación constantes. Algunas de estas ecuaciones son (ref. 2):

$$\sigma = K\epsilon^m \quad (1.4)$$

$$\sigma = \sigma_0 + B\epsilon^m \quad (1.5)$$

$$\sigma = A(B + \varepsilon)^m \quad (1.6)$$

$$\sigma = A + B \ln \varepsilon \quad (1.7)$$

$$\sigma = A - (A - B) \exp(-C\varepsilon) \quad (1.8)$$

$$\sigma = \sigma_0 + B[1 - \exp(-C\varepsilon)]^m \quad (1.9)$$

$$\sigma = A[1 - \exp(-C\varepsilon^m)]^{1/n} \quad (1.10)$$

donde:  $\sigma$  = tensión verdadera de fluencia

$\varepsilon$  = deformación real

$A, B, C, K, \sigma_0, m$  y  $n$  son constantes que dependen de la velocidad de deformación y la temperatura.

Ninguna de las ecuaciones propuestas es enteramente satisfactoria para todos los materiales y todas las condiciones de deformación. En algunos casos, es posible combinar estas ecuaciones con las 1.1-1.3 correspondientes a una deformación característica con algunas de las ecs. 1.4-1.10, reemplazando por ejemplo  $K$  en la ec. 1.4 o  $A$  en la ec. 1.10 por  $\sigma_s$  obteniéndose:

$$\sigma = (BZ)^{1/n} \varepsilon^m \quad (1.11)$$

$$\sigma = \frac{\varepsilon^m}{\beta} \ln BZ \quad (1.12)$$

$$\sigma = \frac{\varepsilon^m}{\alpha} \sinh^{-1}(BZ)^{1/n} \quad (1.13)$$

En cada caso, las propiedades del material en un amplio rango de condiciones de deformación pueden expresarse mediante unas pocas constantes que permiten una aproximación razonable a la curva de fluencia para cada temperatura y velocidad de deformación.

## 1.2. Trabajabilidad en caliente

La trabajabilidad en caliente ( $w$ ) de un material es la capacidad para ser deformado (sin fisuras) bajo condiciones de alta temperatura ( $> 0,6 T_m$ ) y velocidades de deformación relativamente altas ( $10^{-1}$  a  $10^2 \text{ s}^{-1}$ ) en un dado proceso metalúrgico. Las dos características que gobiernan la trabajabilidad en caliente son:

- la tensión que debe aplicarse para obtener la deformación buscada (**resistencia**) que deberá ser menor que la máxima alcanzable con el equipamiento disponible;
- la máxima deformación plástica posible antes de la formación de fisuras (**ductilidad**) que debe ser mayor que la deformación final correspondiente al proceso.

Se ha propuesto como dependiente de tres factores funcionales (hasta ahora no explicitados):

$$w = f_1(\text{material}) \cdot f_2(\text{proceso}) \cdot f_3(\text{variables operativas}) \quad (1.14)$$

donde  $f_1$  : una función de las propiedades del material, es decir la trabajabilidad "intrínseca" del material que puede determinarse convencionalmente por un ensayo de tracción, compresión o torsión;

$f_2$  : una función del proceso utilizado, (forjado, extrusión, laminación, etc.); particularmente del estado de tensión y/o deformación;

$f_3$  : una función de las variables operativas (condiciones de fricción, temperatura, velocidad de deformación, etc.); algunos autores reúnen las funciones  $f_2$  y  $f_3$  en una sola que a su vez interactúa con  $f_1$ , lo cual refleja la complejidad del tratamiento funcional de las variables involucradas.

Un factor determinante en la función  $f_1$  es la microestructura y, dentro de esta, el contenido inclusionario, ya que frecuentemente pequeñas variaciones de este parámetro pueden determinar si un material puede trabajarse en caliente sin que se fisure (ver apéndice sección 5).

Por otra parte, se hace necesario considerar también los cambios estructurales que se producen durante el proceso (tamaño de grano, deformación de las inclusiones, solubilización y precipitación de fases, etc.). Todo esto determinará el cambio de  $f_1$  a medida que progresa el trabajado.

En la función  $f_2$  se tiene en cuenta básicamente el estado tensional que el proceso impone al material.

Se desprende entonces que una descripción completa de la trabajabilidad de un material debería darse mediante la dependencia de la tensión de flujo de las variables de proceso (por ejemplo: deformación, velocidad de deformación, estado de tensiones, temperatura de precalentamiento y temperatura del herramental), de su comportamiento de falla, y de las transformaciones metalúrgicas que caracterizan el sistema de aleaciones al cual pertenece el material (ref. 4).

El método más preciso para determinar la trabajabilidad en caliente es procesar los materiales bajo las condiciones de planta donde las variables inherentes al material (composición, geometría, estructura); y las variables inherentes al proceso (velocidad de deformación, estado de tensiones, lubricación, y temperatura), se cubren simultáneamente. Además de un costo menor, los ensayos de laboratorio presentan las siguientes ventajas: facilidad de estudiar distintas coladas, determinar las condiciones óptimas para nuevos materiales, control estrecho de las variables, y la posibilidad de relacionar estructura y propiedades.

### 1.3. Ductilidad en caliente

Como se dijo en la sección anterior, la ductilidad en caliente es una de las dos características que determinan la trabajabilidad en caliente, siendo la otra la resistencia que opone el material a ser deformado (tensión de fluencia). La ductilidad es frecuentemente el aspecto más limitativo de la trabajabilidad en caliente, ya que en muchos casos prácticos los problemas en el conformado del material se presentan por fisuración o rotura.

El problema básico de la ductilidad en caliente consiste en explicar la razón por la cual, para un dado material, se alcanzan distintas deformaciones a la fractura en diversos procesos y/o con diferentes variables operativas.

La ductilidad en caliente, al igual que la trabajabilidad, es una propiedad cualitativa que depende de factores relacionados con: el material, el proceso o tipo de ensayo (estado tensional) y las variables operativas. A pesar de esto, algunos autores sostienen que existe un único parámetro que caracteriza la ductilidad del material, pero hasta el momento no existe consenso sobre este particular.

Una gran dificultad que se presenta en la investigación en trabajado en caliente es la utilización de técnicas diferentes para la medición de la ductilidad. Mientras que, como se verá en el capítulo 2, algunas permiten un ordenamiento de los materiales por su grado de dificultad de procesamiento, las generalizaciones de los resultados de distintos ensayos frecuentemente conducen a conclusiones contradictorias.

Algunos de los ensayos de laboratorio empleados para obtener una medida indicativa de la ductilidad en caliente son **simulativos** (laminación, extrusión, forjado) y tienen la virtud de incorporar factores tales como la fricción (difíciles de aislar experimentalmente) y están generalmente en una escala representativa de los valores de planta. Los ensayos básicos (tracción, compresión, torsión y flexión) tienen la ventaja de que las variables pueden ser controladas en forma muy confiable debido a su pequeña escala.

Los dos ensayos más utilizados son el de **tracción** y el de **torsión**, ya que ambos dan resultados cuantitativos para comportamientos que van desde completamente frágil a completamente dúctil (fractura intrínsecamente dúctil).

Métodos usuales para cuantificar la ductilidad en caliente son la deformación real de rotura ( $\epsilon_r$ ), la estricción de rotura ( $Z_r$ ) para el ensayo de tracción y el número de vueltas a la rotura ( $\theta_r$ ) para el ensayo de torsión.

La ductilidad que presente un material para cada estado tensional y determinadas variables operativas dependerá principalmente del modo o mecanismo por el cual se produzca la rotura.

#### 1.4. Modos de fractura en caliente

La fractura es la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes como consecuencia de la acción de una tensión.

Para un dado material la fractura se presenta en modos característicos que dependen del **estado de tensiones**, de la **velocidad de deformación** (se podría considerar en su lugar la velocidad de aplicación de la tensión, pero para el caso de deformación en caliente tiene más significado la primera) y la **temperatura**.

La fig. 1.2 es un mapa de fractura en el que se representan los **modos de fractura para tracción uniaxial** a distintas temperaturas y velocidades de deformación de un metal policristalino.

Excepto el caso del modo IV, el proceso de fractura comprende dos etapas: la iniciación o nucleación de una fisura y la propagación de la fisura.

El modo I corresponde a la **fractura frágil por clivaje**, que se caracteriza por una alta velocidad de propagación de la fisura con baja deformación macroscópica y una deformación microscópica muy pequeña. Es el proceso análogo al clivaje en los cristales iónicos. La tendencia a la fractura frágil se incrementa con la disminución de la temperatura, con el aumento de la velocidad de deformación y con el aumento de la triaxialidad del estado tensional (para una tensión equivalente  $\bar{\sigma}$  dada).

Como puede verse en el mapa de fractura de la fig. 1.2 la fractura frágil está fuera de la zona correspondiente al trabajado en caliente para la mayoría de los materiales. Sin embargo, algunos materiales como el acero pueden ser frágiles a altas temperaturas. El acero presenta básicamente dos **fenómenos de fragilización en caliente** que llevan al material a un estado en el que sus límites de grano son susceptibles de sufrir fractura frágil (aunque macroscópicamente el material se comporta frágilmente, desde el punto de vista microscópico son casos especiales de la denominada **fractura decohesiva**, ya que la fragilidad se da en una segunda fase distribuida en los límites de grano, ref. 6). Los fenómenos más estudiados son la **fragilidad en caliente** ("**hot shortness**" algunas veces llamada "**red shortness**") y el **quemado** ("**burning**"). En la sección 3 del apéndice B se describe este último. Por otro lado no se considera en este caso el llamado **sobrecalentamiento** ("**overheating**") que

también es un mecanismo de fragilización en caliente (ver sección 2 del apéndice B). Esto se debe a que el comportamiento frágil se da a temperatura ambiente y no a altas temperaturas. El sobrecalentamiento no tiene efectos sobre la ductilidad en caliente (ref. 7).

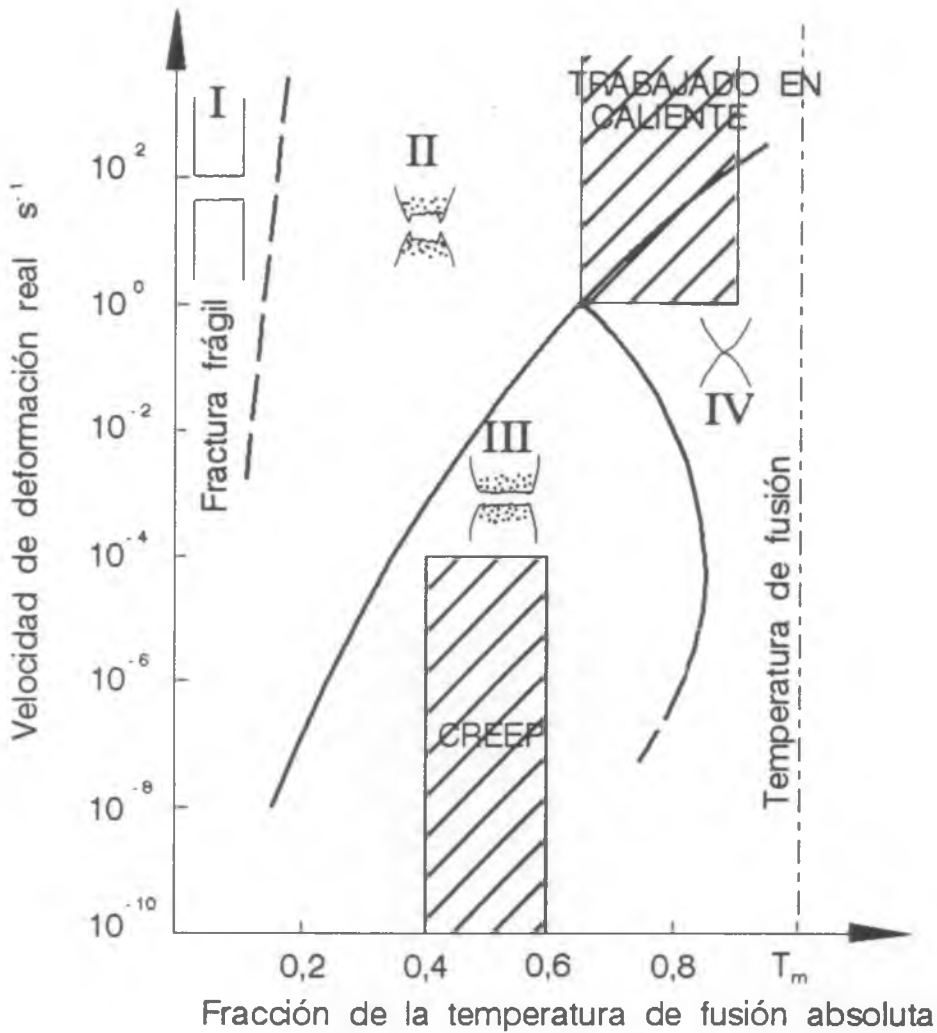


Fig. 1.2. Representación esquemática de los modos de fractura en el ensayo de tracción en función de la velocidad de deformación y la temperatura. Ref. 5.

La fragilidad en caliente está asociada con la segregación de elementos no combinados que produce fases de bajo punto de fusión (principalmente aquellas ricas en azufre y fósforo) frecuentemente ubicadas en los límites de grano austenítico. Un proceso similar ocurre en los aceros para rodamientos al cobre debido al enriquecimiento en Cu en la superficie y se conoce como **fragilidad en caliente superficial**, (ref. 7). La fragilidad en caliente ocurre generalmente en aceros de bajo contenido de manganeso en los que el S está presente como láminas finas de FeS a lo largo de los límites de grano austenítico. La presencia de oxígeno tiende a profundizar este efecto. En la práctica actual de acería se

agrega suficiente cantidad de Mn como para reducir la actividad del oxígeno y formar inclusiones de MnS con preferencia a FeS. Como el MnS tiene una energía superficial mucho mayor que el FeS existe la tendencia a formar láminas intergranulares es pequeña, de manera que en aceros desoxidados adecuadamente con Mn la fragilidad en caliente ya no representa un problema.

El modo II de la fig. 1.2 corresponde a la **fractura dúctil por nucleación y crecimiento de huecos** (o "**dimples**"), que se caracteriza por presentar una gran deformación antes de la rotura, y es el modo de fractura más frecuente en el trabajado en caliente de piezas metálicas voluminosas (ref. 3). Se da en tres etapas:

- **Nucleación de huecos** en algunas zonas del material sometidas a una alta concentración de la deformación. Esto se da en torno puntos capaces de absorber muy poca deformación como partículas de segunda fase e inclusiones no deformables. Se produce mayor endurecimiento por deformación y por ende una mayor tensión. Cuando la tensión se hace lo suficientemente grande, la interfase matriz-partícula o la partícula misma se rompe (se utiliza la denominación "partículas" para partículas de segunda fase e inclusiones). De esto se deduce que la fractura dúctil y en especial esta fase dependen fuertemente de la fracción en volumen de las partículas.

- **Crecimiento de los huecos** formados en la etapa anterior, que es un proceso controlado por la deformación. Los huecos se alargan a medida que crecen, y los ligamentos de la matriz se hacen más delgados formandose cuellos internos ("internal necking"), lo que lleva a la última etapa.

- **Coalescencia de los huecos** para formar una fisura continua que abarca toda la sección resistente produciendo así la fractura. También puede ocurrir que la nucleación de los huecos forme una entalla interna que produce la rápida propagación de una fisura dúctil hasta la fractura.

La fractura dúctil por crecimiento y nucleación de huecos puede darse en el plano principal de fractura (normal a la tensión de tracción principal) o según planos ubicados a un ángulo oblicuo respecto del plano principal de fractura debido a la concentración de la deformación por corte. Esto último ocurre frecuentemente en el trabajado de los materiales ya que las condiciones de fricción y/o geométricas introducen inhomogeneidades en la deformación que llevan a **bandas de corte** locales. Esta localización de la deformación genera un marcado incremento de la temperatura que ablanda localmente el material.

El modo III de la fig. 1.2 corresponde a la **fractura intergranular decohesiva**. La falla está asociada generalmente con el deslizamiento de los límites de grano lo que lleva a dos tipos de fractura dependiendo de la velocidad de deformación, que es siempre menor a  $1/s$  como indica la fig. 1.2:

- Cuanto menor sea la velocidad de deformación, mayor será la tendencia a formar cavidades redondeadas o elípticas a lo largo de los límites de grano y continuar creciendo por deslizamiento de éstos o por absorción de vacancias. La iniciación de los huecos por deslizamiento de los bordes de grano y la baja velocidad de recristalización dinámica (debido

a la baja velocidad de deformación) puede producir la aparición de numerosos huecos (**cavitación**).

- Cuanto mayor sea la velocidad de deformación (mayores tensiones), mayor será la tendencia a nuclearse **fisuras en cuña** en los puntos triples y la fractura ocurrirá preferentemente por el crecimiento y conexión final de estas fisuras.

Si bien, en general, este modo de fractura muestra una baja ductilidad, en ocasiones la migración de los límites de grano debida a la recristalización dinámica puede ser lo suficientemente rápida como para impedir la conexión de los huecos o fisuras y entonces se pueden dar deformaciones de fractura muy grandes.

Por último el modo IV de la fig. 1.2 corresponde a la denominada **fractura completamente dúctil** (ref. 1) o **falla intrínsecamente plástica** (ref. 8).

Se caracteriza por una  $Z_r = 100\%$  y se da cuando el material recupera o recristaliza durante la deformación. La fractura resulta controlada exclusivamente por la deformación plástica, por lo que la estricción continúa hasta que la sección transversal se reduce a un punto o un borde afilado. Si el material es lo suficientemente dúctil como para fracturarse según este modo en un ensayo de tracción, significa que es muy difícil que se fracture durante su trabajado mecánico a temperatura y velocidad de deformación similares.

### 1.5. Fractura en situaciones prácticas del trabajado en caliente (ref. 2)

Los estudios de laboratorio de los modos de fractura en el trabajado en caliente se llevan a cabo generalmente en materiales homogéneos bajo temperaturas y velocidades de deformación controladas. En la práctica, rara vez se alcanzan estas condiciones, y los modos de fractura pueden resultar significativamente diferentes de los observados en el laboratorio. Algunos de los factores que contribuyen a esta diferencia son:

a) En el trabajado en caliente, la mayoría de los problemas ocurren en la rotura inicial de la estructura de colada, que consiste invariablemente en granos columnares superficiales (conteniendo impurezas segregadas entre las dendritas) y una región equiaxial central. En esta etapa del proceso de trabajado, la ductilidad es mínima y además se nuclea la mayoría de los defectos, aunque su presencia puede no percibirse hasta cerca del final del proceso de trabajado.

b) Usualmente se trabaja el lingote desde las temperaturas en el límite superior del rango de trabajabilidad establecido para una aleación en particular, y la temperatura cae progresivamente durante el trabajado. La ductilidad mejora durante el trabajado a medida que la estructura de colada recristaliza y las inclusiones resultan dispersadas en el seno del material. Después de la recristalización, tanto las inclusiones como las partículas de segunda fase están aisladas de los límites de grano. La recristalización, tanto cuando se presenta durante la deformación (dinámica), como cuando lo hace entre etapas sucesivas de trabajado (estática), es un factor esencial en un trabajado en caliente satisfactorio. No sólo se dispersan las segregaciones sino que también se eliminan los gradientes de concentración

en la matriz. Aun más, como se dijo anteriormente, cualquier defecto nucleado en una estructura previa puede ver impedido su crecimiento, una vez que el límite de grano al migrar se ha alejado del punto de nucleación.

c) Las operaciones de trabajado en caliente son predominantemente **compresivas**, de manera tal que los defectos preexistentes como cavidades de rechupe y porosidad generalmente son eliminados durante el trabajado. Sin embargo, en la mayoría de los procesos de trabajado (incluida la laminación) las condiciones de deformación no son uniformes, generándose tensiones de tracción secundarias en regiones localizadas de la pieza trabajada. La presencia de estas tensiones de tracción secundarias, particularmente aquellas cercanas a la superficie exterior de la pieza, puede llevar a la fisuración, antes que la estructura recristalice y que se dispersen las impurezas. Estas fisuras superficiales pueden originarse también en los defectos preexistentes en el lingote (tales como fisuras en la contracción durante el enfriamiento) o pueden generarse como consecuencia de la práctica de recalentamiento empleada (por ejemplo fragilidad en caliente en el acero debida a la segregación de elementos de bajo punto de fusión como Cu y Sn en capas superficiales).

En resumen, en la práctica del trabajado en caliente la fractura está influenciada por la estructura inicial del lingote, la recristalización de la estructura durante el trabajado y la presencia de inclusiones y partículas de segunda fase.

## **1.6. El papel fundamental de las partículas de segunda fase y de las inclusiones**

Como se dijo en la sección anterior, el rol de las partículas de segunda fase e inclusiones que no siguen la deformación de la matriz (en adelante partículas duras) es fundamental en el proceso de fractura de los materiales metálicos.

Durante el proceso de fractura que se identificó como tipo II en la fig. 1.2 se forman cavidades o huecos en torno a las partículas que no se deforman (ver apéndice secciones 3 y 4), lo que hace que la matriz en torno a ellas se deforme más que en otros puntos, lo que a su vez aumenta el endurecimiento por deformación y por lo tanto produce una mayor tensión alrededor de las partículas. Cuando la tensión es lo suficientemente alta, la interfase puede romperse o la partícula misma puede fisurarse. En la fig. 1.3 se ve un esquema de esta situación. El resultado es que **la ductilidad depende fuertemente del tamaño y la densidad de las partículas.**

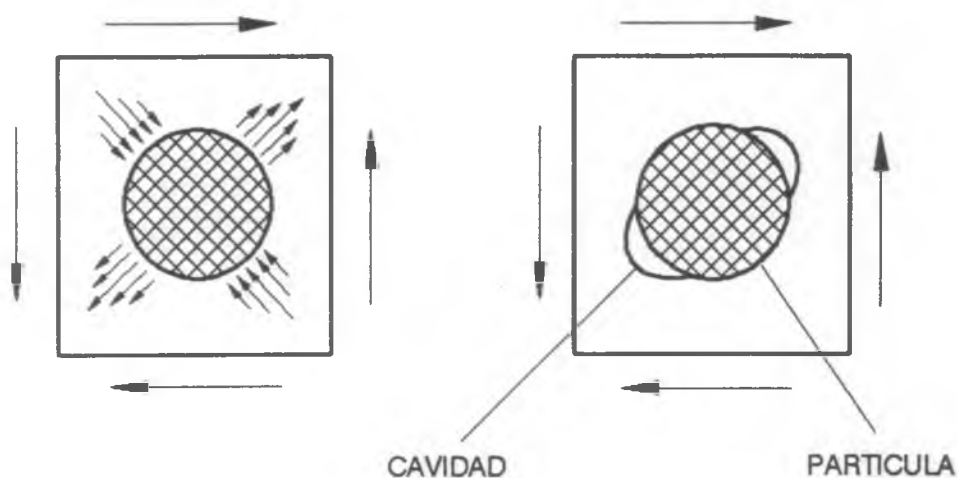


Fig. 1.3. Formación de una cavidad en torno a una partícula dura debido a la concentración de tensiones alrededor de la misma, (ref. 9).

Si un material que contiene partículas duras se deforma a temperaturas elevadas la velocidad de endurecimiento por deformación se verá disminuída por la restauración dinámica. Además, la difusión transportará materia de las regiones bajo compresión alrededor de las partículas a las regiones bajo tracción, contribuyendo así a relevar las tensiones locales, (ref. 9). El tiempo de relajación para el mecanismo de difusión puede calcularse. También pueden ayudar a relajar las tensiones procesos típicos de la termofluencia, pero los tiempos de relajación involucrados son iguales o mayores que los de difusión, (ref. 9).

Habrà entonces una velocidad de deformación real umbral ( $\dot{\epsilon}_d$ ) para que se formen las cavidades. En efecto, si la velocidad de deformación aplicada es menor que este valor umbral, las cavidades no se forman porque la concentración de tensiones alrededor de las partículas se relaja más rápidamente de lo que se forma. Esta **velocidad de deformación real crítica** está dada (ref. 9) por:

$$\dot{\epsilon}_d = \frac{118(1-\nu)(1-2\nu + \frac{2}{\pi})}{(\frac{5}{6} - \nu)^2} \frac{G\Omega}{kT} \frac{f_v \delta D_b}{p^3} \quad (1.15)$$

- donde  $G$  : módulo elástico de corte del material a la temperatura  $T$   
 $\nu$  : coeficiente elástico de Poisson a la temperatura  $T$   
 $k$  : constante de Boltzmann  
 $\Omega$  : volumen atómico  
 $\delta$  : espesor de la interfase entre las partículas y la matriz  
 $D_b$  : coeficiente de autodifusión a la temperatura  $T$   
 $f_v$  : fracción en volumen de las partículas  
 $p$  : tamaño medio de las partículas

Debe aclararse que la ec. 1.15 se aplica a partículas de igual tamaño e indeformables. En materiales reales ninguna de estas dos condiciones se cumplen estrictamente. Tampoco debe pensarse que si las partículas se deforman en alguna medida no se formarán los huecos. En la sección 3.5.1 del apéndice se demuestra que en determinadas condiciones pueden generarse huecos aún con cierto acompañamiento de la deformación de la matriz por parte de algunas inclusiones.

Si se quiere ser conservativo en la determinación de la velocidad de deformación real umbral para la formación de los huecos debería utilizarse el menor valor de  $p$  de la distribución de tamaños, ya que con él se puede asegurar que los huecos se formarán para la  $\dot{\epsilon}_d$  calculada aun para las partículas más pequeñas.

A pesar de sus limitaciones, la ec. 1.15 puede resultar de utilidad para estudiar la influencia de variables microestructurales como  $f_v$  y  $p$ . En la medida que las partículas sean de mayor tamaño y ocupen una fracción menor del volumen del material, la velocidad de deformación umbral para que se nucleen los huecos será más baja, es decir que el campo de la fractura dúctil por nucleación y coalescencia de microhuecos en la fig. 1.2 se ampliará mediante un corrimiento del límite entre los modos II y III hacia abajo.

El tamaño y distribución de las partículas también determina la posición del límite entre los modos II y IV en la fig. 1.2. En este caso, cuanto menores son  $f_v$  y  $p$ , este límite se correrá más hacia la izquierda ampliando el campo del modo IV, (ref. 10).

Se puede calcular la deformación necesaria para la nucleación de huecos alrededor de las partículas ( $\epsilon_n$ ) referida a una deformación de nucleación límite ( $\epsilon_n^0$ ) que es la deformación de nucleación de huecos sin considerar la relajación de la tensión por acción de los mecanismos térmicamente activados. La expresión correspondiente es la ec. 1.16, (ref. 9).

$$\frac{\epsilon_n}{\epsilon_n^0} = 2 \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_d} \right)^2 \left[ -\frac{\dot{\epsilon}_d}{\dot{\epsilon}} - \ln \left( 1 - \frac{\dot{\epsilon}_d}{\dot{\epsilon}} \right) \right] \quad (1.16)$$

donde  $\dot{\epsilon}_d$  es la velocidad de deformación crítica de la ec. 1.15 que depende exclusivamente del material para una temperatura dada. Esta ecuación se obtuvo suponiendo una relación tensión deformación ( $\epsilon = k \sigma^2$ ). En la fig. 1.4 se representa la relación dada por la ec. 1.16 y la análoga que se obtiene a partir de una relación tensión-deformación lineal. Cuando la velocidad de deformación alcanza  $\dot{\epsilon}_d$  la relación de la ec. 1.16 tiende a infinito, es decir que  $\dot{\epsilon}_d$  es la mínima velocidad de deformación, por debajo de la cual no es posible la nucleación de huecos aun a grandes deformaciones. Cuando la velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$  tiende a infinito  $\epsilon_n / \epsilon_n^0 = 1$ , lo que significa que la deformación límite para la nucleación de huecos alcanza su valor mínimo, que como se dijo, coincide con el valor correspondiente al caso en el que no existe relajación de la tensión. Por otro lado, se puede ver que para ambas relaciones tensión-deformación la nucleación ocurrirá para un valor aproximado de  $\epsilon_n / \epsilon_n^0 = 2$  (la deformación de nucleación se duplica debido a la relajación de la tensión) para una velocidad de deformación que es apenas  $1,5 \dot{\epsilon}_d$ .

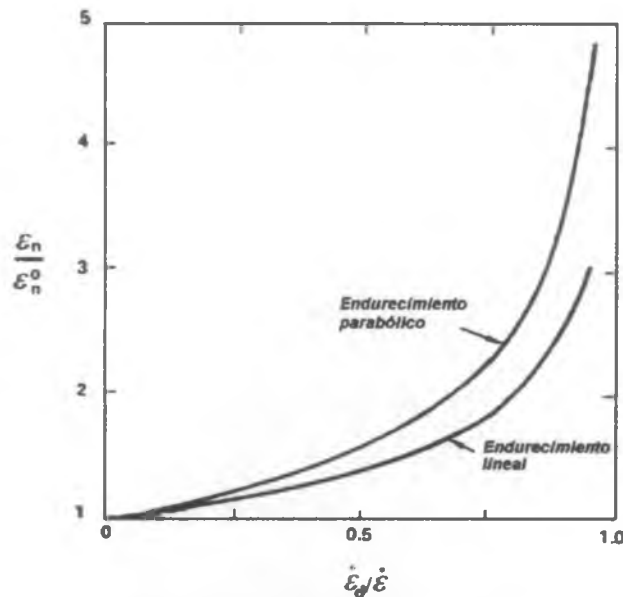


Fig. 1.4. Relación entre la deformación límite de nucleación de huecos  $\epsilon_n$  y la mínima deformación de nucleación  $\epsilon_n^0$  en función de la velocidad de deformación referida al parámetro del material  $\dot{\epsilon}_d$ , (ref. 9)

### 1.6. Representación gráfica de la ductilidad en función de las variables operativas y microestructurales - Mapas de procesamiento

La necesidad de contar con un método sencillo de presentación de la información teórica y experimental existente en torno a la posibilidad de procesar los materiales para distintos valores de las variables operativas y microestructurales ha llevado al desarrollo de representaciones gráficas conocidas genéricamente como **mapas de mecanismos de fractura** (ref. 11), **de deformación** (ref. 3) y **de procesamiento** (ref. 9). trabajabilidad

Esta sección está dedicada a los mapas de procesamiento que son los que representan de modo gráfico los rangos de las variables  $\dot{\epsilon}$  y  $T$  en los que se puede obtener la máxima ductilidad de un material determinado. En la fig. 1.5 puede verse un mapa de procesamiento para el aluminio. La zona señalada como segura corresponde a una deformación superior a determinado valor sin la aparición de defectos. Por esa razón estos gráficos también suelen denominarse **mapas de nucleación de daño** (ref. 3).

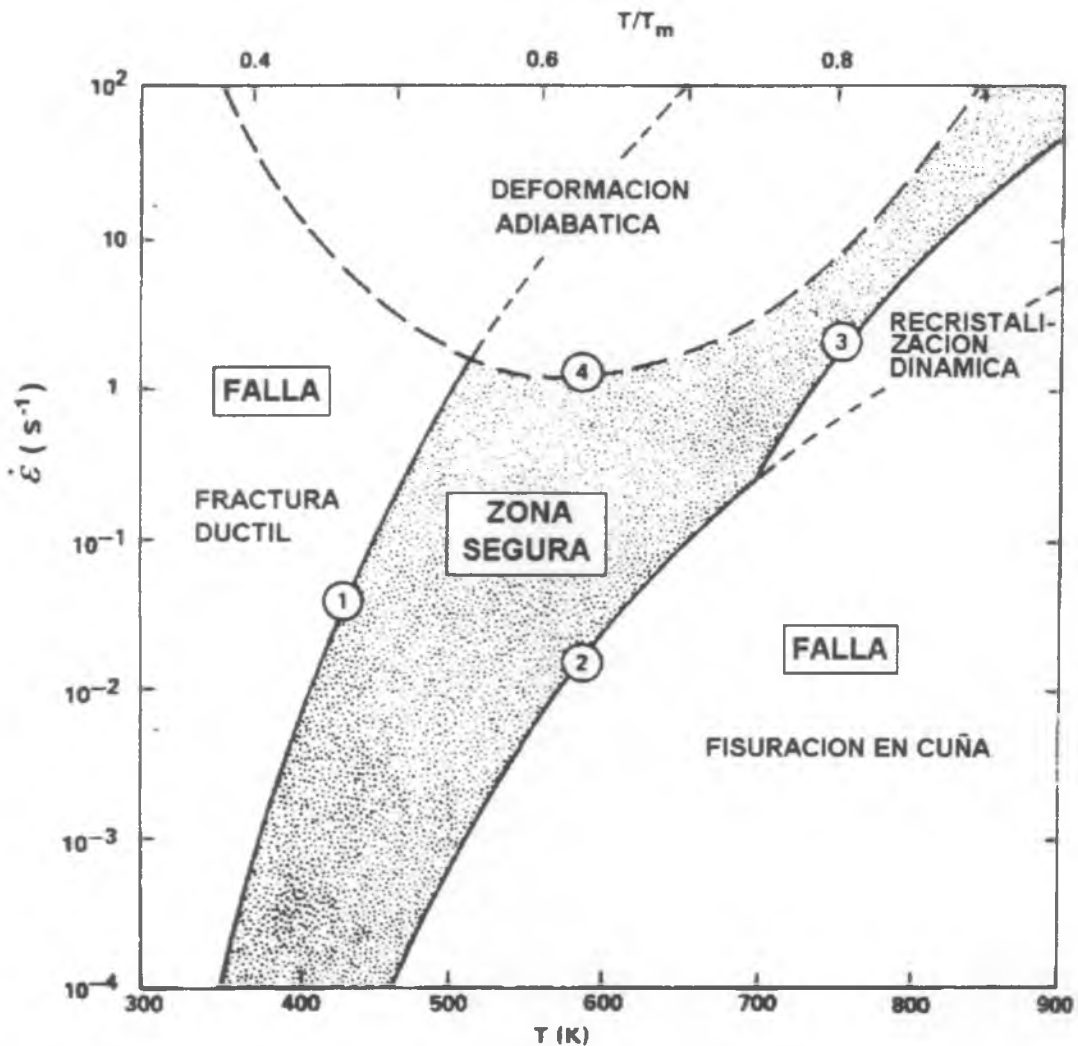


Fig. 1.5. Mapa de procesamiento para el aluminio, (ref. 9).

Para la confección de este tipo de gráficos se hace necesario considerar todos los mecanismos que implican un cambio importante en la ductilidad del material. Como puede verse en la fig. 1.5 éstos son la **fractura dúctil**, la **fractura por fisuras en cuña**, la **recristalización dinámica** y la **fractura por localización de flujo** debida a la **deformación adiabática**.

### a) Fractura dúctil

En la fig. 1.4 o en la ec. 1.16 se puede ver que en la medida que la máxima deformación requerida en un proceso de trabajado en caliente sea menor, se podrá utilizar una velocidad de deformación mayor. En efecto, al disminuir la deformación de nucleación de los huecos ( $\epsilon_n / \epsilon_n^0$  para la fig. 1.4), aumenta la velocidad de deformación para la nucleación de los huecos respecto de la crítica ( $\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_d$ ).

En la fig. 1.6 se grafica la ec. 1.15 para distintas deformaciones ( $\epsilon_n / \epsilon_n^0$ ) y distintos valores de tamaño de las partículas ( $p$ ). Estas curvas constituyen distintos límites de la fractura dúctil para los mapas de procesamiento aplicables al aluminio con distintos tamaños de partículas y distintas deformaciones requeridas. Se incluyen también en la misma figura algunos puntos experimentales (ref. 12), que confirman los cálculos teóricos.

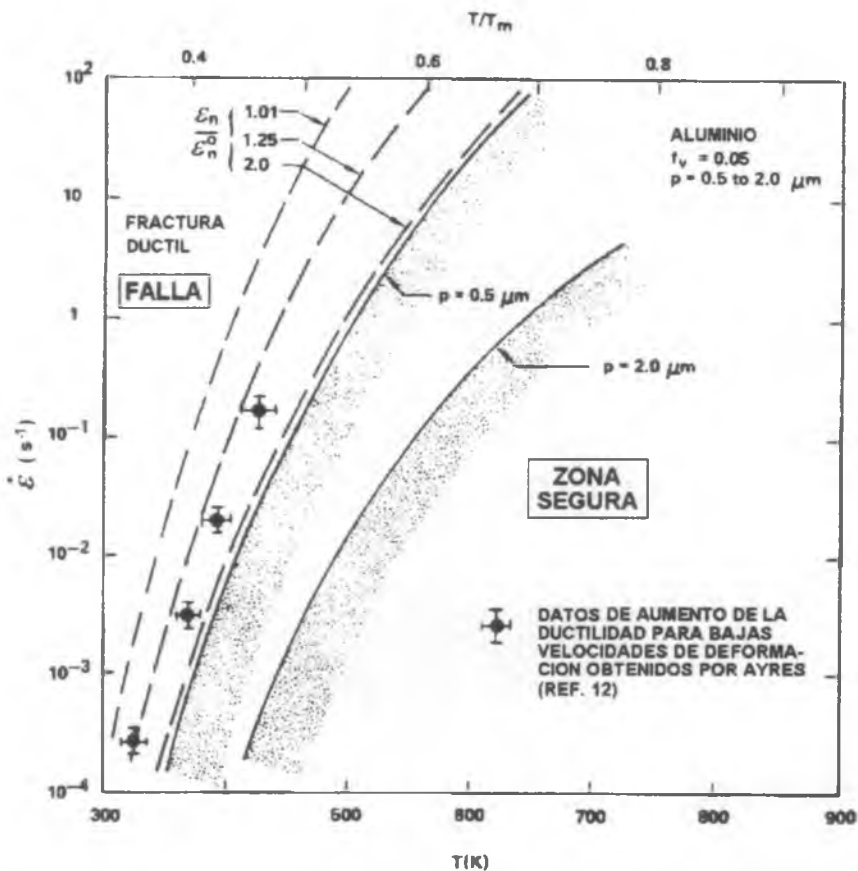


Fig. 1.6. Límites para la iniciación de huecos en las partículas, para el aluminio, (ref. 9).

El límite 1 de la fig. 1.5 corresponde a  $f_v = 0,05$ ,  $p = 0,5 \mu\text{m}$  y  $\epsilon_n / \epsilon_n^0 = 2$ .

### b) Fisuras en cuña en los límites de grano

Cuando se describió brevemente este tipo de fractura en la sección 1.4 se señaló que su ocurrencia estaba asociada con bajas velocidades de deformación. Si la velocidad de deformación es tan alta que la matriz se deforma antes de que los límites de grano puedan deslizar, los efectos de deslizamiento serán despreciables y no habrá fisuración en cuña.

La velocidad de deformación máxima por encima de la cual no se producen fisuras en cuña  $\dot{\epsilon}_w$  puede obtenerse mediante la ec. 1.17:

$$\dot{\epsilon}_w = \frac{\sigma}{k_b d} \quad (1.17)$$

donde  $\sigma$  : tensión aplicada

$d$  : tamaño de grano

$k_b$ : resistencia a deslizarse de un límite de grano y está dada por la ec. 1.18 para el caso en que los límites de grano contienen partículas de fracción de área  $f_b$  y tamaño medio  $p$ .

$$k_b = \frac{kT}{8\Omega} \frac{f_b p^2}{\delta D_b} \quad (1.18)$$

De todos modos, el mejor método para calcular  $k_b$  es mediante la medición del amortiguamiento del deslizamiento de los límites de grano por la fricción interna. De esta metodología surge un tiempo de relajación del deslizamiento de los límites de grano  $\tau_s$  que está relacionado con  $k_b$  mediante la ec. 1.19:

$$k_b = 0,877 \frac{\tau_s E}{(1 - \nu^2) d} \quad (1.19)$$

En la fig. 1.7 se representan los límites correspondientes a la zona de fisuración en cuña para dos tamaños de grano distintos en el aluminio. También se incluyen algunos puntos experimentales (ref. 9). Nótese que en la ec. 1.18 la temperatura está en el numerador, pero

también se encuentra en el denominador dentro del coeficiente de difusión, con una influencia mucho más fuerte (exponencial). Es por esta razón que con el aumento de la temperatura la velocidad de deformación para que se produzcan fisuras en cuña ( $\dot{\epsilon}_w$ ) aumenta.

En la fig. 1.5 la curva 2 se obtuvo considerando un tamaño de grano  $d = 20 \mu\text{m}$ .

### c) Recristalización dinámica

Como se señaló en secciones anteriores, el fenómeno de recristalización dinámica es de gran importancia en el trabajado en caliente de los metales. Su presencia en condiciones de deformación homogénea es muy positiva, ya que reduce la resistencia del material a ser deformado, aumenta la ductilidad, refina el grano y homogeneiza la estructura. Sin embargo si el proceso conlleva una considerable inhomogeneidad en la deformación, se puede producir un defecto conocido como **bandas de corte**. En forjado en caliente suelen presentarse las bandas de corte cuando la matriz provee una escasa restricción a la deformación del material en la dirección que está a  $45^\circ$  respecto de la de máxima tensión principal.

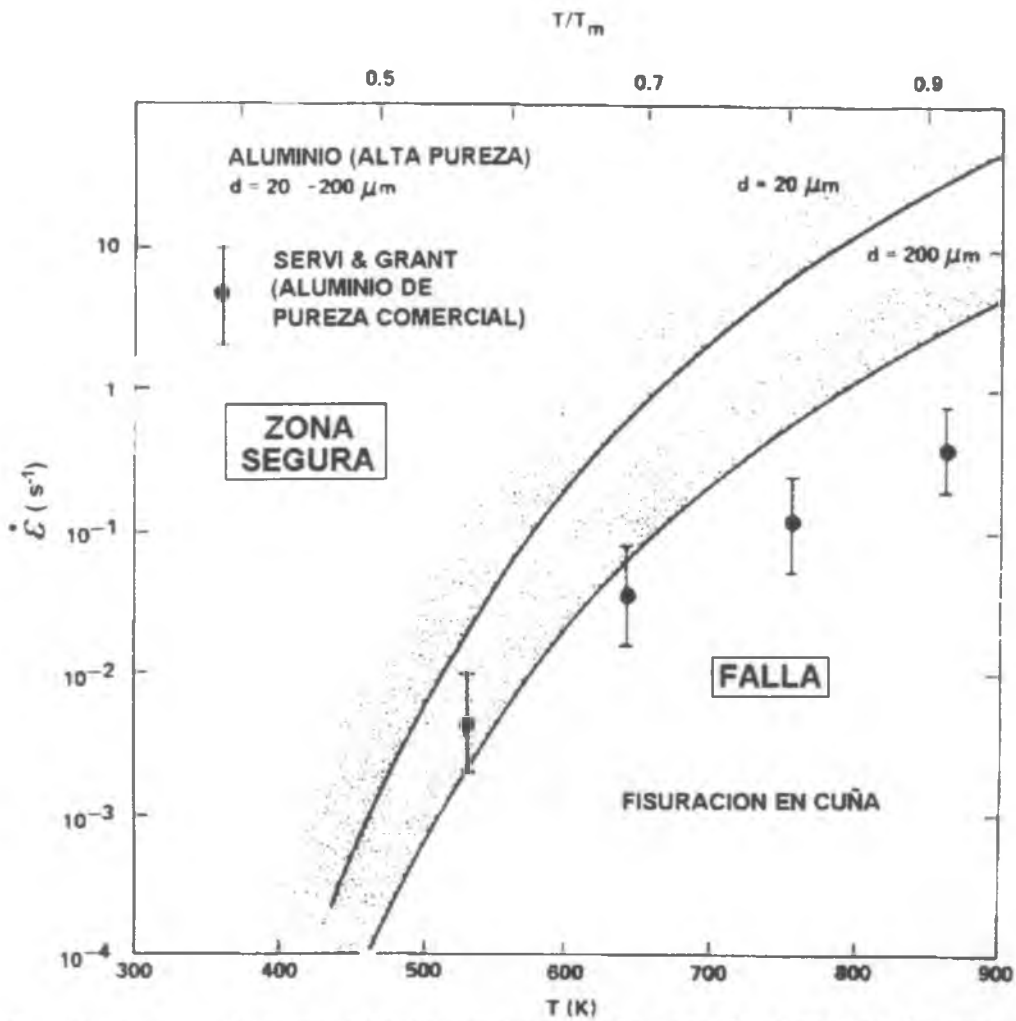


Fig. 1.7. Límites para la formación de fisuras en cuña para dos tamaños de grano distintos para el aluminio, (ref. 9)

De lo dicho se deduce que en algunos procesos debe controlarse la recristalización dinámica, y por lo tanto debe incluirse en los mapas de procesamiento, (ref. 9).

Un criterio útil para determinar el comienzo de la recristalización dinámica se basa en que ésta comienza a una deformación crítica ( $\epsilon_{cr}$ ) que depende de la velocidad de deformación y de la temperatura. Esta relación está dada en la ec. 1.20:

$$\dot{\epsilon}_r = Z(\epsilon_{cr}) \exp(-Q/RT) \quad (1.20)$$

donde  $\dot{\epsilon}_r$  es la velocidad de deformación para la cual se da la recristalización dinámica para una deformación crítica dada, y  $Z(\epsilon_{cr})$  es el parámetro de Zener-Hollomon crítico, que es

una función creciente de  $\epsilon_{cr}$  y que se puede obtener combinando las expresiones de la sección 1.1 que mejor se adecuen al material en estudio.

En el mapa de la fig. 1.5 se utilizó  $\epsilon_{cr} = 2$ .

#### d) Deformación adiabática

Más del 90% de la energía empleada en deformar el metal se transforma en calor. Por otro lado, en muchos procesos de trabajado la deformación es inhomogénea y por lo tanto la deformación y consecuentemente el calentamiento se concentran en pequeñas porciones de la pieza trabajada. Como la tensión de fluencia disminuye con la temperatura la deformación se concentra aún más y el proceso se realimenta hasta que se produce la fractura. A altas velocidades de deformación no hay tiempo para una disipación adecuada del calor y entonces se tiene una condición cercana a la adiabaticidad. Este tipo de fractura localizada se denomina **fractura adiabática por corte**.

Es factible calcular la velocidad de deformación para la cual la deformación adiabática puede producir una localización catastrófica del flujo; se reescribe la ec. 1.1 en forma explícita:

$$\dot{\epsilon} = A' \exp(-Q/RT) \sigma^n \quad (1.21)$$

La velocidad de calentamiento en un elemento de volumen estará dada por:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma}{\rho C_p} \quad (1.22)$$

donde  $\rho$  es la densidad y  $C_p$  el calor específico del material.

Ahora tomando logaritmos en la ec. 1.21 y derivando respecto de T queda:

$$0 = \frac{Q}{RT^2} + n \frac{d(\ln \sigma)}{dT}$$

e introduciéndola en la ec. 1.22 queda:

$$\frac{d(\ln \sigma)}{d\epsilon} = - \frac{\sigma Q}{nRT^2 \rho C_p} \quad (1.23)$$

A partir de la ec. 1.23 una condición razonable para el comienzo de la localización del flujo es:

$$\frac{d(\ln \sigma)}{d\varepsilon} \leq -1 \quad (1.24)$$

De acuerdo a esta condición, la localización se dará cuando la tensión disminuya en un factor mayor que  $e$  ( $\approx 2,7$ ) ante un incremento en una unidad de la deformación verdadera. A partir de las ecs. 1.23 y 1.24 la condición se expresa:

$$\sigma > \sigma_h \quad (1.25)$$

donde  $\sigma_h$  está dada por la ec. 1.26:

$$\sigma_h = \frac{nRT^2 \rho C_p}{Q} \quad (1.26)$$

La velocidad de deformación crítica puede obtenerse introduciendo la 1.26 en la 1.21:

$$\dot{\varepsilon}_h = A' \exp(-Q/RT) \left( \frac{nRT^2 \rho C_p}{Q} \right)^n \quad (1.27)$$

La ec. 1.27 tiene implicancias interesantes. Valores bajos de temperatura y del coeficiente  $n$ , así como un valor alto de la energía de activación  $Q$  provocará la localización a un valor menor de  $\dot{\varepsilon}$ . Esto es consistente con lo observado en el forjado de aleaciones de Ti por encima y por debajo de la temperatura de transición  $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ ,  $\beta_T$ . Por debajo de  $\beta_T$  la tensión es muy sensible a la temperatura y a la velocidad de deformación ( $n$  pequeño y  $Q$  es grande) y por lo tanto la localización se da fácilmente, mientras que por encima de  $\beta_T$  la tensión es prácticamente independiente de de la temperatura ( $n \rightarrow \infty$ ) y la localización usualmente no ocurre.

En la fig. 1.8 se representan las curvas correspondientes a los límites de las zonas de recristalización dinámica para dos deformaciones críticas distintas y el límite de la localización de flujo por deformación adiabática para el aluminio.

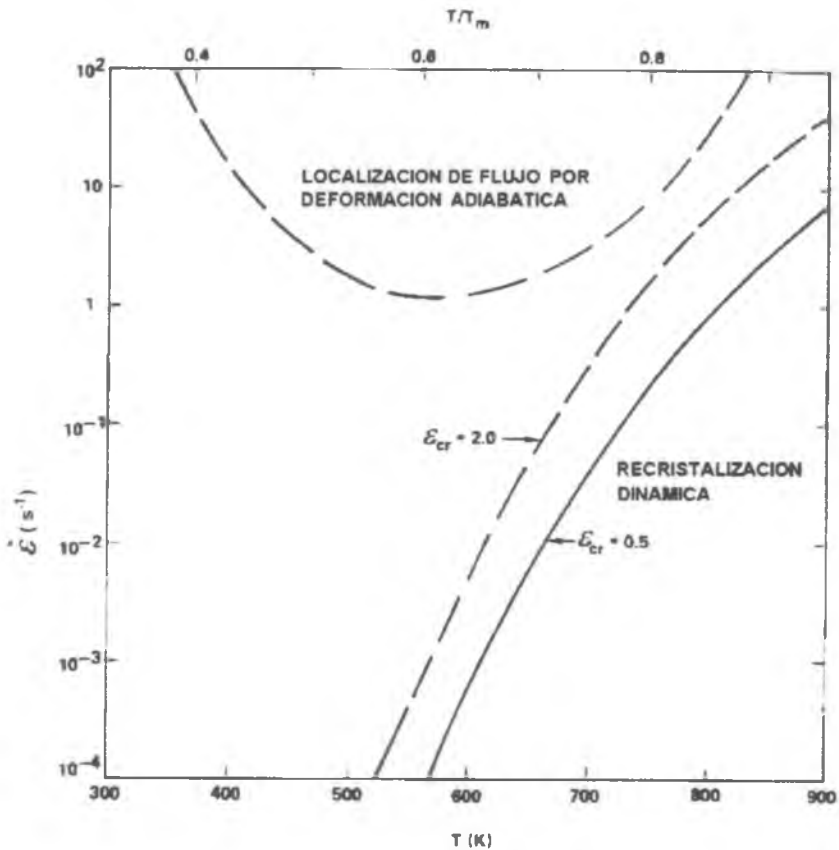


Fig. 1.8. Límites de la recristalización dinámica para  $\epsilon_{cr} = 0,5$  y  $\epsilon_{cr} = 2$  y de la localización de flujo por deformación adiabática para el aluminio, (ref.9).

La deformación adiabática puede llevar a la fractura durante el procesamiento por fusión del material o fases intergranulares, o el deterioro de las propiedades del producto, como en el caso del sobrecalentamiento del acero (ver apéndice sección 2). Una solución puede ser iniciar el trabajado del material a una temperatura suficientemente baja, como para evitar que se alcance la de deterioro del material en el proceso. Esta temperatura segura de trabajado, dependerá, además de la velocidad de deformación, de la magnitud de la deformación a introducir, de la geometría de la pieza y del herramental, ya que esto último determina las condiciones de disipación del calor. Por lo tanto, a diferencia de la localización de flujo, este mecanismo no puede representarse en un gráfico  $\dot{\epsilon}$  vs.  $T$ .

Habiendo descrito individualmente los principales mecanismos de fractura que deben considerarse en un mapa de procesamiento, se pueden extraer las siguientes conclusiones al respecto:

- La zona señalada como segura en la fig. 1.5, corresponde a la ausencia de los mecanismos descritos al menos hasta la deformación tomada como límite.
- Para una dada velocidad de deformación, esta zona se corresponde con la máxima ductilidad en función de la temperatura.
- La extensión de la zona segura depende de la microestructura del material como quedó claramente demostrado mediante las ecuaciones que determinan los límites. En la fig. 1.9 se muestra la variación de la zona segura con la modificación de los parámetros microestructurales para el ejemplo del aluminio que se utilizó como base.
- Se pueden agregar otros límites a los mapas de procesamiento basados en el rango térmico de máxima ductilidad obtenido a partir de algún ensayo. En la fig. 1.10 se puede ver un ejemplo de esto en un mapa de procesamiento obtenido para el Ni, pero debe considerarse que los límites señalados como  $\dot{\epsilon}_{ur}$  y  $\dot{\epsilon}_{ur}$  son válidos sólo para el estado tensional correspondiente al ensayo utilizado para trazarlos, en este caso el de torsión en caliente, (ref. 14).

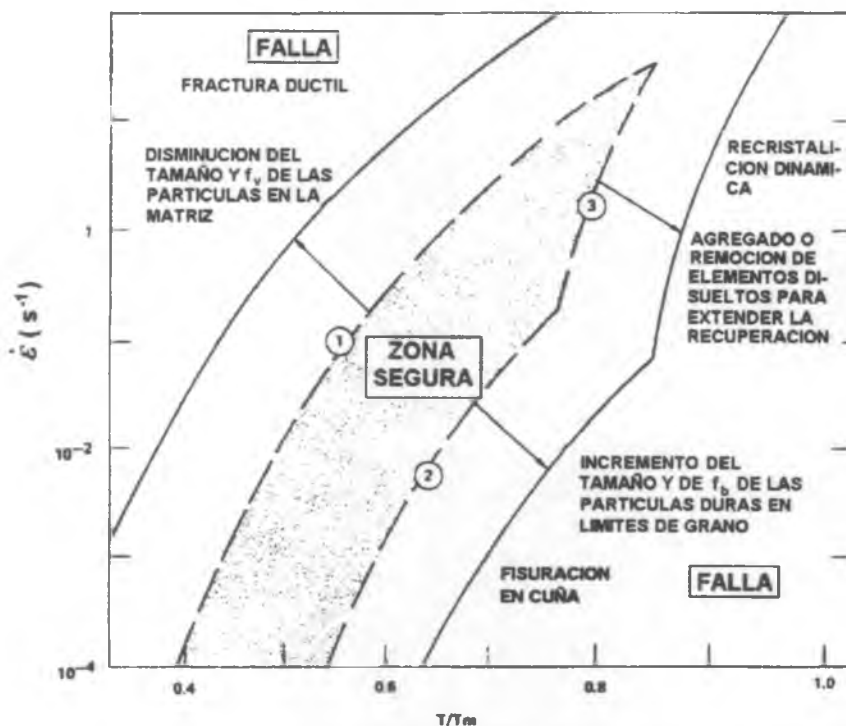


Fig. 1.9. Un esquema de cómo cambian los límites de la región segura para el trabajado con la modificación de la microestructura, (ref.9).

- Un factor importante no considerado en las ecuaciones que afecta el límite de nucleación de la fractura dúctil, es la resistencia de la interfase matriz/partícula. Impurezas como el Pb, Sn, Sb y S disminuyen la resistencia de la interfase en superaleaciones y aceros inoxidable, reduciendo así la ventana de trabajabilidad. Pero pequeños contenidos de elementos como Zr y B pueden aumentar la deformación de iniciación de la fractura en las superaleaciones, ya que ambos disminuyen el coeficiente de difusión en límite de grano e incrementan en gran medida la resistencia de la interfase, (ref. 14).

### **1.8. El trabajado en caliente y las altas velocidades de deformación**

La velocidad de deformación ejerce una marcada influencia en los procesos dinámicos de restauración.

En el caso de la recuperación dinámica, cuanto más baja sea la temperatura y cuanto mayor sea la velocidad de deformación, la diferencia entre el ritmo de aniquilación y el de generación de dislocaciones será menor, con lo que la velocidad de recuperación será baja. La deformación correspondiente al estado estacionario también depende de la velocidad de deformación y varía entre 0,1 a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación a 0,5 o más a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación. Esto se debe a que tanto la disminución de la temperatura como el incremento de la velocidad de deformación disminuyen el número de eventos de recuperación por unidad de deformación, además el ritmo de generación de dislocaciones aumenta, (ref. 13).

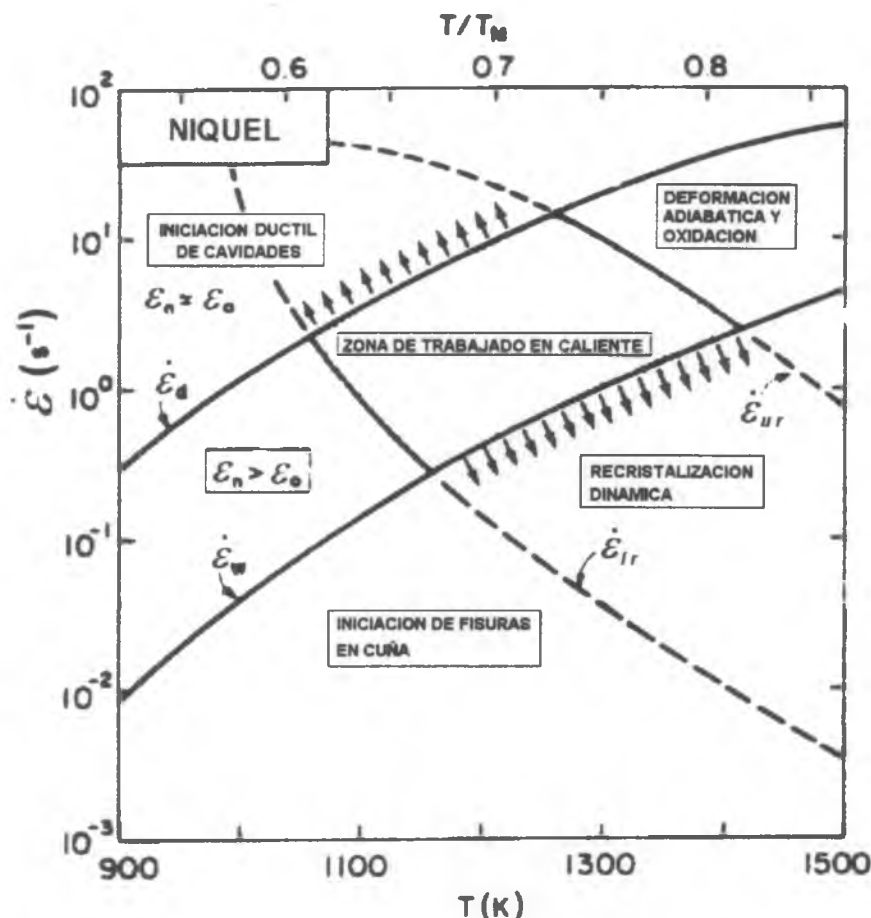


Fig. 1.10. Mapa de procesamiento para el Ni basado en previsiones teóricas y datos experimentales, (ref. 14).

De la observación de las ecs. 1.1 a 1.3 queda clara además la equivalencia entre baja temperaturas y altas velocidades de deformación en lo que hace al valor de la tensión de estado estacionario. El parámetro de Zener-Hollomon tiene por finalidad justamente dar cuenta de esta equivalencia.

En muchos materiales existe una gran similitud entre las dependencias de la tensión verdadera de estado estacionario ( $\sigma_w$ ) y de la tensión verdadera límite de fluencia ( $\sigma_y$ ) respecto de la temperatura y de la velocidad de deformación. Esto ha llevado a la conclusión de que los obstáculos al deslizamiento y a la recuperación tienen características similares y pueden involucrar los mismos eventos controlantes. En la fig. 1.11 se representan las dependencias de ambas tensiones respecto del parámetro de Zener-Hollomon, obviándose la pequeña diferencia existente entre las respectivas energías de activación. Puede verse en la figura que a medida que Z disminuye la tensión verdadera límite de fluencia resulta progresivamente menos sensible a la temperatura y la velocidad de deformación, hasta que la deformación se hace virtualmente atérmica. Además, para altos valores de Z el flujo estacionario se hace cada vez más difícil de alcanzar debido a la inhibición progresiva del

mecanismo de recuperación dinámica que acompaña la transición al flujo atómico. A temperaturas lo suficientemente bajas y/o velocidades de deformación suficientemente altas el flujo estacionario no puede alcanzarse de ninguna manera, (refs.13,15,16).

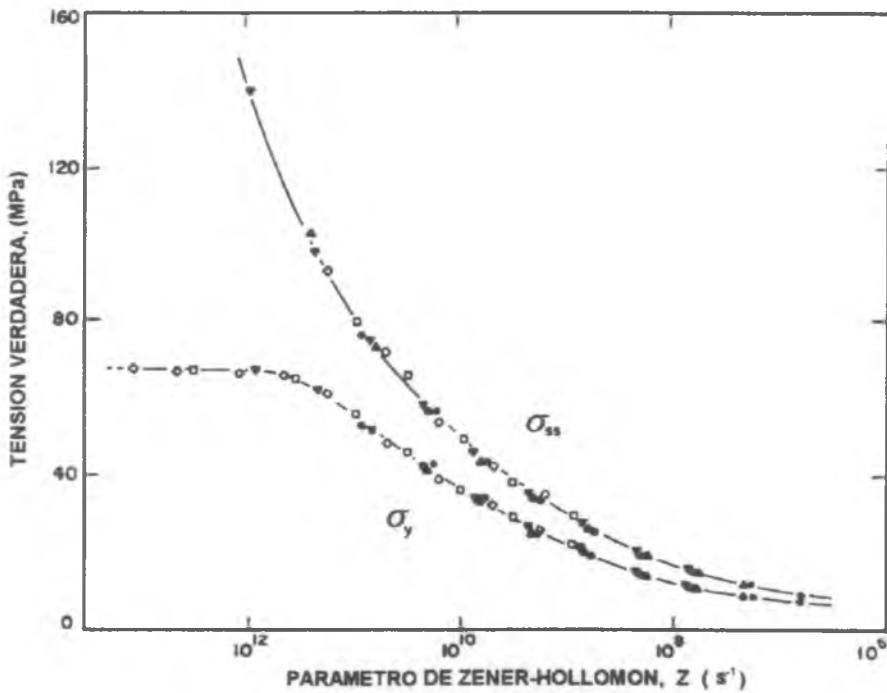


Fig. 1.11. Dependencia de la tensión verdadera límite de fluencia ( $\sigma_y$ ) y de la tensión verdadera de estado estacionario de recuperación dinámica ( $\sigma_{ss}$ ) respecto del parámetro de Zener Hollomon, (ref. 13).

Con respecto a la recristalización dinámica de acuerdo a la ec. 1.20, la deformación real crítica para el comienzo de la recristalización ( $\epsilon_{cr}$ ) aumenta con el incremento de la velocidad de deformación y con la disminución de la temperatura, (fig. 1.12). Esto lleva a que la deformación crítica puede no alcanzarse en un proceso determinado de trabajado en caliente debido a una variedad de razones. Por ejemplo, el material puede continuar aumentando su tensión de fluencia por deformación hasta la fractura. En tal caso no existe trabajado en caliente independientemente del valor de la temperatura homóloga, pues la condición de la actuación de algún mecanismo de restaruración dinámica no está dada. Por otro lado, si sólo la recuperación dinámica alcanza un ritmo de aniquilación de dislocaciones lo suficientemente alto, la nucleación de la recristalización no se produce. Este es el caso correspondiente al Fe- $\alpha$  a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación, al aluminio en todo el rango de trabajado en caliente y la mayoría de las aleaciones en servicio bajo condiciones de "creep", (ref. 13).

El incremento de  $\epsilon_{cr}$  con  $Z$  significa que a mayores  $Z$  la densidad de dislocaciones en los límites de subgrano es más alta antes de que se nucleee la recristalización. El incremento de

$\epsilon_{cr}$  con la disminución de la temperatura es atribuible a la disminución de la velocidad de recuperación, y por lo tanto de nucleación. Un aumento de la velocidad de deformación a una temperatura dada, en cambio, produce una disminución en el tiempo requerido para el comienzo de la recristalización aunque esta disminución es insuficiente para compensar la mayor velocidad de deformación y por lo tanto se tiene un incremento neto de la deformación crítica, (ref. 13).

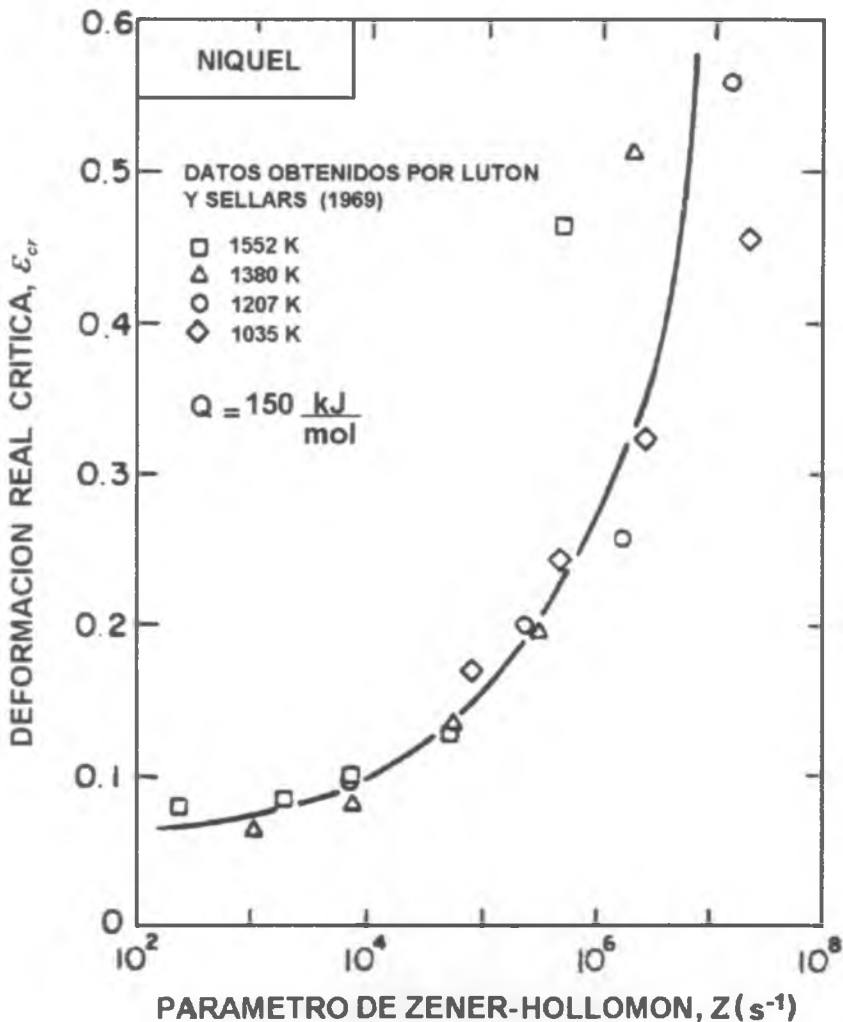


Fig. 1.12. Deformación real crítica para la iniciación de la recristalización dinámica ( $\epsilon_{cr}$ ) en función del parámetro de Zener Hollomon ( $Z$ ) para el Ni, (ref. 14).

La deformación para la cual se completa la recristalización ( $\epsilon_{re}$ ) también se incrementa con  $Z$  por razones similares a las mencionadas para  $\epsilon_{cr}$ . Además, el incremento de la velocidad de deformación que resulta de la deformación de la porción recristalizada tiende a hacer más lenta la recristalización. Este retardo es más notable a altas velocidades de deformación, de manera que la pendiente de  $\epsilon_{re}$  en función de la velocidad de deformación es mayor que la

de  $\epsilon_{cr}$ .

A bajas velocidades de deformación  $\epsilon_{re} \ll \epsilon_{cr}$ , lo que hace que una vez que comienza la recristalización, se complete mucho antes de que las regiones que recristalizaron primero tengan tiempo de endurecerse por trabajado, nuclear y recristalizar nuevamente. Cuando la velocidad de deformación es lo suficientemente grande como para que  $\epsilon_r \gg \epsilon_{cr}$ , antes de que se complete la recristalización las regiones que primero recristalizaron alcanzan la deformación crítica para nuclear nuevamente. De esta forma, puede ocurrir más de un ciclo de recristalización al mismo tiempo. El resultado es una distribución de regiones que tienen diferentes deformaciones entre 0 y  $\epsilon_{cr}$  dando lugar a una tensión de fluencia media constante.

Finalmente y en base a lo expuesto en este capítulo y especialmente en esta sección, la influencia de la alta velocidad de deformación afectará el trabajado en caliente de un dado material de acuerdo a las siguientes características básicas:

- Cuanto mayor sea  $\dot{\epsilon}$ , la recuperación dinámica es difícil y puede llegar a inhibirse para valores suficientemente altos (**deformación atérmica**).

- Al crecer  $\dot{\epsilon}$ , la deformación crítica para la iniciación de la recristalización dinámica ( $\epsilon_{cr}$ ) se hace también mayor, y por lo tanto un proceso o ensayo de corta duración puede concluir sin que la recristalización dinámica haya tenido tiempo de nuclear, en cuyo caso no puede hablarse de deformación en caliente.

- En caso de producirse la recristalización dinámica, existe una tendencia mayor a darse en forma cíclica cuanto mayor sea la velocidad de deformación.

- La velocidad de deformación influye también sobre la resistencia que ofrecen los metales a ser deformados, (ver ecs. 1.11 a 1.13). En caliente, este efecto es mucho más marcado que en frío.

- A altas velocidades de deformación puede darse la **deformación adiabática**, con la consecuente elevación de temperatura durante el trabajado. Esto será en general beneficioso, ya que ayudará a compensar la pérdida de temperatura del material durante su movimiento en la planta; pero puede ser peligroso si la temperatura alcanza las temperaturas características del **sobrecalentamiento** o del **quemado**, pudiendo afectarse (incluso irreversiblemente) el material procesado con perjuicios productivos tecnológicos y económicos.

---

## CAPITULO 2

---

# EL ENSAYO DE TRACCION RAPIDA EN CALIENTE

### 2.1. Antecedentes

En 1946 Canard (ref. 17) desarrolló una máquina de tracción en caliente accionada por impacto y utilizando un horno para el calentamiento de las probetas, para la evaluación de la forjabilidad de aceros. A partir de la década del 60 este tipo de ensayo fue utilizado a nivel industrial para la determinación de los rangos óptimos de trabajabilidad (no sólo para su aplicación en forjado sino también en laminación) de distintas aleaciones (refs. 18 y 19).

En diciembre de 1992 la ex Div. Tratamientos Termomecánicos efectuó la puesta a punto preliminar de la máquina de **tracción rápida en caliente (TRC)** que, a diferencia de sus predecesoras, utilizaba el sistema de calentamiento por resistencia eléctrica que ya había sido empleado con éxito en el ensayo de torsión en caliente (ref. 20). También en 1992 se realizaron algunos ensayos con la máquina en el marco del trabajo de Rodrigo A. Herrera Guerrero (becario OEA del XII CM y TM), (Ref. 21).

En este capítulo se expone el avance alcanzado en el mejoramiento de la máquina, así como en la comprensión de los fenómenos físicos que intervienen en el ensayo, y la determinación de los parámetros característicos que lo gobiernan.

### 2.2. Mecanismo de tracción - Cálculo de la velocidad de cabezal

El ensayo de tracción rápida en caliente (TRC) consiste en la aplicación a alta velocidad de una carga axial a una probeta mantenida a alta temperatura. El impacto que carga la probeta, ocasiona su deformación y eventual rotura, es producido por un péndulo en forma de martillo que golpea sobre una pieza de arrastre, (fig. 2.1). Esta tracción por choque constituye un problema físico de impacto, actuando fuerzas (tensiones) de gran magnitud en lapsos muy breves (percusiones). Físicamente, el ensayo muestra dos etapas bien diferenciadas:

1º) la caída libre del péndulo hasta el golpe del martillo sobre la pieza de arrastre de la probeta;

2º) una rápida reducción de sección calibrada (mínima), con el consiguiente desgarramiento del material, que puede alcanzar finalmente la rotura (si el ensayo no es detenido en una deformación prefijada).

La primera etapa puede describirse mediante las leyes de la Mecánica del sólido rígido.

Si se considera al péndulo como ideal con la masa total (brazo y maza) concentrados en el extremo del brazo (fig. 2.2) y de acuerdo al teorema de las fuerzas vivas, que relaciona la variación de energía cinética ( $\Delta E_c$ ) con el trabajo de las fuerzas exteriores ( $W$ ):

$$\Delta E_c = W$$

desarrollando:

$$\frac{1}{2} M (V_f^2 - V_0^2) = Mg\Delta h$$

con  $V_0 = 0$  resulta la velocidad de la maza al chocar el martillo:

$$V_f = \sqrt{2g\Delta h} \tag{2.1}$$

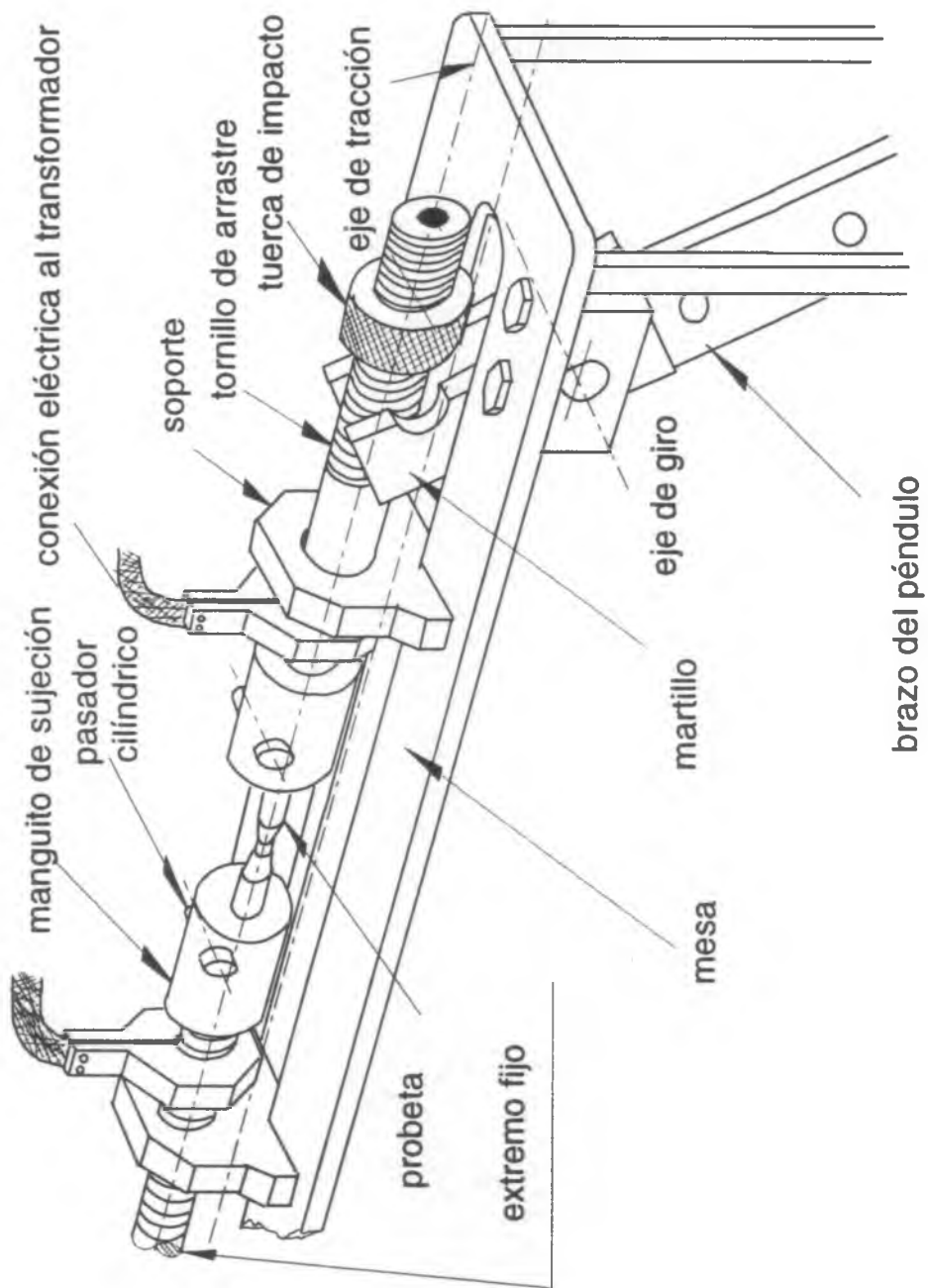


Fig. 2.1. Máquina de tracción rápida en caliente.

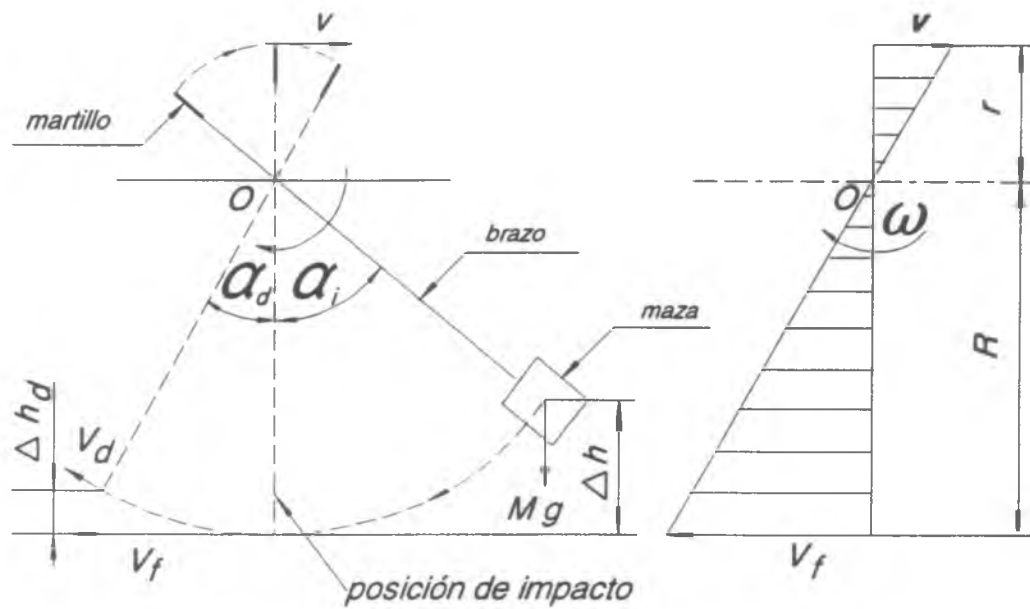


Fig. 2.2. Esquema del péndulo y del martillo.

Como existe una rotación pura, de velocidad angular  $\omega$ , en el instante del impacto:

$$\omega = \frac{V_f}{R} = \frac{V}{r} \rightarrow V = \frac{r}{R} V_f$$

por diseño  $r = \text{cte.}$  y  $R$  variable; pero  $V_f$  depende de  $R$ , pues

$$\Delta h = R(1 - \cos \alpha_i)$$

Reemplazando surge que:

$$V = \sqrt{2gR(1 - \cos \alpha_i)} \frac{r}{R} \quad (2.2)$$

para  $\alpha_i = \text{cte.}$  resulta que  $V = \frac{k}{\sqrt{R}}$ , pero esta conclusión corresponde al péndulo matemático.

Según diseño  $r=125$  mm y el valor de  $R$  puede ajustarse mediante el desplazamiento de la maza sobre el brazo del péndulo en los valores 80, 125, 250, 500 y 625 mm.

El único efecto cinemático de considerar al péndulo como físico es el desplazamiento del centro de gravedad a lo largo del eje longitudinal del brazo (variación de  $R$ ), lo que produce una variación de  $v$  como se ve en la tabla 2.I. En ella, el valor corregido de la velocidad del martillo es  $V'$ .

**TABLA 2.I. Velocidades del martillo antes del impacto**

$R$ (mm)	$V$ (m/s) con $\alpha_i=60^\circ$	$V$ (m/s) con $\alpha_i=90^\circ$	$R'$ (mm)	$V'$ (m/s) con $\alpha_i=60^\circ$	$V'$ (m/s) con $\alpha_i=90^\circ$
80	1,38	1,95	145,70	1,02	1,45
125	1,11	1,56	164,62	0,96	1,36
250	0,78	1,10	217,17	0,84	1,19
500	0,55	0,78	322,29	0,69	0,97
625	0,49	0,70	374,84	0,64	0,90

$R$ : longitud brazo del péndulo matemático;  $V$ : velocidad del martillo antes del impacto considerando péndulo matemático;  $R'$ : longitud del brazo del péndulo físico;  $V'$ : velocidad del martillo antes del impacto considerando péndulo físico.

La fig. 2.3 representa la etapa de tracción, es decir después del impacto del martillo. En un instante dado antes de que la maza alcance su altura máxima  $\Delta h_d$ , despreciando la fricción en el eje de pivoteo se puede plantear:

$$\Sigma M_0 = J_0 \frac{d\omega}{dt}$$

$$-Frcos\alpha - MgRsen\alpha = J_0 \frac{d^2\alpha}{dt^2}$$

$$-Frcos\alpha - Mgsen\alpha = J_0 \frac{d(V_r/cos\alpha)}{dt} \frac{1}{r}$$

considerando  $\alpha$  pequeño, (su valor máximo  $\alpha_d$  no supera en ningún caso los  $10^\circ$ ):

$$-F_r = \frac{J_0}{r} \frac{dV_x}{dt} \quad (2.3)$$

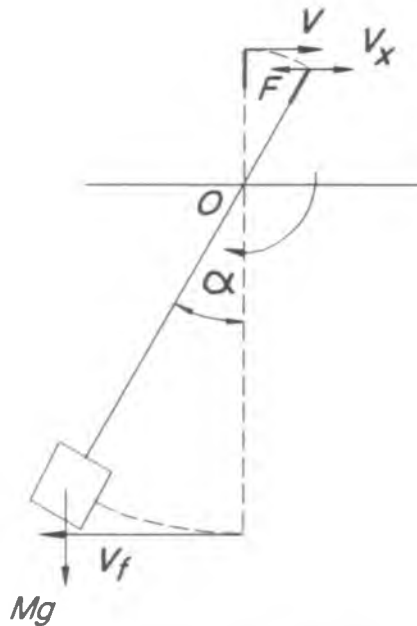


Fig. 2.3. Trayectoria del péndulo después del impacto (etapa de tracción)

La ec. 2.3 describe el movimiento del péndulo pero no depende explícitamente de la masa del sistema deslizante ( $m$ ) ni de la resistencia ejercida por la probeta ( $F_p$ ). Para incorporar estas variables, se plantea el equilibrio dinámico del sistema deslizante en la fig. 2.4 del que resulta:

$$F - F_p = m \frac{dV_x}{dt} \quad (2.4)$$

Combinando las ecuaciones 2.3 y 2.4 se obtiene:

$$F_p r + m r \frac{dV_x}{dt} = -\frac{J_0}{r} \frac{dV_x}{dt}$$

$$-\int_0^t F_p dt = \left( \frac{J_0}{r^2} - m \right) \int_v^{V_x} dV_x$$

$$V_x = V - \frac{1}{\frac{J_0}{r^2} - m} \int_0^t F_p dt \quad (2.5)$$

La ecuación (2.5) da la velocidad instantánea del sistema deslizante, que junto con la mordaza fija, tracciona la probeta. En adelante se mencionará esta velocidad como velocidad de cabezal, ya que es la análoga a la velocidad de cabezal en un ensayo de tracción normal. La determinación de esta velocidad es importante como dato para el cálculo, en base a la geometría de la probeta, de la velocidad de deformación del ensayo. Como puede deducirse de la ecuación, la velocidad de cabezal ( $V_x$ ) diferirá muy poco de la velocidad de impacto del martillo ( $V$ ) si la resistencia ejercida por la probeta es pequeña y/o si la diferencia entre las masas del péndulo y del sistema deslizante es grande.

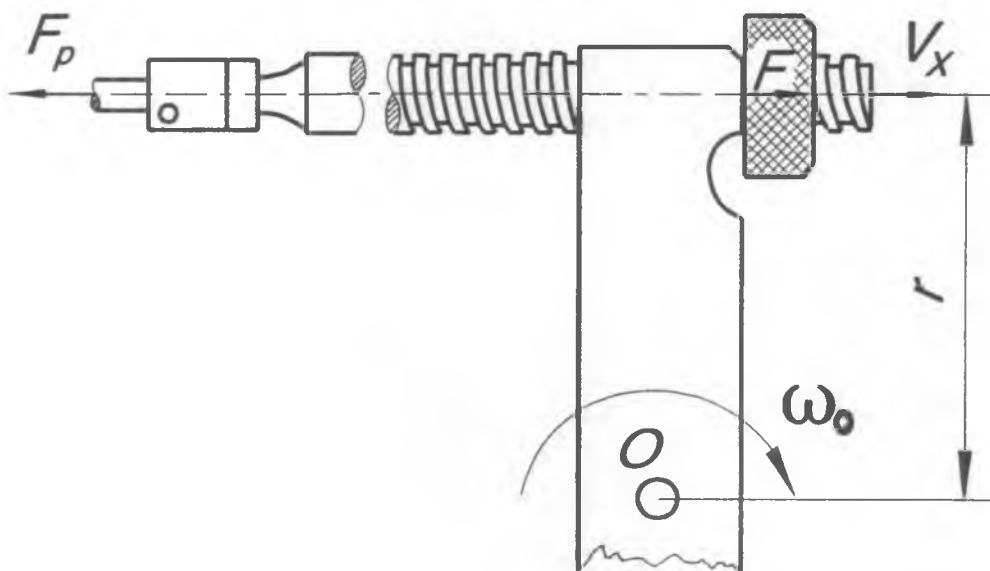


Fig. 2.4. Representación esquemática del equilibrio dinámico del sistema deslizante durante el ensayo.

Otra aproximación posible al problema de hallar la velocidad de cabezal es la que surge de despreciar la energía absorbida por la deformación de la probeta y considerar que el sistema deslizante de la máquina se detiene finalmente, únicamente como consecuencia de las fuerzas de fricción. Esta es la situación real cuando la máquina se utiliza "en vacío", es decir sin probeta. En la Fig. 2.5 se representa el impacto del martillo sobre el sistema deslizante de la máquina. De acuerdo a la conservación de la cantidad de movimiento, se tiene:

$$J_0(\omega_1 - \omega_0) = -pr \tag{2.6}$$

donde  $\omega_0$  : velocidad angular del péndulo antes del choque

$\omega_1$  : velocidad angular del péndulo después del choque

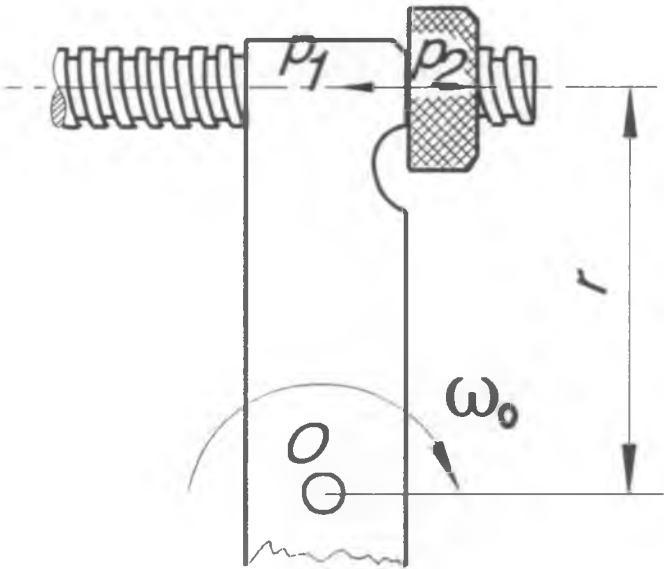


Fig. 2.5. Impacto del martillo sobre el sistema deslizante suponiendo la ausencia de probeta.

- $m$  : masa del sistema deslizante
- $P_1$  y  $P_2$  : impulsos de choque

$$P_1 = P_2 = P$$

$$p = m V_x$$

Para este análisis se hace necesario considerar la característica de choque real mediante el coeficiente de restitución del choque ( $k$ ). Este coeficiente puede definirse para impacto coaxial a partir de la Fig. 2.6.

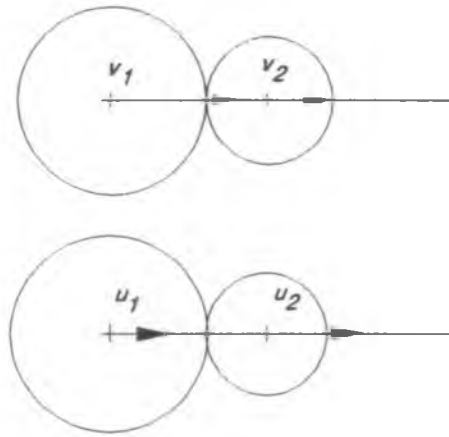


Fig. 2.6. Choque real con velocidades iniciales y finales.

$$k = \left| \frac{u_1 - u_2}{v_1 - v_2} \right| = - \frac{u_1 - u_2}{v_1 - v_2}$$

Volviendo al problema, en este caso el  $k$  puede expresarse:

$$k = - \frac{\omega_1 r - V_x}{\omega_0 r}$$

$$V_x = \omega_1 r + k \omega_0 r$$

De (2.6) se tiene:

$$J_0(\omega_1 - \omega_0) = -m V_x r$$

$$\omega_1 = -\frac{m V_x r}{J_0} + \omega_0$$

Entonces:

$$V_x = -\frac{m V_x r^2}{J_0} + \omega_0 r + k \omega_0 r$$

$$V_x = \frac{\omega_0 r(1+k)}{1 + m r^2 / J_0} = \frac{J_0 \omega_0 r(1+k)}{J_0 + m r^2}$$

Reemplazando  $\omega_0$  por su valor en función de los parámetros conocidos:

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{2g(1 - \cos \alpha_i)}{R}}$$

$$V_x = \sqrt{\frac{2g(1 - \cos \alpha_i)}{R} \left[ \frac{J_0 r(1+k)}{J_0 + m r^2} \right]} \quad (2.7)$$

Experimentalmente se sabe que si la velocidad del impacto varía entre límites no muy grandes, el coeficiente  $k$  depende solamente de los materiales de los cuerpos en contacto. En este caso ambas superficies son de acero.

Un valor estimativo sugerido (Ref. 22) es  $k=5/9$ .

Se determinó la masa del sistema deslizando resultando  $m=1,5$  kg. La ecuación (2.7) permite calcular la velocidad de cabezal después del impacto, si se asume que la resistencia de la probeta es nula. En la tabla 2.II se dan los valores correspondientes a las velocidades de cabezal calculadas según esta hipótesis.

Del mismo modo que en los ensayos Charpy e Izod, puede estimarse el trabajo de deformación ( $W_d$ ) a través de la conservación de la energía, después de producido el

impacto, (Veáse Fig. 2.2).

Del primer principio de la termodinámica para sistemas cerrados:

$$Q = \Delta U + W_d + \Delta E_c + \Delta E_p$$

Si se desprecian el calor intercambiado, la variación de la energía interna, las pérdidas de energía por fricción y deformación elástica de las piezas en contacto, se tiene:

$$\Delta E_c + \Delta E_p + W_d = 0$$

$$\frac{1}{2} M (V_d^2 - V_r^2) + Mg \Delta h_d + W_d = 0$$

$$V_d = 0 \Rightarrow W_d = \frac{1}{2} M V_r^2 - \Delta h_d M g \quad (2.8)$$

**TABLA 2.II. Momento de inercia del péndulo físico y velocidad de cabezal**

$R$ (mm)	$R'$ (mm)	$J_0$ (kgm <sup>2</sup> )	$V_x$ (m/s) con $\alpha_i = 60^\circ$	$V_x$ (m/s) con $\alpha_i = 90^\circ$
80	145,70	0,92	2,10	2,97
125	164,62	0,98	1,68	2,38
250	217,17	1,30	1,20	1,69
500	322,29	2,56	0,85	1,21
625	374,84	3,51	0,76	1,08

$R$ : longitud del brazo del péndulo matemático;  $R'$ : longitud del brazo del péndulo físico;  $J_0$ : momento de inercia del péndulo físico;  $V_x$ : velocidad de cabezal.

### 2.3. Medición de la velocidad de cabezal y de la fuerza de tracción

Dado el carácter dinámico de este ensayo, es esencial la evaluación de la velocidad de deformación. La máquina de TRC cuenta con una **celda de carga** acoplada con el mecanismo de tracción, la que permite registrar la variación de la fuerza de tracción con el tiempo. Además se construyó un dispositivo para medir el desplazamiento del sistema deslizante como función del tiempo. Este dispositivo se basa en un instrumento conocido comercialmente como **LVDT**. El LVDT registra la posición del sistema deslizante de la máquina con el tiempo mediante el movimiento de un núcleo metálico dentro de un arrollamiento externo que entrega una tensión eléctrica de salida proporcional al desplazamiento del núcleo. El esquema constructivo se ve en la fig. 2.7.

En la fig. 2.8 se representa el desplazamiento en función del tiempo medido con el sistema descrito en un ensayo sin probeta. El ensayo se realizó con un  $\alpha_i = 60^\circ$  y  $R=625$  mm. Puede verse que después de un corto período de aceleración la velocidad alcanza un valor que se mantiene prácticamente constante hasta que el sistema deslizante se frena como consecuencia de la fricción y/o del retroceso del péndulo. En el caso mostrado en la figura, se introdujo una tuerca de tope que al impactar con el soporte del sistema deslizante (ver fig. 2.1), contribuye al frenado. El impacto de la tuerca de tope corresponde al cambio de pendiente en  $\delta=5$  mm que es la carrera libre prefijada para el sistema deslizante.

De la fig. 2.8 se puede obtener la velocidad de cabezal  $V_x = 0,48$  m/s como pendiente de la curva  $\delta$  vs.  $t$  después de la aceleración y antes del frenado. Este valor es un 37% menor que el calculado en la tabla 2.II y un 25% menor que el valor de  $V'$  de la tabla 2.I, para las mismas condiciones. El motivo más probable de estas diferencias es la no consideración en los cálculos de la inevitable fricción en punto de pivoteo del péndulo. Sin embargo, hay una gran coincidencia con la velocidad  $V= 0,49$  m/s de la tabla 2.I que considera al péndulo como matemático. Este resultado sugiere que el efecto de disminución de la velocidad debida a la fricción se compensa con el aumento de la misma que produce el corrimiento del baricentro del péndulo.

Si bien la celda de carga (convenientemente calibrada), entrega una tensión eléctrica proporcional a la fuerza que soporta, se hace necesario considerar que esta fuerza no necesariamente coincide con la fuerza  $F$  con que el martillo carga a la tuerca de impacto, ni con la fuerza que en un dado instante soporta la probeta ( $F_p$ ). Si se desprecia el efecto de la inercia del sistema deslizante, estas diferencias se deben principalmente al **rozamiento en los soportes** (fig. 2.9).

En la fig. 2.9 se ve un esquema de las fuerzas de rozamiento durante la tracción de la probeta. Durante la carrera positiva (hacia la derecha en la fig.) la fuerza  $F$  que desarrolla el martillo resulta mayor que la  $R$  medida por la celda de carga. Cuando el sistema deslizante se frena, las fuerzas de restitución elástica hacen que todo el mecanismo se desplace ahora en sentido contrario (negativo) en una magnitud muy pequeña. Esto invierte el sentido de las fuerzas de rozamiento y la fuerza  $R$  medida en este momento será mayor que  $F$ .

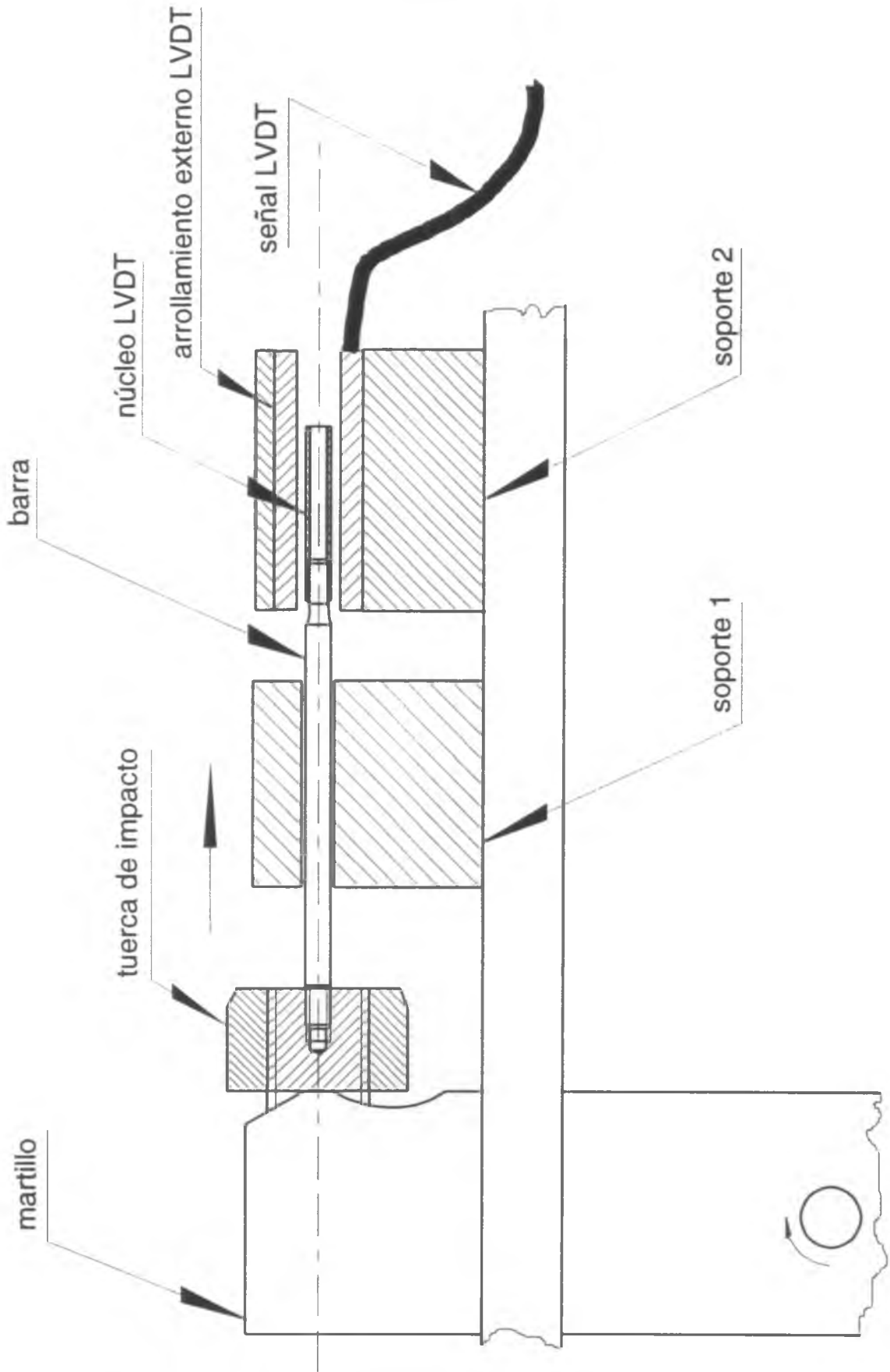


Fig. 2.7. Esquema dispositivo de medición del desplazamiento

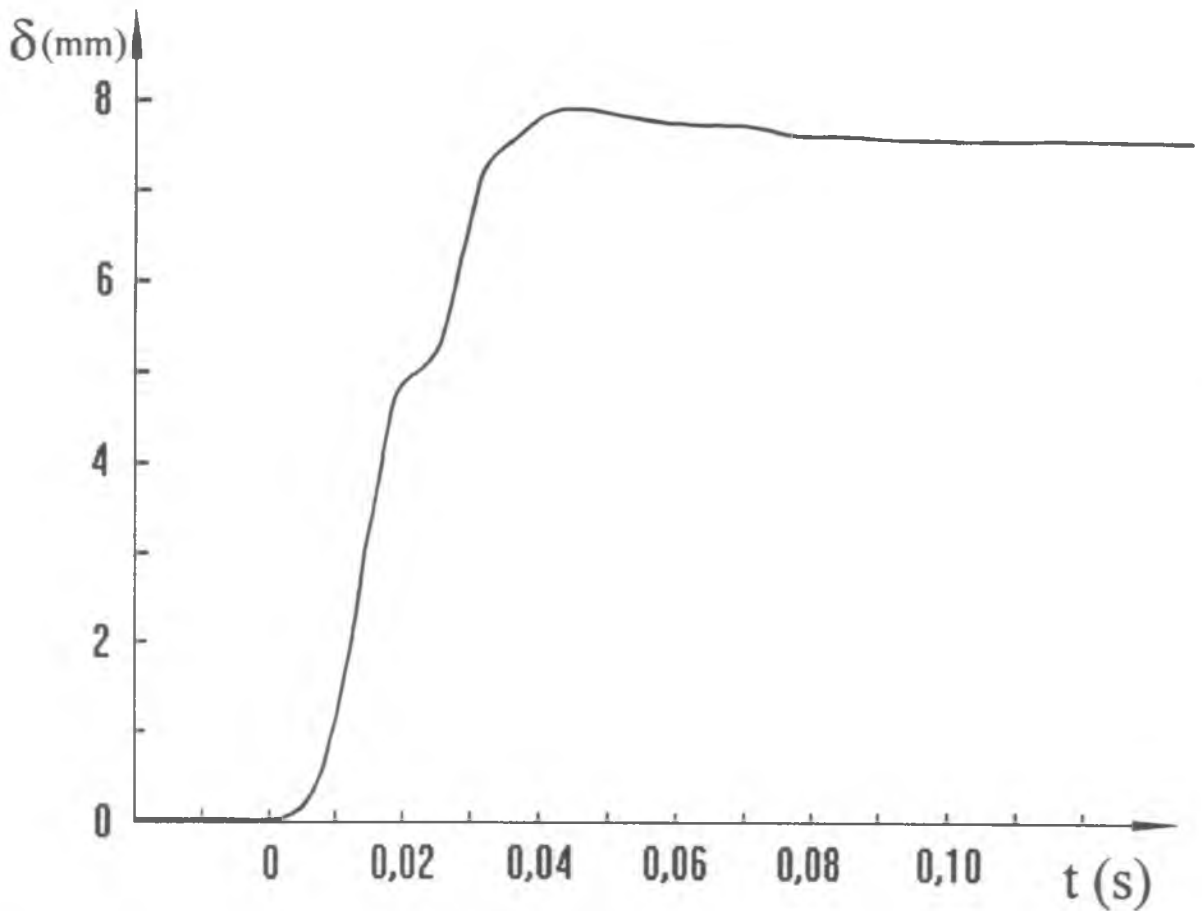


Fig. 2.8. Desplazamiento medido en función del tiempo.

La fricción también afecta a la fuerza de tracción aplicada a la probeta ( $F_p$ ) en un dado instante, como queda expuesto en la fig. 2.9.

En la fig. 2.10 se ve como, en virtud de lo dicho, se puede realizar una corrección a la curva  $R$  vs.  $t$  que da la celda de carga para obtener  $F$  vs.  $t$ , en los casos en que se tiene deformación plástica de la probeta (pero no rotura), y en el caso en que esta se rompe. Las curvas se representan más separadas de lo que corresponde a la escala para mayor claridad.

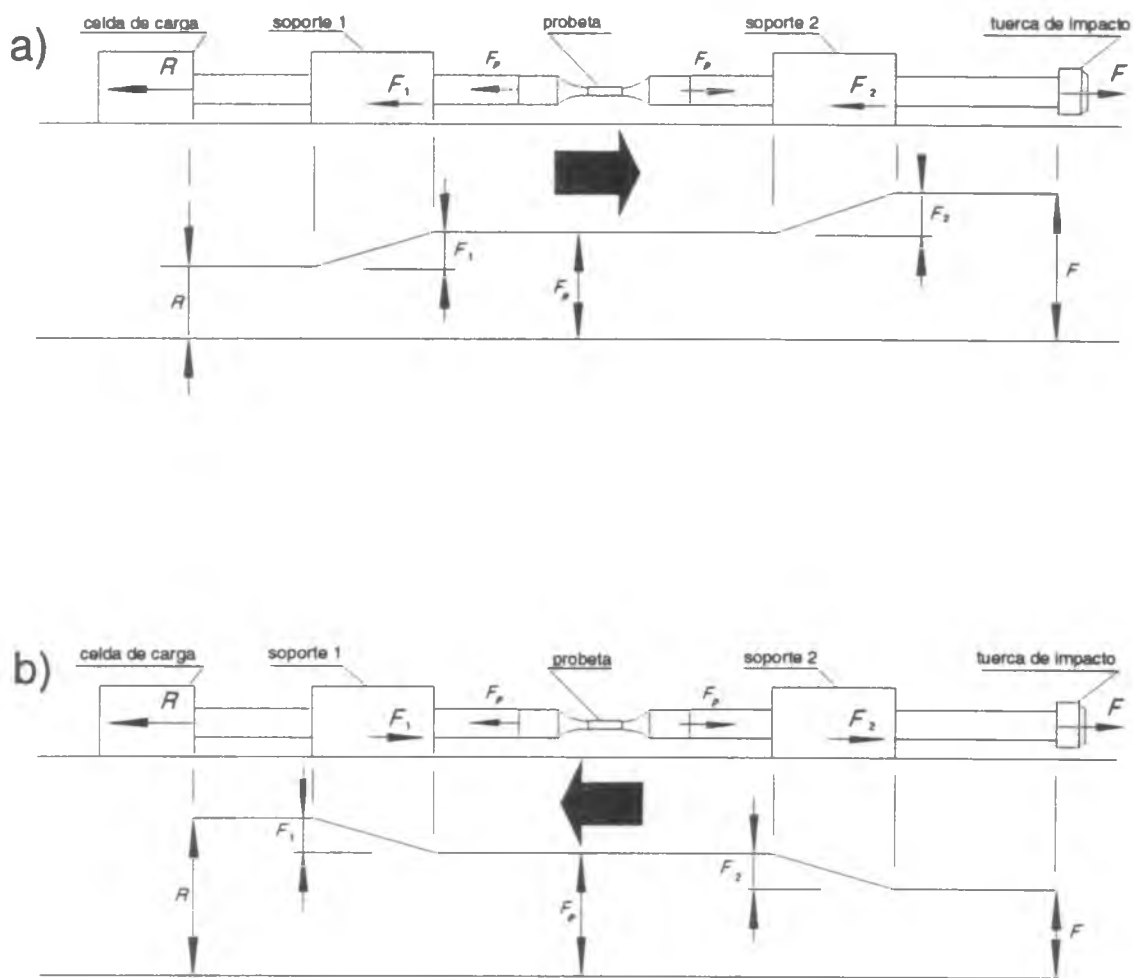


Fig. 2.9. Acción de las fuerzas de fricción en los soportes.  
 a) Durante el desplazamiento positivo.  
 b) Durante el retorno por recuperación elástica.

De acuerdo a la ref. 22, la variación con la velocidad del coeficiente de fricción  $\mu$  para acero que desliza sobre un polímero (material de los bujes) con lubricación, en el rango de velocidades de trabajo (tabla 2.I), es muy pequeña. Además, dado el corto recorrido de deslizamiento (unos 7 mm) se puede considerar que la fuerza normal a las superficies que deslizan permanece constante en todo el recorrido.

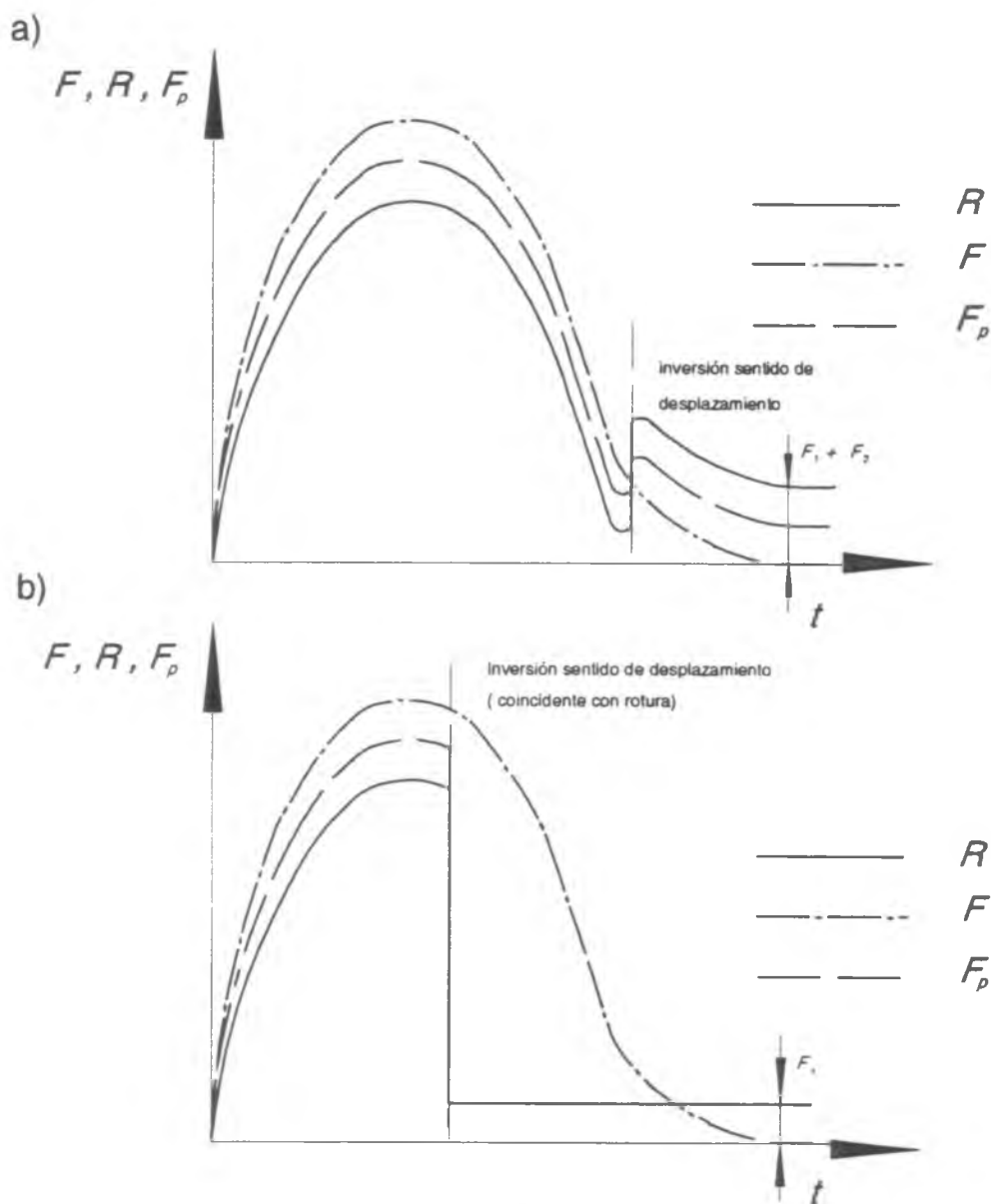


Fig. 2.10. Influencia de la fricción en la curva  $F$  vs.  $t$  medida.

a) Si la probeta no llega a la rotura.

b) Si la probeta se rompe.

En resumen, la corrección de la  $F(t)$  entregada por la celda de carga puede efectuarse considerando las fuerzas de fricción en los soportes como constantes. Los valores estimados para  $F_1$  y  $F_2$  en base a  $\Delta R$  medidas en distintos ensayos a rotura y sin rotura son  $0,5 \text{ kg}_f$  y  $1 \text{ kg}_f$  respectivamente.

Por último, existe otra fuente de error en la información que entrega la celda de carga que consiste en el fenómeno conocido como ruido de la celda de carga (ref. 24). En la fig. 10 se puede ver la forma de un registro típico entregado por una celda de carga de la fuerza vs. el tiempo durante un ensayo de tracción dinámica. Las oscilaciones ocurren cuando la velocidad de aplicación de la carga está cerca de la frecuencia de resonancia de la celda. Los estudios realizados en relación a este tema (ref. 24) mostraron que estas oscilaciones son debidas a vibraciones y que, consecuentemente, el valor medio de la lectura de la celda de carga podrá diferir de la fuerza sobre la probeta. Esta diferencia está causada por vibraciones cercanas a la frecuencia natural de la máquina de ensayos, que suele ser lenta al punto de que el ensayo dinámico se complete en 1/10 de ciclo. De esta forma, estas vibraciones de baja frecuencia usualmente son imposibles de detectar en un registro de ensayo pero pueden producir errores significativos en el análisis de los resultados. El rango de frecuencia de ruido para celdas de carga típicas va de 2400 a 3600 Hz (ref. 24).

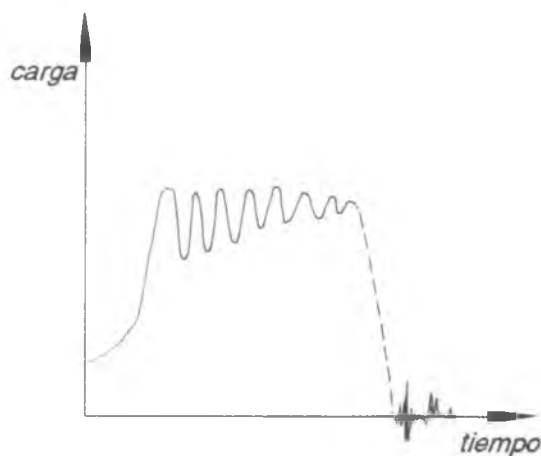


Fig. 2.10. Registro de la carga en función del tiempo donde se aprecia el efecto del ruido de la celda de carga. (Ref. 24).

#### 2.4. Probeta de TRC

La geometría de la probeta (fig. 2.11) fue adaptada para cumplir los siguientes requerimientos básicos:

- a) zona calibrada cilíndrica adelgazada para concentrar el efecto térmico, obtener un estado uniaxial de tensiones en esa zona localizando allí la rotura, y por último poder relacionar el desplazamiento relativo de los hombros de la probeta con la deformación;
- b) zona calibrada corta para obtener una mayor velocidad de deformación, pero con una longitud suficiente como para que el volumen deformado permita su estudio metalográfico.
- c) cabezas cilíndricas con muescas (cunas) para sujeción con pernos cilíndricos transversales (espigas), evitándose el difícil roscado en materiales muy endurecidos; las cabezas deben asegurar además un buen contacto eléctrico;

c) transición gradual entre las cabezas y la zona calibrada para impedir concentración de tensiones con buena terminación superficial (rugosidad).

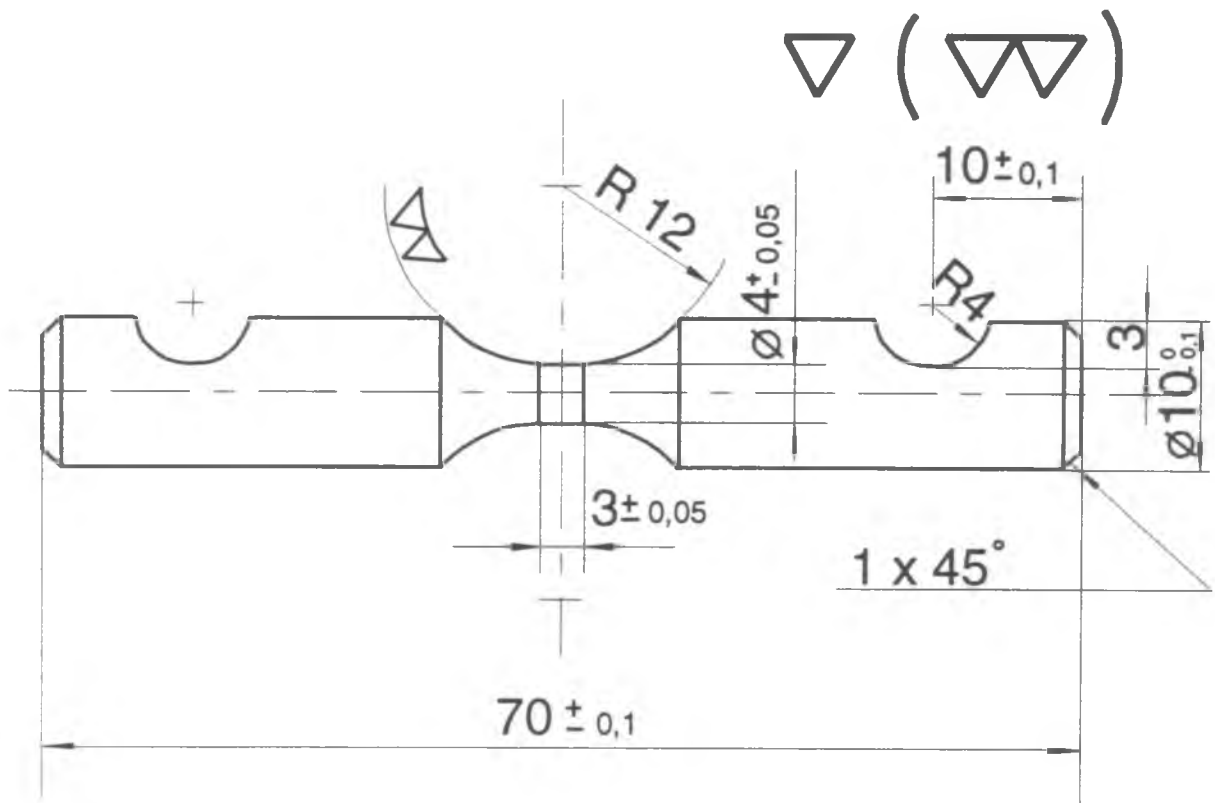


Fig. 2.11. Probeta de TRC (esc. 2:1 ; tolerancias no indicadas :  $\pm 0,1$  mm)

El calentamiento de la probeta se efectúa por resistencia al pasaje de la corriente eléctrica que circula por la misma (efecto Joule).

En virtud de su menor área transversal, este calentamiento se concentra en la zona calibrada produciendo una temperatura mucho mayor en ella que en el resto de la probeta.

Para prevenir la rápida oxidación de la probeta a altas temperaturas, los ensayos se realizan en atmósfera dinámica de argón, de pureza industrial.

La medición de temperatura del ensayo se logra mediante una termocupla que se suelda por puntos a la zona calibrada. Si bien la soldadura por puntos produce **tensiones residuales** de tracción de importancia (Ref. 25), se prefiere este método a la pirometría óptica dada la dificultad de hacer foco en una región tan pequeña como la zona calibrada de la probeta de TRC.

## 2.5. Circuito eléctrico de calentamiento y de registro de datos

En la fig. 2.12 se representa el circuito eléctrico de calentamiento y de registro de datos de la máquina de TRC.

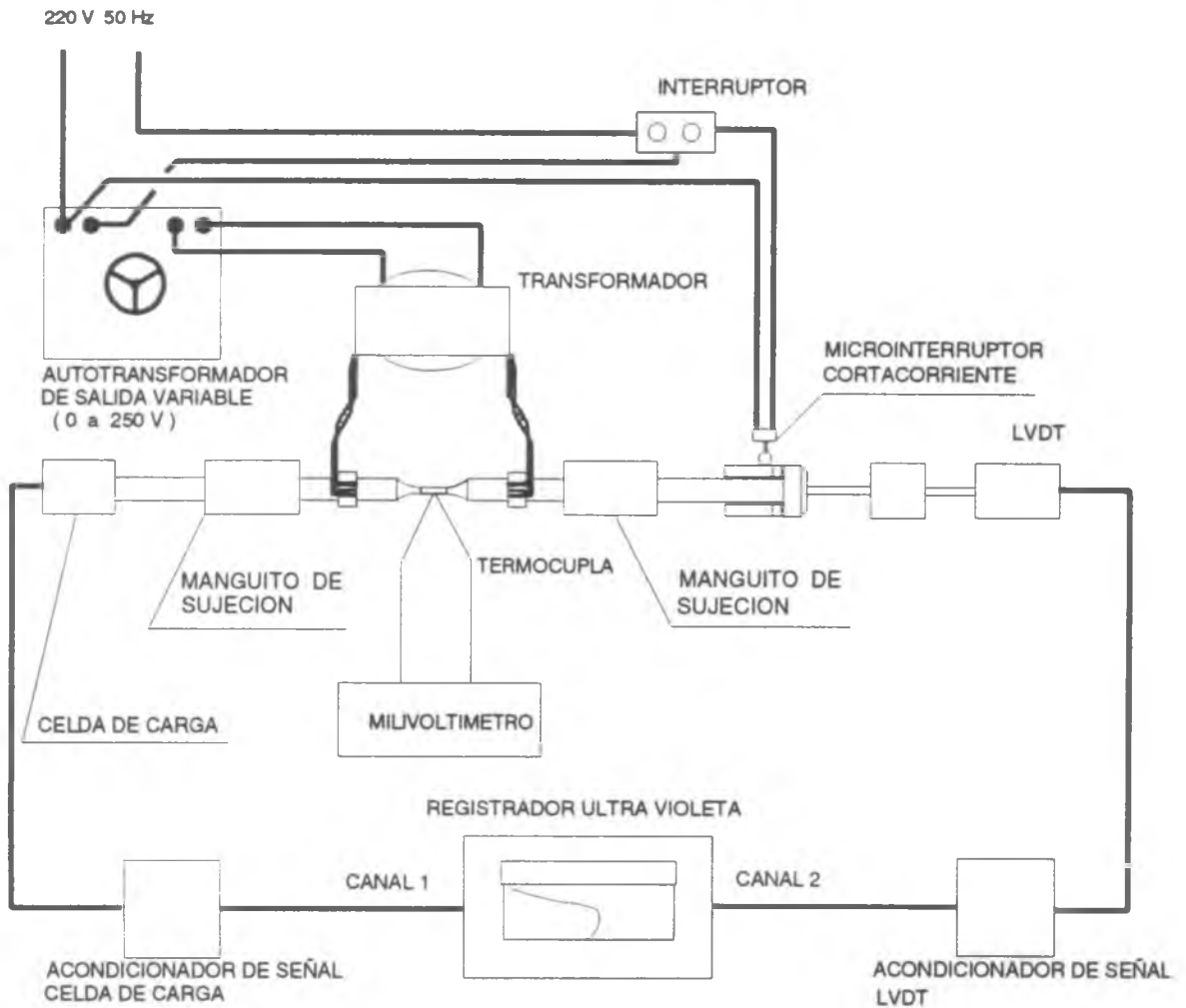


Fig. 2.12. Circuito eléctrico de calentamiento y de registro de datos.

La tensión eléctrica provista por el autotransformador se multiplica en el transformador conectado al sistema de tracción de la probeta forzando el paso de la corriente a través de la misma. Este sistema de calentamiento permite un control muy exacto de la temperatura

en la zona calibrada y presenta una **inercia térmica** muy baja, lo que permite realizar ciclos de calentamiento de cualquier tipo. Además existe total acceso físico y visual a la probeta.

Después de su liberación desde el ángulo inicial  $\alpha_i$  y justo antes del impacto, el péndulo acciona el microinterruptor cortacorriente para evitar la elevación de la temperatura que produciría la circulación de la corriente por una sección reducida por la deformación y también para evitar el salto de chispas entre las mitades de la probeta en el momento de la fractura.

Para el registro de la fuerza y el desplazamiento se utiliza un registrador ultravioleta. Este registrador consiste en una serie de galvanómetros (uno por cada canal de entrada) que pivotean de acuerdo a la señal externa a representar y su propia constante elástica. Cada galvanómetro tiene un pequeño espejo que refleja la luz de una lámpara produciendo una traza sobre un papel sensible que se mueve a velocidad constante. Este sistema asegura una alta velocidad de registración, compatible con las necesidades del ensayo.

## 2.6 Velocidad de deformación

Dada la característica dinámica de este ensayo, se hace necesario analizar la influencia de la no uniformidad de la deformación debido a la aplicación súbita de la carga.

Aún en un ensayo de baja velocidad puede ocurrir una sustancial localización de la deformación tales como las asociadas con las bandas de Lüders o con la formación del cuello en la probeta de tracción (estricción localizada).

En el ensayo estático (baja velocidad de cabezal), la estabilidad de la deformación plástica y por lo tanto de la deformación macroscópica está asociada con la pendiente positiva de la curva tensión ingenieril - deformación convencional. En el ensayo dinámico, la uniformidad de la deformación está gobernada por la velocidad de propagación de las ondas plásticas que está controlada a su vez por la misma pendiente. La pendiente de la relación tensión - deformación es la esencia de la distribución de la deformación a lo largo de la probeta tanto para desplazamiento rápido como lento de uno de sus extremos (Ref. 26).

Entonces en un ensayo dinámico se deberán analizar dos cuestiones:

- 1) cómo se relaciona la distribución rápida de la deformación plástica con esta pendiente;
- 2) cómo se espera que varíe la pendiente en sí misma con la deformación rápida.

Lo mejor que puede esperarse de una máquina de ensayos es que uno de los extremos de la probeta se mueva a una velocidad relativa constante  $u$ . Si esta velocidad se alcanza abruptamente, sólo el material adyacente al extremo móvil "se enterará" de ese hecho. Sucesivamente las secciones distantes sentirán la condición del extremo solo después de un tiempo de demora, dependiente de la velocidad de propagación de la perturbación. En

probetas esbeltas, esta velocidad está determinada con una buena aproximación por dos características del material de la probeta: su densidad y la derivada de la tensión ingenieril o convencional respecto de la deformación convencional, como lo indica la ecuación 2.9 que da la velocidad de propagación de la onda generada, en una barra:

$$v = \sqrt{\frac{dS/de}{\rho}} \quad (2.9)$$

Como la variación de la densidad en flujo plástico es despreciable, la velocidad con que se distribuye la deformación está determinada por la variación del módulo tangencial de endurecimiento ( $dS/de$ ) con la deformación. Suponiendo que el material de la probeta tiene un módulo tangencial constante y positivo de valor  $\theta$  (fig. 2.13), se tiene:

$$ut = \delta_E + \delta_P$$

$$ut = e_E v_E t + e_P v_P t$$

$$u = \frac{S_y}{E} \sqrt{E/\rho} + \left( \frac{S_F - S_y}{\theta} \right) \sqrt{\theta/\rho} \quad (2.10)$$

donde  $S_y$  es la tensión de fluencia ingenieril o convencional.

Con la ec. 2.10 se puede estimar la amplitud de tensión ingenieril  $S_F$  que se alcanzará en el extremo del impacto para una dada velocidad del cabezal  $u$ .

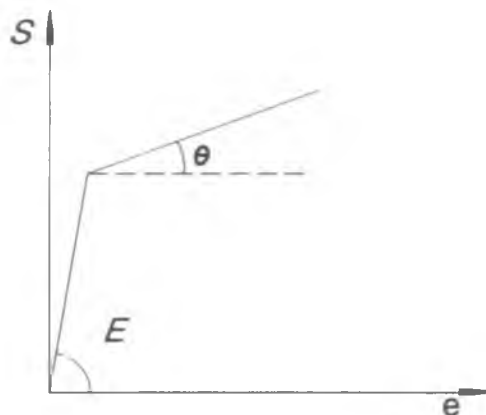


Fig. 2.13. Material con módulo tangencial de endurecimiento constante.

En un acero para el cual  $E = 200$  GPa,  $\theta = E/100$ ,  $c = 5000$  m/s (velocidad de la onda elástica) y  $S_y = 340$  MPa; para alcanzar la tensión de fluencia en una onda de tracción simple se requiere una velocidad de cabezal de 8,5 m/s. Para alcanzar inmediatamente en el extremo del impacto una tensión de flujo de 480 MPa, se requiere una velocidad que es cuatro veces la calculada anteriormente.

Con  $\theta$  supuesto igual al 1% del módulo de elasticidad, el frente de onda plástica se moverá a 1/10 de la velocidad de la onda elástica.

Si se considera un ensayo real, ni la condición de velocidad de cabezal constante, ni la relación de endurecimiento por deformación constante serán suficientemente realistas.

En las figs. 2.14 y 2.15 se pueden apreciar las diferentes distribuciones de deformación y tensión en el caso en que el módulo tangencial de endurecimiento es constante y en el caso en que varía con la deformación (caso real).

Si las características de fluencia son graduales, la tensión y la deformación se incrementarán suavemente desde la posición del frente de onda elástico. Ahora, lo que antes era una suma será una integral:

$$u = \int_0^e \sqrt{\frac{dS/de}{\rho}} e de \quad (2.11)$$

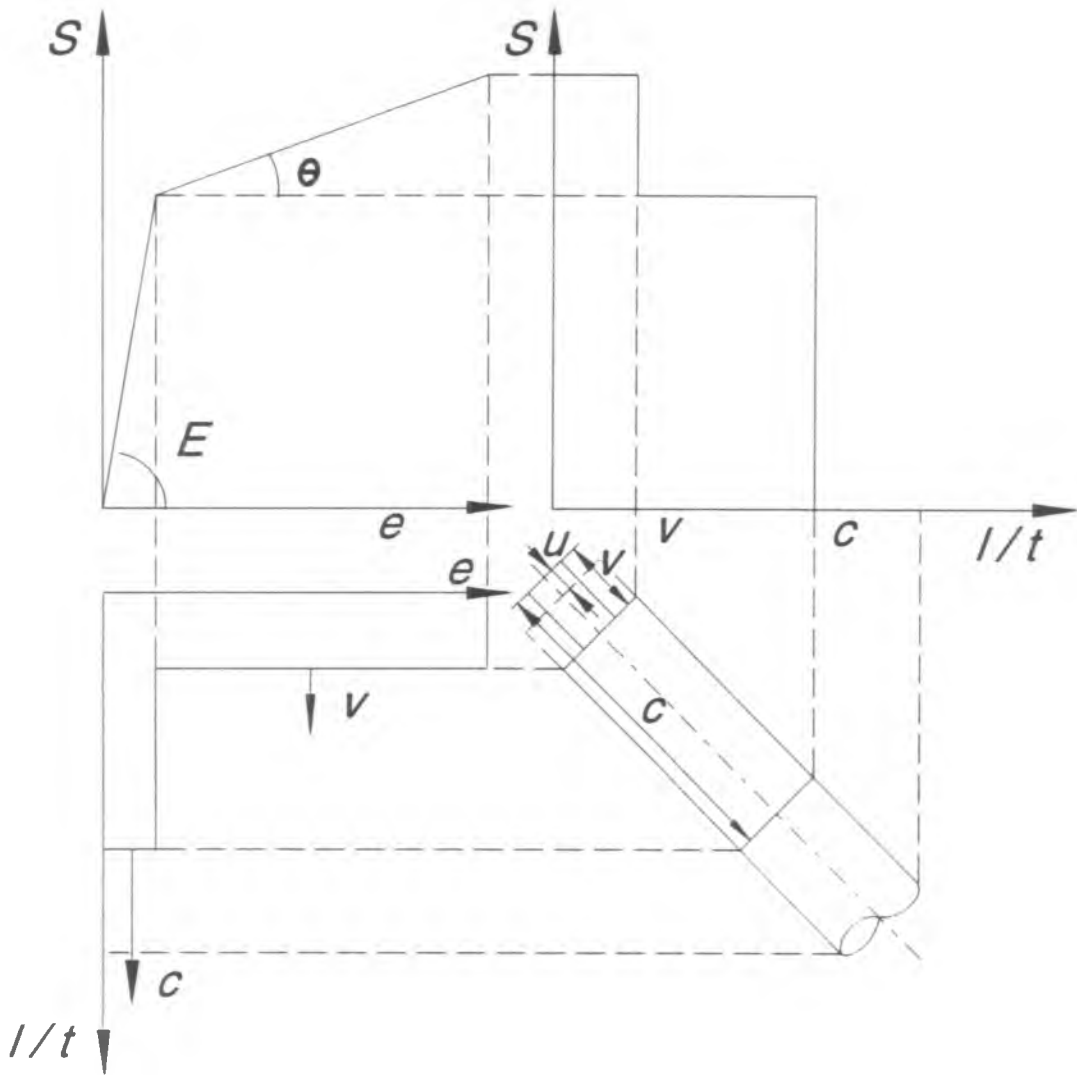


Fig. 2.14. Distribución de la deformación y la tensión suponiendo una relación de endurecimiento constante. (Ref. 26)

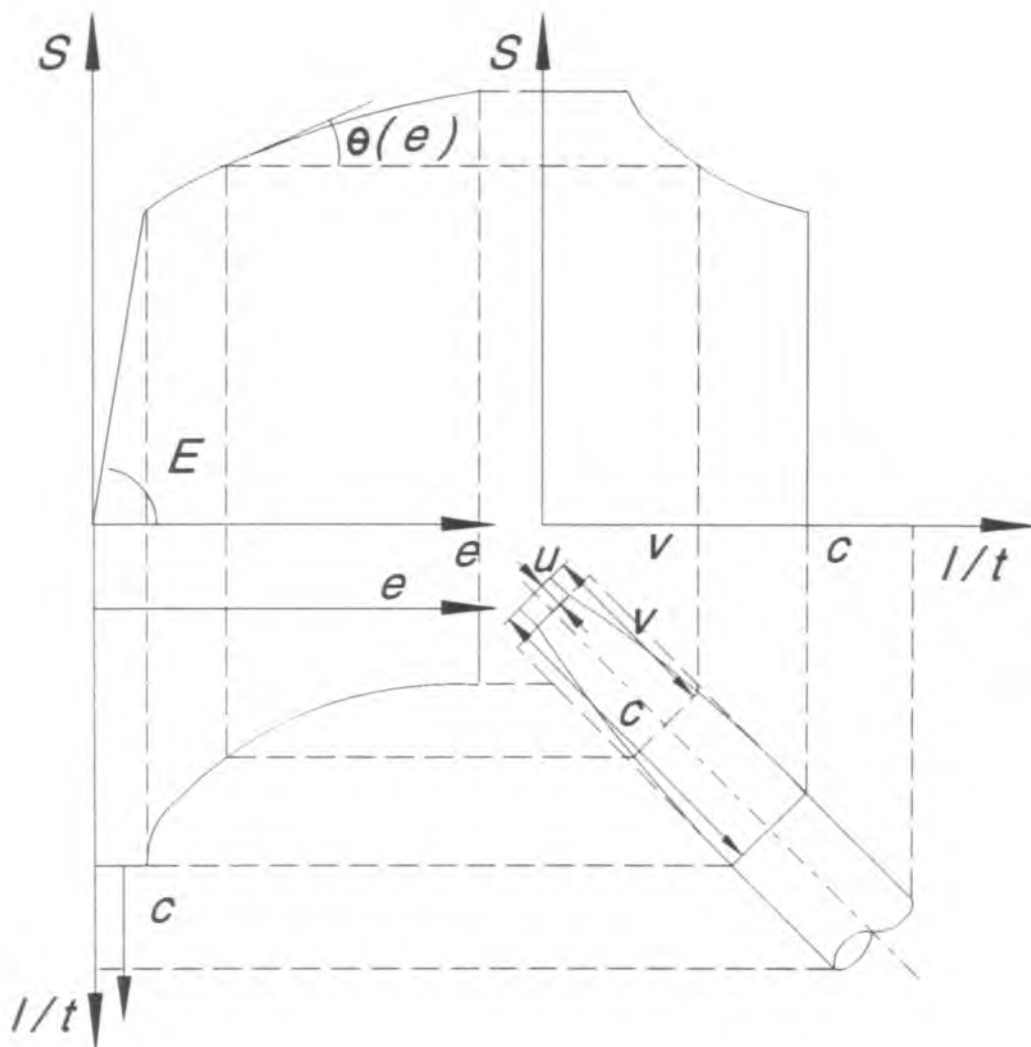


Fig. 2.15. Distribución de deformación y tensión suponiendo una relación de endurecimiento variable. (Ref. 26)

La velocidad  $u$  correspondiente a la integración de esta expresión hasta la deformación de carga máxima sugiere la aparición de la inestabilidad localizada por carga de impacto, y es la velocidad referida por Zener y Hollomon como velocidad crítica de cabezal (Ref. 26).

La inestabilidad surge en la cercanía al extremo que se desplaza, donde, debido a las limitaciones de la velocidad de propagación, aparecerá la máxima deformación plástica.

La asignación de un límite a la velocidad de cabezal, que asegure una uniformidad tolerable en la distribución de la deformación, depende de la pendiente de la curva tensión - deformación (módulo tangencial de endurecimiento).

Una estimación razonable de esta pendiente puede tomarse de los datos de un ensayo estático

teniendo en cuenta una diferencia importante: el flujo plástico rápido es adiabático, esto hace que la temperatura se eleve durante el ensayo.

Este efecto, también considerado por Zener y Hollomon, puede tender a reducir  $\theta$  si a medida que progresa la deformación el incremento de temperatura reduce la tensión de flujo.

La ecuación mecánica de estado según Zener y Hollomon a partir de la expresión general:

$$\sigma = \sigma(\varepsilon; \dot{\varepsilon}; T)$$

$$\frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}} = \left(\frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}}\right)_{T,\varepsilon} + \left(\frac{d\sigma}{dT}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \frac{dT}{d\dot{\varepsilon}} + \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{\varepsilon,T} \frac{d\varepsilon}{d\dot{\varepsilon}} \quad (2.12)$$

donde  $\sigma$  y  $\varepsilon$  son la tensión y la deformación reales o verdaderas respectivamente, y  $\dot{\varepsilon}$  la velocidad de deformación real. En base a las relaciones entre tensión ingenieril o convencional y la verdadera, así como entre la deformación convencional y la real se puede hallar  $\theta$  en función de  $d\sigma/d\varepsilon$ :

$$\begin{aligned} \sigma &= (1+e)S \\ d\sigma &= Sde + (1+e)dS \\ \varepsilon &= \ln(1+e) \\ d\varepsilon &= \frac{1}{1+e} de \\ \frac{d\sigma}{d\varepsilon} &= (1+e)S + (1+e)^2 \frac{dS}{de} \\ \theta &= \frac{dS}{de} = \frac{1}{(1+e)^2} - \frac{S}{1+e} \\ \theta &= \frac{dS}{de} = \frac{1}{(1+e)^2} \left[ \frac{d\sigma}{d\varepsilon} - \sigma \right] \end{aligned} \quad (2.13)$$

Ahora reemplazando la ec. 2.12 en la ec. 2.13 se obtiene:

$$\theta = \frac{dS}{de} = \frac{1}{(1+e)^2} \left[ \left(\frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}}\right)_{T,\varepsilon} + \left(\frac{d\sigma}{dT}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \frac{dT}{d\dot{\varepsilon}} + \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{\varepsilon,T} \frac{d\varepsilon}{d\dot{\varepsilon}} - \sigma \right] \quad (2.14)$$

La evaluación de cada uno de los términos de la ec. 2.14 dependerá del material en cuestión. Si se logra obtener una  $\theta=f(e)$ , se la podrá introducir en la integral de la ec. 2.11, y se tendrá la velocidad crítica de cabezal para el caso particular.

Varios investigadores han sugerido velocidades de cabezal limitantes más allá de las cuales no puede seguir asumiéndose la uniformidad de la deformación plástica.

Baron, que trabajó con aceros de varios niveles de resistencia, sugiere la aceptación de 15 fts/s (4,572 m/s). Para las probetas de 3/4" (19 mm) que utilizó, esto implica velocidades de deformación convencional de 240 1/s. Clark asumió un punto de vista más conservador al sugerir un orden de magnitud menor que esto. Lee y Wolf, aunque no mencionan un límite numérico, aceptan como verificación grosera el criterio de que el ensayo dure varias veces el tiempo de tránsito del componente más lento de la onda plástica.

En base a esto, se pueden establecer los requerimientos básicos para una máquina de ensayos de alta velocidad (ref. 26):

1º) Para probetas pequeñas, la velocidad máxima de cabezal no debería superar los 100 in/s (2,54 m/s).

2º) Debería ser posible mantener la velocidad del cabezal razonablemente constante durante la porción del ensayo en la cual se espera deformación uniforme.

3º) Deberían proveerse medios adecuados para registrar la carga y el desplazamiento del cabezal durante el ensayo.

De acuerdo con lo expuesto en la sección 2.3, las 3 exigencias se cumplen a partir de las modificaciones introducidas en lo que hace al registro del desplazamiento del cabezal.

Con la hipótesis de uniformidad de la deformación en la probeta que se sustenta en lo recién expuesto, queda analizar el problema de la compliancia de la máquina. En efecto, si bien la rigidez de la máquina es necesariamente mucho mayor que la de la zona calibrada de la probeta, no es infinita, y las fórmulas de la deformación y la velocidad de deformación se modificarán como consecuencia de esto. En la fig. 2.16 se plantea el problema. El desplazamiento que sufre la longitud calibrada de la probeta es menor que el desplazamiento de cabezal en una magnitud directamente proporcional a la fuerza transmitida ( $F$ ) e inversamente proporcional a la constante de rigidez de la máquina ( $K$ ). Esta constante involucra la resistencia a la deformación elástica de la estructura, del mecanismo de sujeción de la probeta y de sus hombros.

También en la fig. 2.16 se emplea  $L_e$  para designar una longitud efectiva, que para la especial geometría de la probeta de TRC, reemplaza a la longitud calibrada  $L_0$  con la finalidad de tener en cuenta la deformación plástica que se produce en la zona de los radios de empalme.

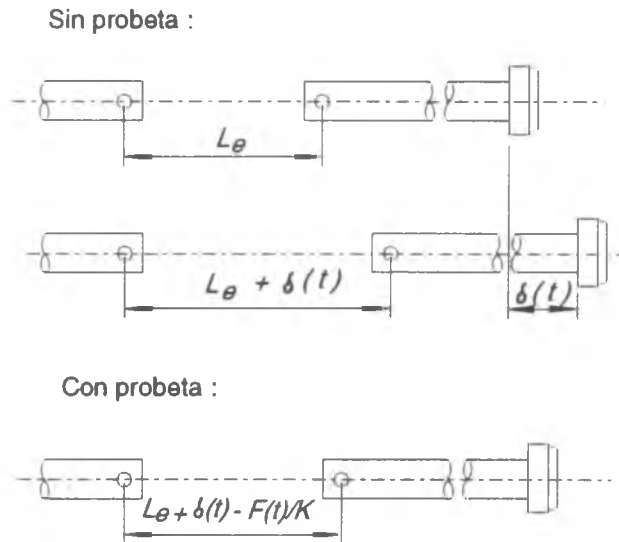


Fig. 2.16. Influencia de la compliancia de la máquina.

El concepto de longitud efectiva suele emplearse en probetas que presentan la característica de deformarse plásticamente en cierta medida fuera de la zona calibrada, y su definición matemática es (ref. 27):

$$L_e = \frac{\Delta L_T}{e_T} \quad (2.15)$$

donde  $\Delta L_T$  es el desplazamiento relativo de los hombros de la probeta, y  $e_T$  es la deformación uniforme.

En la probeta de TRC, la deformación uniforme en la zona calibrada no puede medirse en forma directa. Sin embargo, podría encontrarse un valor útil de  $L_e$  si se utiliza el área transversal final en la zona calibrada medible al extraer la probeta después de un ensayo que se detiene antes de la estricción (de manera que se satisfaga la condición de deformación uniforme) para calcular un valor de  $e_{TT}$  (ec. 2.16). Con el valor medido de  $\Delta L_{TT}$  al final del ensayo se podrá calcular  $L_e$ .

$$e_{TT} = \frac{A_0}{A_f} - 1 \quad (2.16)$$

$$L_e = \frac{\Delta L_{TT}}{e_{TT}} \quad (2.17)$$

Finalmente queda:

$$L_e = \frac{\Delta L_{Tr} A_f}{A_0 - A_f} = \frac{\Delta L_{Tr} d_f^2}{d_0^2 - d_f^2} \quad (2.18)$$

donde  $d_0$  y  $d_f$  son los diámetros inicial y final de la zona calibrada.

Con la longitud efectiva, se puede relacionar el desplazamiento del cabezal medido en cada instante  $\delta(t)$  con la deformación que experimenta la probeta:

$$\delta(t) = \delta_{emag} + \delta_{prob}$$

$$\frac{\delta(t)}{L_e} = \frac{\delta_{emag}(t)}{L_e} + \epsilon(t)$$

Además  $\delta_{emag}$  puede expresarse como:

$$\delta_{emag}(t) = \frac{F(t)}{K} \quad (2.19)$$

Con lo que la deformación convencional de la probeta en cada instante queda:

$$\frac{\delta(t)}{L_e} = \frac{F(t)}{L_e K} + \epsilon(t)$$

$$\epsilon(t) = \frac{\delta(t)}{L_e} - \frac{F(t)}{L_e K} \quad (2.20)$$

donde los valores instantáneos de  $\delta(t)$  y  $F(t)$  se miden en forma directa.

$$\epsilon(t) = \frac{V_x(t)}{L_e} - \frac{dF/dt(t)}{L_e K} \quad (2.21)$$

Si se efectúa un ensayo en condiciones tales que la deformación no exceda el límite elástico, la ec. 2.21 se modificará de acuerdo a:

$$\dot{\epsilon}_e(t) = \frac{V_x(t)}{L_e} - \frac{dF/dt(t)}{L_e K}$$

$$\frac{\dot{S}(t)}{E} = \frac{V_x(t)}{L_e} - \frac{\dot{S}(t) A_0}{L_e K}$$

de donde se obtiene la constante de rigidez de la máquina:

$$K = \left[ \frac{V_x(t)}{A_0 \dot{S}(t)} - \frac{L_e}{A_0 E} \right]^{-1} \quad (2.22)$$

Finalmente, las expresiones de la tensión verdadera, la deformación real o racional y la velocidad de deformación real en función del tiempo serán:

$$\sigma(t) = \frac{F(t)}{A(t)}$$

$$\sigma(t) = \frac{F(t)}{A_0} (1 + \epsilon(t)) \quad (2.23)$$

$$\epsilon(t) = \ln(1 + \epsilon(t)) \quad (2.24)$$

$$\dot{\epsilon}(t) = \frac{\dot{\epsilon}(t)}{1 + \epsilon(t)} \quad (2.25)$$

En la fig. 2.17 se representa, en forma de diagrama de bloques, el flujo de la información obtenible del ensayo de TRC, incluyendo la estricción a rotura ( $Z_R$ ) dada por la ec. 2.29.

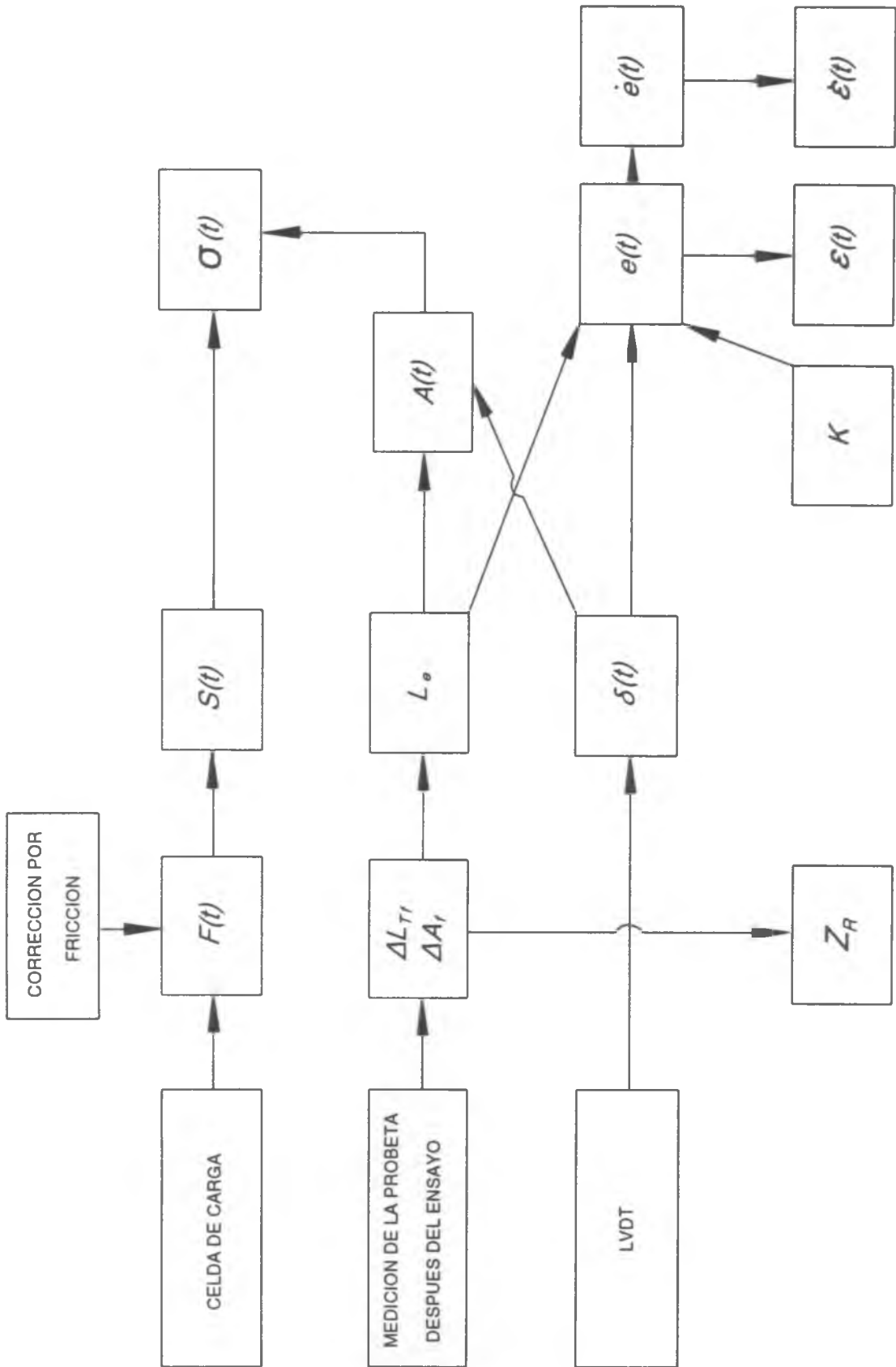


Fig. 2.17. Esquema del flujo de información en el ensayo de TRC.

## 2.7. Evaluación de los sistemas de medición de fuerza y de desplazamiento

En las figuras 2.18.11-2.20 se pueden ver algunos de los registros de fuerza en función del tiempo obtenidos en los ensayos de los tres aceros a distintas temperaturas. Con la instalación del sistema de medición de desplazamiento descripto, se comenzaron a obtener los registros de fuerza y desplazamiento en forma simultánea para cada ensayo (la misma escala de tiempos ) como se muestra en la fig. 2.21. Esto permite correlacionar los valores medidos de fuerza y desplazamiento.

En la fig. 2.22 se grafican los tiempos de pico medidos a partir del registro de fuerza y los tiempos de rotura que se calcularon partiendo de la variación de la distancia entre hombros ( $\Delta L = L_f - L_0$ ), marcando el punto correspondiente a esta distancia sobre el registro de desplazamiento y midiendo el tiempo correspondiente desde el inicio del ensayo, (ver fig. 3.21). De la misma forma se estimaron los tiempos de inicio de la estricción localizada considerando que se produce para  $e=30\%$ , es decir  $\Delta L = 0,3 L_0$ .

En la fig. 2.22 se puede ver que los tiempos de fuerza máxima son mucho mayores que los estimados para la aparición de la estricción localizada, lo cual contradice la experiencia relativa al ensayo de tracción. Por otro lado, los tiempos de rotura resultan mayores a los de fuerza máxima. Con respecto a este punto hay que aclarar que existe una tendencia a la sobreestimación de  $L_f$  para las probetas rotas al medir entre los hombros de las dos mitades. Por lo tanto cabría esperar que algunos puntos correspondientes a la rotura bajen un poco en la fig. 2.22.

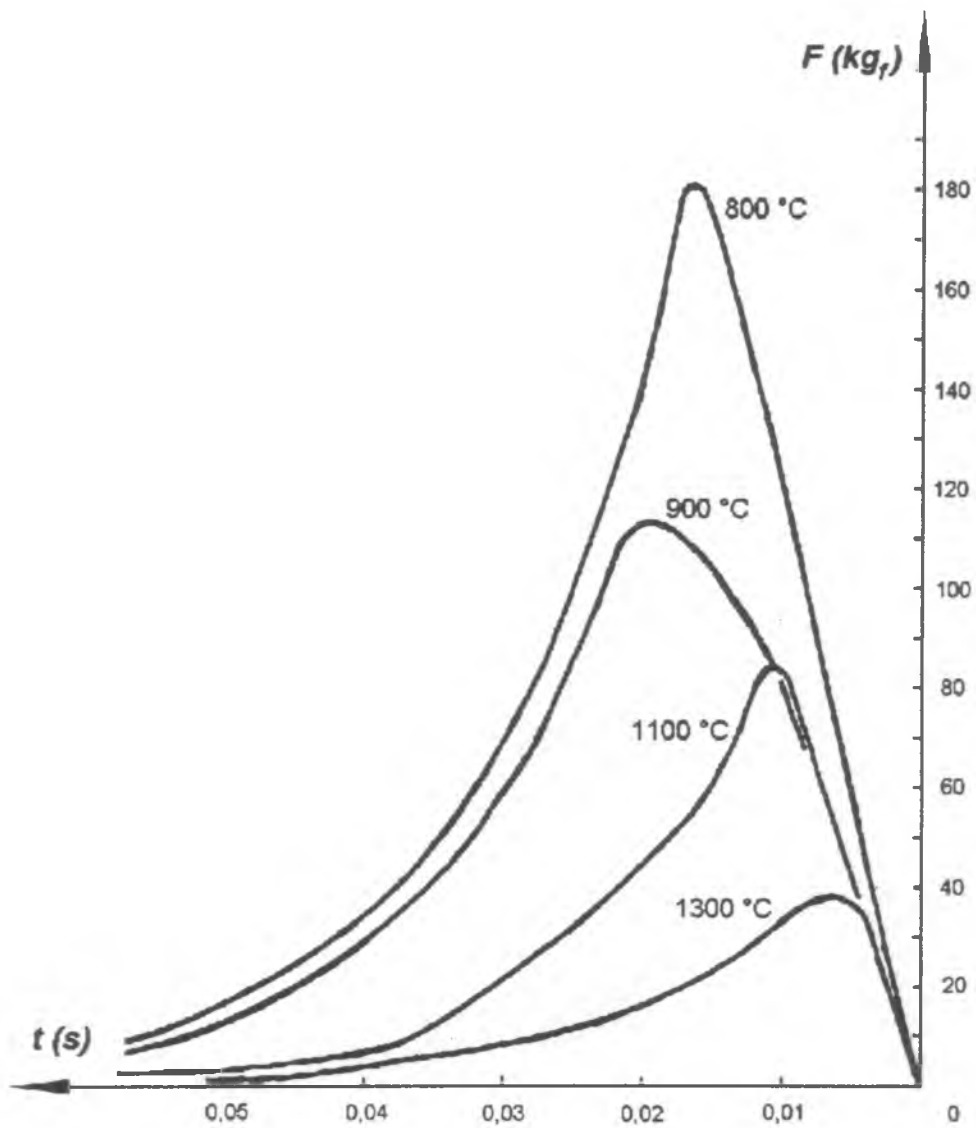


Fig. 2.18. Registros de fuerza obtenidos para el acero SAE 12L14 a 4 temperaturas distintas.

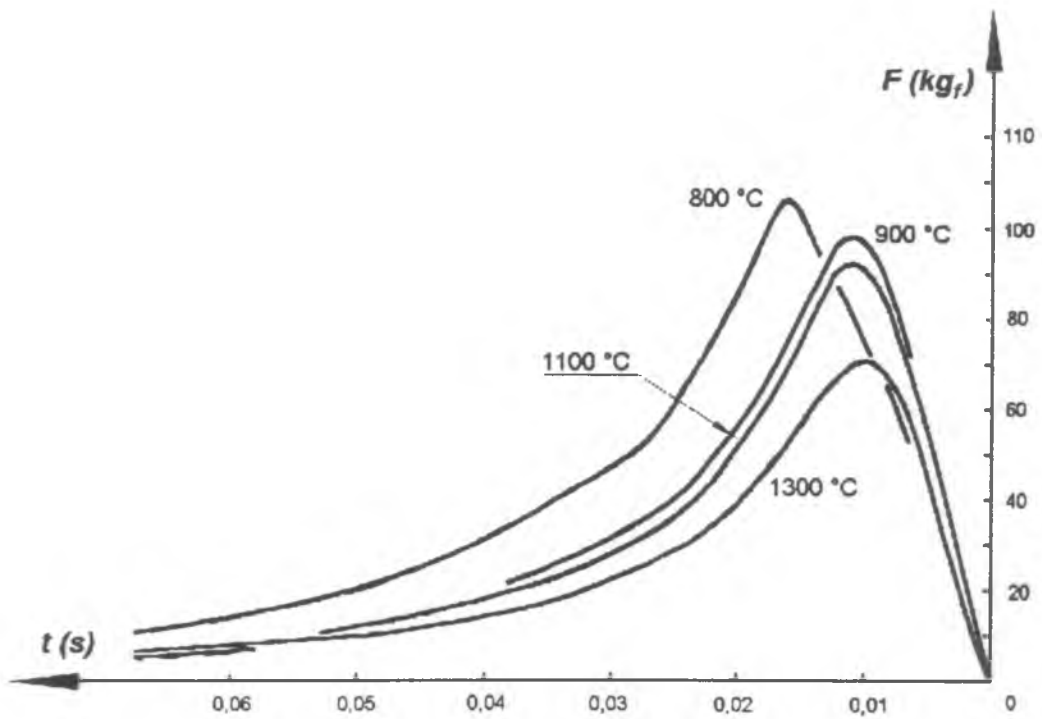


Fig. 2.19. Registros de fuerza obtenidos para el acero SAE 1040 a 4 temperaturas distintas.

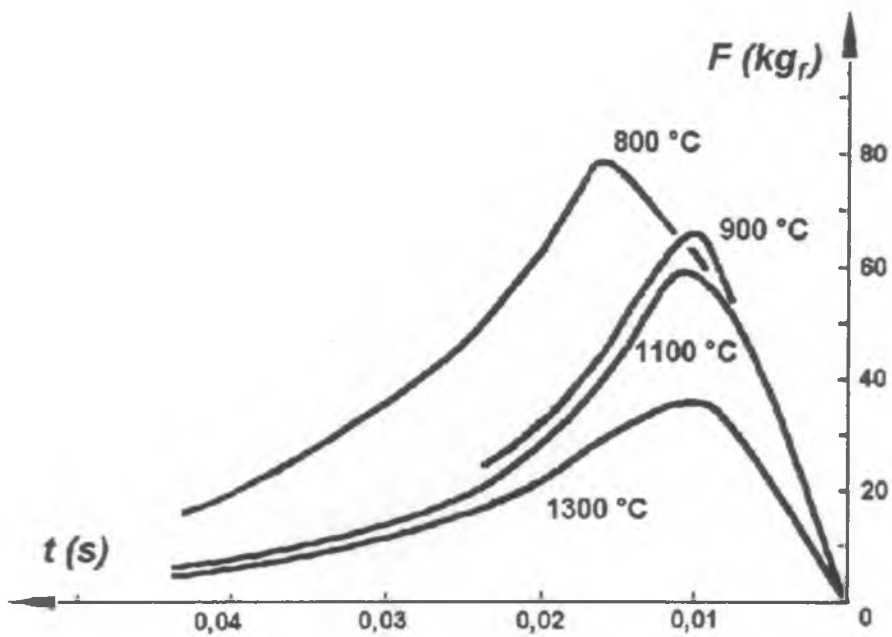


Fig. 2.20. Registros de fuerza obtenidos para el acero SAE 1010 a 4 temperaturas diferentes.

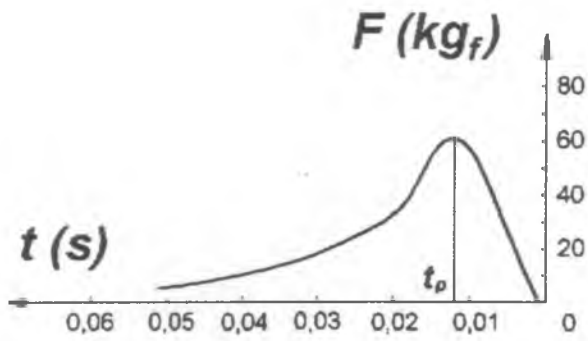
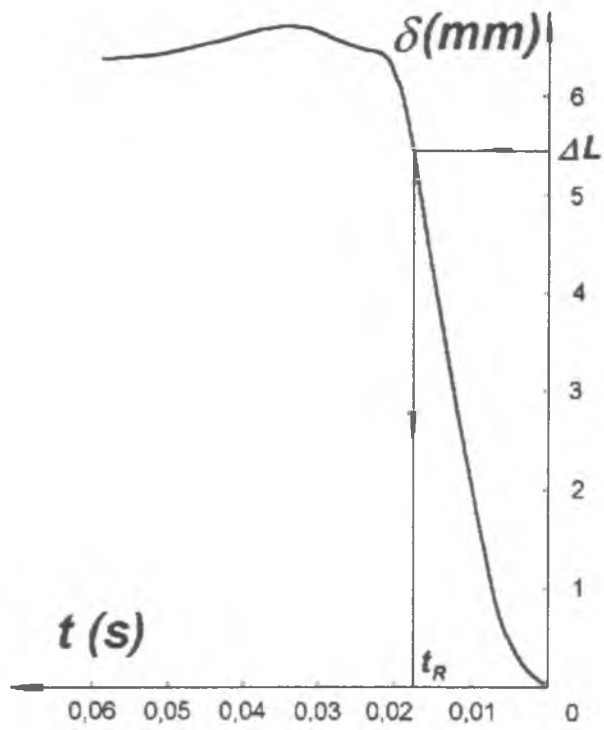


Fig. 2.21. Registros de desplazamiento y fuerza para el acero SAE 1010 ensayado a rotura a 1100 °C. Se muestra el procedimiento para obtener  $t_R$  para un  $\Delta L$  dado.

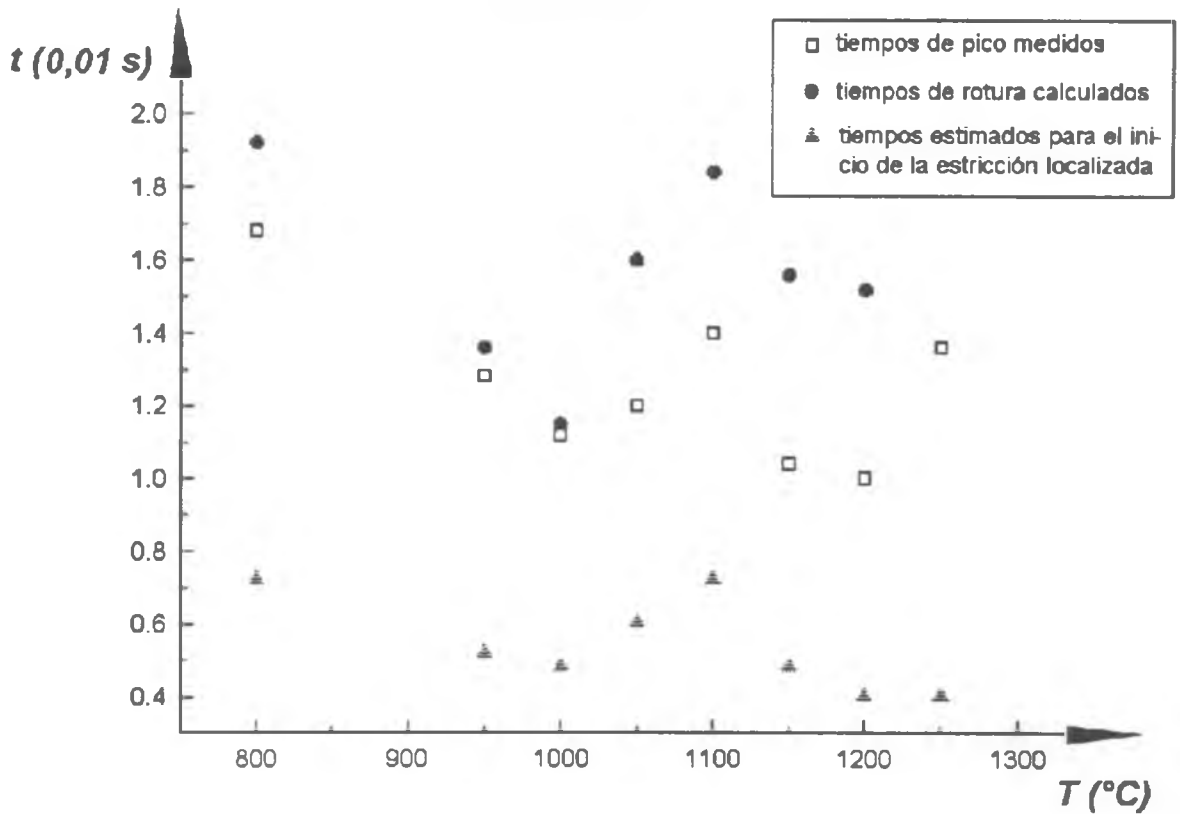


Fig. 2.22. Tiempos de pico medidos a partir de los registros de fuerza, de rotura calculados en base a la medición de las probetas deformadas hasta rotura y de los registros de desplazamiento y de inicio de la estricción localizada estimados considerando  $e=30\%$ .

Además de las diferencias en los tiempos que ilustra la fig. 2.22 existen diferencias en las tensiones medidas en la porción de las curvas de fuerza que corresponde a deformación uniforme. Para  $e=10\%$  se calcularon valores de tensión un orden de magnitud menor que los disponibles en bibliografía para ensayos de tracción de materiales a altas temperaturas y altas velocidades de deformación (ref. 19).

Estas inconsistencias sugieren que el registro de fuerza se halla fuertemente influenciado por las características del sistema de medición y acondicionamiento de señal.

Si se supone que la interfase celda de carga-acondicionador de señal-registrador UV se puede representar por un sistema físico de primer orden, estará caracterizado por una ganancia  $A$  y por una constante de tiempo  $\tau$ . De acuerdo con la teoría de los sistemas de control (ref.28), un sistema de este tipo se puede representar con una función transferencia  $G(s)$  dada por la ec. 2.26.

$$G(s) = \frac{Y(s)}{X(s)} = \frac{1}{\tau s + 1} \quad (2.26)$$

donde  $Y(s)$  : señal de salida entregada por el sistema;  
 $X(s)$  : señal de entrada al sistema;  
 $\tau$  : constante de tiempo del sistema

Por lo tanto el registro de fuerza resultará afectado en mayor o menor medida dependiendo de la función transferencia  $G(s)$  del sistema utilizado para medirla. En la fig. 2.23 se aproxima la señal de entrada (señal verdadera de fuerza en función del tiempo) con un pulso de duración  $t_1$  y amplitud  $A$ . En la misma figura se muestra esquemáticamente la forma de la respuesta (registro) para  $\tau \geq t_1$ , que resulta como se ve muy similar a las curvas de las figs. 2.18-2.20.

De acuerdo al esquema de cálculo utilizado, el pico de las curvas de fuerza debería coincidir con el tiempo de rotura  $t_R$  (tiempo de caída brusca de la señal de entrada). Esto no se cumple exactamente en las curvas medidas (ver fig. 2.22) debido a la simpleza de éste análisis. El valor de pico de la señal de salida está dado por la ec. 2.27.

$$Y_p = A(1 - e^{-t/\tau}) \quad (2.27)$$

La distorsión de la medición de fuerza que produce el sistema disponible en la actualidad hace que su procesamiento resulte muy complejo y poco confiable. Por esta razón, en este trabajo no se incluyen datos de resistencia de los materiales estudiados, a pesar de haberse obtenidos los registros de fuerza correspondientes.

Como se deduce de la ec. 2.27 ve en la fig. 2.24, la utilización de un sistema de medición con una constante de tiempo lo suficientemente baja (mucho menor que los tiempos característicos de ensayo) tendría como resultado una registración adecuada de la señal real de fuerza. Tomando como tiempo característico  $t_1=0,015$  s, sería recomendable un sistema con una  $\tau=1,5 \times 10^{-4}$  s.

De todas maneras, esta limitación no se considera trascendente, dado que el objetivo de la construcción de la máquina fue el estudio de la ductilidad y no de la resistencia a la deformación.

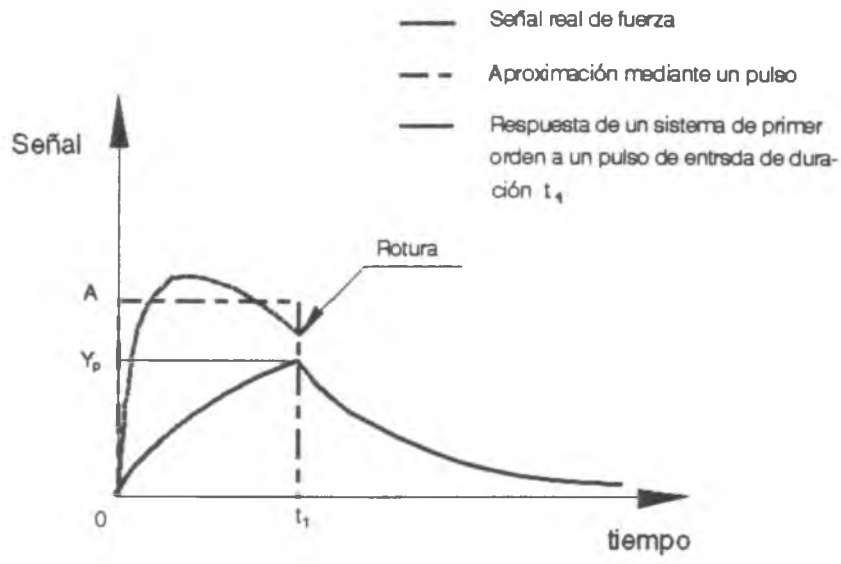


Fig. 2.23. Representación esquemática del efecto del sistema de medición sobre la señal real de fuerza.

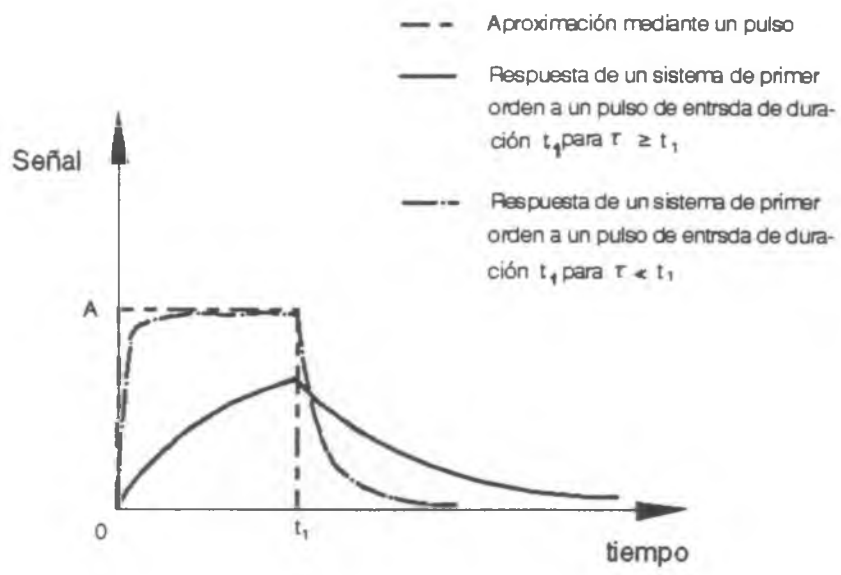


Fig. 2.24. Señales de salida para  $\tau \geq t_1$  y para  $\tau < t_1$ .

En cuanto al sistema de medición de desplazamiento, se considera que su exactitud es adecuada ya que la velocidad de cabezal medida coincide con la prevista (ver sección 2.3.).

## 2.8. Velocidad de deformación característica del ensayo TRC

De lo expuesto en la sección anterior queda claro que no existe una única velocidad de deformación característica del ensayo de TRC. Pero para que los resultados del ensayo referidos al comportamiento de un determinado material bajo tracción de alta velocidad resulten interpretables, se debe escoger adecuadamente un valor representativo de la velocidad de deformación. Hasta el momento no se ha podido medir  $K$  (constante de rigidez de la máquina) debido a que esto requeriría un mejoramiento de la fijación de la celda de carga para que soporte un ensayo a temperatura ambiente. Sin embargo, se estima que por diseño y dimensiones la influencia de la rigidez de la máquina sobre la velocidad de deformación es mínima, por lo que no será considerada en los cálculos de esta sección.

La máquina de TRC entra en la categoría conocida como "máquinas de tracción de impacto", es decir aquellas máquinas en las cuales una masa que se mueve a gran velocidad imparte una considerable energía cinética a uno de los extremos de la probeta. De acuerdo con la ref. 29, la velocidad del extremo de la probeta (velocidad de cabezal), alcanza rápidamente un valor constante  $V_{xc}$  como se representa en la fig. 2.25.

En el ensayo de tracción con velocidad de cabezal constante, de acuerdo con la ec. 2.25 la velocidad de deformación real disminuirá con la deformación, y su valor máximo coincidirá con la velocidad de deformación convencional en el instante del comienzo del ensayo.

En base a los ensayos realizados a distintas temperaturas que serán materia del capítulo 3, utilizando la ec. 2.18 se comprobó que  $L_e$  depende de la temperatura de ensayo, y que varía entre 3 mm y 6 mm.

Tomando las velocidades de la tabla 2.I como representativas de la velocidad de cabezal característica del ensayo, y considerando los  $L_e$  calculados, se tendrán los valores de velocidad de deformación inicial ( $\dot{\epsilon}_0 \equiv \dot{\epsilon}$ ) y de la velocidad de deformación real de inestabilidad ( $\dot{\epsilon}_u$ , se considera la inestabilidad con una  $e = 1,3$ ) que se representan en la tabla 2.III.

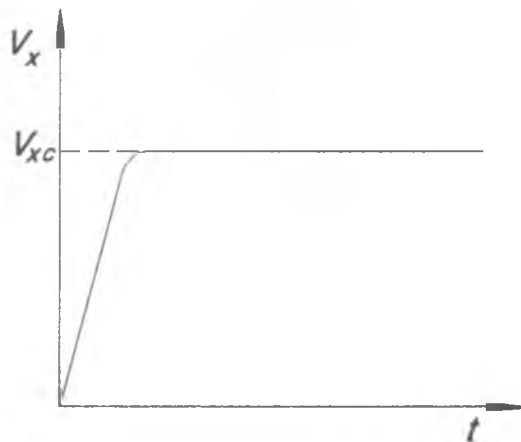


Fig. 2.25. Velocidad de cabezal de una "máquina de tracción de impacto" (Ref. 29).

**TABLA 2.III. Velocidad de cabezal y velocidad de deformación**

$R$ (mm)	$V_{xc}$ (m/s)	$\dot{e} \equiv \dot{\epsilon}_0$ (1/s) para $L_e=3\text{mm}$	$\dot{e} \equiv \dot{\epsilon}_0$ (1/s) para $L_e=6\text{mm}$	$\dot{\epsilon}_u$ (1/s) para $L_e=3\text{mm}$	$\dot{\epsilon}_u$ (1/s) para $L_e=6\text{mm}$
80	1,38	460	230	354	177
125	1,11	370	185	285	142
250	0,78	260	130	200	100
500	0,55	183	92	141	71
625	0,49	163	82	125	63

$R$ : longitud del brazo del péndulo;  $V_{xc}$ : velocidad de cabezal constante;  $\dot{e} \equiv \dot{\epsilon}_0$ : velocidad de deformación convencional coincidente con la velocidad de deformación real inicial, en base a la longitud efectiva  $L_e$ ;  $\dot{\epsilon}_u$ : velocidad de deformación real de inestabilidad.

La disminución monótona de la velocidad de deformación real se revierte cuando comienza la inestabilidad de la deformación (estricción localizada). A partir de este momento la velocidad de deformación crece rápidamente como consecuencia de la localización de la deformación en la zona del cuello, hasta que tiene lugar la rotura. Este aumento en la velocidad de deformación ocasiona una elevación anómala de la tensión de flujo y de esta forma restringe la utilidad de los datos obtenidos a deformaciones inferiores a la de inestabilidad, que para los aceros suele darse para  $e = 1,2-1,3$ , (ref. 2).

En la cuarta columna de la tabla 2.III se consignan los valores de  $\dot{\epsilon}_u$  que es la velocidad de deformación convencional de inestabilidad (obtenida considerando  $e_u = 1,3$ ).

## 2.9. Aplicaciones del ensayo TRC

El objetivo del ensayo de TRC es contribuir a la evaluación de la trabajabilidad en caliente de los metales y aleaciones, (ver capítulo 1).

Un escollo difícil de salvar al evaluar la trabajabilidad intrínseca de un material (la  $f_1$  de la ec. 1.14) a partir de ensayos básicos, es la influencia del estado tensional. En general, cuanto más grande es el nivel de la tensión de tracción, más severo es el estado tensional con respecto a la trabajabilidad. Para un material, una temperatura y una velocidad de deformación dados, la trabajabilidad es mucho mejor si el estado de tensiones es altamente compresivo, ya que las tensiones de compresión favorecen el deslizamiento de las dislocaciones. Se ha propuesto (ref. 3) un parámetro general de trabajabilidad que tiene en

cuenta el estado tensional:

$$\beta = \frac{3\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (2.28)$$

donde  $\sigma_m$  es la componente hidrostática del tensor de tensiones, y  $\bar{\sigma}$  la tensión efectiva. La fig. 2.26 muestra el parámetro  $\beta$  para varios ensayos básicos y procesos de trabajado de metales, y puede verse que la trabajabilidad crece cuando  $\beta$  es predominantemente compresivo. Como se puede ver en la fig. el ensayo de tracción constituye el más exigente en lo que hace a su estado tensional, y por lo tanto los valores de deformación a la fractura o de estricción de fractura serán valores "seguros" desde este punto de vista. Para una tensión efectiva dada el ensayo de tracción tiene el peor estado tensional posible en relación con la ductilidad del material.

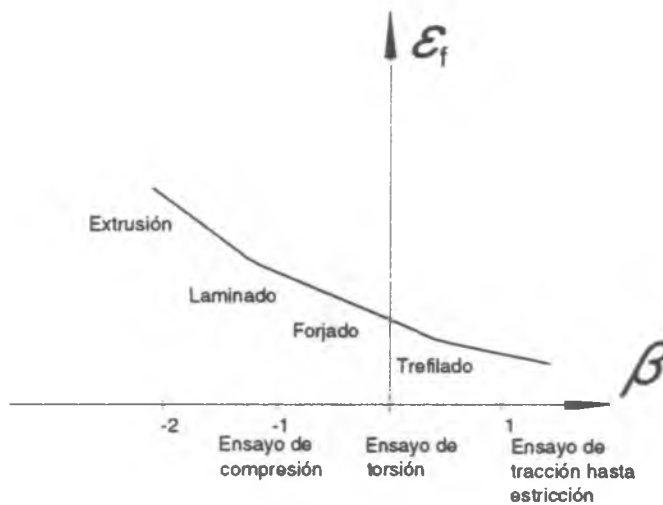


Fig. 2.26. Influencia del estado de tensiones en la deformación a fractura. (Ref. 3).

Aunque los ensayos de tracción son sencillos en su realización, la estricción hace difícil el control de la velocidad de deformación y lleva a la incertidumbre acerca del valor de la deformación a fractura debido al complejo estado tensional que existe antes de la misma. Por lo tanto el ensayo de tracción es de uso limitado como ensayo de trabajabilidad. Este ensayo se usa principalmente bajo condiciones especiales de alta velocidad de deformación y alta temperatura ( $> 0,6 T_f$ ) para establecer el rango seguro de temperatura para el trabajado en caliente (ref 2). La principal ventaja de este ensayo para aplicaciones industriales es que establece claramente temperaturas máximas y mínimas de trabajado en caliente (ref. 3).

Comercialmente, la mayoría de los ensayos de tracción en caliente se realizan con máquinas del tipo Gleeble (una marca registrada perteneciente a Duffers Scientific, Inc.) de accionamiento neumático o hidráulico y proveen altas velocidades de cabezal y elevadas temperaturas.

Si bien la máquina de TRC disponible, a diferencia de la Gleeble, no tiene la posibilidad de variar el orden de magnitud de la velocidad de cabezal, con costos notablemente menores, puede resultar competitiva en su rango característico, que es de gran aplicación como puede verse en la tabla 2.IV, en la que se vuelcan las velocidades de diferentes ensayos y operaciones de conformado.

**TABLA 2.IV. Velocidades características de máquina de diversos ensayos y de trabajado en distintos procesos, (refs. 1, 30 y 31)**

Proceso/Ensayo	Rango de velocidad (m/s)
Ensayo de tracción	$10^{-6}$ - $10^{-2}$
Prensa de extrusión hidráulica	0,025 - 0,35
Trefilado de tubos	0,05 - 0,5
Embutido profundo de chapa	0,05 - 1
Ensayo Gleeble *	$10^{-3}$ - 1,2
Prensa mecánica**	0,15 - 1,5
Ensayo TRC ***	0,5 - 2,3
Laminado de chapa	0,25 - 25
Forjado con martinete	2,5 - 10
Ensayo Charpy	3 - 6
Trefilado de un alambre fino	5 - 40
Forjado Dynapak	20 - 50
Conformado con explosivos	30 - 125

\* Según ref. 31.

\*\* Según ref. 1.

\*\*\* Considerando que también se puede variar el áng. inicial de caída del péndulo ( $\alpha_i$ ).

Una medida de la ductilidad es el alargamiento (A). Sin embargo, como el alargamiento total

a rotura es la suma de una componente uniforme que se da antes de la estricción localizada y una componente local asociada con la estricción localizada, es difícil aplicar esta medida en la comparación de distintos materiales con distintas contribuciones de deformación local y uniforme. En la medida que se utilice una longitud calibrada más corta se podrá asegurar que la mayor contribución proviene del alargamiento local (ref. 2 y 3).

Otra forma de medir la ductilidad es a través de la estricción a rotura ( $Z_R$ ) dada por la ec. 2.29, que es el resultado más inmediato obtenible del ensayo de TRC. Esta medición de la ductilidad se puede utilizar para evaluar la capacidad del material para resistir la propagación de fisuras bajo las condiciones de velocidad de deformación y temperatura del ensayo. La reducción de área detecta adecuadamente variaciones pequeñas de ductilidad en los materiales causadas por diferencias en la composición o procesamiento cuando el material es de ductilidad baja a moderada. Debido a la componente hidrostática de la tensión que se produce durante la estricción genera una realimentación negativa que tiende a reducir el valor final de ductilidad. Por esta razón el porcentaje de estricción a rotura no revela variaciones pequeñas de ductilidad en materiales de muy alta ductilidad. (Refs. 2, 3 y 32)

$$Z_R(\%) = \frac{A_0 - A_f}{A_0} 100 \quad (2.29)$$

y para probetas de sección cilíndrica como la de TRC:

$$Z_R(\%) = \frac{d_0^2 - d_f^2}{d_0^2} 100 \quad (2.30)$$

En la tabla 2.V se da una escala de trabajabilidades en caliente y su relación con la reducción porcentual de área. Esta correlación se basó originalmente en superaleaciones.

**TABLA 2.V. Escala de trabajabilidad en caliente, (ref. 3)**

Reducción en área bajo tracción en caliente (%) (a)	Comportamiento esperado de la aleac. en forjado o laminado	Comentarios acerca de las prácticas de trabajado en caliente
< 30	Pobre trabajabilidad en caliente.	Se forja y se lamina con pequeñas reducciones, bajas velocidades de deformación y un recubrimiento aislante.

30 - 40	Trabajabilidad en caliente marginal, numerosas fisuras.	Laminado y forjado con pequeñas reducciones y velocidades de deformación menores a las usuales.
40 - 50	Trabajabilidad en caliente aceptable, pocas fisuras.	Laminado y forjado con reducciones y velocidades de deformación moderadas.
50 - 60	Buena trabajabilidad en caliente, muy pocas fisuras.	Laminado y forjado con reducciones y velocidades de deformación normales.
60 - 70	Excelente trabajabilidad en caliente, fisuras ocasionalmente.	Laminado y forjado con reducciones y velocidades de deformación mayores que las normales.
> 70	Trabajabilidad en caliente superior, raramente se dan fisuras; se puede producir ruptura dúctil si la resistencia es muy baja.	Laminado y forjado con reducciones y velocidades de deformación mayores que las normales si la aleación es lo suficientemente resistente para que no se produzca ruptura dúctil.

(a) Estos valores son aplicables al ensayo de tracción Gleeble con probetas de 6,4 mm de diámetro con 25 mm de separación de los cabezales (aunque debe tenerse en cuenta que de acuerdo a la ref. 3, la longitud de la zona de trabajo es alrededor de 1/3 de este valor).

Además de la ductilidad, la lectura de la celda de carga y la determinación del área inmediatamente antes de la estricción localizada a partir del desplazamiento medido en este momento  $\delta_u$ , se pueden utilizar para obtener la tensión ingenieril máxima o "tensión última"  $S_u$ , que es una medida de la resistencia del material a deformarse bajo las condiciones del ensayo.

El desarrollo de un extensómetro capaz de medir la sección de la zona calibrada de la probeta en cada instante, permitiría obtener la tensión verdadera hasta la estricción en base al dato del área instantánea medida, y no calculada (como se hace en el estado actual de la máquina).

---

## CAPITULO 3

---

# ESTUDIO DE LA DUCTILIDAD EN CALIENTE DE TRES ACEROS A ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACION

### 3.1. Introducción

En este capítulo se exponen los resultados de alrededor de 80 ensayos de TRC (ver capítulo 2) para tres aceros cuyas composiciones obtenidas por análisis químico y de normalización se muestran en las tablas 3.I y 3.II respectivamente. El maquinado de las probetas se realizó a partir de barras laminadas de origen comercial 12 mm de diámetro. Los objetivos de este trabajo experimental son la cuantificación de la ductilidad en caliente, a la velocidad de deformación real provista por el ensayo de TRC (entre 140 y 160 s<sup>-1</sup>), mediante la **estricción de rotura ( $Z_R$ )** y el estudio de los mecanismos que producen su variación con la temperatura, para lo cual algunos de los ensayos se interrumpieron antes de producirse la rotura.

**TABLA 3.I. Composición de los tres aceros ensayados de acuerdo al análisis químico**

ACERO	C	Mn	P	S	Si	Al	O	Pb
SAE 1010	0,09	0,8	0,02	0,007	0,3	0,008	0,004	-
SAE 1050	0,54	0,94	0,02	0,014	0,2	0,004	0,005	-
SAE 12L14	0,088	1,2	0,02	0,41	0,2	0,003	0,006	0,2

**TABLA 3.II. Rangos de composición para los tres aceros ensayados de acuerdo con normas SAE-AISI para productos semielaborados para forjado, barras laminadas en caliente y terminadas en frío, alambrión y tubos sin costura**

ACERO	C (%)	Mn(%)	P (%)	S (%)	Si(%)	Al(%)	O (%)	Pb(%)
SAE 1010	0,08-0,13	0,30-0,60	<0,04	<0,05	-	-	-	-
SAE 1050	0,48-0,55	0,60-0,90	<0,04	<0,05	-	-	-	-
SAE 12L14	<0,15	0,85-1,15	0,04-0,09	0,26-0,35	-	-	-	0,15-0,35

Comparando las tablas 3.I y 3.II se pueden obtener los siguientes apartamientos en la composición química respecto de los límites normalizados:

- a) el contenido de Mn es mayor al máximo valor normalizado para los tres aceros ensayados, especialmente para el acero SAE 1010;
- b) el contenido de P está muy por debajo del valor mínimo normalizado en el acero SAE 12L14;
- c) el contenido de S es mayor al máximo valor normalizado en el acero SAE 12L14.

### 3.2. Procedimiento experimental

El ciclo térmico empleado se muestra en la fig. 3.1 y consiste en un calentamiento rápido hasta la temperatura de ensayo en atmósfera dinámica de Ar, una homogeneización a esa temperatura durante 10 minutos con desviaciones no mayores que 5°C, realización del ensayo, enfriamiento bajo corriente de Ar hasta los 200 °C para preservar la probeta de la oxidación y finalmente enfriamiento al aire.

Los ensayos se efectuaron con un  $\alpha_i = 60^\circ$  y una masa  $M = 6,75$  kg ubicada en la posición  $R=625$  mm (ver capítulo 2 fig. 2.2).

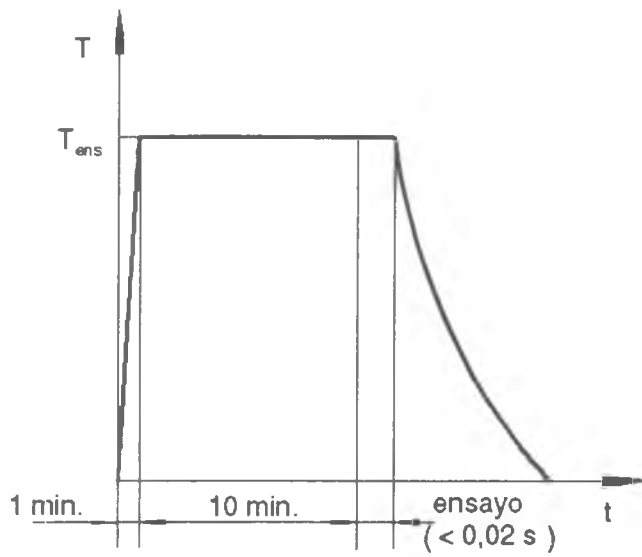


Fig. 3.1. Ciclo térmico utilizado en los ensayos.

En la fig. 3.2 se muestra la máquina de tracción rápida en caliente durante el calentamiento de una probeta previo a un ensayo. En la figs. 3.3a - i se ve la probeta con mayor detalle durante el tiempo de permanencia a temperaturas de ensayo que van de los 700 a los 1400 °C.

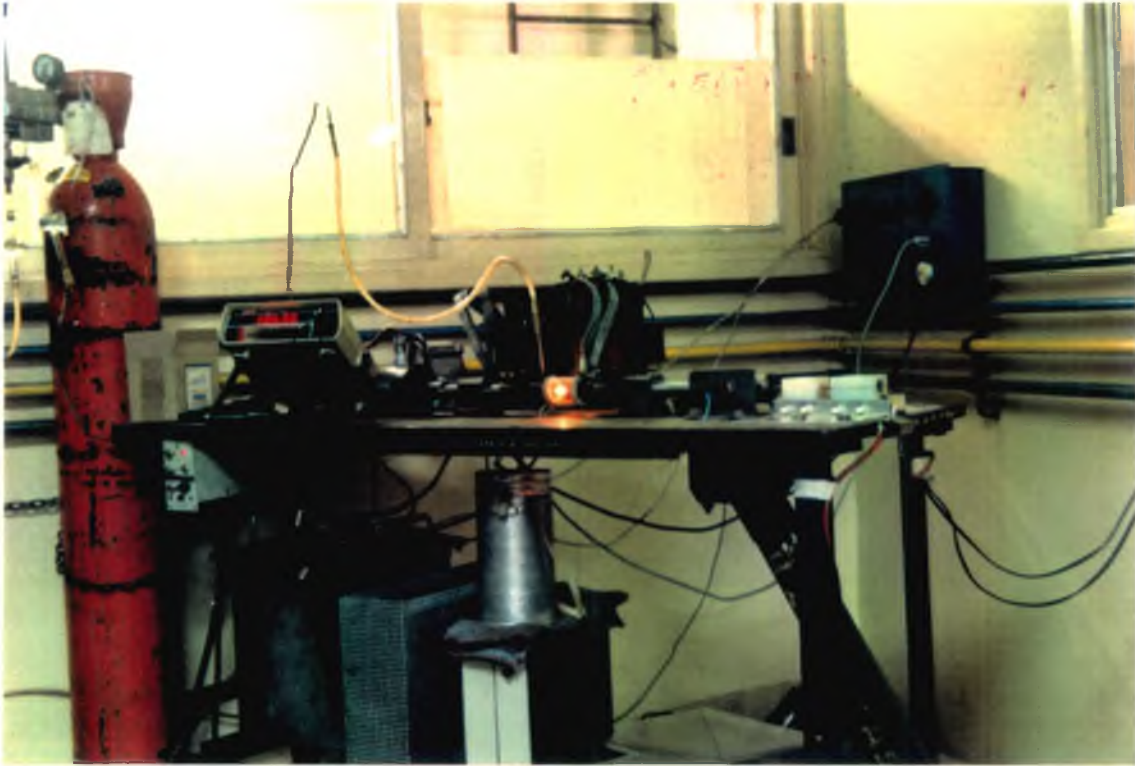


Fig. 3.2. Máquina de TRC durante el calentamiento de una probeta previo a un ensayo. Se observan el milivoltímetro para medición de temperatura (indicación digital roja), el autotransformador (abajo izquierda), la fuente fría para calibración de la termocupla (termo) y el transformador (arriba); además el dispositivo medidor de desplazamiento (LVDT) (plásticos blancos) y el brazo del péndulo (derecha); el tubo de gas provee argón para proteger a la probeta de oxidación.

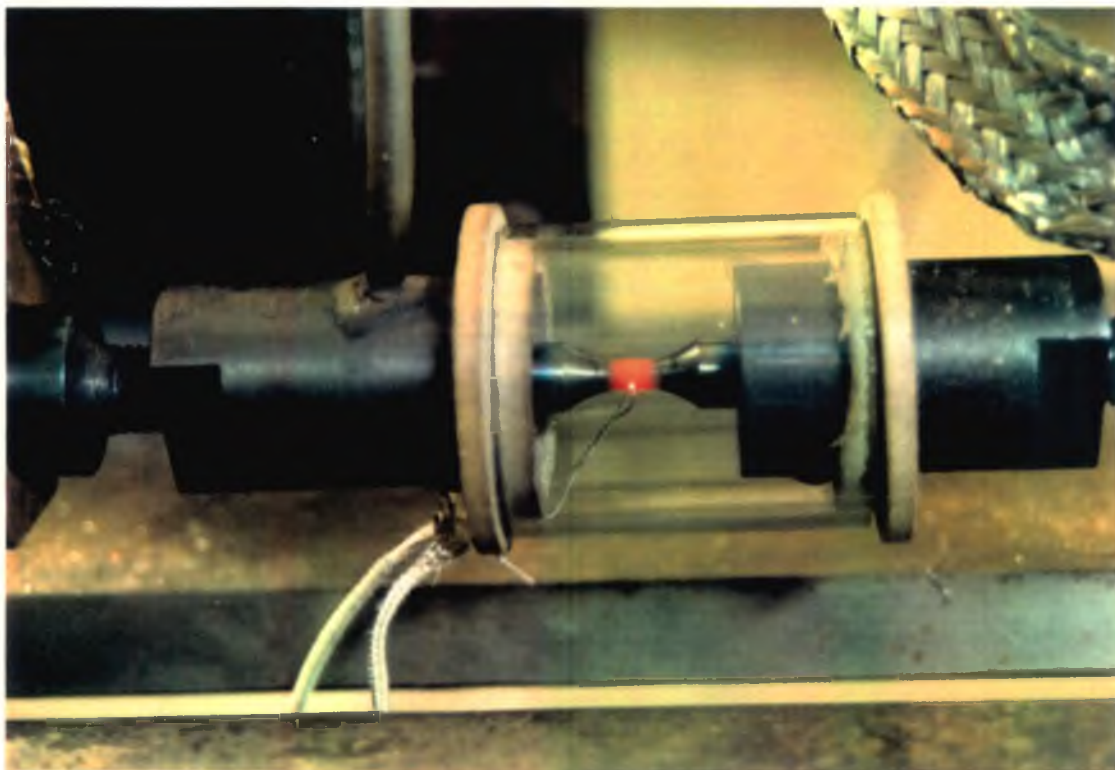


Fig. 3.3.a. Ensayo de TRC, probeta a 700 °C.

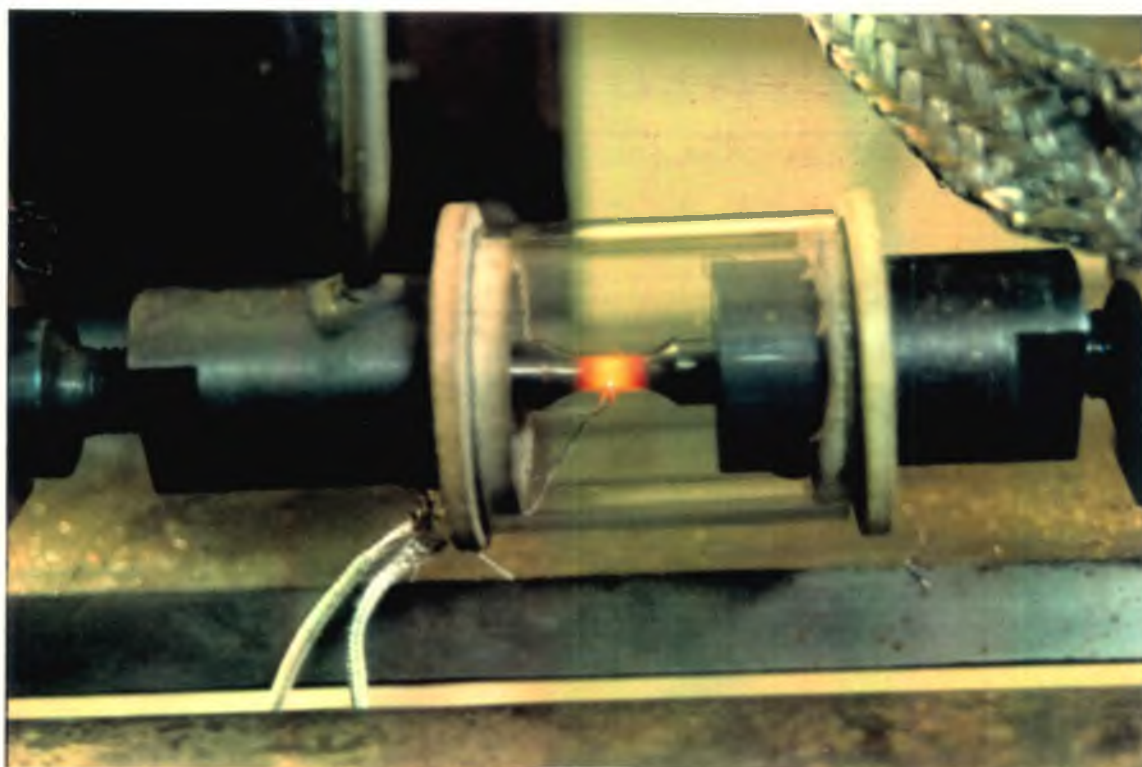


Fig. 3.3.b. Ensayo de TRC, probeta a 800 °C.

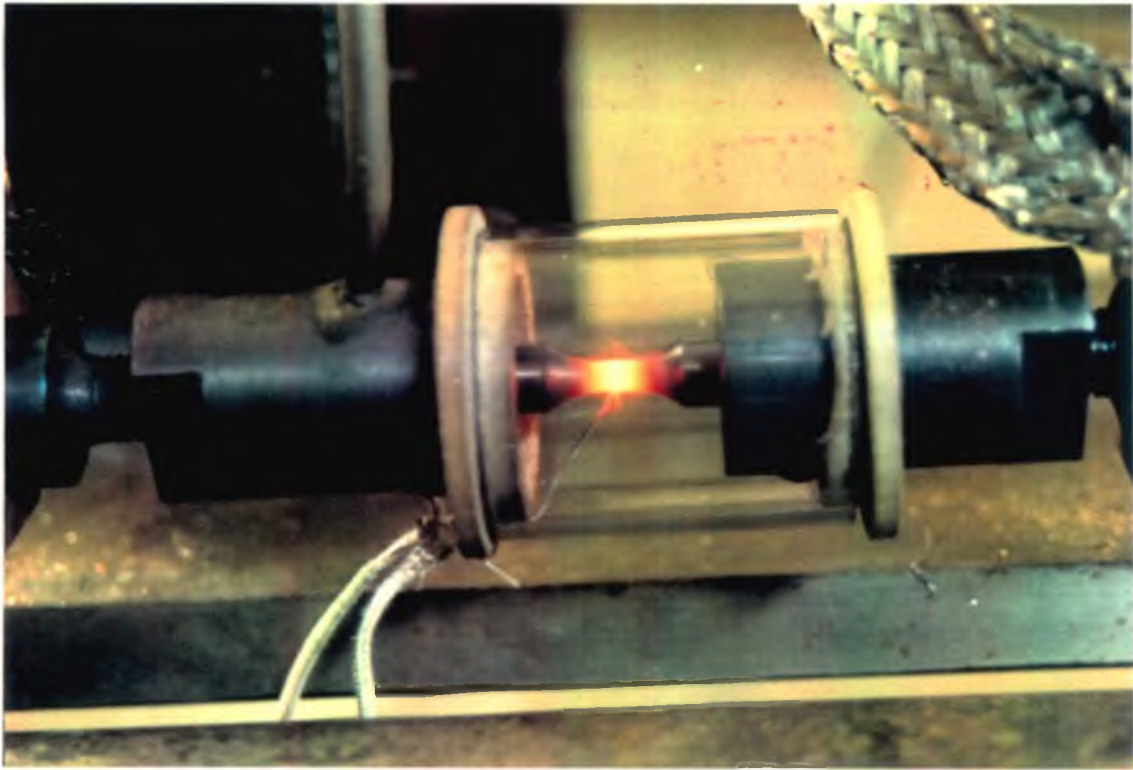


Fig. 3.3.c. Ensayo de TRC, probeta a 900 °C.

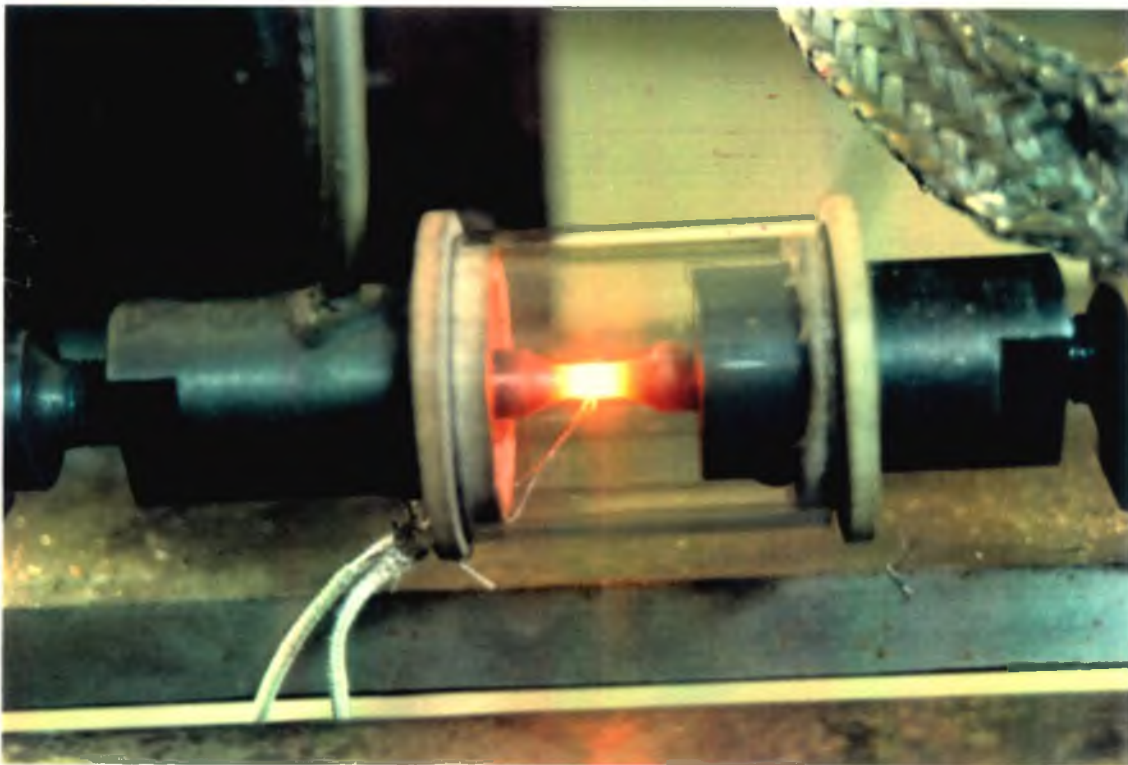


Fig. 3.3.d. Ensayo de TRC, probeta a 1000 °C.

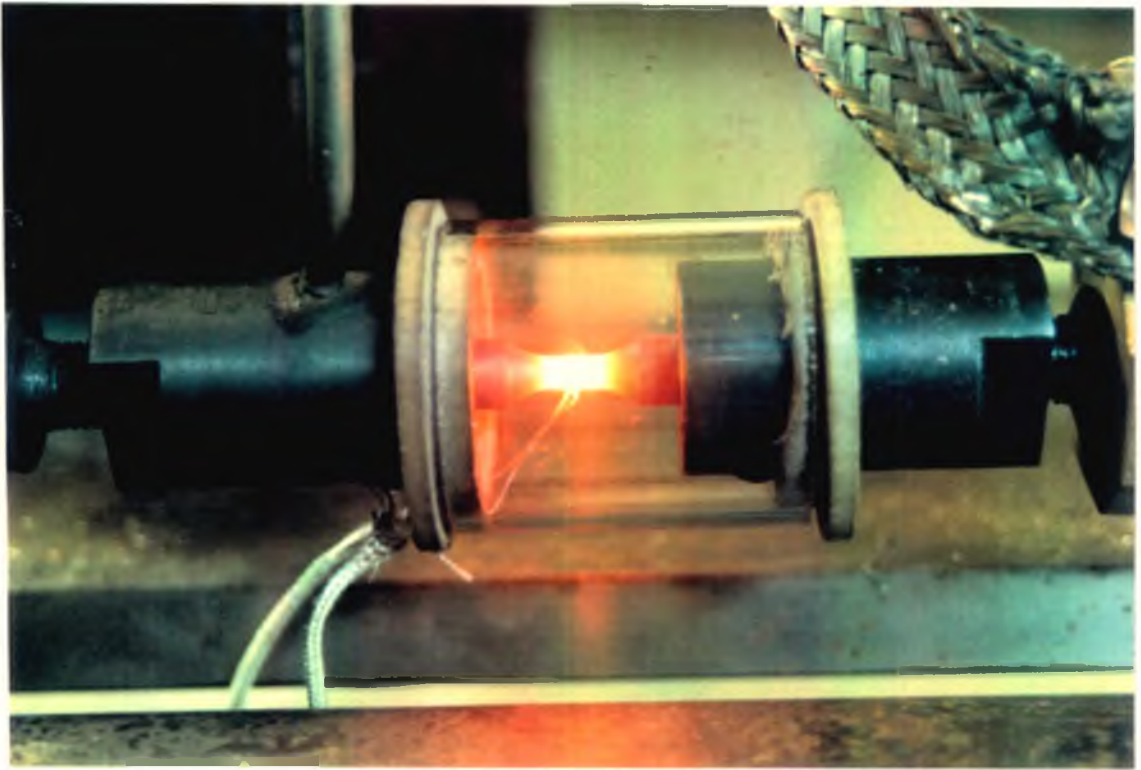


Fig. 3.3.e. Ensayo de TRC, probeta a 1100 °C.

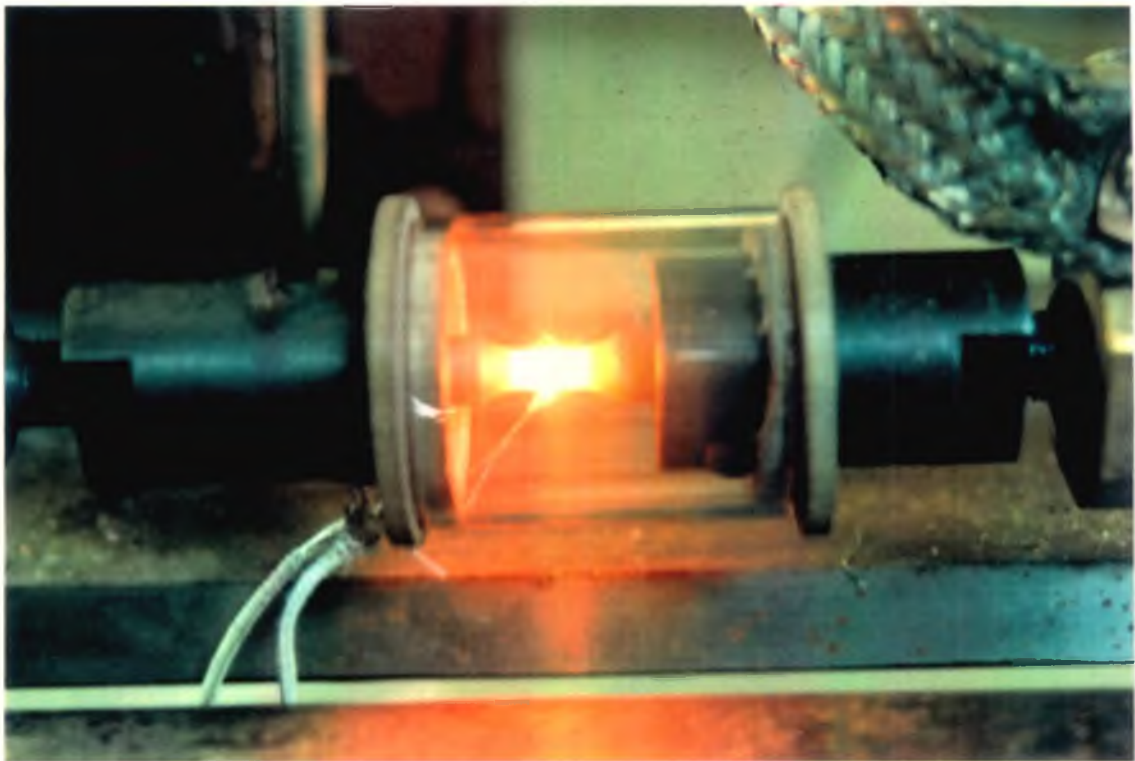


Fig. 3.3.f. Ensayo de TRC, probeta a 1200 °C.

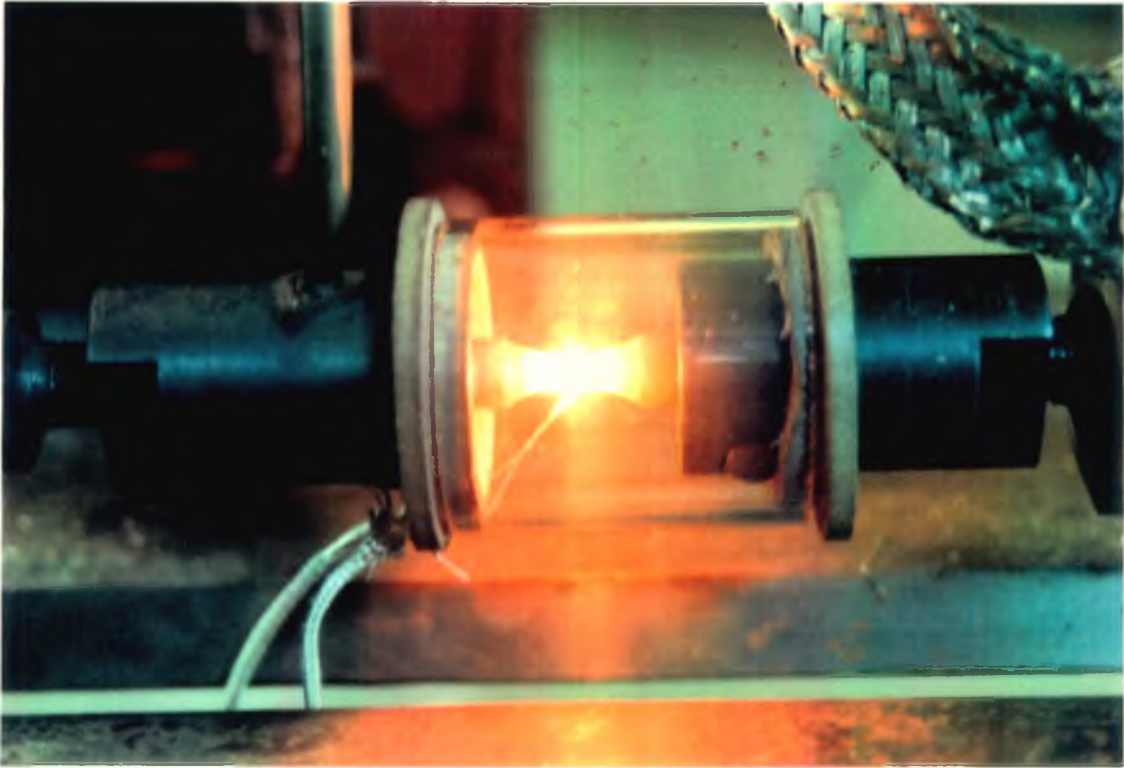


Fig. 3.3.g. Ensayo de TRC, probeta a 1300°C.

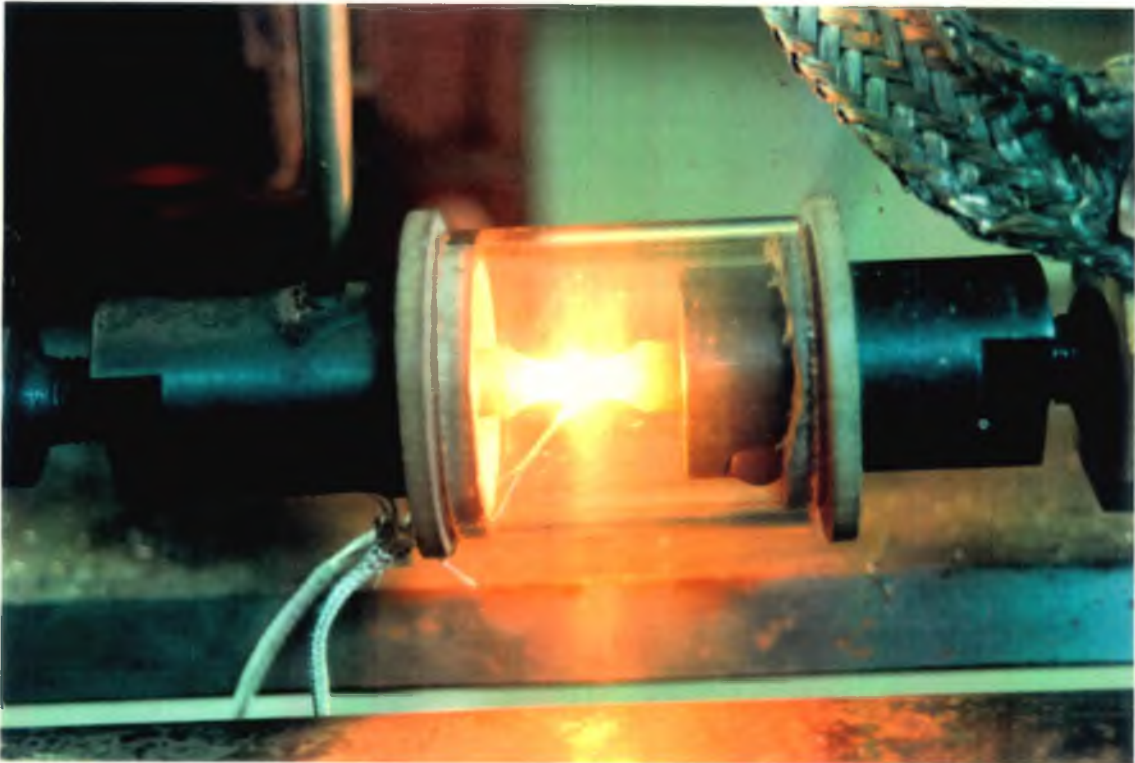


Fig. 3.3.h. Ensayo de TRC, probeta a 1340 °C.

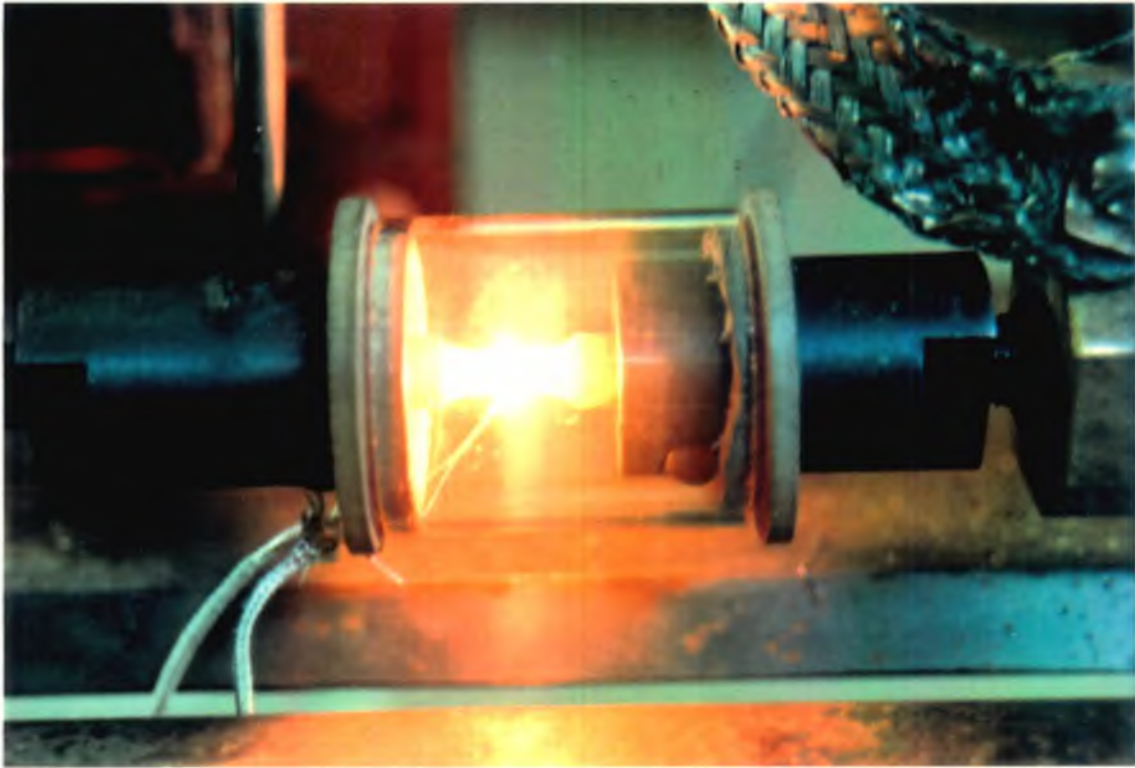


Fig. 3.3.i. Ensayo de TRC, probeta a 1400 °C.

Para la medición de las probetas antes y después de los ensayos se utilizó una mesa de coordenadas micrométrica que permite medir hasta 0,01 mm.

El desplazamiento del sistema deslizante se calibró con una precisión de  $\pm 0,1$  mm, y la fuerza de tracción con  $\pm 1$  kg<sub>f</sub>.

La medición de la temperatura se realizó con una precisión de  $\pm 5$  °C.

De acuerdo con los errores de apreciación señalados y con las fuentes de error producto de las hipótesis simplificativas consideradas en el capítulo 2, se confeccionó la tabla 3.III con los errores relativos máximos y mínimos, con los que quedaron determinadas las principales magnitudes calculadas o medidas en forma directa.

**TABLA 3.III. Errores relativos de medición correspondientes a la principales magnitudes calculadas o medidas en forma directa.**

Magnitud	Máxima medida o calculada	Mínima medida o calculada	Error relativo máximo, $\epsilon_{\text{máx}}$ (%)	Error relativo mínimo, $\epsilon_{\text{mín}}$ (%)
$d_f$	4,00 mm	0,22 mm	4	0,2
$\Delta L$	6,06 mm	0,25 mm	4	0,2
$d_0$	4,38 mm	3,58 mm	0,3	0,2
$Z$	100 %	6,89 %	14	0,3
$T$	1400 °C	700 °C	0,7	0,4
$\epsilon$	5,82	0,21	14	1

$d_f$  : diámetro de la probeta,  $d_0$ : diámetro inicial de la probeta,  $\Delta L$  : variación de la longitud entre hombros,  $Z$  : reducción final de área,  $T$  : temperatura medida,  $\epsilon$  : deformación real.

### 3.3. Resultados experimentales

En las tablas 3.IV a 3.VI se vuelcan los resultados experimentales de los ensayos realizados para los tres materiales. En cada caso se indican las condiciones del ensayo (dimensiones iniciales de la probeta, temperatura de ensayo y desplazamiento máximo prefijado en el caso de no llegar a la rotura), se indica si el ensayo se efectuó hasta la rotura o no, también si se produjo estricción o no, las medidas finales de la probeta (área final y longitud entre hombros) y las magnitudes calculadas a partir de los datos medidos: estricción a rotura ( $Z_R$ ) dada por la ec. 2.29, deformación real final ( $\epsilon$ ) (ec. 3.2), longitud efectiva ( $L_e$ ) (ec. 2.18) y deformación convencional ( $e$ ) (ec. 2.20), estas dos últimas sólo para los casos de deformación menor a la de estricción localizada.

$$\epsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (3.1)$$

para probetas de sección cilíndrica:

$$\epsilon = 2 \ln\left(\frac{d_0}{d_f}\right) \quad (3.2)$$

**Tabla 3.IV. Resultados de los ensayos TRC, material SAE 12L14.**

$d_o$  : diámetro inicial zona calibrada;  $l_o$  : longitud inicial zona calibrada;  $L_o$  : distancia inicial entre hombros;  $d_p$  : desplazamiento prefijado mediante el tope;  $T$  : temperatura de ensayo;  $d_f$  : diámetro final zona calibrada;  $L_f$  : distancia final entre hombros;  $Z$  : reducción porcentual de área;  $\epsilon_r$  : deformación real de rotura;  $L_e$  : longitud efectiva;  $e$  : deformación convencional en base a la longitud efectiva.

Probeta Nº	$d_o$ (mm)	$l_o$ (mm)	$L_o$ (mm)	$d_p$ (mm)	$T$ (°C)	Observaciones	Rotura SI/NO	Cuello SI/NO	$d_f$ (mm)	$L_f$ (mm)	$Z$ (%)	$\epsilon$	$L_e$ (mm)	$e$
1	4,10	1,86	16,34	0,30	1200	Probeta oxidada	NO							
2	4,13	1,85	16,00		800		SI		2,52	19,19	62,77	0,99		
3	4,09	1,90	16,21		900	Sin registro UV	SI		2,38		66,14	1,08		
4	4,10	1,74	15,88		1000		SI		2,43	18,96	64,87	1,05		
5	4,20	1,60	17,66	0,20	1200	Probeta no válida	NO							
6	4,30	1,51	16,01		900		SI		2,54	20,05	65,11	1,05		
7	4,17	1,69	15,75		1100		SI		2,20	19,11	72,17	1,28		
8	4,28	1,86	15,75		1200	Probeta oxidada	SI							
9	4,25	1,61	16,01		1200		SI		2,25	19,73	71,97	1,27		
10	4,00	3,00	18,87	6,00	1200	Probeta oxidada	SI							
11	3,94	2,92	18,86	5,00	1200	Sin registro UV	SI		2,27	22,90	66,81	1,10		
12	3,96	2,93	18,85	4,00	1200	Sin registro UV	NO	SI	2,04	22,58	73,46	1,33		
13	3,99	2,99	18,88	4,20	1100	Desplazamiento en falso	NO	NO	3,85	19,13	6,89	0,07	3,38	0,07
14	4,03	3,06	18,90		1100	Probeta oxidada	SI							
15	4,04	2,93	18,76	5,00	1100		SI		2,01	22,98	75,25	1,40		
16	3,96	2,96	18,88	4,50	1100		SI		2,14	22,62	70,80	1,23		
17	4,04	3,07	18,90	4,30	1100		SI		1,99	22,87	75,74	1,42		
18	4,00	3,06	18,93	4,00	1100		SI		1,57	23,19	84,59	1,87		
19	3,99	3,04	18,93	4,00	1100		NO	SI	2,14	22,67	71,23	1,25		
20	3,96	2,94	18,86	3,00	1000		NO	SI	2,77	21,66	51,07	0,71		
21	4,03	3,05	18,89	3,50	1000		NO	SI	3,20	21,20	36,95	0,46		
22	4,04	3,07	18,90	4,00	1000	Sin registro UV	NO	SI	2,21	22,82	70,08	1,21		
23	3,98	2,97	18,87	5,00	900		SI		2,40	22,14	63,64	1,01		
24	4,00	3,10	18,97	4,00	900	Sin registro UV	NO	NO	3,58	20,13	19,90	0,22	4,67	0,25
25	4,00	3,09	18,96	4,50	900	Desplazamiento en falso	NO	NO	4,00	18,96	0,00	0,00		
26	3,98	3,01	18,91	5,20	900		NO	SI	2,72	22,02	53,29	0,76		
27	3,91	2,89	18,17	5,00	900		NO	SI	2,99	21,39	41,52	0,54		
28	3,95	2,98	18,91	5,50	900		SI		2,25	22,42	67,55	1,13		
29	4,04	3,03	18,16	5,50	800		NO	NO	3,64	20,19	18,82	0,21	5,74	0,23

30	3,98	2,96	18,36	6,50	800	Rotura fuera tercio medio	SI			20,96					
31	3,96	2,97	18,39	6,00	800	Rotura fuera tercio medio	SI			22,89					
32	4,00	3,00	18,37	6,00	800		NO	NO	3,45	22,54	25,61	0,30	6,07	0,34	
33	4,01	3,10	18,96	7,00	800		SI		2,25	23,52	68,52	1,16			
34	3,97	3,03	18,44	6,30	800		SI		2,39	20,86	63,76	1,01			
35	4,01	3,05	18,91	5,80	800		SI		2,30	23,52	67,10	1,11			
36	4,00	2,98	18,85	5,00	800	Rotura fuera tercio medio	SI								
37	4,01	2,99	18,85	4,50	800	Rotura fuera tercio medio	SI								
38	4,02	3,03	18,88	2,00	800	Sin registro UV	NO	NO	3,44	20,86	26,77	0,31	5,42	0,36	
39	4,00	3,03	18,90	3,30	800	Sin registro UV	SI		2,27	21,97	67,79	1,13			
40	3,98	2,98	18,88	3,00	800	Cuello fuera tercio medio	NO	SI	3,21	21,58	34,95	0,43			
41	3,98	2,95	18,85	3,00	1300		SI		2,27	21,46	67,47	1,12			
42	3,98	3,05	18,55		1050		SI		2,00	22,71	74,75	1,38			
43	4,03	3,08	18,92		1150		SI		2,05	22,98	74,12	1,35			
44	4,00	2,98	18,85		1250		SI		1,83	23,27	79,07	1,56			
45	4,00	2,98	18,85		1350		SI		1,88	21,01	77,91	1,51			
46	4,00	2,98	18,85		950		SI		2,21	22,48	69,47	1,19			
47	3,44	4,37	20,86	2,00	1300		SI		1,87	23,18	70,45	1,22			
48	3,64	3,92	20,19		1350	Probeta fundida									
49	3,58	3,79	20,13	1,00	1300		NO	SI	2,37	22,46	56,17	0,82			
50	3,85	3,09	19,13	2,00	1300		SI		2,11	21,59	69,96	1,20			
51	4,00	3,09	18,96		850		SI		2,36	22,62	65,19	1,06			

**Tabla 3.V. Resultados de los ensayos TRC, material SAE 1050.**

$d_0$  : diámetro inicial zona calibrada;  $l_0$  : longitud inicial zona calibrada;  $L_0$  : distancia inicial entre hombros;  $d_p$  : desplazamiento prefijado mediante el tope;  $T$  : temperatura de ensayo;  $d_f$  : diámetro final zona calibrada;  $L_f$  : distancia final entre hombros;  $Z$  : reducción porcentual de área;  $\epsilon_r$  : deformación real de rotura;  $L_e$  : longitud efectiva;  $e$  : deformación convencional en base a la longitud efectiva.

Probeta Nº	$d_0$ (mm)	$l_0$ (mm)	$L_0$ (mm)	$d_p$ (mm)	$T$ (°C)	Observaciones	Rotura SI/NO	Cuello SI/NO	$d_f$ (mm)	$L_f$ (mm)	$Z$ (%)	$\epsilon$	$L_e$ (mm)	$e$
1	4,23	2,90	16,33		1300		SI		1,40	21,60	89,05	2,21		
2	4,31	2,11	16,61		1350	Probeta fundida	SI							
3	4,17	3,25	16,68	2,00	1300	Registro UV defectuoso	NO	SI	2,45	18,34	65,48	1,06		
4	4,30	2,77	15,56	3,50	1300		NO	NO	3,66	17,39	27,55	0,32	4,81	0,38
5	4,31	3,04	16,13		1400	Probeta rota por descentrado								
6	4,08	2,30	16,10	3	1300		NO	SI	2,90	18,62	49,48	0,68		
7	4,38	2,29	15,68	4,5	1200		NO	SI	2,14	19,88	76,13	1,43		
8	4,17	2,14	16,23	4	1100		NO	SI	2,28	19,55	70,11	1,21		
9	4,21	2,21	16,07	5	1200	Sin registro UV	NO	SI	1,65	20,67	84,64	1,87		
10	4,17	2,72	16,73		1250	Sin registro UV	SI		0,27	22,36	99,58	5,47		
11	3,78	2,02	17,09		1200		SI		0,41	21,79	98,82	4,44		
12	4,08	2,61	15,78		1100		SI		0,51	20,91	98,44	4,16		
13	4,22	2,71	16,04		1000		SI		0,92	20,78	95,25	3,05		
14	4,23	3,06	16,10	4,80	1200		NO	SI	3,20	18,72	42,77	0,56		
15	3,75	2,35	18,44		900		SI		1,04	22,28	92,31	2,57		
16	4,17	3,41	18,50		800	Sin registro UV	SI		1,15	22,80	92,39	2,58		
17	4,07	2,49	16,24	4,5	1050		SI		0,74	21,24	96,69	3,41		
18	4,20	2,48	16,57	3	850	Sin registro UV	NO	SI	3,06	19,37	46,92	0,63		
19	3,68	2,08	17,47		1150		SI		0,50	21,70	98,15	3,99		
20	4,05	3,07	18,89		950		SI		0,66	24,21	97,34	3,63		
21	4,05	3,07	18,89		700		SI		1,45	22,47	87,18	2,05		
22	4,05	3,06	18,88		850		SI		1,03	23,75	93,53	2,74		
23	4,05	3,00	18,82		750		SI		1,19	23,11	91,37	2,45		

Tabla 3.VI. Resultados de los ensayos TRC, material SAE 1010.

$d_0$  : diámetro inicial zona calibrada;  $l_0$  : longitud inicial zona calibrada;  $L_0$  : distancia inicial entre hombros;  $d_f$  : desplazamiento prefijado mediante el tope;  $T$ : temperatura de ensayo;  $d_f$  : diámetro final zona calibrada;  $L_f$  : distancia final entre hombros;  $Z$  : reducción porcentual de área;  $\epsilon_r$  : deformación real de rotura;  $L_e$  : longitud efectiva;  $e$  : deformación convencional en base a la longitud efectiva.

Probeta N°	$d_0$ (mm)	$l_0$ (mm)	$L_0$ (mm)	$d_f$ (mm)	$T$ (°C)	Observaciones	Rotura SI/NO	Cuello SI/NO	$d_f$ (mm)	$L_f$ (mm)	$Z$ (%)	$\epsilon$	$L_e$ (mm)	$e$
1	4,03	2,99	18,13		1300		SI		0,22	24,83	99,70	5,82		
2	4,07	3,04	18,13		700	Probeta parcialmente oxidada	SI		1,55	22,71	85,50	1,93		
3	4,07	3,00	18,79		1350		SI		2,55	20,60	60,75	0,94		
4	4,06	3,09	18,90		750		SI		1,20	23,11	91,26	2,44		
5	4,07	3,00	18,79		1330	Sin registro UV	SI		0,00		100			
6	4,02	2,92	18,77		900	Probeta parcialmente oxidada	SI		1,19	23,18	91,24	2,43		
7	4,06	2,95	18,76		1000		SI		0,90	23,65	95,09	3,01		
8	4,06	2,97	18,78		800		SI		1,22	24,12	90,97	2,40		
9	4,08	3,00	18,78		1250		SI		0,26	24,84	99,59	5,51		
10	4,00	2,95	18,12		850	Sin registro UV	SI		0,95	24,81	94,36	2,88		
11	4,06	2,98	18,79		1200		SI		0,33	24,56	99,34	5,02		
12	4,07	3,05	18,84		950		SI		0,90	23,59	95,11	3,02		
13	4,05	3,03	18,85		1150		SI		0,44	24,45	98,82	4,44		
14	4,08	3,02	18,80		1050		SI		0,73	23,95	96,80	3,44		
15	4,07	2,96	18,75		1100		SI		0,62	24,19	97,68	3,76		
16	4,09	3,13	18,90	2,80	1000		NO	SI	2,96	21,55	47,62	0,65		
17	4,07	3,04	18,83		1340		SI		0,00		100			
18	4,04	3,01	18,84	2,50	1000		NO	SI	3,05	21,52	43,00	0,56		
19	4,07	2,98	18,77	2,00	1000		NO	SI	2,43	22,33	64,35	1,03		
20	4,07	3,01	18,80	1,50	1000		NO	SI	3,08	21,21	42,73	0,56		
21	4,08	2,99	18,77	5,10	1000		SI		0,70	23,80	97,06	3,53		

En las tablas anteriores se puede observar que algunas probetas del material SAE 12L14 y del material SAE 1050 se encontraban fuera de tolerancia, debido al procedimiento de maquinado utilizado en un principio. Este procedimiento fue mejorado en partidas de probetas fabricadas posteriormente (ver agradecimientos al comienzo de este trabajo), consiguiéndose una geometría inicial muy uniforme teniendo en cuenta las dificultades especiales que presenta la probeta TRC.

Los valores de la longitud efectiva  $L_e$  y de la deformación convencional  $e$  (su valor se basa en el de  $L_e$ ) se obtuvieron sólo para los casos en que el ensayo se detuvo antes de la rotura y además no se produjo estricción. Si bien algunos de estos casos podrían considerarse posteriores al comienzo de la estricción, se los ha tratado deliberadamente como de deformación homogénea, debido a que el error que implica este tratamiento es pequeño y permite ver que los valores de  $e$  correspondientes, se encuentran dentro de las previsiones teóricas para la estricción en el ensayo de tracción ( $e = 20-30 \%$ ). A primera vista, resulta llamativo que  $L_e$  aumente con la disminución de la temperatura. Este parámetro es indicativo de la zona de la probeta que efectivamente sufre deformación plástica y en principio cabría esperar que fuera mayor cuanto más suave fuera el gradiente térmico, ya que la disminución de la tensión debido al aumento de diámetro fuera de la zona calibrada es despreciable en sus proximidades. En las figs. 3.3.a-i se puede ver que al aumentar la temperatura, la zona con igual color se amplía hasta extenderse en buena medida sobre los radios de acuerdo para  $T > 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , lo que sugiere un gradiente menor. Esta observación contradice las mediciones. Sin embargo, la aclaración de esta contradicción requeriría la realización de una serie de ensayos a distintas temperaturas en las condiciones descriptas al comienzo de este párrafo, con un mapeo termográfico previo de las probetas.

En la figs. 3.4 - 3.6 se dan las curvas de ductilidad obtenidas para los tres materiales medida como estricción de rotura en el primer caso y como deformación real de rotura.

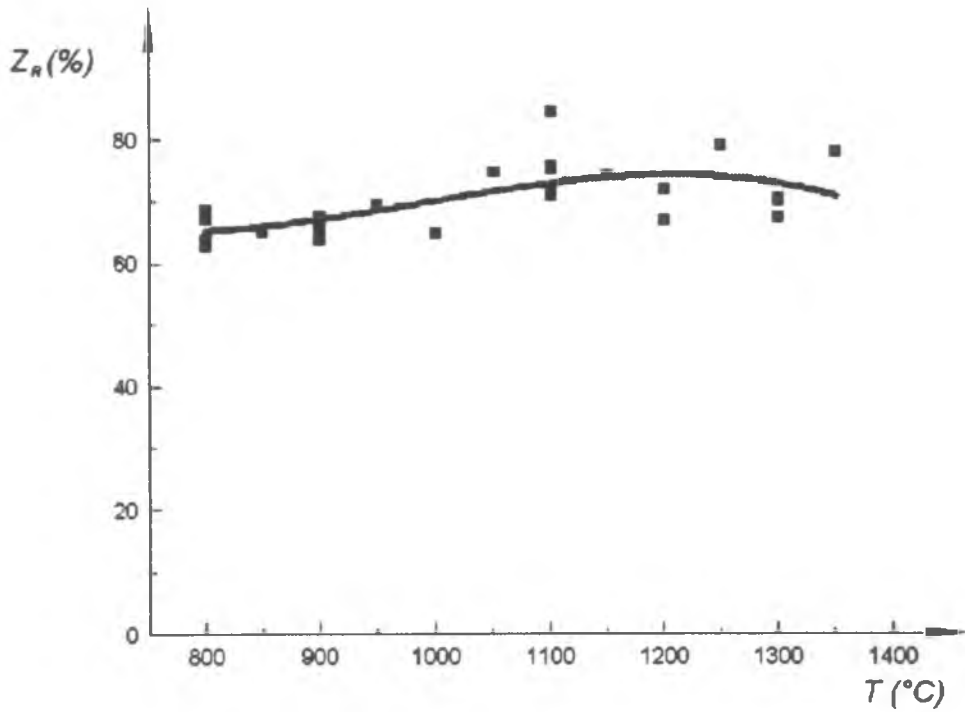


Fig. 3.4.a. Estricción a rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 12L14. La curva continua corresponde a una regresión polinómica de grado 3.

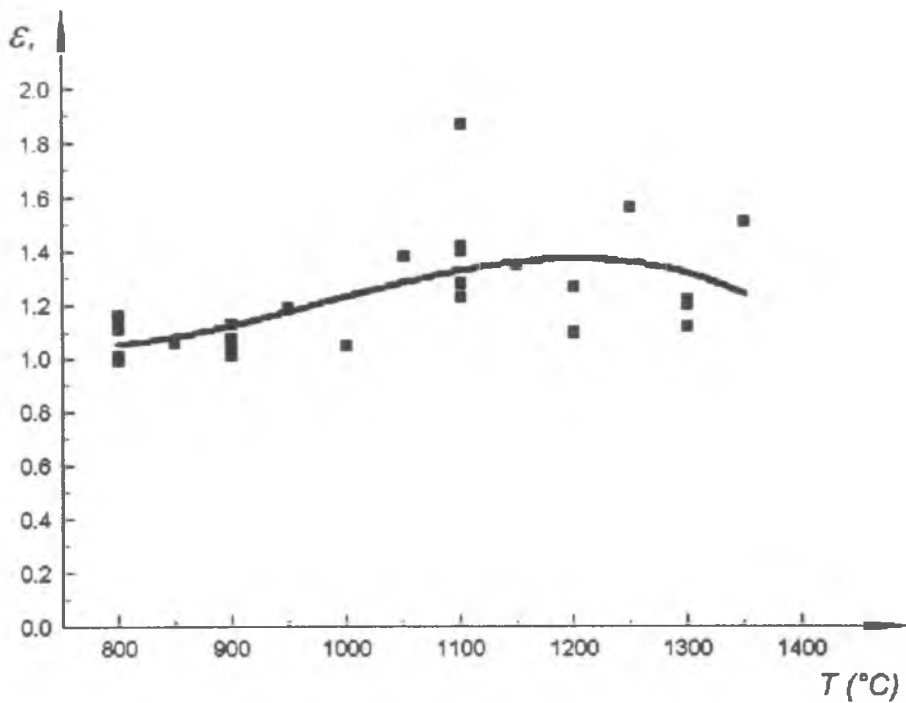


Fig. 3.4.b. Deformación real de rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 12L14. La curva continua corresponde a una regresión polinómica de grado 3.

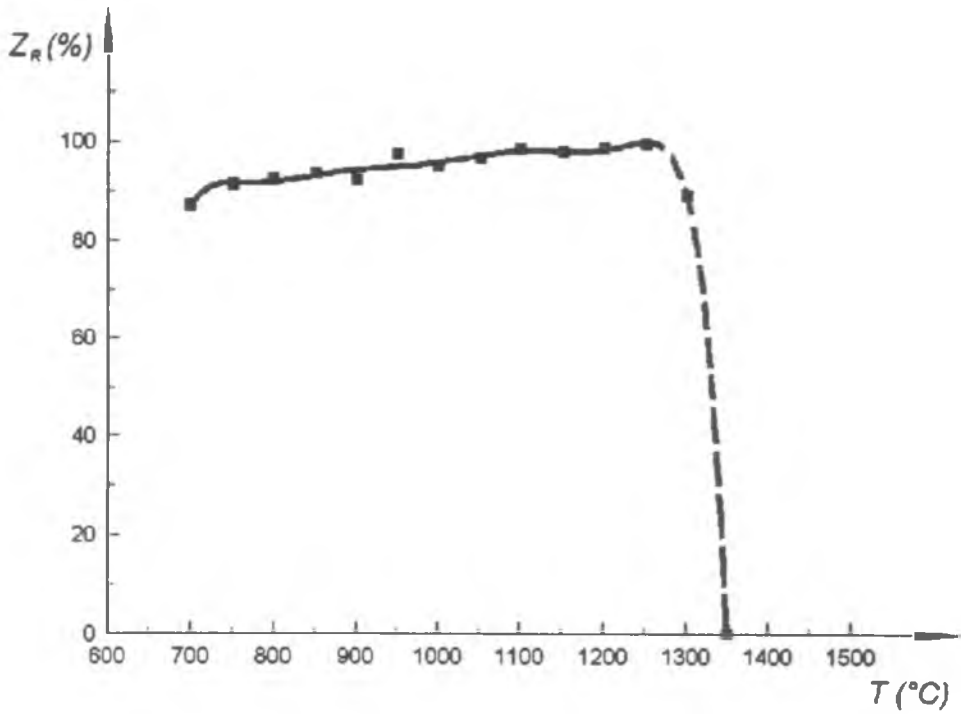


Fig. 3.5.a. Estricción a rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 1050.

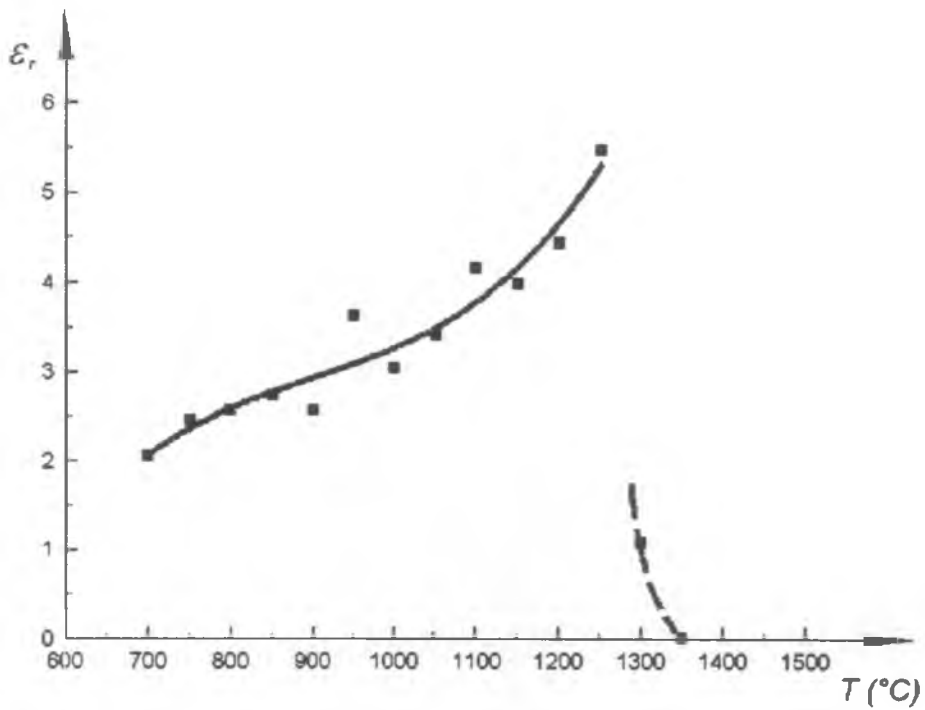


Fig. 3.5.b. Deformación real de rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 1050.

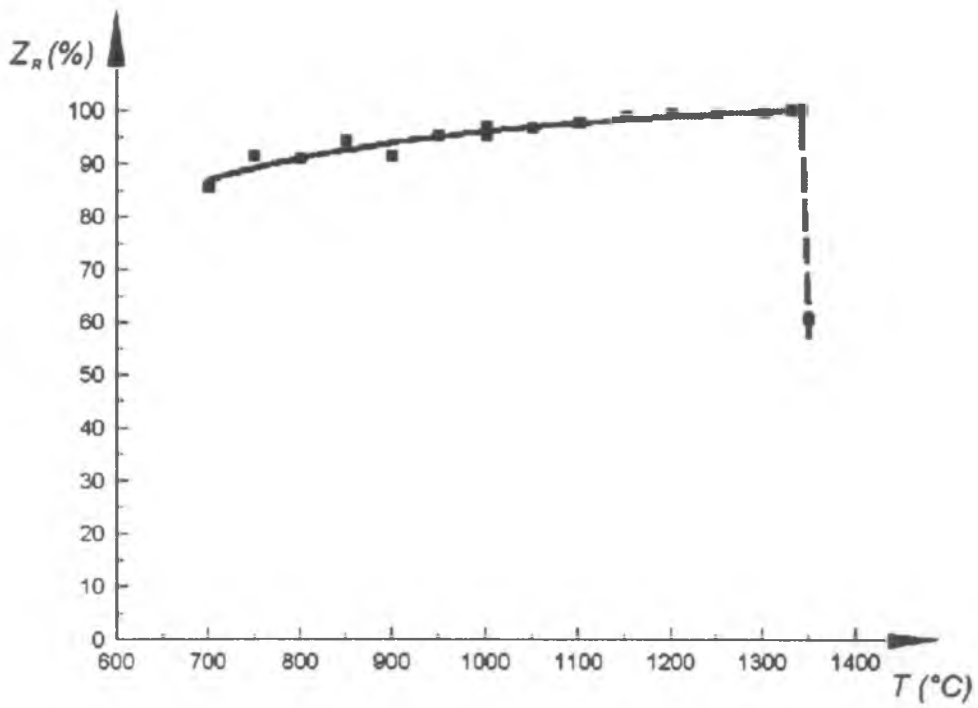


Fig. 3.6.a. Estricción a rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 1010.

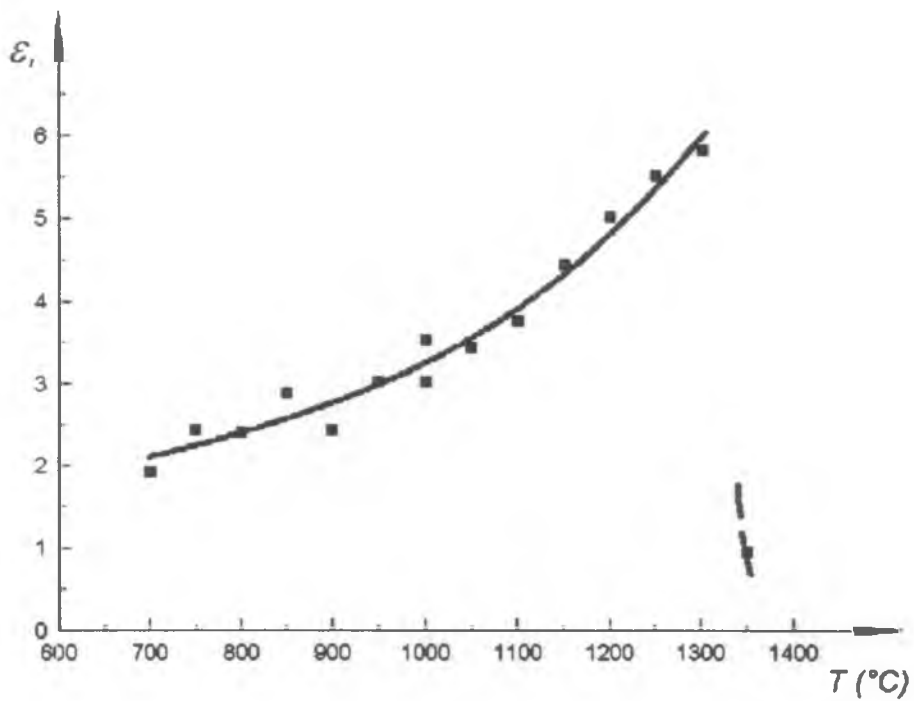


Fig. 3.6.b. Deformación real de rotura medida a distintas temperaturas para el acero SAE 1010.

Como puede verse en la fig. 3.4. existe una marcada dispersión tanto en los valores de estricción como en los de deformación real de rotura correspondientes al material SAE 12L14, aunque se puede concluir de estos resultados que la ductilidad aumenta suavemente con la temperatura hasta alcanzar un máximo muy poco marcado ubicado entre los 1100 y los 1250 °C para comenzar su descenso a temperaturas mayores. Sólo uno de los puntos medidos supera el 80 % de reducción de área, el resto se ubica entre el 60 y el 80 %.

Para el SAE 12L14 el rango de estricción a rotura medida resultó algo mayor que el publicado por Gittings et al. (ref. 19) para un acero de maquinabilidad mejorada ensayado en caliente con una máquina Charpy modificada ( $Z_R = 65-70\%$ ).

La ductilidad de los aceros SAE 1050 y SAE 1010, ensayados resultó extremadamente alta en casi todo el rango de ensayo (entre el 85 y el 100%). La curva de deformación de rotura, correspondiente al acero SAE 1010 se representó cortada entre 1300 °C y 1350 °C ya que para los dos puntos intermedios (1330 °C y 1340 °C) se produjo ruptura dúctil (ver sección 3.4) y el área final resultó nula, lo que indetermina el valor de  $\epsilon_r$  de acuerdo a la ec. 3.2. Aunque este modo de fractura no se pudo comprobar en el acero SAE 1050, es probable que también se presente entre los 1250 y 1300 °C y por esta razón no se unieron los puntos representativos de sus deformaciones reales de rotura.

En la fig. 3.7 se representa la estricción de rotura para los tres aceros. La composición química del SAE 1050 y del SAE 1010 son similares excepto por el contenido de C (ver tabla 3.I). Esto se traduce en curvas de estricción de rotura casi coincidentes entre los 800 y 1200 °C, pero una caída de ductilidad a temperaturas menores en el caso del SAE 1050. Esta fragilización más "rápida" se debe a su menor punto de fusión (mayor contenido de C y algo mayor de Mn).

En el SAE 12L14 la caída de ductilidad comienza aún antes (alrededor de los 1200 °C) debido a su contenido muy alto de S (0,41%).

La gran ductilidad del SAE 1050 y del SAE 1010 se debe a tres causas fundamentales:

a) Bajo contenido de aleantes, lo que hace que no se encuentren distribuidas en la austenita partículas de carburos y/o nitruros que sirvan como puntos de nucleación de huecos que finalmente conducen a la fractura (ver capítulo 1).

b) Bajo contenido inclusionario, lo que se confirmó mediante la observación metalográfica en el estado inicial (ver figs. 3.9 y 3.10).

c) Alto grado de **fibrado mecánico** (orientación preferencial de las microestructuras debido al trabajado mecánico sufrido por el material) por tratarse de barras laminadas, lo que mejora la ductilidad longitudinal. Esta mejora en la ductilidad longitudinal y empeoramiento de la transversal se debe principalmente a que las inclusiones deformables se orientan según la dirección de laminación, disminuyendo la concentración de tensiones en las interfases con la matriz y retrasando de esta forma la nucleación de los huecos.

El SAE 12L14 cumple las condiciones a) y c) pero su incumplimiento de la b) es tan fuerte

que el resultado final es una ductilidad muy baja.

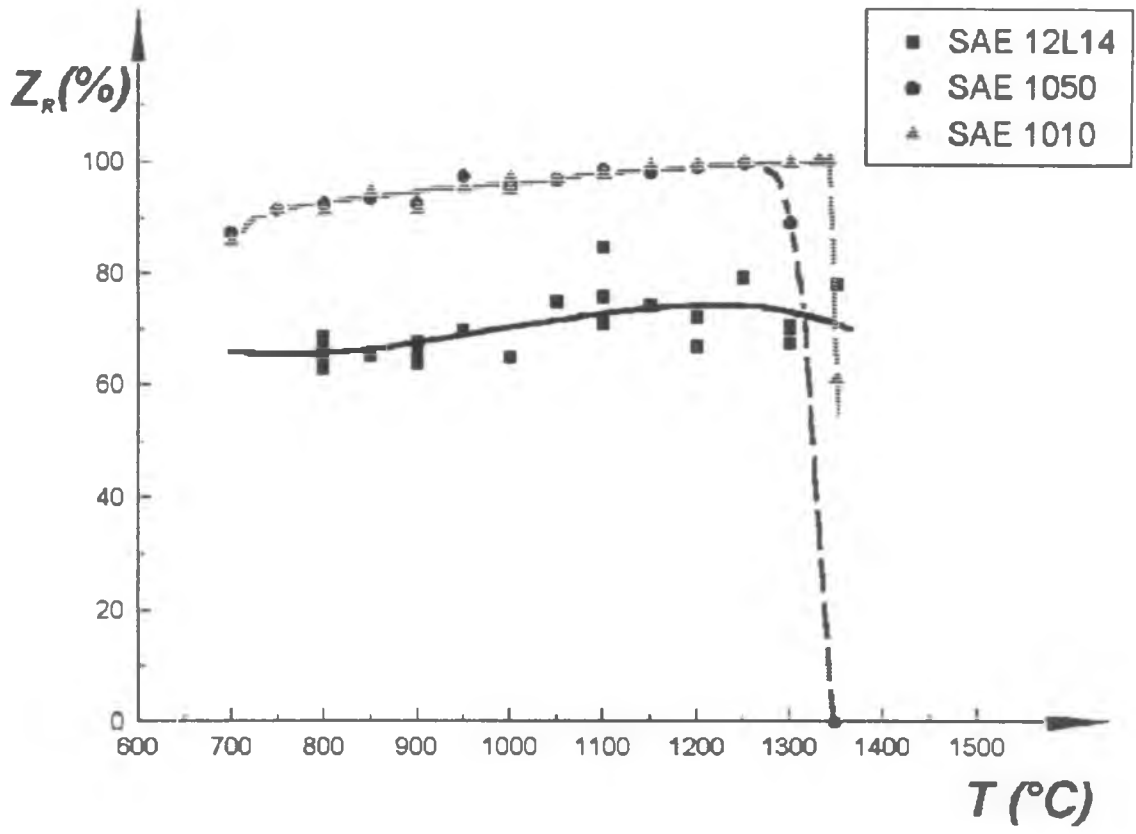


Fig. 3.7. Estricción a rotura para los tres aceros ensayados.



Fig. 3.8.a. Acero SAE 12L14 en el estado inicial. Se aprecia el alto contenido de inclusiones de SMn, (200  $\times$ ).



Fig. 3.8.b. Acero SAE 12L14 en el estado inicial. Se observan con mayor detalle las inclusiones de SMn, (400  $\times$ ).

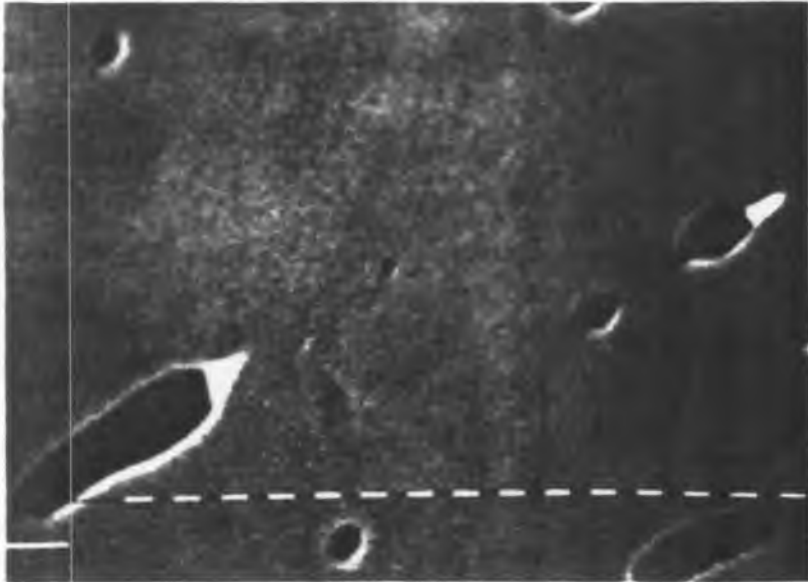


Fig. 3.8.c. Acero SAE 12L14 ensayado a 950 °C hasta la rotura ( $\epsilon_r=1,19$ ). Las fases oscuras son SMn, las más claras son las "colas" de Pb características en los aceros resulturados que contienen plomo, (MEB 3200  $\times$ ).



Fig. 3.9.a. Acero SAE 1050 en el estado inicial. Se observan pocas inclusiones muy pequeñas, algunas muy deformadas y otras globulares que no han sufrido deformación a pesar de la gran deformación que tiene la barra de material original (200 $\times$ ).

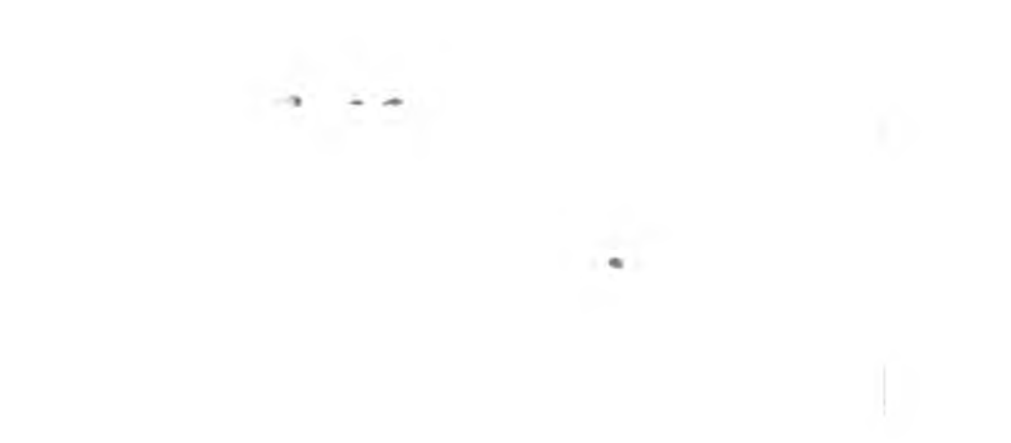


Fig. 3.9.b. Acero SAE 1050 en el estado inicial. Se ven las inclusiones con mayor detalle (1000×).

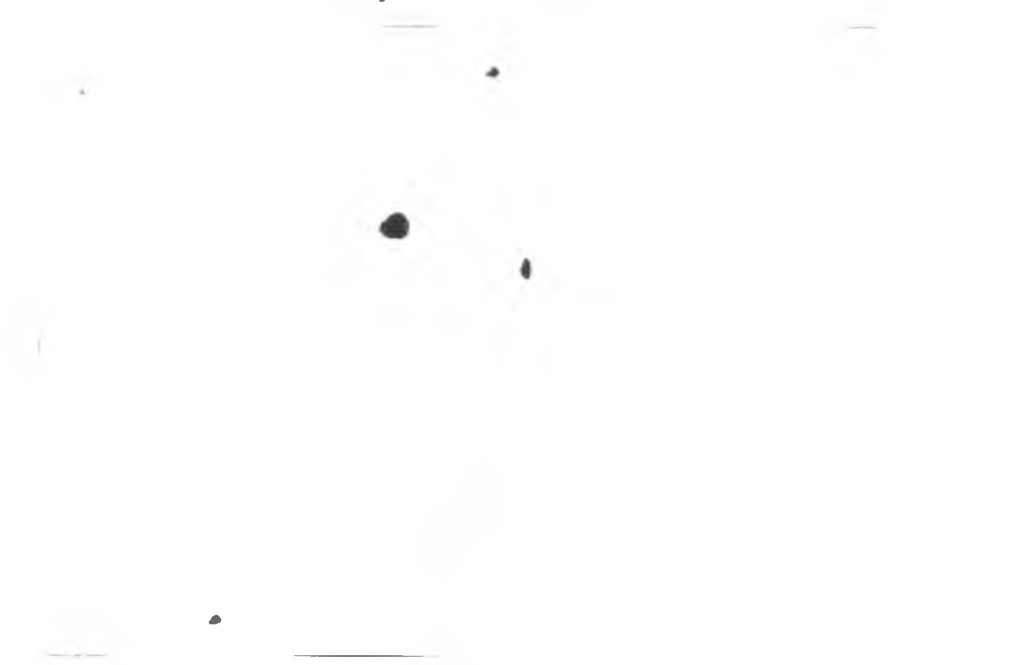


Fig. 3.10.a Acero SAE 1010 en el estado inicial. Se observan pocas inclusiones muy pequeñas de forma globular y bifásicas, (400×).



Fig. 3.10.b. Acero SAE 1010 en el estado inicial. Se observan con mayor detalle las inclusiones que no se han deformado durante la laminación y han generado huecos en la matriz, (1000×).

### 3.4. Discusión de resultados

#### 3.4.1. El proceso de fractura dúctil

Al ponerse en movimiento el cabezal de la máquina, el material de la zona calibrada de la probeta comienza a deformarse uniformemente. Durante esta fase del ensayo tienen lugar el endurecimiento (aumento de la tensión de fluencia) por deformación y la reducción uniforme del área transversal de la probeta.

Toda probeta real tiene pequeñas variaciones en su área transversal a lo largo de su longitud calibrada debido a defectos durante el maquinado y/o heterogeneidades en la microestructura que implican la existencia de secciones más débiles. La deformación se concentra cuando la sección más pequeña comienza a reducirse a un ritmo mayor que el resto ( $dA^*/dA \geq 0$ ). Para un material traccionado en condiciones tales que la tensión de fluencia depende de la velocidad de deformación el comienzo de la inestabilidad queda determinado por el criterio de Hart (ref. 33), (ec. 3.3).

$$\frac{d\dot{A}}{dA} = m + \gamma - 1 \geq 0$$

$$\gamma + m \geq 1 \quad (3.3)$$

donde  $d\dot{A}/dA$  : cambio de la velocidad de reducción de área con el cambio de área en la dirección longitudinal de la probeta;

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} : \text{sensibilidad a la velocidad de deformación};$$

$$\gamma = \frac{1}{\sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} : \text{relación de endurecimiento adimensional}$$

De acuerdo a los datos de la bibliografía relativos a deformación en caliente de aceros (refs. 34 y 35), el valor de  $m$  disminuye con el aumento del parámetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ) y para altas velocidades de deformación, varía entre 0,1 y 0,2 para temperaturas entre 900 y 1300 °C.

Si se supone que el endurecimiento del material puede representarse mediante la relación  $\sigma = A\epsilon^n$  donde  $n$  es el coeficiente de endurecimiento y  $A$  es una constante para temperatura y velocidad de deformación dadas, la expresión para  $\gamma$  queda  $\gamma = n/\epsilon$ . El criterio de Hart de la ec. 3.3 quedaría aproximado por la expresión 3.4:

$$\frac{n}{\epsilon} + m \geq 1$$

$$\epsilon \leq \frac{n}{1 - m} \quad (3.4)$$

El valor de  $n$  se incrementa con el aumento de  $Z$ , los valores típicos para los aceros deformados a temperaturas mayores a 900 °C dados por la bibliografía, dependen de la composición química. Para altas velocidades de deformación varían entre 0,2 y 0,3 (refs. 19 y 36).

Con estos datos y utilizando la ec. 3.4 se puede estimar el rango en el cual se ubicaría la deformación de inestabilidad. Para el caso del ensayo TRC, cabría esperar que  $\epsilon$  varíe aproximadamente entre 0,33 y 0,25 entre 900 y 1300 °C respectivamente.

En los aceros ensayados, la deformación uniforme correspondiente al inicio de la estricción localizada no pudo determinarse con precisión debido a que los registros de fuerza entregados por la máquina de TRC no resultan confiables, como se explicó en la sección 2.6. Sin embargo, la realización de ensayos hasta distintas deformaciones inferiores a la de rotura permitió observar la ausencia de cuello o la existencia de un cuello incipiente para valores de  $\epsilon$  de hasta 0,32.

De acuerdo a los trabajos de Wray (refs. 34 y 36) la recristalización dinámica de la austenita en el ensayo de tracción en caliente se demora para altas velocidades de deformación, ya que se da con posterioridad al inicio de la estricción localizada. Dada la corta duración del ensayo (ver fig. 2.22), se considera muy difícil que pueda darse la recristalización dinámica en una proporción apreciable. Se volverá sobre este tema en la sección 3.

Considerando el caso más general en el que existe cierta recristalización dinámica, a partir del inicio de la estricción localizada el proceso de deformación pasa a estar gobernado por tres fenómenos:

- a) Concentración de la deformación en la zona del cuello, lo que hace que su curvatura y la velocidad de deformación sean cada vez mayores.
- b) Recristalización dinámica que produce un ritmo de endurecimiento muy bajo.
- c) Establecimiento de un estado de tensiones triaxial debido a la nueva geometría.

En la fig. 3.11 se representa el análisis de Bridgman (ref. 37) del problema de la estricción localizada, basado en las siguientes hipótesis:

- a) El perfil de la estricción es circular de radio  $R$ .
- b) La sección del cuello se mantiene circular de radio  $a$ .
- c) Se supone válido el criterio de Von Mises.
- d) Las deformaciones en la sección transversal mínima se mantienen constantes.

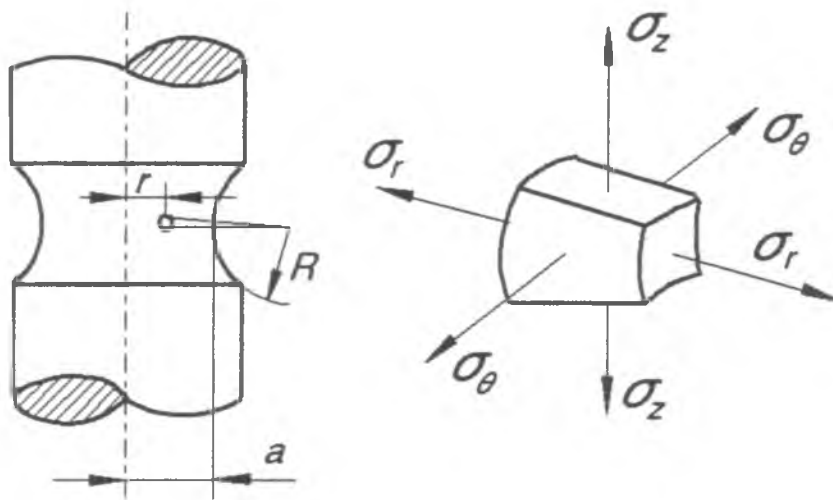


Fig. 3.11. Direcciones de las tensiones radial ( $\sigma_r$ ), tangencial ( $\sigma_\theta$ ) y longitudinal ( $\sigma_z$ ) en un elemento diferencial de la sección transversal de área mínima, en un ensayo de tracción una vez iniciada la estricción localizada. Para mayor claridad, las tensiones actuantes en las caras opuestas del elemento diferencial se dibujaron colineales y de igual módulo.

Las componentes del estado de tensiones en un punto de la sección transversal más pequeña se dan en las ecs. 3.5 y 3.6.

$$\sigma_r = \sigma_\theta = \bar{\sigma} \ln\left(\frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR}\right) \quad (3.5)$$

$$\sigma_z = \bar{\sigma} \left[1 + \ln\left(\frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR}\right)\right] \quad (3.6)$$

donde  $r$ ,  $R$ ,  $a$ ,  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$  y  $\sigma_z$  están definidas en la fig. 3.11 y  $\bar{\sigma}$  la tensión equivalente dada por la ec. 3.7.

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{\pi a^2} \left[ \left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \right]^{-1} \quad (3.7)$$

El valor de  $\bar{\sigma}$  estará dado por la resistencia del material a deformarse para las variables  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$  y  $T$  existentes en la sección de área mínima en un dado instante. Como el material se encuentra recristalizando dinámicamente, el aumento de  $\bar{\sigma}$  y consecuentemente el de  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$  y  $\sigma_z$  por endurecimiento se hace más lento que a temperatura ambiente.

Por otro lado, para un dado valor de  $\bar{\sigma}$ , con el crecimiento del cuello (aumento de  $a/R$ ), se incrementan las componentes del estado de tensiones.

En la fig. 3.12 se representan los perfiles correspondientes a 3 probetas del acero SAE 12L14 ensayadas a 900 °C hasta distintas estricciones incluyendo la fractura y se consignan los valores de  $a/R$  obtenidos en cada caso suponiendo que el cuello se ajusta a un arco de circunferencia. En este caso la fractura se produjo para un  $a/R = 0,29$ . Por otro lado, en la fig. 3.13 se muestra una macrografía de una probeta del acero SAE 1050 deformada a 1200 °C hasta una estricción  $Z=85\%$  (sin fractura) alcanzándose un valor de  $a/R > 2,5$ .

Esta diferencia en la capacidad de deformarse sin fracturarse se basa en las diferencias de microestructura y de temperatura.

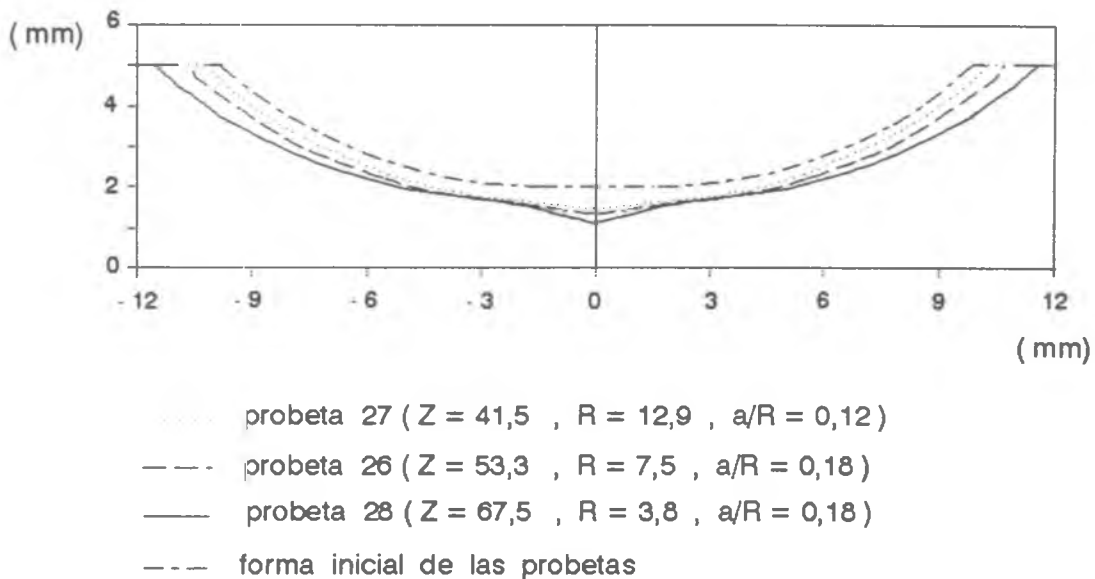


Fig. 3.12. Perfiles de estricción correspondientes al acero SAE 12L14 a 900 °C.

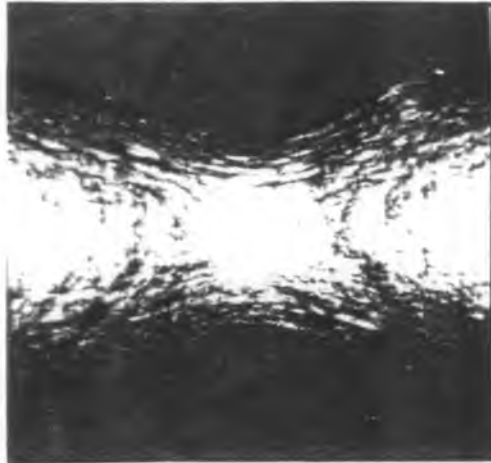


Fig. 3.13. Detalle del cuello. Acero SAE 1050,  $Z = 85\%$ ,  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (15  $\times$ ).

Las inclusiones actúan como concentradores de tensiones en pleno crecimiento hasta que las interfases matriz/inclusión comienzan a romperse, produciéndose el despegue, que se puede ver en fig. 3.14. Las cavidades formadas de esta manera, crecen también como consecuencia de las tensiones (fig. 3.15). En la fig. 3.16 se observa el efecto de las tensiones de tracción de sentido radial, abriendo un hueco en torno a una inclusión filamentososa de SMn. En este caso la temperatura relativamente baja juega a favor de la fractura, ya que los mecanismos de relajación de tensiones térmicamente activados se darán en menor medida. Eso podría explicar la existencia de un hueco tan grande a una deformación mucho menor que la de la fig. 3.15.

En el acero SAE 12L14 se comprobó que en algunas inclusiones con ángulos vivos la matriz se fisura antes de la rotura de la interfase. Un ejemplo de este caso se puede ver en la fig. 3.17 en relación con una inclusión de SMn partida.



Fig. 3.14. Despegue de la matriz de las inclusiones de SMn en el acero SAE 12L14,  $\epsilon=0,54$ ,  $T = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ , (1200 $\times$ ).

Al agrandarse los huecos formados alrededor de distintas inclusiones la matriz se ve sometida a una concentración adicional de la deformación, fenómeno que se suele llamar **estricción interna** ("internal necking") y que finalmente lleva a la fractura transgranular por sobrecarga.



Fig. 3.15. Crecimiento del hueco formado en torno de una pequeña inclusión de SMn en el acero SAE 12L14,  $\epsilon=1,25$ ,  $T=1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , (1200 $\times$ ).



Fig. 3.16. Crecimiento de un hueco en torno a una inclusión de SMn en el acero SAE 12L14,  $\epsilon=0,43$ ,  $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (1200 $\times$ ).



Fig. 3.17. Comienzo de fisuración de la matriz en el vértice de la inclusión partida de SMn que se observa en el centro de la fotografía. Acero SAE 12L14,  $\epsilon=1,25$ ,  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (1200 $\times$ ).

Las inclusiones de SMn presentes en el acero SAE 12L14 ensayado tienen en su gran mayoría la forma filamentososa característica, conferida en la laminación de las barras. La gran plasticidad a las temperaturas de trabajado en caliente (ver apéndice), hace que estas inclusiones se deformen siguiendo la dirección del flujo plástico con separaciones de las interfaces o roturas muy esporádicas (ver fig. 3.8.b).

Durante el ensayo de TRC en cambio, no existe el estado de tensiones de compresión característico de la laminación que produce el "amasado" de la matriz y sus inclusiones. Gran parte de éstas se parten y forman huecos entre los fragmentos, que con mayor deformación son penetrados por el material de la matriz. Esto se observó con mayor frecuencia a las temperaturas de ensayo más bajas, (figs. 3.18 y 3.19). La forma que adquieren las inclusiones por este proceso (con ángulos vivos) facilita la formación de los huecos que originan la rotura.

La menor ductilidad del acero SAE 12L14 con respecto a la del SAE 1050 y la del SAE 1010 se debe a que para un mismo valor de estricción antes de la fractura, la cantidad de huecos formados es considerablemente mayor y el área de matriz resistente entre huecos mucho menor, con lo que la fractura tendrá lugar mucho antes.

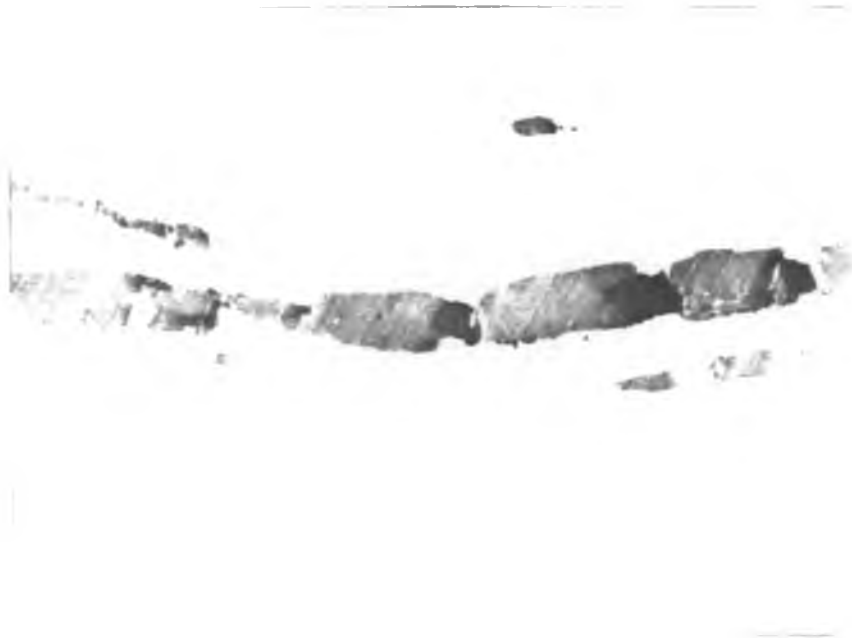


Fig. 3.18. Formación de cavidades entre inclusiones partidas de SMn en el acero SAE 12L14,  $\epsilon=0,43$ ,  $T = 800$  °C, (1200 $\times$ ).



Fig. 3.19. Con mayor deformación se da la separación de los fragmentos de inclusiones de SMn con el ingreso del material de la matriz en las cavidades. Acero SAE 12L14,  $\epsilon=0,76$ ,  $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (1200 $\times$ ).

Debido justamente a la gran cantidad de cavidades que se generan en torno a las inclusiones, en el acero SAE 12L14 los huecos crecen comparativamente poco hasta la fractura, generando superficies de fractura con "dimples" de diámetro pequeño en los que abundan fragmentos de inclusiones, (figs. 3.20, 3.21, 3.22).



Fig 3.20.a. Superficie de fractura correspondiente a una probeta de acero SAE 12L14 fracturada a una  $\epsilon_r=1,13$ ,  $Z_R=68\%$ ,  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Se puede apreciar la pequeñez de los "dimples", (25 $\times$ ).

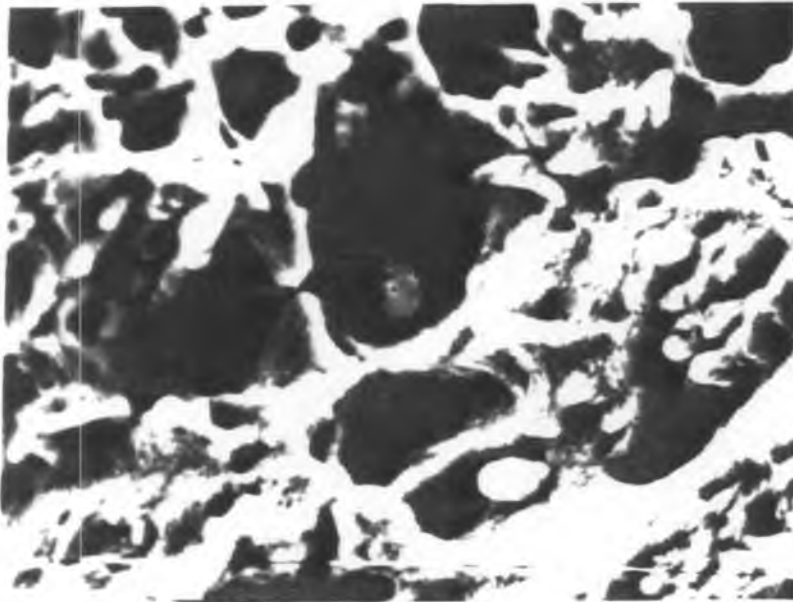


Fig. 3.20.b. Detalle de los "dimples" en la misma probeta. Se observa una inclusión dentro de uno de ellos, (1600 $\times$ ).

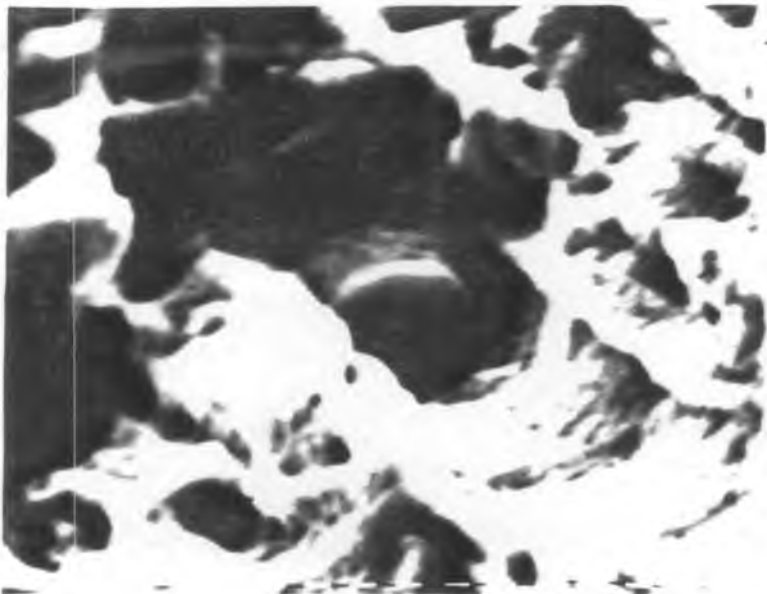


Fig. 3.20.c. La misma probeta. Inclusión de SMn con SFe disuelto en ella de acuerdo al EDAX de la fig. 3.20.d, (3200 $\times$ ).

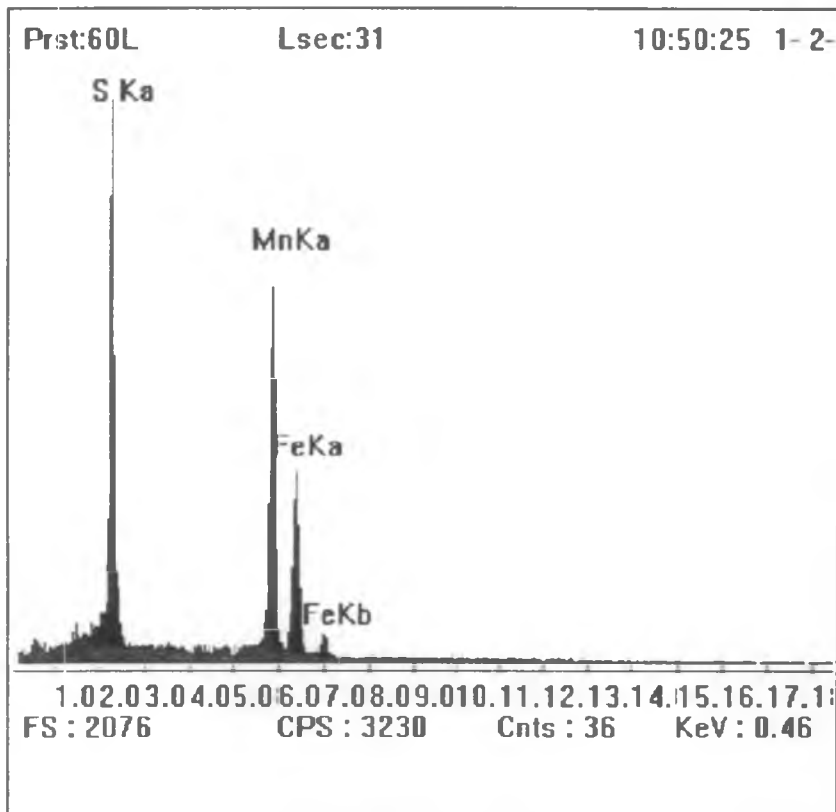


Fig. 3.20.d. Análisis mediante EDAX de la inclusión de la fig. 3.20.e. Se puede concluir del mismo que se trata de (Mn,Fe)S.



Fig. 3.21.a. Probeta de acero SAE 12L14 fracturada a  $\epsilon_r=1,42$ ,  $Z_R=76\%$ ,  $T=1100\text{ }^\circ\text{C}$ , (25 $\times$ ).

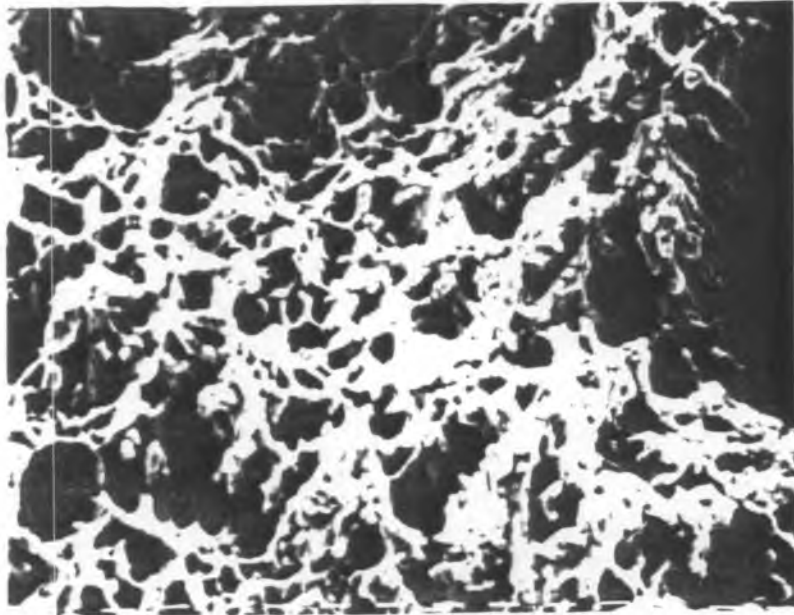


Fig. 3.21.b. Detalle de los "dimples" en la misma probeta, (400×).

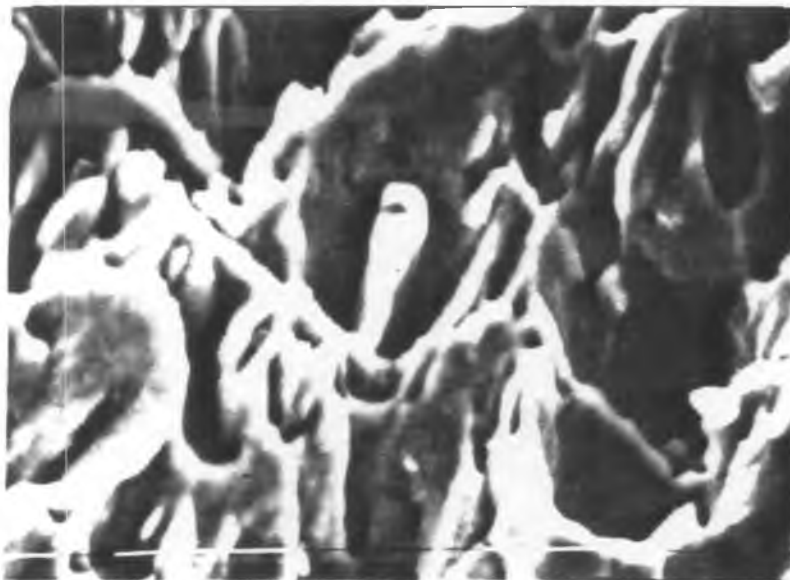


Fig. 3.22.a. Detalle de dimples en una probeta fracturada a  $\epsilon_r=1,13$ ,  $Z_R=68\%$ ,  $T=800\text{ }^\circ\text{C}$ . Nótese la estrechez de los "dimples" en relación con el diámetro de las inclusiones que les dan origen. En el centro de la fotografía se ve una inclusión de SMn partida, (2500×).

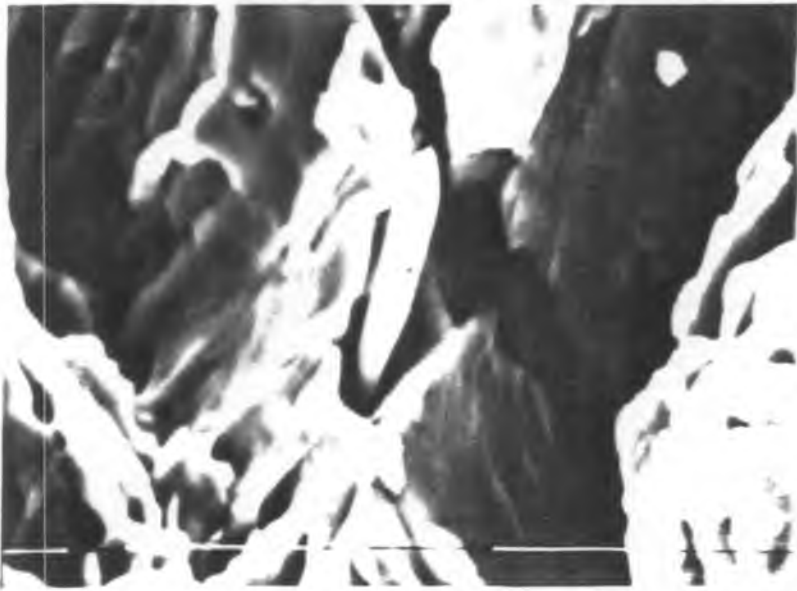


Fig. 3.22.b. La misma probeta, un caso similar al de la fig. 3.22.a pero el extremo aguzado de la inclusión indica que no se encuentra partida, (2500×).



Fig. 3.22.c. La misma probeta, se puede ver la extrema pequeñez de algunos "dimples" formados alrededor de inclusiones SMn también muy pequeñas, (10000×).

Como ya se dijo en la sección 3.3 los aceros SAE 1050 y SAE 1010 contienen pocas inclusiones muy pequeñas. Además, especialmente en el SAE 1010, casi no se detectan inclusiones muy deformadas como eran visibles en el SAE 12L14.

Con el progreso de la deformación, se abren cavidades en torno a las inclusiones. En las figs. 3.23-3.25 se pueden ver ejemplos de esto y de los análisis EDAX correspondientes.

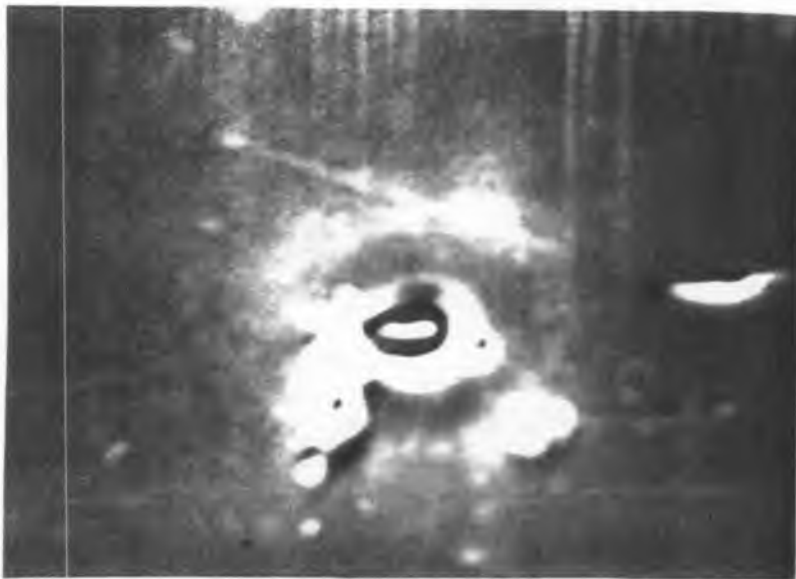


Fig. 3.23.a. Creación de cavidades en torno a una inclusión (Mn,Fe)S en el acero SAE 1050,  $\epsilon=0,63$ ,  $Z=47\%$ , (3200 $\times$ ).

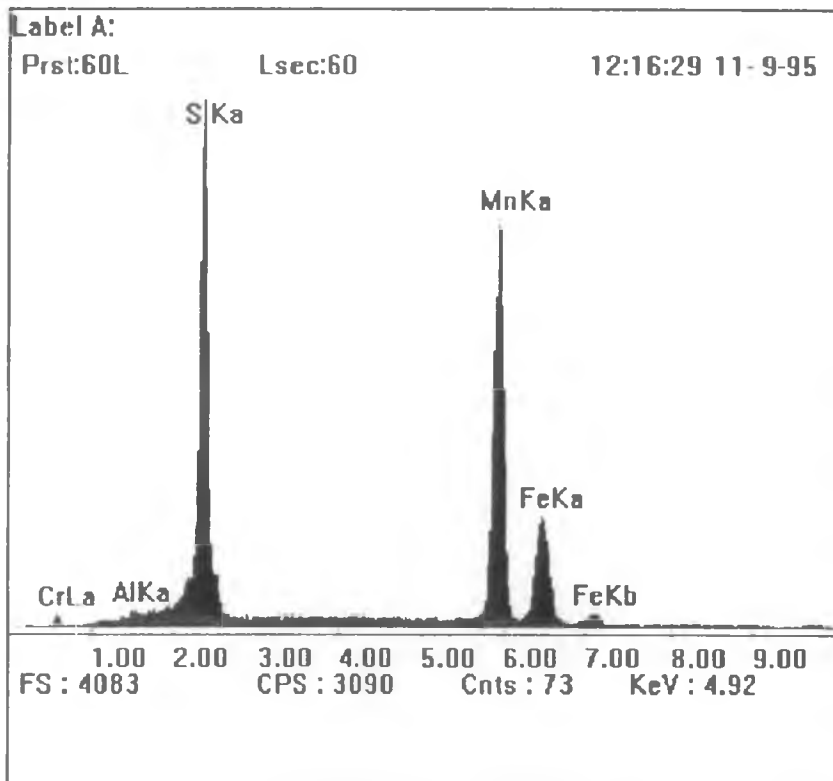


Fig. 3.23.b. Análisis EDAX de la inclusión de la fig. 3.23.a. Se trata de (Mn,Fe)S.

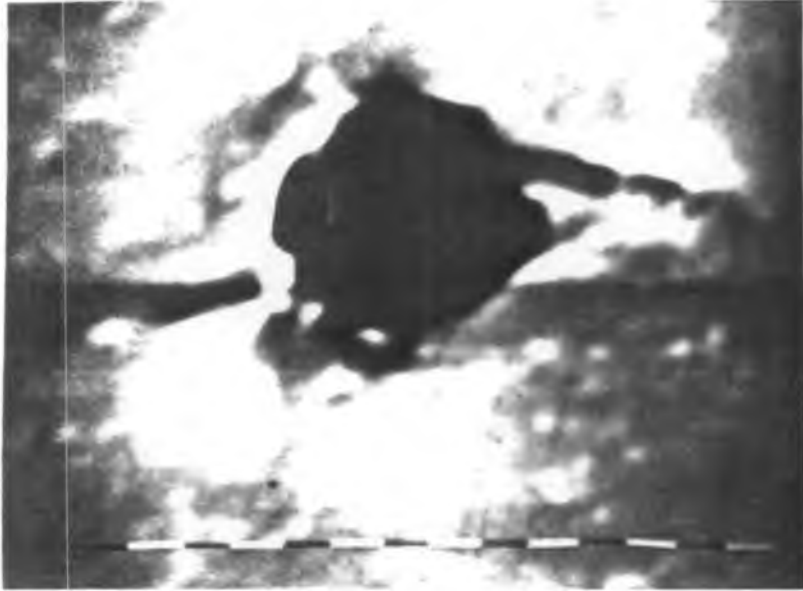


Fig. 3.24.a. Inclusión de eutéctico SMn-OMn-Fe en acero SAE 1050,  $\epsilon=2,58$ ,  $Z=92\%$ ,  $T=800$ . Se observa el comienzo del despegue de la interfase sobre el lado derecho y el nacimiento de fisuras a ambos lados, (3200 $\times$ ).

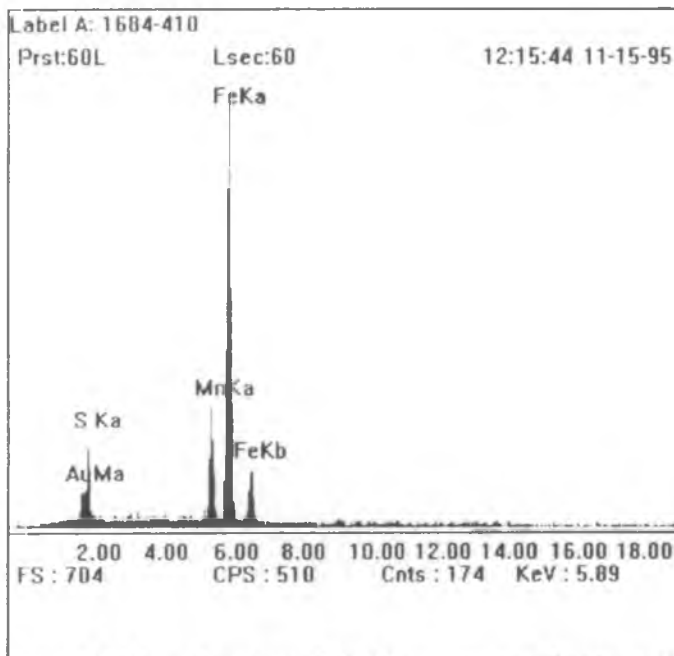


Fig. 3.24.b. Análisis EDAX correspondiente a la inclusión de la fig. 3.24.a. El alto contenido de Fe y el comparativamente bajo contenido de S sugiere que se trata de una inclusión de eutéctico ternario SMn-MnO-Fe. El oro corresponde al metalizado de la muestra.

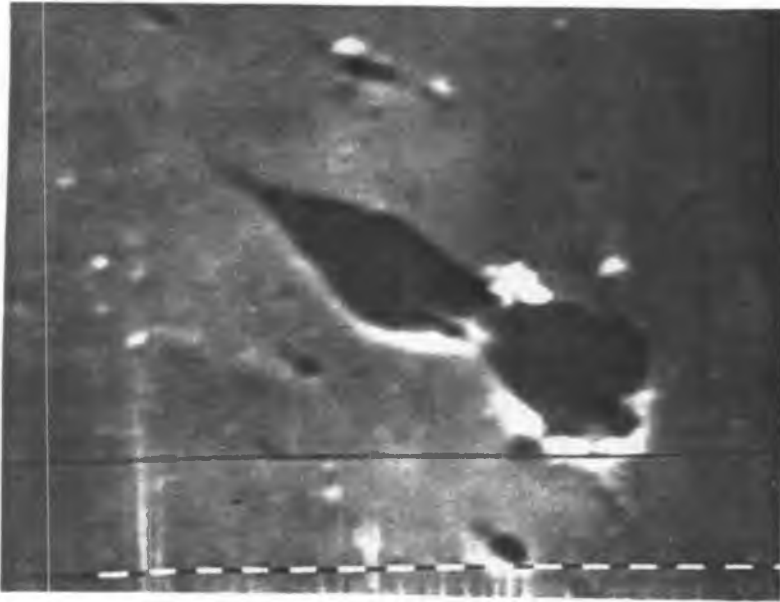


Fig. 3.25.a. Inclusión silicato complejo con gran contenido de S. Se puede ver sobre la izquierda el comienzo del despegue de la interfase y también la presencia de fisuras a ambos lados de la misma.  $\epsilon=2,58$ ,  $Z=92\%$ ,  $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (6400 $\times$ ).

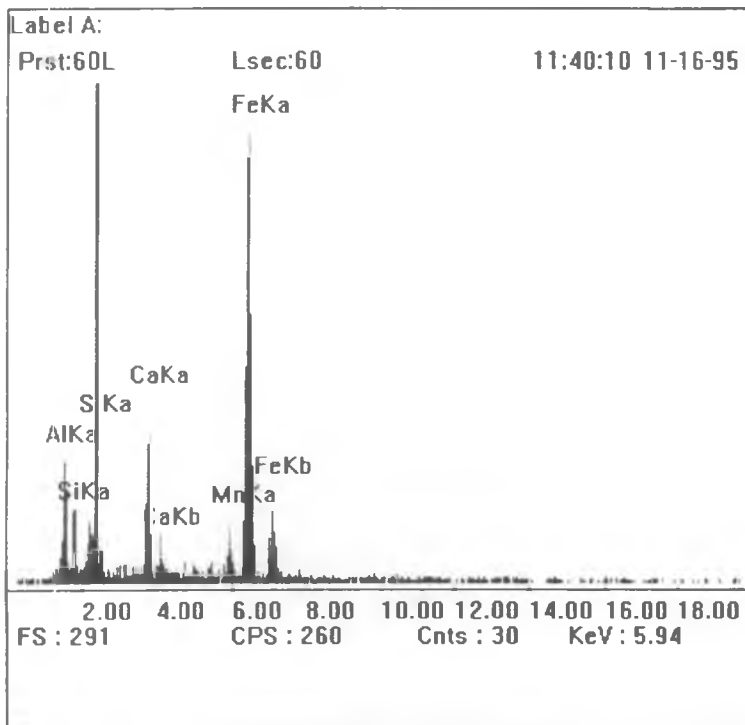


Fig. 3.25.b. Análisis EDAX de la inclusión de la fig. 3.25.a. del que se deduce que se trata de un silicato complejo con presencia de S, combinada probablemente con el Ca.

Tanto para el acero SAE 1050 como para el SAE 1010, se observó que a medida que la ductilidad aumentaba al aumentar la temperatura, se reducía el número de "dimples" en las superficies de fractura y aumentaba el tamaño de los mismos. (figs. 3.26 y 3.27). La explicación de este comportamiento surge del hecho de que el endurecimiento disminuye con el aumento de la temperatura. Esto hace que cuanto mayor sea la temperatura el número de inclusiones en condiciones de nuclear huecos sea menor para una dada deformación ya que el nivel de tensiones será menor. Un incremento de la deformación hará crecer los huecos ya formados y formará nuevos. Un coeficiente de endurecimiento menor (mayor temperatura) tendrá por efecto que para un dado incremento de deformación, los huecos ya formados crezcan en mayor medida y que la cantidad de huecos nuevos que se suman sea menor. El resultado final es el observado, los huecos en el momento de la fractura son menos y más grandes a altas que a bajas temperaturas.

Además, en las figs. 3.26 y 3.27 se puede ver que la cantidad de matriz resistente en el momento de la fractura es mucho menor a altas temperaturas para los aceros SAE 1050 y SAE 1010. Esto se debe simplemente a que cuanto más alta es la temperatura, menor será la tensión correspondiente a una misma deformación (igual sección de matriz resistente), y por lo tanto la sección final que falla por sobrecarga será menor.

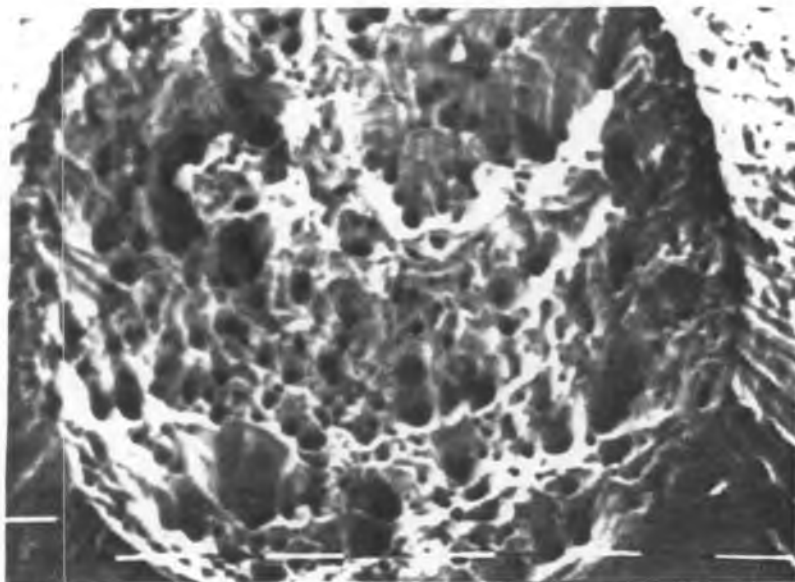


Fig. 3.26.a. Fractura de una probeta de acero SAE 1050 a 850 °C,  $\epsilon_r=2,74$ ,  $Z_R=93\%$ . Se observan muchos "dimples" de diámetro pequeño, (100 $\times$ )

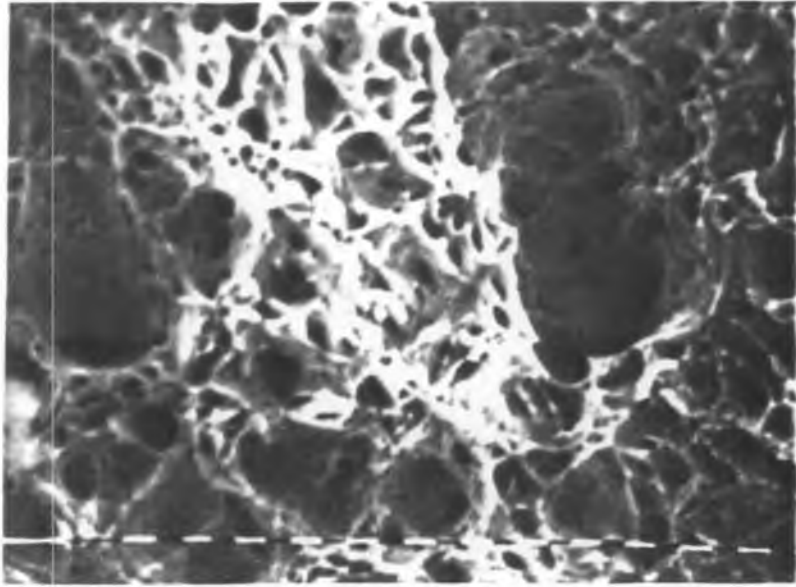


Fig. 3.26.b. La misma probeta de la fig. 3.26.a., (400×)

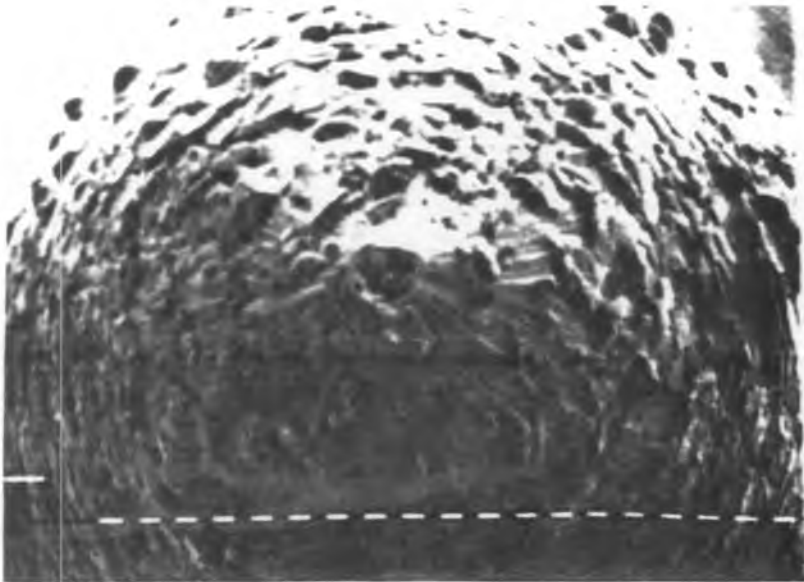


Fig. 3.26.c. Fractura de una probeta de acero SAE 1050 a 1150 °C,  $\epsilon_r=3,99$ ,  $Z_R=98\%$ . Se observan pocos huecos de gran diámetro, (25×).

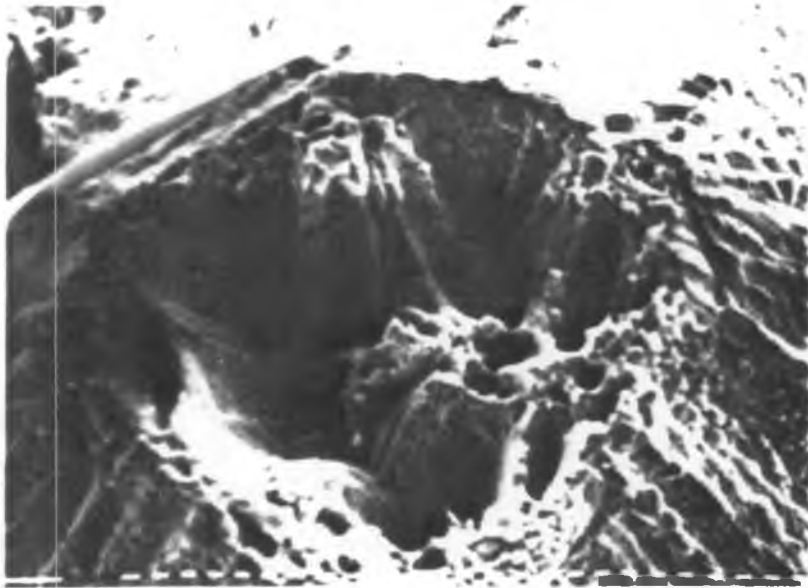


Fig. 3.26.d. La misma probeta de la fig. 3.26.c. Se aprecia que algunos huecos se unen entre sí antes de la fractura, (200×).

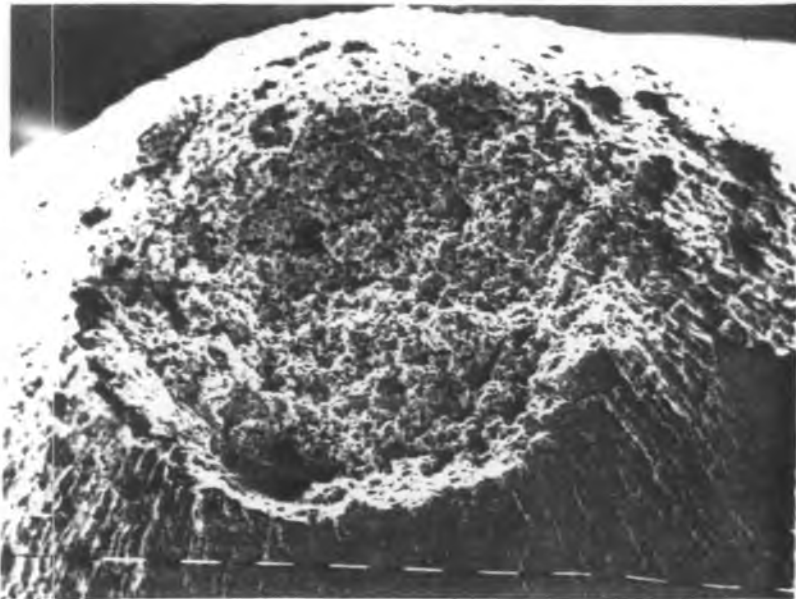


Fig. 3.27.a. Fractura de una probeta de acero SAE 1010 a 700 °C,  $\epsilon_r=1,93$ ,  $Z_R=85\%$ . Se observan muchos huecos muy pequeños, (50×).

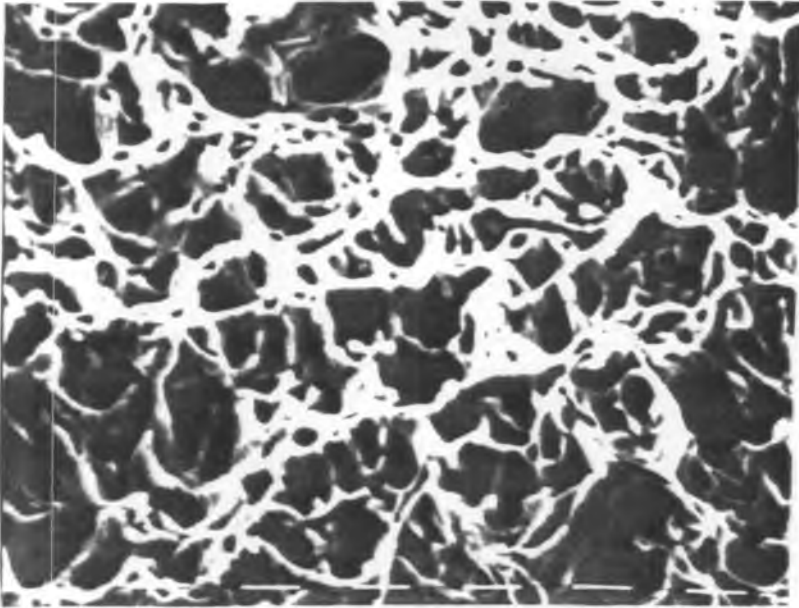


Fig. 3.27.b. La misma probeta de la fig. 3.27.a, (800×).

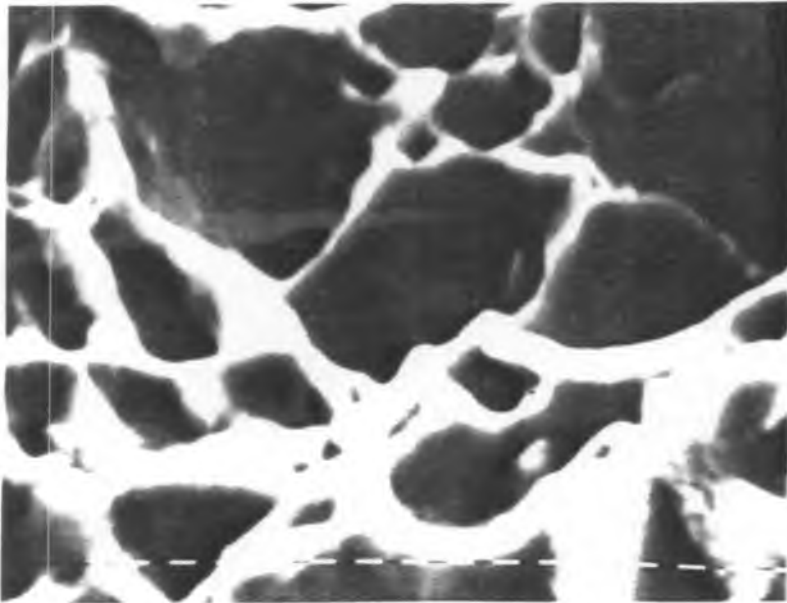


Fig. 3.27.c. La misma probeta de las figs. anteriores. Se pueden apreciar las inclusiones en varios de los "dimples", (3200×).

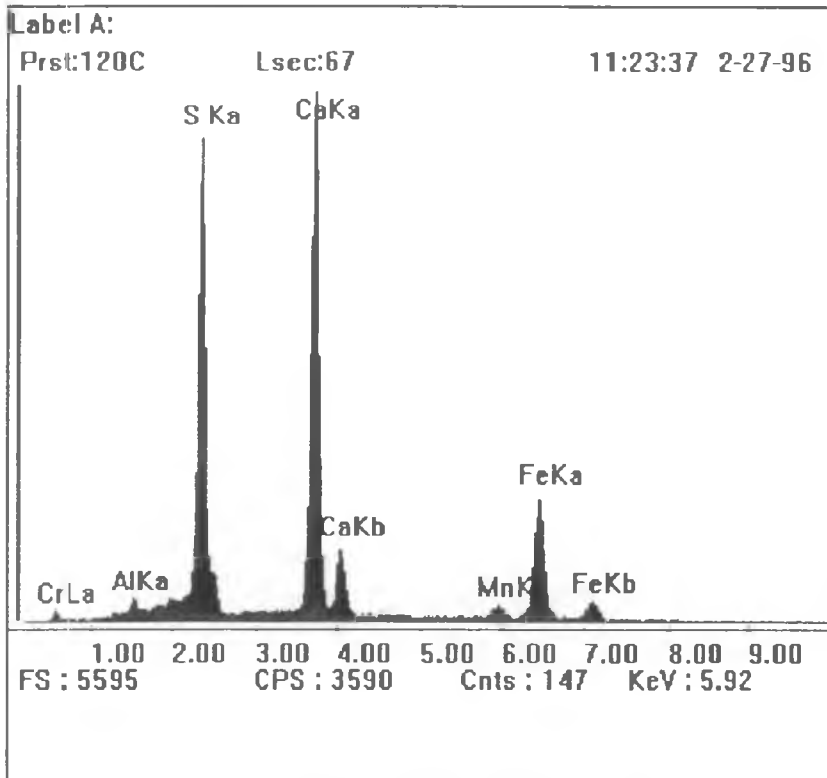


Fig. 3.27.d. Análisis EDAX de la inclusión que se ve en el centro de la fig. 3.27.c. Se trata probablemente de SCa con algo de SMn, OFe y aluminato de calcio.



Fig. 3.27.e. Fractura de una probeta de acero SAE 1010 a 1250 °C,  $\epsilon_r=5,51$ ,  $Z_R=99,6$ , (25x).

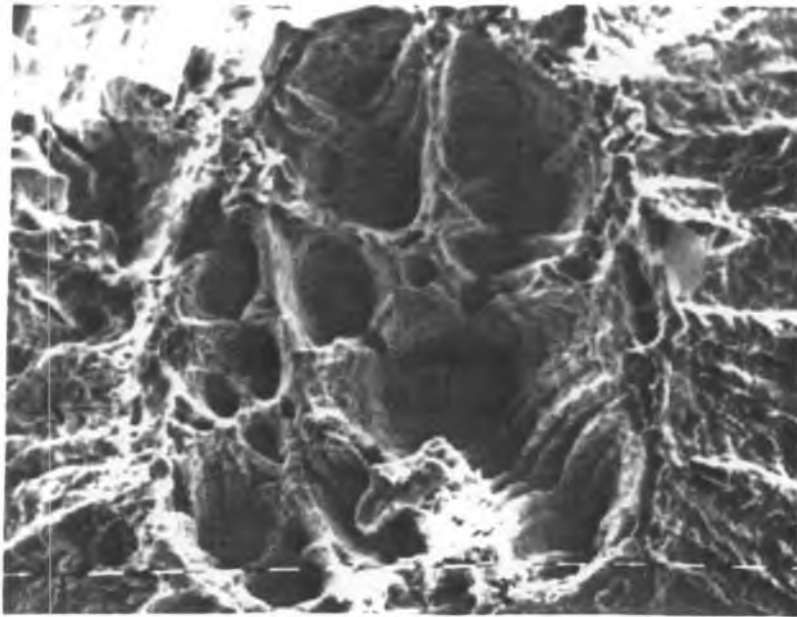


Fig. 3.27.f. La misma probeta de la fig. 3.27.e. Se observan pocos huecos muy grandes, se ve claramente la conexión de algunos huecos antes de producirse la fractura. Resulta imposible ver las inclusiones dada la profundidad de los "dimples", (400 $\times$ ).

La diferencia en el área resistente entre dos temperaturas elevadas de ensayo para el acero SAE 1010, se puede ver si se compara la fig. 3.27.f con la 3.28, tomadas con el mismo aumento. En la probeta fracturada a 1250 °C la conexión de los huecos es mucho más frecuente.

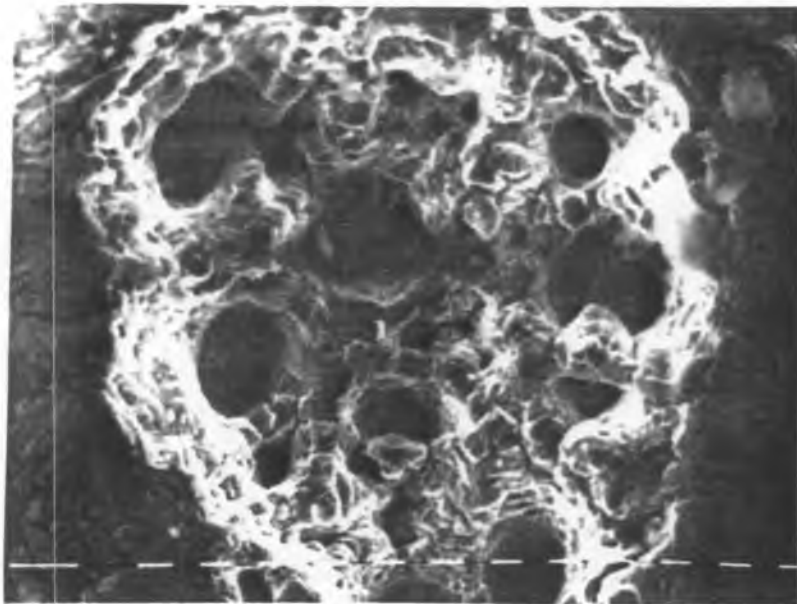


Fig. 3.28. Fractura de una probeta de acero SAE 1010 a 1200 °C,  $\epsilon_r=5,02$ ,  $Z_R=99\%$ , (400 $\times$ ).

### 3.4.2. Falla intrínsecamente plástica

En dos ensayos realizados con probetas de acero SAE 1010 a 1330 y 1340 °C se observó la falla intrínsecamente plástica del material. Esto significa la separación de la probeta en dos partes, sin la creación de una superficie de fractura. La sección transversal de la probeta se reduce a unos pocos bordes afilados como puede verse en la fig. 3.29.

Este comportamiento se debe a la combinación de tres fenómenos:

- a) El bajo endurecimiento por deformación a estas temperaturas hace que las tensiones concentradas en las inclusiones de un tamaño dado no alcancen los niveles necesarios para la formación de los huecos.
- b) Algunas inclusiones se disuelven total o parcialmente, desapareciendo o reduciendo su tamaño, dificultándose la formación de los huecos para un dado nivel de tensiones.
- c) Las inclusiones se hacen más plásticas acompañando la deformación y por lo tanto resulta más difícil la nucleación de huecos en las mismas.

El gran tamaño de los granos a estas temperaturas y la alta deformación en la zona del cuello hace que se pierda la simetría de revolución. La sección resistente poco antes de la falla de la probeta deja de ser circular y se generan de esta forma los bordes que se ven en la fig. 3.29.

La gran deformación acumulada hasta la rotura queda verificada por las bandas de deslizamiento que se pueden observar en la fig. 3.30. Es probable que con una deformación tan grande concentrada en esta zona, a pesar de la velocidad de deformación tan alta (parámetro de Zener -Hollomon  $Z$  muy alto), tenga lugar la recristalización dinámica poco antes de la rotura.

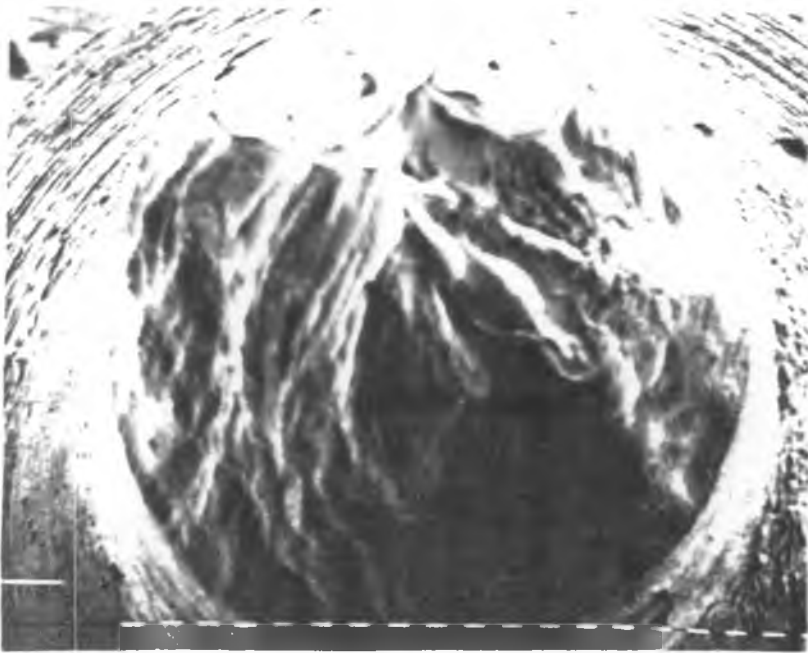


Fig. 3.29. Falla intrínsecamente plástica en una probeta de acero SAE 1010 a 1340 °C,  $Z_R=100\%$ , (25 $\times$ ).



Fig. 3.30.a. La misma probeta de la fig. 3.29 mostrando en detalle el ángulo agudo en que termina el borde de falla, (800 $\times$ ).

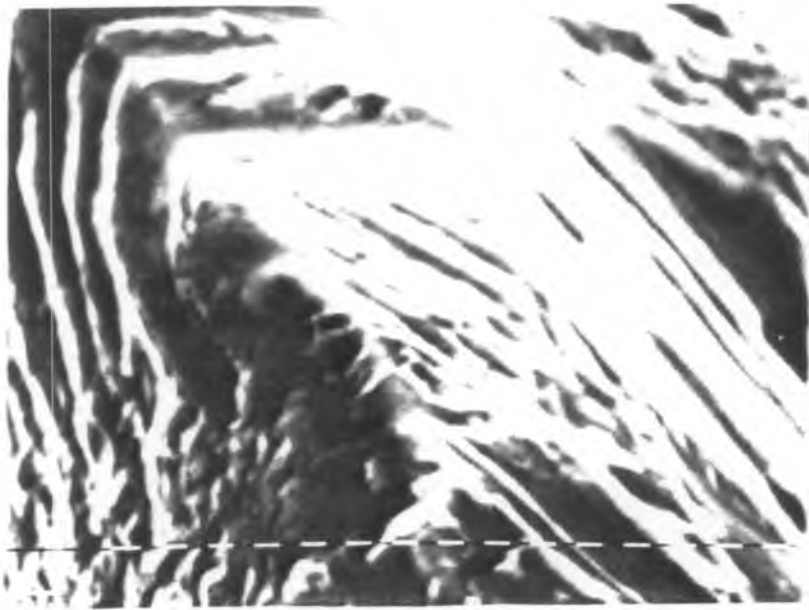


Fig. 3.30.b. Detalle del mismo borde de la fig. 3.30.a mostrando bandas de deslizamiento generadas durante la alta deformación en la zona, (3200×).

### 3.4.3. Fragilización en caliente y quemado

La disminución de la ductilidad que se verificó en los tres aceros ensayados a temperaturas mayores a 1300 °C se debe al fenómeno conocido como **fragilización en caliente**. Consiste en la fusión de fases distribuidas a lo largo de los límites de grano. El resultado es una deformación de rotura muy baja con fractura intergranular.

En probetas del acero SAE 12L14 ensayadas a temperaturas mayores a 1200°C se observó la presencia de fases ricas en S y óxidos en los límites de grano (fig. 3.31). En la fig. 3.32 se puede ver como se inicia la decohesión intergranular como consecuencia del fenómeno de fragilización en caliente. En la misma metalografía se puede advertir la forma que adoptan las fases que alcanzaron su punto de fusión. En estado líquido atrajeron la segregación de elementos disueltos como S y P y luego, al disminuir la temperatura, precipitaron en formas globulares de gran tamaño (mucho mayor que el de las ya grandes inclusiones de SMn presentes en este acero). Este mismo efecto puede verse con mayor detalle en la fig. 3.33 correspondiente a una probeta ensayada a 1300 °C.

La penetración de óxido (**quemado**) se presenta en zonas cercanas a la superficie exterior de la probeta, mientras que hacia el interior se encuentran menores cantidades de óxido acompañando las fases de bajo punto de fusión. Esto se debe a que cuando estas fases se hallan en estado líquido atraen al oxígeno que se combina formando óxidos, (fig. 3.34).



Fig. 3.31. Distribución intergranular de fases de bajo punto de fusión y penetración de óxidos en una probeta de acero SAE 12L14 ensayada a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\epsilon=1,33$ ,  $Z=73\%$ ,  $(400\times)$ .



Fig. 3.32. Comienzo de la fractura intergranular en la misma probeta de la fig. 3.31 como consecuencia de la distribución de las fases de bajo punto de fusión ricas en S y P. Se pueden apreciar grandes huecos que llevarían a la fractura si se continuara deformando.  $T=1200^{\circ}\text{C}$ ,  $Z=73\%$ ,  $\epsilon=1,33$ ,  $(400\times)$ .



Fig. 3.33.a. Quemado superficial y precipitación en forma globular de las fases de bajo punto de fusión al enfriarse con presencia de óxidos (fase oscura),  $T=1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\epsilon=0,82$ ,  $Z=56\%$ , (400 $\times$ ).

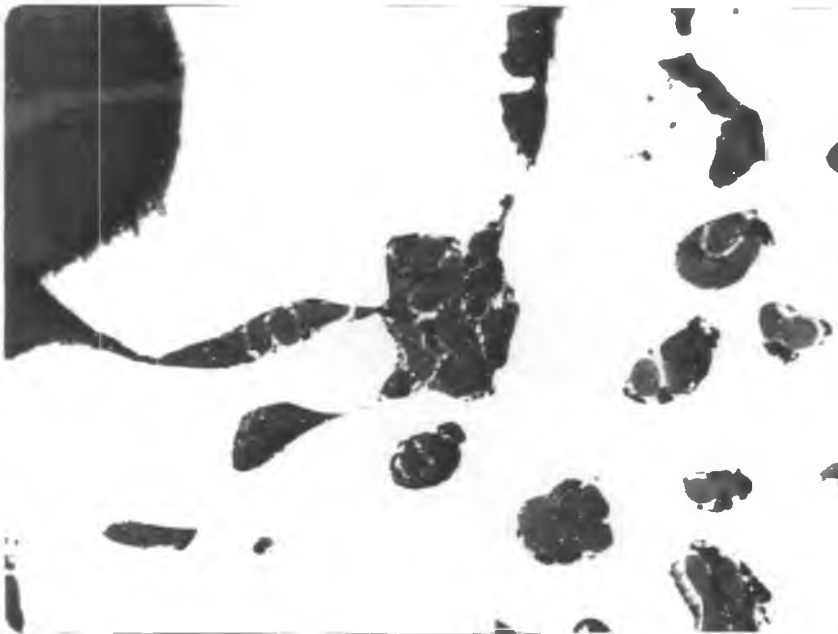


Fig. 3.33.b. La misma probeta de la fig. 3.33.a. Detalle de la forma en que precipitan las fases de bajo punto de fusión mezcladas con óxidos cuando baja la temperatura, (1000 $\times$ ).

En el acero SAE 1010 a 1350 °C también se obtuvo fractura intergranular como consecuencia del proceso descrito para el SAE 12L14. La observación de los granos (fig. 3.35) permite distinguir la presencia de las fases responsables de la fragilización que solidificaron sobre los granos formando una superficie continua de agregados de distinto tamaño pero igual composición, que también puede verse en la fig. 3.35.

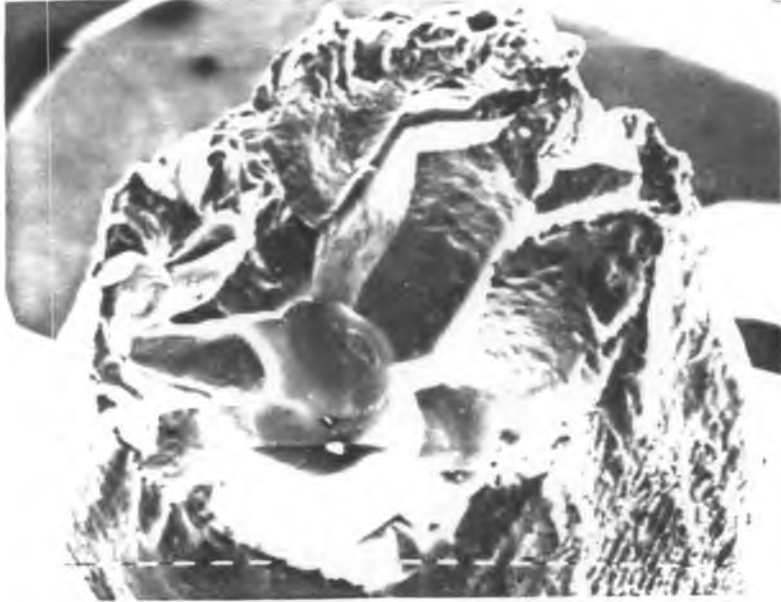


Fig. 3.35.a. Fractura intergranular producida por fragilización en caliente en una probeta de acero SAE 1010 a 1350 °C,  $Z_R=61\%$ ,  $\epsilon_t=0,94$ , (25×).

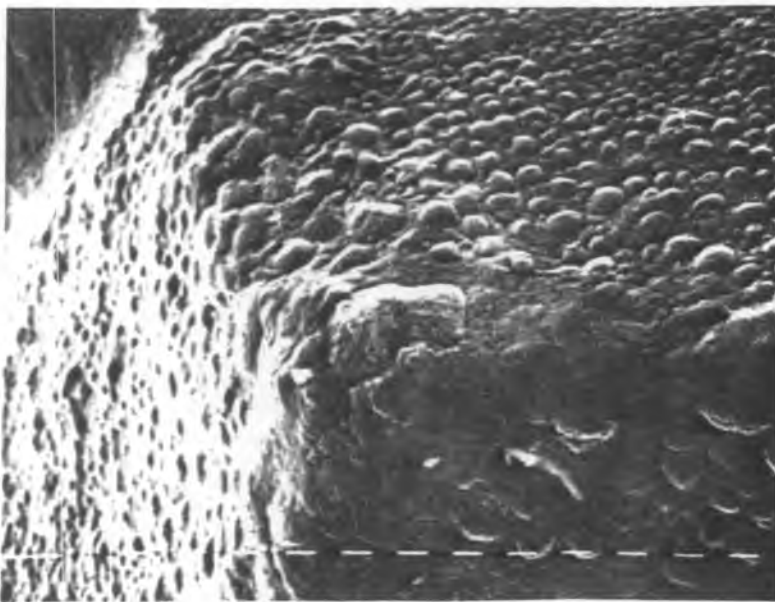


Fig. 3.35.b. Detalle de un punto triple de la misma superficie de fractura de la fig. 3.35.a. Se puede ver la distribución continua de agregados responsables de la fragilización, (400×).

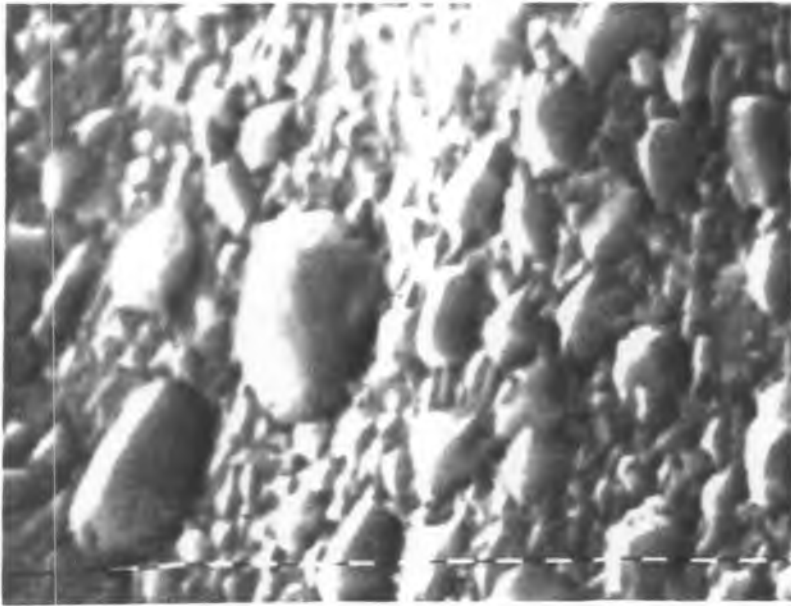


Fig. 3.35.c. La misma probeta de la fig. 3.35.b. Detalle de las fases que produjeron la fractura cuando se encontraban en estado líquido y que se solidificaron sobre la superficie de los granos, (3200×).

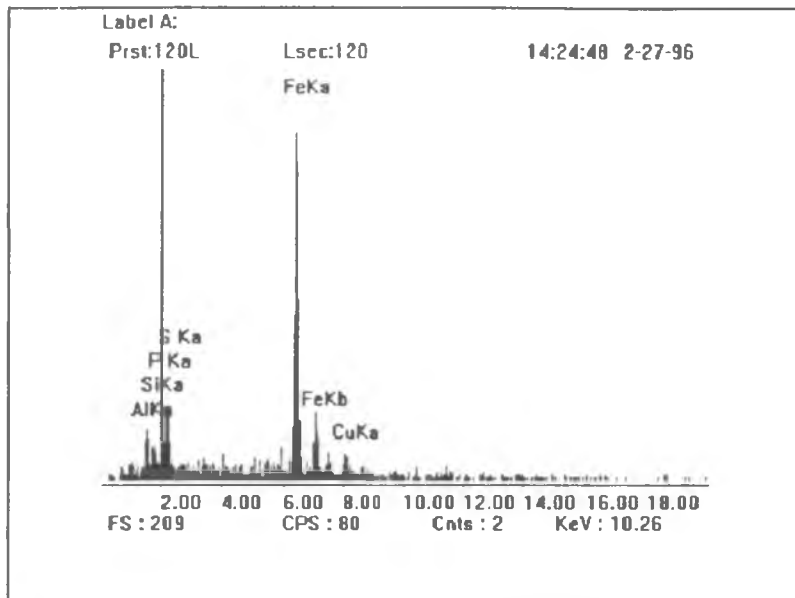


Fig. 3.35.d. Análisis EDAX de los agregados de la fig. 3.35.c. Se nota la presencia importante de S y P probablemente combinados con el Fe. La presencia de Cu y Al se debe a que durante su estado líquido, las fases intergranulares atraen elementos disueltos en el acero.

#### 3.4.4. Deformación adiabática

La imposibilidad de medir la energía de deformación absorbida por el material en su deformación y fractura no permite realizar una corrección de los valores de las temperaturas de ensayo por el calentamiento sufrido suponiendo condiciones adiabáticas.

En la curva de ductilidad del acero SAE 1050 (fig. 3.5) se representa la ductilidad nula correspondiente a una probeta ensayada a 1350 °C que se fundió como consecuencia de la elevación de la temperatura generada durante la deformación. Esto sugiere un incremento de temperatura de por lo menos 50 °C en este caso, si se considera que la temperatura de sólidos del acero SAE 1050 se ubica en unos 1400 °C.

La elevación de temperatura puede facilitar la fragilización en caliente y el quemado ya que ambos fenómenos se ven favorecidos por la disolución y fusión de inclusiones sulfuro, procesos que requieren de altas temperaturas que se pueden alcanzar si la deformación genera el calor necesario y este no llega a disiparse a tiempo.

### 3.4.5. Comparación con resultados de torsión en caliente

En la fig. 3.36 se muestran las curvas de ductilidad obtenidas para un acero SAE 1041 para tres distintas velocidades de deformación.

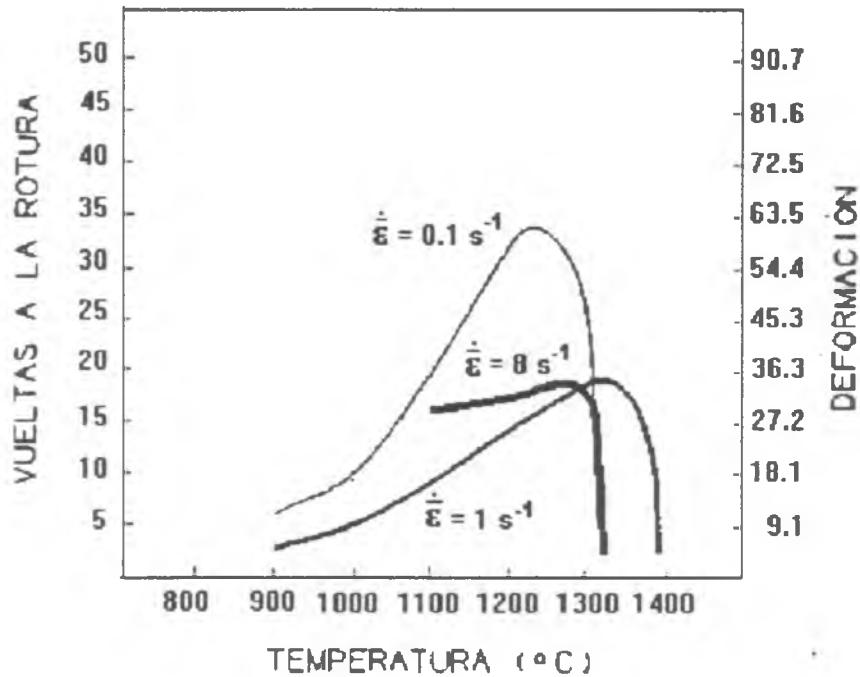


Fig. 3.36. Curvas de ductilidad obtenidas mediante torsión en caliente para tres velocidades de deformación para un acero SAE 1041, ref. 38.

Si se compara esta fig. con las curvas de ductilidad obtenidas con el ensayo TRC de las figs. 3.4-3.6 se puede notar que para todas las temperaturas la deformación de rotura ( $\epsilon_p$ ) es mucho mayor para el ensayo de torsión en caliente.

En el ensayo de torsión en caliente no existe cambio geométrico de la probeta ya que la inestabilidad que se produce poco antes de la fractura está asociada con la formación de una banda donde se concentra la deformación, (ref. 1). En el ensayo de tracción en cambio, la aparición del fenómeno de la estricción localizada genera la concentración de la deformación y la aparición de tensiones radiales que aceleran el proceso de fractura dúctil, como se explicó en la sección 3.4.1.

Las limitaciones geométricas del ensayo de torsión en caliente hacen que sea difícil conseguir velocidades de deformación superiores a  $50 \text{ s}^{-1}$ . Esto sumado a las altas deformaciones alcanzables hace que el modo de fractura típico a temperaturas inferiores a las de fragilización en caliente sea la decohesión intergranular, lo que explica el ajuste de las expresiones de tiempos de rotura desarrolladas para "creep" a los ensayos de torsión en caliente, (ref. 5).

En el ensayo de torsión en caliente los valores del parámetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ) son lo suficientemente bajos como para que tengan lugar los mecanismos dinámicos de restauración. En cambio en el ensayo TRC estos mecanismos no se producen dado el alto valor de  $Z$ , aun para las temperaturas más altas.

Una conclusión que puede extraerse de la fig. 3.36 es que la dependencia de la ductilidad con la temperatura se hace menor cuanto mayor es la velocidad de deformación. Esta tendencia se mantiene cuando se compara con las curvas de ductilidad dadas por el ensayo TRC, lo que sugiere que este efecto es independiente del estado tensional. La explicación para esto podría relacionarse con el hecho de que cuanto mayor sea la velocidad de deformación, menor será el tiempo que tendrá la temperatura para ejercer su influencia a través de los fenómenos térmicamente activados como la fisuración en los límites de grano en el caso de torsión, o la relajación de las tensiones concentradas en las partículas, en el caso de TRC. Al ser menor el tiempo que tiene la temperatura para influir en el proceso de fractura, menor será la diferencia en la ductilidad resultante entre dos temperaturas distintas dadas.

Las diferencias señaladas entre los resultados obtenidos de ambos ensayos demuestran que el ensayo TRC complementa la información de ductilidad dada por el ensayo de torsión en caliente para procesos reales en los que la velocidad de deformación alcanza  $150 \text{ s}^{-1}$  y estados tensionales en los que la tensión hidrostática es elevada.

---

## CAPITULO 4

---

### CONCLUSIONES

#### 4.1. Introducción

El objetivo de este capítulo es exponer las principales ideas que surgen de este trabajo para que sirvan como base para el mejoramiento del ensayo de tracción rápida en caliente (TRC) y/o para su aplicación en desarrollos tecnológicos.

El presente trabajo ha permitido, fundamentalmente, la evaluación del ensayo (TRC) como herramienta de estudio de la ductilidad en caliente de los materiales metálicos a altas velocidades de deformación. Los tres aceros ensayados (SAE 12L14, SAE 1050 y SAE 1010) mostraron algunos comportamientos muy estudiados en la literatura, característicos de la tracción en caliente, y otros, mucho menos observados, relacionados con la alta velocidad de deformación.

En base al estudio de la máquina de TRC y del proceso de fractura de los materiales ensayados, se han extraído tres tipos de conclusiones: las relacionadas con la máquina de TRC (variables mecánicas, sistemas de registro de datos, posibles modificaciones, etc.); las vinculadas con el ensayo de TRC como instrumento de aplicación tecnológica, las que se refieren al comportamiento mostrado por los aceros ensayados y las líneas futuras de investigación. En las secciones que siguen se detallan las conclusiones, de acuerdo a esta clasificación.

#### 4.2. La máquina de TRC

1) Se realizó un estudio de los fundamentos físicos del ensayo que permitió determinar la forma en que las variables mecánicas (masa del péndulo, longitud del brazo, etc.) influyen en la velocidad de cabezal. El diseño de la máquina de TRC permite cierta variación de la velocidad de cabezal (0,5 - 2 m/s). El límite inferior de este rango como la constancia de la velocidad de cabezal fueron confirmados experimentalmente mediante la medición de la

pendiente de la gráfica desplazamiento-tiempo obtenida con el dispositivo de medición de desplazamiento instalado.

2) En la condición actual de la máquina, el registro de fuerza resulta inadecuado para obtener una medida confiable de resistencia. Para salvar esta limitación, sería necesario reemplazar el sistema de medición actual por uno con una constante de tiempo mucho menor (del orden de  $1,5 \times 10^{-4}$  s). El sistema de medición de desplazamiento, en cambio, resulta adecuado y por lo tanto podría utilizarse en combinación con un sistema de medición de fuerza mejorado para construir gráficos tensión-deformación.

3) Mediante la instalación de un marcador similar al utilizado en los ensayos Charpy e Izod se podría obtener una medida de la energía absorbida por el material durante el ensayo. A su vez, los valores de energía obtenidos de esta forma podrían relacionarse con la resistencia a la deformación si se asume una relación matemática entre tensión y deformación.

### 4.3. El ensayo de TRC

4) La necesidad de contar con una zona calibrada con una temperatura uniforme, con la inevitable disipación de calor por los extremos, característica del calentamiento por resistencia eléctrica, hace que la longitud calibrada deba ser pequeña. Por lo tanto, prácticamente no es posible modificarla. Esta característica determina una velocidad de deformación inicial que varía entre 160 y 460  $s^{-1}$  de acuerdo con las posibilidades de variación de la velocidad de cabezal mencionadas en la conclusión 1. Aunque pueda parecer significativa, la extensión de este rango es insuficiente para realizar estudios comparativos de resultados obtenidos a distintas velocidades de deformación, ya que para ésto se requeriría alcanzar variaciones en el orden de magnitud de la velocidad de deformación.

5) La velocidad de deformación se altera durante el ensayo debido a que la velocidad de cabezal se mantiene constante. Hasta el comienzo de la estricción localizada, la velocidad de deformación disminuye debido al alargamiento de la zona calibrada y luego aumenta en la zona del cuello.

6) El ensayo TRC complementa al ensayo de torsión en caliente en la predicción del comportamiento de materiales metálicos durante su deformación en caliente, para velocidades de deformación mayores que 100 1/s y estados tensionales con una alta tensión hidrostática. Tanto el estado tensional triaxial presente en el ensayo TRC después del comienzo de la estricción localizada como la mayor velocidad de deformación alcanzable tienden a acelerar el proceso de fractura. Por lo tanto, los valores de ductilidad determinados a partir del ensayo TRC pueden interpretarse como valores conservativos comparados con los obtenidos del ensayo de torsión en caliente.

7) La aplicación de uno u otro ensayo para determinar la trabajabilidad de un material en un proceso determinado, dependerá de las características del proceso y de sus variables operativas. En la medida que se trate de un proceso donde el estado de tensiones

predominante sea de tracción, con una alta triaxialidad y se realice a una velocidad de deformación de 100 1/s o mayor, el ensayo TRC resultará más adecuado para la predicción de la ductilidad del material, que el ensayo de torsión en caliente.

#### 4.4. Los aceros ensayados

8) Los aceros SAE 1050 y SAE 1010 probaron tener una gran ductilidad en todo el rango de ensayo y sólo se observaron caídas bruscas de esta propiedad a temperaturas mayores a 1300 °C debido a **fragilización en caliente y quemado**. El acero SAE 12L14 presentó una gran dispersión en los valores medidos de la estricción de rotura, pero aun así quedó clara su baja ductilidad en todo el rango estudiado.

9) El mayor contenido inclusionario del acero SAE 12L14 respecto del SAE 1050 y del SAE 1010 permitió estudiar la participación de las inclusiones en el modo de fractura dúctil, que es el más frecuente en materiales metálicos sometidos a tracción en caliente a altas velocidades de deformación. En el acero SAE 12L14 el alto contenido inclusionario hace que la fractura se precipite luego de un crecimiento no muy grande de los huecos en torno a las mismas. En los aceros SAE 1050 y SAE 1010 el número de huecos nucleados depende fuertemente de la temperatura. Sin embargo, el determinante de la variación de la ductilidad con la temperatura en estos aceros no está en el número de huecos, sino más bien en la capacidad de deformarse que tienen las paredes de material que los separan (capacidad que crece con la temperatura).

10) En el acero SAE 1010 entre 1330 y 1340 °C se comprobó la existencia de un modo de fractura en el que las inclusiones no tienen participación, que se denomina **falla intrínsecamente plástica**. El material se deforma hasta el punto de reducirse a bordes afilados, no presentando área final de fractura, lo que impide el cálculo de la deformación real de rotura.

#### 4.5. Líneas futuras

11) El estudio metalográfico podría enriquecerse considerablemente si se lograra templar las probetas. De esta forma se revelarían los límites de grano austenítico, resolviendo las dudas sobre la presencia de recristalización dinámica. Para esto bastaría con instalar un sistema que suministrara un chorro de agua en el momento en que se completa la carrera de tracción, ya sea por rotura de la probeta o por alcanzarse el desplazamiento predeterminado mediante el tope.

12) La utilización de un sistema de registro de fuerza con una constante de tiempo lo suficientemente baja permitiría medir la resistencia a la deformación, que es un dato de considerable importancia para el diseño de procesos de conformado.

13) El estudio de otros materiales, especialmente aceros de alta aleación, sería útil para estudiar la influencia de otras partículas (no inclusiones) como carburos o nitruros en la ductilidad en caliente a altas velocidad de deformación.

14) El relevamiento de los perfiles de estricción para distintas deformaciones, temperaturas y materiales daría un panorama adecuado de la influencia del cambio geométrico en el proceso de fractura.

15) Por último con la introducción de la señal de la termocupla en el registrador UV y el registro de la energía de deformación mediante la incorporación de un marcador de la altura máxima alcanzada por el péndulo después de la fractura (ver conclusión 3), se podría evaluar el calentamiento debido a la **deformación adiabática**.

# Bibliografía

1. G. E. Dieter. "Mechanical Metallurgy". Third Edition, Mc Graw Hill (1986).
2. H. J. McQueen y D. L. Bourell. "Comparative Hot Workability of Metals in Different Crystal Structures". Journal of Metals, 39, 9. (1987).
3. C. M. Sellars y W. J. Mc. Tegart. "Hot Workability". International Metallurgical Reviews, Review 158, Vol. 17. (1972).
4. "Forming and Forging". Metals Handbook, Vol. 14, 9th Edition. American Society for Metals. (1985).
5. A. Gittings, W. J. McG. Tegart. "From creep to hot working - reflections on fracture modes". Metals Forum, 1981, Vol. 4, N° 1 y 2, 57.
6. "Fractography". Metals Handbook, Vol. 12, 9th Edition. American Society for Metals. (1985).
7. A. Gittings. "Fracture in Hot Working of Steel". Metallurgical Forum, 1975, Vol. 20, N° 4, 184.
8. P. J. Wray. "Strain-Rate Dependence of the Tensile Failure of a Polycrystalline Material at Elevated Temperatures". Journal of Applied Physics, 1969, Vol. 40, N° 10.
9. R. Raj. "Development of a Processing Map for Use in Warm-Forming and Hot-Forming Processes". Metallurgical Transactions A, 1981, Vol. 12, N° 6.
10. P. J. Wray. "Tensile Failure of Austenitic Iron at Intermediate Strain Rates". Metallurgical Transactions A, 1975, Vol. 6, N° 7.
11. C. Gandhi, M. F. Ashby. "Fracture-Mechanism Maps for Materials Which Cleave: fcc, bcc y hcp Metals and Ceramics. Acta Metallurgica, 1979, Vol. 27, N° 10.
12. R. A. Ayres. Metallurgical Transactions A, 1977, Vol. 8, N°
13. H. J. McQueen, J. J. Jonas. "Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation". Plastic Deformation of Materials, 1975, Academic Press Inc.
14. C. Gandhi. "On Fracture Initiation Mechanisms and Dynamic Recrystallization during Hot Deformation of Pure Nickel". Metallurgical Transactions A, 1982, Vol. 13, N° 7.

15. G. E. San Martin, S. I. Núñez Pettinari, J. E. Ruzzante, G. F. Merlone. "Prediction of the onset of dynamic recrystallization in different types of steels". *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 26, (1992) p. 405.
16. G. E. San Martin, J. E. Ruzzante. "Characterization of true stress-true strain curves obtained by hot deformation of different types of steels". *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 29, (1993) p. 919.
17. R. Canard. "Machine pour essais de forgeabilité des aciers et résultats d'essais. *Revue Métallurgique*, 1946, XLIII.
18. C. Harnish, L. Myers, S. Tyson. "Determining Forging Ranges by Hot Tensile Impact Testing". *Metal Progress*, May 1965..
19. A. Gittings, L. G. Northway, C. M. Sellars. "A Study of Strength and Ductility using Hot Impact Tension Tests". *Journal of Materials*, 1972, Vol. 7, N° 2.
20. A. M. Hey, J. E. Ruzzante, S. I. Núñez Pettinari et al. "Desarrollo de una Máquina de Tracción Rápida en Caliente (TRC)". CAC (dic. 1992). Informe Técnico CNEA IT-MAT-31/92.
21. Rodrigo A. Herrera Guerrero. "Evaluación de Ductilidad y Evolución Estructural de Acero para Tubos de Uso Petrolero Mediante Ensayos de Torsión en Caliente y Tracción Rápida en Caliente". Tesis del XII CM y TM OEA-CNEA. Director: J. E. Ruzzante, con la colaboración de S. I. Núñez Pettinari y G. E. San Martín. CAC (nov. 1992).
22. S. M. Targ. "Curso Breve de Mecánica Teórica". Ed. Mir, Moscú. (1976).
23. P. M. Dickens, J. L. Sullivan, J. K. Lancaster. "Speed Effects on the Dry and Lubricated Wear of Polymers". *Wear*, Vol. 112, N° 2. (1986).
24. "Mechanical Testing". *Metals Handbook* Vol. 8, 9th. Edition. American Society for Metals. (1985).
25. G. E. Dieter "Metalurgia Mecánica". Ed. Aguilar, Madrid. (1967).
26. "Response of Metals to High Velocity Deformation". Metallurgical Society Conference, Vol. 9. Colorado. (July 1960).
27. J. H. Holbrook, J. C. Swearingen and R. W. Rohde. "Specimen-Test Machine Coupling and its Implications for Plastic Deformation Models". ASTM STP 765. (1982).
28. K. Ogata. "Ingeniería de control moderna". Prentice Hall International, Madrid, 1974.
29. C. H. Chiang. "High Speed Tensile Testing Using High Explosives". *The Journal of The Institute of Metals*, London. (March 1970).

30. "Fundamentals of Deformation Processing". Proceedings of the 9th Sagamore Army Materials Conference. (1962).
31. Hugo Ferguson. "Metal Working Process Simulations Save Production Headaches". Metal Progress. (Sept. 1986).
32. M. G. Cockroft and D. J. Latham. "Ductility and the Workability of Metals". The Journal of The Institute of Metals. (Feb. 1968).
33. E. W. Hart. Acta Metallurgica, vol. 15, 1967, p. 351.
34. P. J. Wray. "Effect of Carbon Content on the Plastic Flow of Plain Carbon Steels at Elevated Temperatures". Metallurgical Transactions A, vol. 13 A. (Jan. 1982).
35. "Evaluación de las características de deformación en caliente de algunos aceros de fabricación nacional". IAS-CNEA. (1989).
36. P. J. Wray. "Tensile Failure Behaviour of Plain Carbon Steels at Elevated Temperatures". Metallurgical Transactions A, vol. 15 A. (Nov. 1984).
37. P. W. Bridgman. Transactions of the ASM, vol. 32, p. 553. (1944).
38. S. I. Núñez Pettinari, G. F. Merlone. "Atlas de trabajabilidad en caliente de aceros". IAS-CNEA. (1994).

---

## APENDICE

---

# COMPORTAMIENTO EN CALIENTE DE LAS INCLUSIONES EN ACEROS

## 1. Constitución de las inclusiones no metálicas en los aceros

### 1.1. Generalidades

Las inclusiones se encuentran en los aceros en una cantidad que se estima varía en el rango  $10^{12} - 10^{13}$  /t de acero, para aceros de bajo carbono elaborado por procesos convencionales.

Las inclusiones se forman en las distintas etapas de la práctica de acería: fusión, desoxidación, operaciones de transferencia del metal líquido, adición de aleantes, solidificación, y aun durante el enfriamiento, (ref.1).

Las inclusiones no metálicas son el producto de la reacción del oxígeno, el azufre y el nitrógeno, con otros elementos presentes en el acero, (ref.1).

Los actuales requerimientos de calidad, particularmente en aplicaciones especiales, han originado la necesidad de adoptar prácticas de acería exigentes en cuanto a **desulfuración** y **desoxidación**. Una gran contribución al mejoramiento del contenido inclusionario ha sido la introducción de los procesos y operaciones de **refinación secundaria**. Estas acciones no están dirigidas solamente a disminuir los contenidos de S y O a niveles muy bajos, sino que fundamentalmente apuntan más bien a la reducción de la fracción en volumen de inclusiones ( $V_v$ ), y a convertirlas en variedades no deformables, menos perjudiciales, tendiendo a producir aceros con la **mínima anisotropía** en sus propiedades, (ref.1).

Las propiedades de impacto, la resistencia al desgarro laminar, la deformabilidad, la prevención de defectos superficiales en productos de colada continua, las propiedades mecánicas en general, la embutibilidad, la fisuración inducida por hidrógeno, etc., serán mejoradas si se emplean para la elaboración del acero, procesos que garanticen menor

contenido de inclusiones no metálicas y un adecuado control de su forma y tamaño, (ref. 1).

Las inclusiones no metálicas del acero pueden clasificarse, de acuerdo al mecanismo de su formación, en **endógenas** y **exógenas**.

## **I) Inclusiones endógenas**

Son las que se forman en una reacción química o secuencia de precipitación a partir de elementos provenientes del mineral o agregados intencionalmente (aleantes). Las reacciones que las forman pueden estar inducidas tanto por los agregados a la mezcla fundida, o simplemente por cambios en las solubilidades durante el enfriamiento y la solidificación. A su vez, las inclusiones endógenas pueden clasificarse en inclusiones **primarias** y **secundarias**.

### **a) Inclusiones primarias**

Se forman en el acero líquido antes de la colada, como consecuencia de reacciones en el baño en las que suelen intervenir los desoxidantes. Pueden formarse como líquidos o como sólidos.

### **b) Inclusiones secundarias**

Precipitan con posterioridad a la colada del acero, es decir durante el enfriamiento y solidificación, y también pueden hacerlo en forma líquida o sólida. En la condición "**as cast**" se encuentran en los espacios interdendríticos.

## **II) Inclusiones exógenas**

Son aquellas partículas que provienen del medio circundante (principalmente refractarios y escorias) y quedan atrapadas en el seno del material fundido.

Las inclusiones exógenas se presentan en modos diversos, pero están generalmente caracterizadas por su gran tamaño, ocurrencia esporádica, constitución y microestructura complejas, y frecuentemente forma irregular. Usualmente son óxidos, resultantes de escorias o refractarios. Sin embargo, las inclusiones exógenas pueden reaccionar con el acero y pueden actuar como núcleos heterogéneos de precipitación para las inclusiones endógenas, (ref. 2).

Las inclusiones también se clasifican de acuerdo con su tamaño:

submicroscópicas, microscópicas o microinclusiones, y macroinclusiones.

#### D) Inclusiones submicroscópicas

Son aquellas con diámetros menores que  $1\ \mu\text{m}$ .

Las inclusiones submicroscópicas pueden actuar como puntos de anclaje de los límites de grano y de subgrano (recristalización) cuando tienden a desplazarse por activación térmica. Por lo tanto, pueden utilizarse como refinadoras de grano, o como retardadoras de la recristalización.

Del balance entre las dos fuerzas impulsivas que se oponen (crecimiento de grano y anclaje de los límites de grano) surge un diámetro "crítico" de las inclusiones o partículas, por encima del cual pierden su capacidad de anclaje. Este valor crítico depende de del tamaño de grano, de la fracción en volumen de las inclusiones, de la temperatura y de un factor dependiente de la geometría de los granos que se denomina factor de heterogeneidad.

Debido al tamaño muy pequeño de los subgranos en el acero trabajado en frío, las partículas que pueden producir un retardo en la recristalización son muy pequeñas. La recristalización secundaria (crecimiento anormal de algunos granos) se observa frecuentemente como consecuencia del crecimiento de las partículas y el desanclaje selectivo de unos pocos granos más gruesos. Este efecto está asociado con uno de los pocos beneficios que pueden derivar de la presencia de inclusiones, esto es, el uso de inclusiones de sulfuro de manganeso (MnS) para controlar el desarrollo de la textura en los aceros de alto silicio para uso eléctrico. El uso de aceros que contienen 0,02% de S y 0,04-0,10% de Mn permite una solubilización sustancial de los sulfuros durante la homogeneización previa a la laminación en caliente. La precipitación de sulfuros ocurre durante los ciclos térmicos posteriores para dar partículas muy finas, éstas anclan los límites de grano impidiendo el progreso de la recristalización primaria. En una etapa final del proceso, cuando el material presenta las características apropiadas, se realiza un recocido a 1100-1200 °C que produce el engrosamiento de los sulfuros, el desanclaje de algunos granos y su crecimiento anormal hasta alcanzar diámetros de hasta 10  $\mu\text{m}$ . Estos granos presentan la textura (orientación cristalina preferencial) buscada.

Normalmente la cantidad de inclusiones submicroscópicas en un acero limpio es de alrededor de  $10^{11}/\text{cm}^3$  (incluyendo nitruros y sulfuros), y sólo  $10^8/\text{cm}^3$  para los óxidos, (ref. 3).

Excepto en el caso mencionado, la influencia de las inclusiones submicroscópicas en las propiedades de los aceros no se han revelado en detalle, debido a las dificultades experimentales. Se ha asumido tácitamente que tales inclusiones submicroscópicas no pueden ser tan perjudiciales como las microscópicas y las macroinclusiones, al menos en lo que se refiere a las propiedades mecánicas, (ref. 3).

## II) Microinclusiones

Son las que tienen diámetros entre 1 y  $100\mu m$ , (ref. 3).

Influyen en las propiedades mecánicas como fatiga, impacto y desgarro. Su fracción en volumen y su deformabilidad en relación con la matriz durante el trabajado juegan un papel importante, en el comportamiento final del acero.

Pueden acelerar la recristalización del acero, ya que en ese caso actúan como puntos de nucleación, y pueden servir como refinadoras de grano cuando la fracción en volumen es alta, como en los aceros de maquinabilidad mejorada.

## III) Macroinclusiones

Son aquellas con diámetros mayores a  $100\mu m$ , (ref. 3).

Algunas veces presentan la composición química de los productos de desoxidación. Sin embargo, las inclusiones grandes encontradas en lingotes fundidos provenientes de mezclas limpias, frecuentemente tienen composiciones distintas de los productos de desoxidación, lo que sugiere un origen diferente, (ref. 3).

Las macroinclusiones ocupan una fracción pequeña del volumen, normalmente menos que 1/100 del volumen que ocupan las inclusiones de todos los tamaños, (ref. 3).

Sin embargo, se ha encontrado que las macroinclusiones son perjudiciales para las propiedades superficiales e internas de los productos terminados. Una proporción considerable de los rechazos de chapas, piezas forjadas y tubos por ensayos continuos de ultrasonido, se originan en macroinclusiones presentes en los lingotes que dan origen a estos productos, (ref.3).

Debido al mecanismo de su formación, las inclusiones no metálicas, rara vez son fases en equilibrio. Consecuentemente la composición química de una inclusión es apenas una guía de su constitución en términos del ensamblaje de fases de las que está compuesta, que a su vez define su microestructura, (ref. 2). Por ejemplo, un silicato complejo puede ser (frecuentemente así ocurre), vítreo o no cristalino en el acero fundido (condición "as cast"), pero en un lingote o pieza fundida grande pudo haber tenido tiempo para cristalizar en varias fases distintas. Una cristalización similar del silicato vítreo puede ocurrir cuando se calienta el lingote antes del trabajado en caliente. Además, la composición, y por ende la constitución de una inclusión, puede alterarse durante el calentamiento o el enfriamiento lento, por reacción con el acero, (ref. 2). Esto puede ocurrir tanto en sulfuros como en óxidos, y en algunos casos la reacción es lo suficientemente importante como para cambiar la composición de silicato a alúmina.

Debe tenerse en cuenta entonces, que la microestructura de una inclusión puede ser variable, y que tanto la microestructura como la constitución afectan las propiedades del acero.

## 1.2. Sulfuros

Los sulfuros en el acero generalmente comprenden una o más de las fases FeS, MnS, CaS. Puede haber otros elementos en solución sólida en el sulfuro. Los sulfuros más frecuentes en el acero son:

### 1.2.1. Sulfuro de hierro - FeS

El **sulfuro de hierro, FeS**, se da en aceros deficientes en manganeso. Funde a 1190 °C, y forma un eutéctico con el hierro gama a 988 °C. La alta solubilidad del azufre en el hierro fundido pero su baja solubilidad en el hierro sólido causa la precipitación de FeS como un eutéctico durante la solidificación, cuyo punto de fusión se reduce a 940 °C en presencia de oxígeno. El FeS tiende a formarse en los bordes de grano y da origen al efecto conocido como **fragilidad en caliente**. De hecho, para los cantidades usuales de óxidos presentes en aceros para rodamientos que contienen azufre, se observa claramente el **eutéctico binario FeO-FeS**, (ref. 2). El FeS es amarillo latón en una muestra recién pulida, pero luego adquiere un tinte marrón con la exposición al aire, (ref. 4). Es anisotrópico de estructura hexagonal. Tiene un amplio rango de homogeneidad y se lo puede definir mejor como  $Fe_{(1-x)}S$  donde x puede tomar valores de hasta 0,18, (ref. 2). Por lo tanto, la red contiene vacancias metálicas y no es sorprendente que se haya encontrado una solubilidad sólida considerable con Cr, Ti y V. El MnS tiene una solubilidad limitada en el FeS pero en cambio el FeS presenta una gran solubilidad en el MnS. El hecho de que haya una brusca disminución de la solubilidad del FeS en el MnS con la disminución de la temperatura da como resultado la precipitación de láminas de FeS con estructura Widmanstätten en el MnS. Se han observado ejemplos de este efecto en hierro fundido y aceros.

En general, se requiere una relación Mn:S de alrededor de 4 para reemplazar el FeS por el MnS de punto de fusión mayor, con la consecuente eliminación de la fragilidad en caliente. Sin embargo, en el sistema Fe-Mn-S, para evitar la formación de FeS, la composición del acero debe encontrarse hacia el lado rico en Mn respecto de la máxima temperatura en el canal eutéctico del diagrama ternario. Esta temperatura máxima está en un pico cuya proyección se ubica a un determinado ángulo con la línea que une Fe con MnS, así que la relación Mn:S para prevenir la formación de FeS es relativamente mayor a bajos contenidos de azufre, que a altos contenidos del mismo, (ref. 2).

La penetración del FeS en los bordes de grano es mucho mayor que la del MnS, y parece ser máxima para la relación Mn:S  $\approx 1,5$ , para la cual se puede formar el FeS, (ref. 2).

### 1.2.2. Sulfuro de manganeso - MnS

El sulfuro de manganeso es la forma normal de sulfuro en muchos aceros; dependiendo de la relación Mn:S del acero y de la velocidad de enfriamiento, puede contener una cantidad variable y frecuentemente grande de FeS en la condición "as cast". Luego, durante el recalentamiento, la difusión podrá producir MnS virtualmente libre de Fe. El color del MnS bajo la luz reflejada es gris claro, generalmente citado en la bibliografía como "gris paloma". La forma del MnS en el acero de colada es muy dependiente del grado de desoxidación de la mezcla fundida.

La cantidad de oxígeno en solución en el acero líquido puede causar un cambio en la solubilidad del sulfuro, lo que a su vez tiene un marcado efecto en la distribución del MnS después de la solidificación.

En general, a medida que el grado de desoxidación se incrementa, la morfología de las inclusiones cambia del tipo I (globular) al tipo II (filamentoso) y finalmente al tipo III (facetado). Para formar el tipo III además de un alto grado de desoxidación, se requieren otros elementos. En particular el carbono, parece ser muy efectivo en promover la formación del tipo III, y esta forma del MnS es muy común en hierro de fundición y en aceros de alto C y alto Cr, (ref 2).

Existen por lo menos tres distintas morfologías posibles, que pueden apreciarse en las figs. 1 y 2, y cuyas características se detallan a continuación:

#### i) MnS tipo I

Cuando el contenido de oxígeno de un acero es mayor que 0,01% el MnS se presenta como inclusiones globulares.

Ocurren por precipitación en el acero fundido en una reacción monotéctica.

Las inclusiones se forman con la reyección de líquido rico en azufre y oxígeno y, aún después de solidificada la matriz del acero, ellas están todavía líquidas y se ubican en las regiones interdendríticas. Debido a su formación en un líquido rico en oxígeno, el MnS tipo I está asociado frecuentemente con óxidos. En cambio, hay menos evidencia de que el MnS contenga oxígeno en solución sólida. Generalmente se admite que el oxígeno se encuentra como MnO en un eutéctico ternario con Fe y MnS, (ref. 2).



Fig. 1.1.a. Sulfuro de manganeso tipo I (750×). Ref. 2.



Fig. 1.1.b. Sulfuro de manganeso tipo II (750×). Ref. 2.



Fig. 1.1.c. Sulfuro de manganeso tipo III (750×). Ref. 2.

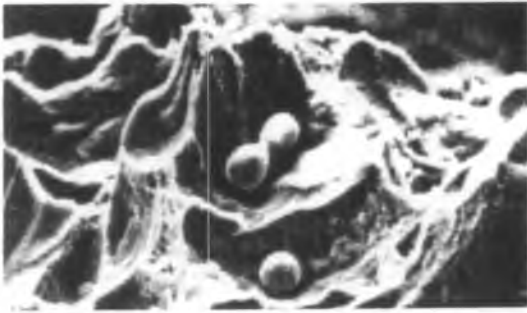


Fig. 1.2.a. MnS tipo I (superf. de fractura 1100×). Ref. 2.



Fig. 1.2.b. MnS tipo I (ataque profundo 1100×). Ref. 2.



Fig. 1.2.c. MnS tipo II (superf. de fractura 1100×). Ref. 2.



Fig. 1.2.d. MnS tipo II (ataque profundo 1100×). Ref. 2.

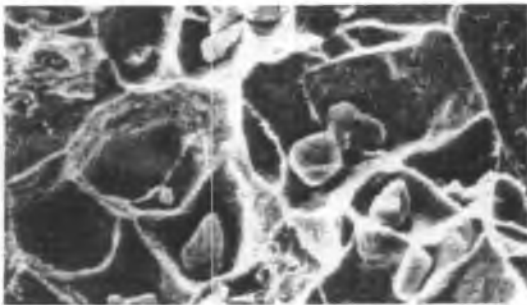


Fig. 1.2.e. MnS tipo III (superf. de fractura 1100×). Ref. 2.

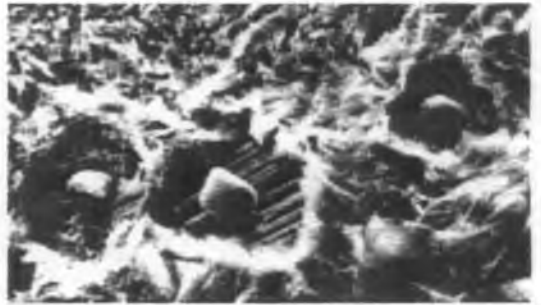


Fig. 1.2.f. MnS tipo III (ataque profundo 1100×). Ref. 2.

Las inclusiones de MnS del tipo I se presentan en tamaños muy distintos en una misma zona del acero. Esto refleja su formación en un amplio rango de temperatura durante la

solidificación del acero.

Se encuentran generalmente en aceros efervescentes y semicalmados, que por naturaleza tienen altos contenidos de oxígeno.

Las inclusiones más grandes son las primeras en formarse y tienen un contenido de oxígeno mayor que las más pequeñas que se forman en la etapa final durante la solidificación y que usualmente están constituidas sólo por MnS, (ref. 5).

## **ii) MnS tipo II**

Tradicionalmente se las ha explicado como formaciones eutécticas, sin embargo en la actualidad se las considera consecuencia de una reacción monotéctica cooperativa en la cual el MnS precipita como líquido, debido a la disminución de su punto de fusión con la existencia de Fe y otros elementos en solución. Sin embargo la morfología, que tiene la forma de un haz de bastones paralelos o en abanico ubicados interdendríticamente, tiene un gran parecido con un eutéctico, y este es el caso cuando el punto de fusión del acero se reduce como consecuencia del agregado de aleantes, (ref. 2).

Esta red interdendrítica de colonias de MnS que se intersectan explican el gran efecto de disminución de la tenacidad que produce la presencia de inclusiones del tipo II en las piezas fundidas de acero, (ref. 5).

Se encuentran en aceros calmados, desoxidados cuidadosamente con aluminio y que contienen menos de 100 ppm de oxígeno.

El incremento de la velocidad de enfriamiento favorece la formación del tipo II aun cuando el tipo de equilibrio es el I o el III.

## **iii) MnS tipo III**

Aunque en los aceros calmados el MnS se precipita generalmente como tipo II, la existencia de altas concentraciones de carbono, aluminio, silicio, y fósforo promueve la formación del tipo III.

Tiene una forma angular, que según se ha demostrado es octaédrica, en coincidencia con su estructura fcc. También precipita interdendríticamente como sólido en la mezcla fundida residual. Existe cierta incerteza en cuanto a su mecanismo de formación. Algunos investigadores creen que se trata de un eutéctico dividido, producido por la disminución del punto de solidificación del acero consecuencia de los elementos aleantes. Otros sin embargo, consideran que el eutéctico, en el diagrama pseudobinario Fe-MnS, se mueve, como consecuencia de la adición de aleantes, más cerca del vértice del Fe con lo que el MnS tipo III se forma como un constituyente sólido proeutéctico.

### 1.2.3. Sulfuro de calcio - CaS

Se reconocen cuatro objetivos para el agregado de Ca al acero, ellos son: desoxidación, desulfuración, control de forma de las inclusiones y aumento de la fluidez del metal líquido.

El sulfuro de calcio es una fase mucho más estable que el MnS y, por lo tanto, se forma con preferencia al MnS cuando se utilizan desoxidantes basados en calcio. Debido a que el CaS es menos estable que el CaO, sería más conveniente desoxidar con aluminio antes del agregado de calcio. Debido a que el Ca tiene una solubilidad muy baja en el acero y una alta presión de vapor (1,6 bar a 1600 °C), se hace difícil lograr un tiempo prolongado de residencia dentro del baño. Por este motivo, se han introducido una serie de compuestos para el tratamiento con Ca que aseguran mayores tiempos de contacto, entre los cuales se destacan SiCa, CaC<sub>2</sub>, CaF<sub>2</sub>, escoria sintética pulverizada, SiCaBa, SiCaMn, SiAl, CaMnAl, CaBaSiAl, CaBaSi, SiCaAl y SiCaV, (ref. 1).

Mediante el tratamiento con Ca se logra transformar los sulfuros tipo II en el tipo III y en oxisulfuros, paralelamente las inclusiones óxido resultan también modificadas convirtiéndose la alúmina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) en aluminatos líquidos.

Cuando se agrega calcio al acero, el CaS estable se puede dar como partículas idiomórficas (su forma exterior corresponde a su simetría cristalográfica) aisladas. Sin embargo, es relativamente infrecuente la formación de CaS puro en el acero, y generalmente el CaS contiene manganeso o magnesio en solución sólida. La manera más común en que se presenta el CaS es una fase periférica alrededor de inclusiones que comprenden una o más formas de aluminato de calcio, (ref.2).

El CaS tiene un punto de fusión muy alto (alrededor de los 2500 °C)

Su color es similar al del MnS (gris claro). En la fig. 3 puede verse una fotografía de una inclusión formada por CaS y 12 CaO · 7 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

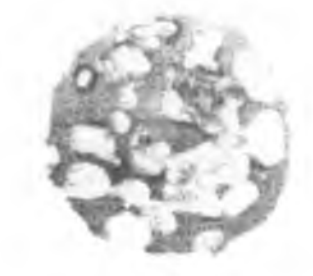


Fig. 1.3.a. CaS dúplex con 12CaO·7Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (óptica 1000×). Ref. 2.

#### 1.2.4. Sulfuro de cromo - $\text{Cr}_x\text{S}_y$

El sulfuro de cromo  $\text{Cr}_x\text{S}_y$  normalmente se encuentra casi exclusivamente en los aceros inoxidables en los que el nivel de cromo es alto y la relación manganeso/azufre es menor que 3. Se ha encontrado también en forma de lámina en las aleaciones de base cromo con una nitruración intensa, a lo largo de la interfase entre el nitruro y el metal, (ref. 4).

Tiene un color crema o tostado claro.

Se suele encontrar como plateletas o precipitados en forma de láminas en MnS, aunque también puede darse como una fase separada, (ref. 4).

#### 1.2.5. Sulfuro de circonio - ZrS

El circonio se agrega en algunos aceros para controlar la forma de los sulfuros. Como la solubilidad del circonio en el MnS es pequeña, su efecto indirecto consiste en una remoción del oxígeno que de otro modo se encontraría en solución en el MnS, cambiando entonces los sulfuros del tipo II al tipo III, (ref. 4).

El ZrS tiene un color amarillento.

El circonio forma un sulfuro más estable que el manganeso y entonces tiende a desplazar el manganeso del MnS para formar inclusiones del tipo  $(\text{Mn Zr})\text{S}$  que son mucho menos plásticas que las de MnS y por lo tanto no se deforman en filamentos indeseables. Existen evidencias que con grandes adiciones de circonio, se puede formar una fase de ZrS con estructura hexagonal. Sin embargo, se ha demostrado que con una adición demasiado grande de circonio, se forman fases indeseables desde el punto de vista de las propiedades mecánicas, como ZrC y  $\text{Zr}_4\text{C}_2\text{S}_2$ .

#### 1.2.6. Sulfuro de titanio - TiS

El efecto del sulfuro de Ti sobre el MnS es indirecto, probablemente a través de una reducción del contenido de oxígeno de la fase MnS.

El titanio puede formar cierto número de sulfuros, que tienen estructuras hexagonales; varios son de la forma  $\text{Ti}_{(1\pm x)}\text{S}$  con vacancias metálicas o de azufre. En esto se parece al Zr, pero se disuelve menos que éste en el MnS. Debido a su mayor afinidad por el nitrógeno que por el azufre, debe agregarse suficiente Ti para que se combine con el N y que quede suficiente para modificar los sulfuros, (ref. 2).

Generalmente adopta forma de bastón o de lámina. Su color es rosado, (ref. 5).

Se puede formar sulfuro de titanio, pero lo más probable es que se forme un carbo sulfuro del tipo fase Y, esto es  $(\text{FeMnTi})_2(\text{CS})$ . Esta fase exhibe muy poca plasticidad cuando se presenta en aceros inoxidable estabilizados con titanio, pero puede causar fragilización si se forma en los límites de grano, como ocurre con el carbo sulfuro de circonio, (ref. 2).

Los carbosulfuros suelen presentarse bajo la forma de cristales ramificados más o menos equiaxiales de color "beige", (ref. 4).

### 1.2.7. Sulfuros de tierras raras - $\text{R}_x\text{S}_y$

Dentro de las tierras raras los lantánidos como el cerio, el lantano, el praseodimio y el neodimio tienen gran afinidad por el oxígeno, carbono, nitrógeno, hidrógeno y especialmente azufre, siendo el sulfuro de cerio aún más estable que el sulfuro de calcio. Todos los sulfuros y oxisulfuros de lantánidos tienen puntos de fusión más altos que  $1800^\circ\text{C}$  y son ideales para modificar el sulfuro de manganeso de manera de hacerlo un tipo de inclusión no deformable, aún a las más altas temperaturas de trabajado en caliente, (ref. 2).

Las inclusiones de tierras raras más frecuentes son el RS (color amarillo dorado, sólo presente cuando hay un alto contenido de tierras raras y generalmente acompañado de óxidos de tierras raras del tipo  $\text{R}_2\text{O}_3$ ), y  $\text{R}_2\text{S}_3$  (color tostado claro), y el  $\text{R}_2\text{O}_2\text{S}$  (gris claro). Son generalmente globulares y sufren una deformación muy pequeña o nula durante la laminación y el forjado, (ref. 4).

Frecuentemente, el sulfuro se encuentra formando una envoltura en torno al oxisulfuro indicando que este último debió haberse formado primero actuando como un núcleo para la formación del sulfuro. Esta fase sulfuro se encuentra a veces asociada con el MnS y otras veces con aluminatos de tierras raras, cuando estos están presentes.

La existencia de tierras raras disueltas en el MnS cambia el color de este de gris claro a un gris rosado y su forma se hace globular deformándose menos en la laminación o en el forjado, (ref. 4).

Se debe tener cuidado en el agregado de tierras raras, debido a su reactividad y recuperación variable, unidas a su tendencia a la segregación, pueden arruinar cualquier beneficio proveniente de la modificación de sulfuros. El agregado de las tierras raras debe hacerse después de desoxidar el acero, (ref. 2).

La evidencia experimental indica que la relación óptima para la modificación de los sulfuros, entre el contenido de tierras raras y el de azufre, es de 2. Con una relación mayor que 2 se forman carburos contraproducentes y/o compuestos intermetálicos de bajo punto de fusión, como segregaciones interdendríticas que persisten durante el trabajado en caliente, (ref. 2).

Debido a su afinidad no tan grande con el nitrógeno, los agregados de tierras raras pueden utilizarse para la modificación de sulfuros en aceros que deben sus propiedades a la precipitación de nitruros de vanadio, casos en los que no pueden utilizarse ni el circonio ni el titanio.

### 1.3. Oxidos

Los óxidos en los aceros se dan en cuatro formas principales, estas son: **óxidos metálicos** simples, **silicatos** de muy distintas formas, **espinelas** y una variedad de **aluminatos de calcio**.

#### 1.3.1. Oxidos metálicos

##### i) Óxido de hierro-manganeso - (FeMn)O (ref. 2)

El óxido de hierro o de manganeso que predomina en el acero es el (FeMn)O, que se da en aceros efervescentes. El FeO (wüstita) y el MnO (manganosita) forma una serie continua de soluciones sólidas (solubilidad sólida total).

El FeO se presenta como partículas esféricas, que a su vez pueden ser grandes si se trata de una aleación de Fe con un contenido de oxígeno mayor al 0,16 %, o una red de glóbulos entre las dendritas de hierro, en aleaciones con un contenido menor de oxígeno.

Frecuentemente, las partículas de wüstita contienen a su vez, partículas de hierro, probablemente debido a la reyección de hierro del FeO líquido durante el enfriamiento. A aproximadamente 560 °C el FeO debería descomponerse en FeO y Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> en una reacción eutectoide, pero esto rara vez se observa en inclusiones.

El MnO se da como una fase translúcida idiomórfica o dendrítica, que precipita directamente del metal líquido debido a su alto punto de fusión de 1850 °C, pero más frecuente es la aparición de glóbulos monofásicos de (FeMn)O. Sin embargo ocasionalmente, se observan inclusiones de dos fases en las cuales una fase rica en MnO está rodeada por una fase periférica de FeO. Estas son inclusiones que no están en equilibrio, en las cuales la fase sólida de MnO, que se formó mientras el metal estaba aún fundido, actuó como núcleo para la subsecuente precipitación de una fase más rica en FeO durante la solidificación. Finalmente, las condiciones de enfriamiento fueron tales que la difusión necesaria para formar la solución sólida indicada por el diagrama de equilibrio no pudo darse en la magnitud requerida.

##### ii) Sílice - SiO<sub>2</sub> (ref. 2)

La sílice puede presentarse en tres formas: **cuarzo**, **tridimita** y **crystalita**. El cuarzo se observa muy raramente excepto en inclusiones exógenas de origen arenoso o refractario, pero la tridimita se ha observado en forma de cristales laminares en inclusiones exógenas y también en ciertos productos desoxidados con altos niveles de silicio.

Se ha demostrado que estas fases no son cristalinas sino que son fases líquidas con alto contenido de silicio.

La solubilidad de la sílice en muchos de los otros óxidos comunes en las inclusiones no metálicas en el acero es muy limitada y entonces se da frecuentemente una fase vítrea con un alto contenido de silicio, asociada con una gran variedad de otras fases, formando inclusiones complejas.

### iii) Alúmina - $\text{Al}_2\text{O}_3$ (ref. 2)

La alúmina suele presentarse en los aceros en la forma cristalina llamada **corundum** ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Puede presentarse con varias morfologías, pero debido a su alto punto de fusión ( $2050^\circ\text{C}$ ) siempre se forman al cristalizar tempranamente. Generalmente, cuando se forman por desoxidación se observan como conglomerados ("clusters"), que comprenden una sola partícula y pueden darse como:

I) Una forma dendrítica con una gran estructura ramificada, que usualmente se forma a altos grados de sobresaturación.

II) Un "cluster" globular que se da con baja sobresaturación, en el cual las partículas individuales están sinterizadas entre sí, aunque algunos autores creen que se forman por la simple colisión entre partículas aisladas en el acero fundido. También se ha demostrado que este tipo de agregados de alúmina proviene de depósitos que bloquean la tobera.

Las inclusiones aisladas de alúmina son menos comunes que los clusters pero pueden encontrarse en las estructuras de colada posiblemente originadas en la fractura mecánica de los clusters. En el acero trabajado en caliente se pueden observar filamentos de alúmina provenientes de los "clusters".

Se ha observado que la existencia de partículas muy masivas de alúmina se debe a la erosión de material refractario. La alúmina es un constituyente habitual de las inclusiones exógenas multifases.

Además, como la alúmina se encuentra en estado sólido a las temperaturas de producción del acero, puede actuar como núcleo para los productos de desoxidación.

Finalmente se pueden formar anillos de alúmina por la reacción entre aluminio disuelto en el acero y  $(\text{FeMn})\text{O}$  o silicatos, preexistentes y menos estables. Estos anillos son típicos de los aceros semicalmados tratados con aluminio.

La forma  $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$  no se ha encontrado en los aceros, pero sí la forma  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  que tiene muchas similitudes con las espinelas, que serán consideradas más adelante y también con los calcio aluminatos más ricos en alúmina ( $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

### iv) Otros óxidos (ref. 2)

Las inclusiones formadas por desoxidación con cromo son complejas. En los aceros al cromo, el óxido principal es la **cromita espinela**,  $\text{FeCr}_2\text{O}_3$ , pero incrementando el contenido de cromo se obtiene una estructura de espinela distorsionada. Con más de 9% de cromo, se observa  $\text{Cr}_3\text{O}_4$  y también el no estequiométrico  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

Las investigaciones de los óxidos de titanio revelaron que se pueden dar cuatro óxidos de titanio en las mezclas fundidas de Fe-O desoxidadas con Ti; estos son:  $\text{TiO}$ ,  $\alpha\text{-Ti}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{O}_5$ , y  $\text{TiO}_2$  (**rutilo**). Además se observaron **ilmenita** ( $\text{FeO}\cdot\text{TiO}_2$ ) y una espinela. De las mencionadas, se han observado tres formas de óxidos de titanio en los aceros, especialmente en acero inoxidable estabilizado con titanio o aceros al carbono-manganeso tratados con titanio. El  $\text{TiO}_2$  se da como una fase esférica, relativamente no deformable. El  $\text{TiO}_3$  se presenta como pequeños "clusters" con muchas maclas y exhibe pleocroísmo (absorción dependiente de la dirección) claramente identificable. El  $\text{Ti}_3\text{O}_5$  es muy similar al  $\text{Ti}_2\text{O}_3$  pero muestra el maclado característico bajo luz polarizada.

### 1.3.2. Espinelas - $\text{MO}\cdot\text{M}_2\text{O}_3$ (ref. 2)

Las espinelas son fases comunes entre las inclusiones no metálicas en el acero. Existe cierto número de fases espinela específicas, aunque todas las espinelas presentan solubilidad sólida total entre sí. Las espinelas específicas que suelen encontrarse son: **hercinita** ( $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ), **galaxita** ( $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ), **cromita** ( $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), **cromo galaxita** ( $\text{MnO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), y **espinela** ( $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

Las espinelas  $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  y  $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  pueden presentarse como productos de desoxidación formando pequeñas placas o "clusters" de partículas muy similares a las de alúmina en su forma general.

La galaxita se observa frecuentemente en los productos de desoxidación formados por desoxidación incompleta con aluminio de un acero previamente calmado con silicio y frecuentemente forma dendritas en un silicato globular en el acero de fundición. A diferencia de otras inclusiones no metálicas que se dan dentro de una matriz plástica de silicato, la presencia de la galaxita en un silicato tiende a disminuir su plasticidad durante el trabajado en caliente, ya que actúa como soporte mecánico.

La hercinita se observa con frecuencia junto con el  $\text{FeO}$  durante la desoxidación con aluminio de la mezcla fundida Fe-O, pero no es una fase común en los aceros debido a la presencia de manganeso que invariablemente lleva a la formación de galaxita.

En aceros al cromo e inoxidables, se observa muy seguido la espinela cromita, tanto como estructura idiomórfica aislada, como en grupos de esos cristales o redes ramificadas. Los cristales ramificados son simplemente la etapa temprana de formación directa en la mezcla fundida, luego el llenado de la estructura ramificada lleva a la formación de partículas octaédricas de cromita. También se observa la precipitación de dendritas de cromita de los silicatos precipitados a muy altas temperaturas.

Las inclusiones de espinelas ( $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ), usualmente provienen de partículas de escoria que han reaccionado con el aluminio del acero. Consecuentemente están invariablemente asociadas con los aluminatos de calcio. El MgO presente en la escoria forma  $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ , que puede estar presente como partículas angulares o como dendritas dentro de inclusiones de aluminato de calcio. Ocasionalmente, se observan partículas de espinelas en grupos o aisladas. Virtualmente no hay solubilidad entre  $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  y los aluminatos de calcio.

### 1.3.3 Silicatos (ref. 2)

Existe una variedad tan grande de silicatos que no es posible referirse a todos ellos en este trabajo, por lo que se tratarán algunos de los tipos más comunes.

#### i) Silicatos de hierro-manganeso

Los silicatos de hierro y manganeso suelen formarse en las reacciones de desoxidación y pueden estar conformados por glóbulos o dendritas de  $(\text{FeMn})\text{O}$  en una matriz de silicato vítrea o cristalina. Dependiendo de la composición química del silicato, pueden observarse eutécticos entre  $(\text{FeMn})\text{O}$  y la serie de soluciones sólidas de **olivino** ( $2(\text{FeMn})\text{O}\cdot\text{SiO}_2$ ), o pueden formarse láminas primarias de **fayalita** ( $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ ), o **tefroita** ( $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ ). Rara vez se encuentra el monosilicato llamado **rodonita** ( $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ ), pero no se ha observado su contraparte inestable, la **grünerita** ( $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ ).

Dependiendo de la velocidad de enfriamiento, el tipo de inclusión que no contiene la fase  $(\text{FeMn})\text{O}$ , puede ser tanto cristalina como vítrea. El recalentado previo al trabajado en caliente puede producir la cristalización de su forma vítrea.

#### ii) Silicatos de aluminio

Se encuentran muy raramente en el acero debido a la presencia de hierro y manganeso. La única fase posible es la **mulita** ( $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ ) y suele aparecer en forma de agujas en una matriz de silicato vítrea en ciertos productos de desoxidación, pero más frecuentemente cuando se produjo la reacción entre silicatos de hierro manganeso y aluminio disuelto en el acero, o en inclusiones exógenas resultantes de la erosión de material refractario.

#### iii) Silicatos de calcio y magnesio

Pueden formarse muchos silicatos de calcio, pero además de los constituyentes observados en las inclusiones de escoria, se observan raramente en los aceros.

Hay dos silicatos de magnesio: la **enstatita** ( $\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$ ), y la **forsterita** ( $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$ ). Ambos pueden encontrarse en productos complejos de erosión consecuencia del **ataque de la escoria** ("slag attack").

#### iv) Silicatos complejos

Muchos de los silicatos que se presentan en los aceros son complejos, comprendiendo los óxidos  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaO}$  y  $\text{MgO}$  en distintas combinaciones. Estos silicatos pueden ser vitreos o contener distintas fases cristalinas, dependiendo de su composición, modo de formación y aproximación al equilibrio.

Además, las inclusiones pueden contener partículas de una fase sólida preexistente sobre la que se nuclearon, o fases provenientes de materiales refractarios. No es probable que estas partículas incorporadas mecánicamente estén en equilibrio con el cuerpo principal de la inclusión.

La aparición de los silicatos complejos en los aceros puede deberse a distintas causas como:

- la desoxidación mediante aleaciones desoxidantes complejas;
- la desoxidación secuencial o simultánea mediante aleaciones desoxidantes de un solo elemento;
- la erosión de refractarios con o sin la asistencia del ataque de la escoria;
- atrapado de adiciones propias de la fabricación del acero, como flujos de moldeo, compuestos exotérmicos de cabeza alimentadora, etc;
- oxidación atmosférica de las corrientes de metal líquido.

Finalmente, conviene señalar que la identificación de una fase específica en un silicato complejo, simplemente en base a los resultados de la microsonda electrónica, requiere de gran cuidado debido a las frecuentes solubilidades sólidas totales mutuas y la gran dispersión de la composición en relación a la estequiométrica.

#### 1.3.4. Aluminatos de calcio (ref. 2)

Los aluminatos de calcio son inclusiones comunes en muchos aceros básicos de fusión por arco eléctrico, y pueden producirse por distintos mecanismos:

- reacción entre inclusiones de escoria básicas y el aluminio disuelto en el acero;
- desoxidación con sílico-calcio.
- el uso de los desoxidantes complejos basados en calcio y aluminio conteniendo bario;
- modificación de las inclusiones de alúmina con los desoxidantes basados en calcio y aluminio conteniendo bario.

Los objetivos de la desoxidación con calcio son: reemplazar los conglomerados y filamentos de alúmina por aluminatos de calcio, más diseminados y por lo tanto menos perjudiciales y, como se señaló anteriormente, modificar las inclusiones sulfuro.

El calcio, cuando se agrega como sílico-calcio conteniendo aluminio, o aleaciones de calcio, aluminio y manganeso, es difícil de controlar, particularmente en aceros al carbono y de baja aleación. Esto se debe a la baja solubilidad del calcio en el acero líquido, su alta presión de vapor (1,6 bar a 1600 °C) y el hecho de que muchas aleaciones de calcio tienen una baja densidad y entonces flotan en la cuchara y reaccionan con el aire. De esta forma, el calcio se pierde por vaporización y reacción antes de disolverse y actuar como desoxidante.

El calcio como desoxidante de aceros inoxidables es más predecible, aparentemente debido a que tanto el níquel como el aluminio y el silicio aumentan la solubilidad del calcio en el acero.

Parece aconsejable predesoxidar la mezcla fundida antes del agregado de calcio. El uso de bario y silicio en las aleaciones desoxidantes ha demostrado que puede bajar la actividad del calcio y su presión de vapor, con lo que se puede lograr un mejor control de su adición.

Aparentemente el agregado de aluminio y calcio juntos, produce la formación de láminas de aluminato de calcio alrededor del desoxidante en disolución y, como estas tienen un punto de fusión relativamente bajo, la lámina de aluminato de calcio colapsa y permite que tanto el calcio como el aluminio difundan al interior del acero. Por el contrario, si el calcio y el aluminio se agregan separadamente, se forman láminas sólidas de  $\text{CaO}$  y  $\text{Al}_2\text{O}_3$  alrededor de las zonas ricas en calcio y aluminio respectivamente que retardan la difusión de los desoxidantes.

Para obtener un mejor aprovechamiento del calcio, el desoxidante basado en éste puede agregarse después de una desoxidación inicial con aluminio. El calcio puede modificar después las inclusiones de alúmina, reemplazando los agregados de ésta por aluminatos de calcio. El tipo de aluminato formado depende de la concentración de Ca, además se pueden presentar apartamientos importantes respecto de la estequiometría como se ve en la fig. 1.4.

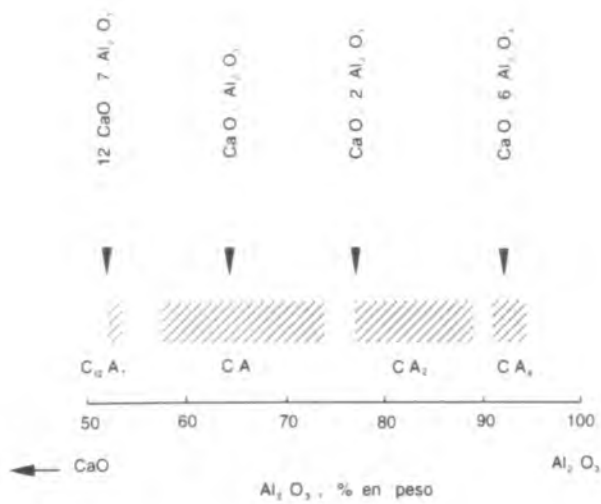


Fig. 1.4. Rangos de composición de los aluminatos de calcio observados en los aceros. Notación abreviada: C=CaO y A= $Al_2O_3$ . Ref. 2.

#### 1.4. Otras inclusiones (ref. 2)

Hay un grupo de inclusiones, que junto con las de sulfuro de manganeso, son de gran importancia en los aceros de maquinabilidad mejorada, estas son las producidas por el agregado de plomo, selenio y telurio.

##### 1.4.1. Plomo

El plomo, aunque presente cierta solubilidad en el acero líquido, puede considerarse virtualmente insoluble en el acero sólido.

En la condición "as cast", se encuentra como partículas separadas que aparentemente se forman en el seno del líquido que solidifica en último término en las regiones interdendríticas, pero no necesariamente en contacto con las inclusiones de MnS.

En la condición posterior al trabajado en caliente, se observa una asociación muy estrecha entre el plomo y el MnS, encontrándose colas de plomo al final de cada inclusión de sulfuro.

Cuando se agrega telurio, la fase PbTe puede reemplazar al plomo.

Se ha notado también, que puede existir una asociación entre el plomo e inclusiones de silicatos complejos.

### 1.4.2. Selenio

El selenio es químicamente similar al azufre, y existe solubilidad sólida total entre MnS y seleniuro de manganeso (MnSe). Por lo tanto, las inclusiones en un acero de bajo contenido de azufre tratado con selenio, están constituidas por MnSe, pero a medida que el contenido de azufre se incrementa, lo estarán en mayor proporción por Mn(SeS). El MnSe es mucho más blando que el MnS.

### 1.4.3. Telurio

El agregado de telurio a un acero con plomo de alto contenido de azufre puede producir una compleja serie de fases que pueden coexistir en asociación mutua.

Además del MnS, que tiene una pequeña solubilidad sólida de Te, pueden encontrarse las fases: teluriuro de plomo (PbTe), teluriuro de manganeso (MnTe) y teluriuro de hierro (FeTe).

El PbTe tiene un amplio rango de composiciones en torno de la estequiométrica que se extiende probablemente del 20 % hasta más del 50 % de Te. Hay también solubilidad sólida total entre PbTe y PbS a temperaturas por encima de 800 °C, pero una solubilidad muy restringida por debajo de los 400 °C, por lo que en los aceros calentados para su posterior trabajado se puede esperar algo de azufre disuelto en el PbTe.

El PbTe se funde a 922 °C y forma un eutéctico con el hierro a alrededor de los 870 °C. Consecuentemente, existen ciertos constituyentes de bajo punto de fusión que podrían generar problemas en el trabajado en caliente, particularmente el punto de fusión mínimo en el sistema PbS-PbTe está alrededor de los 875 °C.

El MnTe puede apartarse de la estequiometría hacia el lado rico en manganeso, y puede disolver pequeñas cantidades de azufre y cromo. Se presenta usualmente como colas de las partículas de MnS en una manera muy similar a la que lo hace el plomo.

El FeTe presenta cierto apartamiento de la estequiometría hacia el lado rico en hierro, y no hay evidencias de la solubilidad del manganeso ni del azufre. Kiessling (ref. 6) ha sugerido que no debería esperarse una gran solubilidad mutua entre los sulfuros y seleniuros y los

teluriuros.

## 2. Modificaciones en la morfología de inclusiones por calentamiento y su influencia en el trabajado en caliente

### 2.1. Introducción

El calentamiento del acero a altas temperaturas puede producir la solubilización y finalmente la fusión de algunos tipos de inclusiones. En esta sección se tratará en especial el caso de los sulfuros de manganeso.

Dos consecuencias importantes de estos fenómenos, con diversas interpretaciones, se conocen como **sobrecalentamiento** y **quemado**.

### 2.2. Sobrecalentamiento

Para aceros de baja aleación, los sulfuros de manganeso comienzan a disolverse en la austenita a aproximadamente 1150 °C. Su solubilidad se incrementa con la temperatura y en los aceros de alta resistencia, que contienen entre 0,25 y 0,6 % de Mn, la solubilidad del azufre en la austenita a 1400 °C es aproximadamente de 0,005 %.

De manera que cuando los aceros modernos de alta resistencia se recalientan previamente a su trabajado en caliente, una gran proporción del contenido total de azufre puede estar en solución sólida en la austenita. En el enfriamiento subsiguiente, se produce la reprecipitación de finas partículas de  $\alpha$ -SMn en los bordes de grano austenítico.

Si se fractura el acero sobrecalentado después de haber sufrido un tratamiento de templado y revenido, se observan grandes facetas en la superficie de fractura. El tamaño de las facetas se corresponde con el de los granos austeníticos a la temperatura de trabajado en caliente, y la examinación de estas facetas con gran aumento revela la existencia de pequeños "dimples" (0,5 a 1,0  $\mu m$  de diámetro) característicos de la fractura dúctil.

La magnitud de este proceso de fragilización de los bordes de grano está controlada por la cantidad de sulfuro de manganeso que se precipita en ellos. En la medida que la temperatura de recalentamiento exceda los 1150 °C, la solubilidad de los sulfuros de manganeso se incrementa.

Si se temple el acero desde estas temperaturas, es posible suprimir la precipitación de los sulfuros y por lo tanto evitar el debilitamiento de los antiguos límites de grano austeníticos.

Una característica interesante es que el sobrecalentamiento adquiere mayor importancia cuanto menor es el contenido de azufre que tiene el acero, que por otra parte es la tendencia moderna gracias a métodos de producción como **refusión por arco bajo vacío (VAC)** o **refusión por electroescoria (ESR)**. Hay varias razones para esto, (refs. 5,10).

En primer lugar, contrariamente a lo que podría pensarse, el sobrecalentamiento es un modo de fractura que produce una reducción muy pequeña en la tenacidad en los ensayos de impacto o de fractomecánica, (refs. 5,11). Las inclusiones grandes de sulfuro de manganeso presentes en los aceros con altos contenidos de azufre, en cambio, afectan mucho más la tenacidad, ya que la fractura transgranular consecuencia de estas inclusiones grandes, es un proceso de energía relativamente baja. Consecuentemente, para alcanzar un modo de falla intergranular de energía tan baja se requeriría una precipitación muy grande de sulfuros de manganeso, para lo cual sería necesaria una disolución previa de los sulfuros a altas temperaturas de recalentamiento, (ref. 5).

Por otro lado, en aceros con contenidos muy bajos de azufre, la fractura transgranular es un proceso de muy alta energía y apenas una pequeña precipitación de sulfuros en los límites de grano es suficiente para producir una fractura intergranular. Esto puede darse aún con una cantidad muy pequeña de azufre en solución sólida a una temperatura de recalentamiento relativamente baja.

Otro factor que influye en la susceptibilidad al sobrecalentamiento de los aceros es el tamaño de los granos de austenita a alta temperatura. En los aceros que tienen un alto contenido de azufre, a la temperatura de sobrecalentamiento hay un gran número de sulfuros no disueltos y esto tiende a inhibir el crecimiento de grano. Por lo tanto, a alta temperatura, el tamaño de grano austenítico es considerablemente menor que en los aceros de bajo contenido de azufre en los que todos los sulfuros están disueltos. En el enfriamiento posterior, los sulfuros precipitan en un área de límites de grano mayor para los aceros de alto contenido de azufre. Esto implica que para alcanzar la misma concentración de precipitación de sulfuros en los límites de grano que en los aceros de bajo contenido de azufre, se requerirá una temperatura de recalentamiento mayor, (ref.5).

Finalmente, en los aceros producidos mediante procesos VAR y ESR, las inclusiones sulfuro en el acero fundido son mucho más finas que en los aceros convencionales, lo que significa que se disuelven en la austenita mucho más rápido durante el recalentamiento.

El relativamente escaso efecto del sobrecalentamiento sobre la tenacidad a la fractura puede parecer sorprendente, sobre todo teniendo en cuenta la gran proximidad de los sulfuros precipitados en los límites de grano y de su gran fracción en volumen local que puede alcanzar valores tan altos como el 1% vol. (esto es similar a los aceros de corte libre). Una de las razones de esta gran tenacidad puede ser que la iniciación de los microhuecos es más difícil en inclusiones muy pequeñas. Sin embargo, se considera que un factor más importante es que la matriz adyacente a los límites de grano sobrecalentados pueden ser significativamente más tenaz que el resto del acero, (ref. 5).

Se cree que a altas temperaturas, el azufre está presente en la austenita como una solución sólida concentrada en los límites de grano antes de la precipitación. Irvine (ref. 12) ha sugerido que el azufre y el carbono tienden a desplazarse mutuamente de la solución sólida y de esta forma la zona de los límites de grano resultan con menor contenido de carbono. La precipitación de los sulfuros de manganeso produce una pérdida de manganeso en la solución sólida local adyacente a los límites de grano. Debido a estos efectos, en el acero final tratado térmicamente hay una zona angosta de material de baja resistencia con alta

capacidad de endurecimiento por trabajado asociada con los sulfuros de límite de grano. Esto no tiene efectos en la resistencia del acero debido a la influencia restrictiva de los granos circundantes, pero puede tener efectos beneficiosos en la tenacidad, mediante el control de la deformación local asociada con la conexión de los microhuecos, (ref. 5).

Los efectos del sobrecalentamiento pueden revertirse mediante el recalentamiento hasta la zona austenítica para posibilitar la disolución de los sulfuros y posterior enfriamiento lo suficientemente rápido para evitar que los sulfuros se precipiten en los límites de grano austeníticos.

Si bien el proceso de disolución y reprecipitación de sulfuros es perfectamente posible y se da indudablemente en gran número de circunstancias, existen algunas inconsistencias en la formulación que hacen difícil atribuirle responsabilidad por la totalidad del defecto de sobrecalentamiento. No existen evidencias en los trabajos realizados en este campo (ref. 10), que muestren una solubilización completa de los sulfuros a la temperatura de sobrecalentamiento. Por otro lado, la redistribución de inclusiones característica del sobrecalentamiento se observa en tiempos sumamente cortos, como ser durante un proceso de soldadura. Considerando el tamaño de grano bastante grande que se genera en estas circunstancias, resulta difícil atribuir solamente a difusión en volumen la totalidad del transporte de masa que se requiere.

Algunos ensayos realizados utilizando secuencias escalonadas de calentamiento, (ref. 10), demuestran cualitativamente, que el crecimiento de grano puede tener una incidencia bastante importante sobre la formación de las estructuras típicas de sobrecalentamiento. Aun cuando los resultados no son concluyentes debido a la proximidad entre las temperaturas de crecimiento de grano y de sobrecalentamiento, se propone (ref. 10) que el transporte de materia involucrado en el proceso de sobrecalentamiento es, en buena medida, ocasionado por el pasaje de los límites de grano durante el crecimiento de la estructura austenítica.

Esta hipótesis plantea la interesante posibilidad práctica de disminuir la incidencia del sobrecalentamiento a través de un control del proceso de crecimiento del grano austenítico, (ref. 10).

A temperaturas superiores se observa fusión en diversas fases, generalmente sulfuros y eventualmente fosfuros, que reducen también la ductilidad en caliente y que dan origen al quemado.

### **2.3. Quemado**

El quemado es consecuencia de altas temperaturas de recalentamiento (mayores a 1300 °C dependiendo de la composición) y causa la rotura del acero por decohesión de los granos durante el trabajado o una extrema fragilidad del material a la temperatura ambiente, debido a la penetración intergranular de óxido. Sin embargo, generalmente después de la laminación la naturaleza intergranular de la penetración del óxido queda enmascarada.

Una vez que el acero ha resultado quemado, su ductilidad a temperaturas menores empeora y esto lleva a la fisuración superficial.

Esta pérdida de la ductilidad por quemado es **irreversible** ya que un calentamiento posterior a temperaturas menores no restaura la ductilidad.

Un factor importante en la aparición del quemado es la velocidad de deformación, ya que si esta es lo suficientemente grande como para que el trabajado se de en condiciones adiabáticas, se producirá un aumento importante de la temperatura del acero. Esto puede hacer que la temperatura en alguna porción del material supere la temperatura de quemado.

Diversos elementos disueltos en el acero (especialmente azufre y fósforo) que migran hacia los límites de grano pueden reaccionar entre sí formando compuestos que a mayor temperatura pueden fundirse y de esta forma propician la absorción de oxígeno debido a la mayor solubilidad en los líquidos.

También debido a la migración hacia los límites de grano, se pueden formar capas monoatómicas de algunos elementos (por ejemplo Cu, S) que también contribuyen al debilitamiento del acero a tan altas temperaturas.

De manera que a diferencia del sobrecalentamiento, la temperatura de quemado disminuye con el aumento del contenido de azufre y se reduce aún más con el incremento del contenido de fósforo. Como ocurre con el oxígeno, el fósforo difunde a gran velocidad hacia el líquido formado impulsado por una mayor solubilidad en la fase líquida.

Como se mencionó en la sección 1.2.2., el fósforo es uno de los elementos que promueve la formación de MnS tipo III. De esta forma, después de calentamientos prolongados a las temperaturas de quemado, el contenido de fósforo del líquido del borde de grano austenítico puede hacerse lo suficientemente alto como para producir en el enfriamiento subsiguiente la formación de arreglos intergranulares de MnS tipo III. De esta forma se evita la morfología muy nociva característica del tipo II. Sin embargo, el contenido de fósforo es tan alto que se forman láminas delgadas de fosfuro de hierro sobre los límites de grano austenítico y estas tienen un efecto aún peor sobre la tenacidad, (ref. 5).

La causa básica del sobrecalentamiento y del quemado es la relativamente baja estabilidad de los sulfuros de manganeso en el acero a temperaturas elevadas. Una solución para esto consiste en producir sulfuros de alto punto de fusión que tengan una solubilidad muy baja en la austenita. Esto puede lograrse mediante el tratamiento con tierras raras, lo que ha probado ser muy efectivo en la eliminación de ambos fenómenos, (ref. 5).

#### **2.4. Máxima temperatura segura de recalentamiento (ref. 11)**

En principio, la máxima temperatura segura de recalentamiento corresponde a un punto justo por encima de la temperatura de máxima ductilidad. Decroix definió esta temperatura como la "**temperatura de quemado incipiente**" (IBT) cuya pendiente en un gráfico reducción de

área vs. temperatura es  $-0,1\%/^{\circ}\text{C}$ , (ver fig. 2.1).

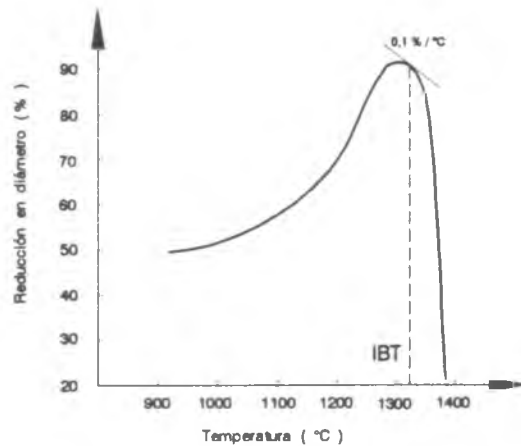


Fig. 2.1. Definición de la temperatura de quemado incipiente (IBT).

En la práctica, generalmente se limita la temperatura de recalentamiento a valores 100-150 °C menores que lo indicado por la IBT para cada caso. Esta precaución se debe a la dificultad de controlar en forma muy exacta la temperatura de los productos de acero dentro del horno. Además la IBT está influenciada por la segregación, de manera que el valor medido puede no ser representativo de todo el lingote.

En los aceros al carbono-manganeso la IBT depende principalmente del contenido de carbono como se muestra en la fig. 2.2.

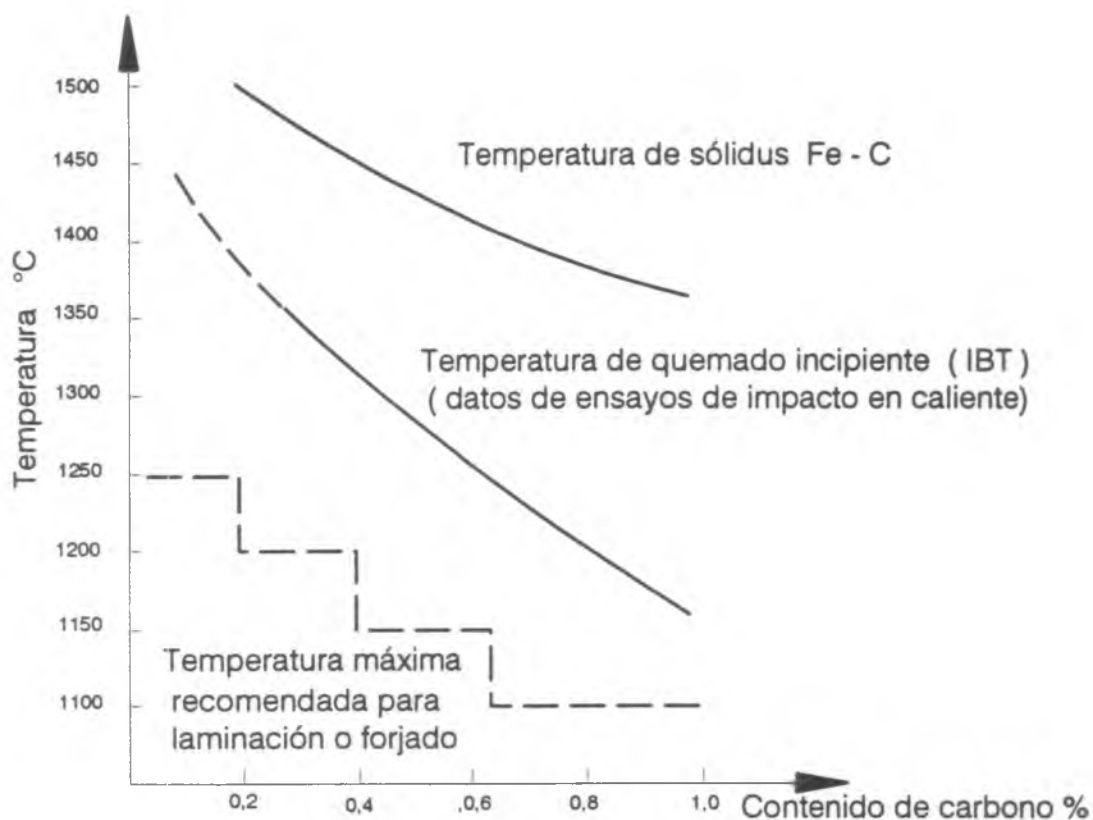


Fig. 2.2. Temperatura de quemado incipiente de aceros de bajo carbono en relación con la temperatura de sólidos Fe - C. Ref. 11.

Como se ve en la fig. 2.2. la línea de sólidos del diagrama hierro-carbono está 150-200 °C por encima de la IBT, siendo la diferencia entre ambas levemente mayor para contenidos mayores de carbono. La temperatura máxima recomendada para el trabajado contempla un margen de seguridad razonable contra la posibilidad de quemado. Estas temperaturas pueden incrementarse en alrededor de 50 °C para acero forjado o cuando el control de la temperatura y la atmósfera en el horno sea muy bueno.

### 2.5. Globulización in situ de los sulfuros (ref. 10)

En el sobrecalentamiento los sulfuros que primero se solubilizan y luego precipitan en límites de grano, lo hacen en forma globular aunque previamente estuvieran deformados. Este cambio de morfología puede verse en la fig. 2.2.

A mayores temperaturas, cercanas al punto de fusión del acero, se producen en los límites de grano austenítico grupos de sulfuros filamentosos, (fig. 2.3.), con apariencia de sulfuros tipo II y que en la superficie de fractura intergranular muestran una forma característica de hoja de helecho, (fig. 2.4). Este tipo de estructura es generalmente atribuido al fenómeno de quemado. La aparición de helechos como consecuencia del quemado se adjudica a la formación de una película intergranular fundida de sulfuro de manganeso, con alguna

participación eventual de segregaciones de fósforo en el proceso (ver 2.4). Esta película fundida es responsable del pronunciado descenso de la ductilidad en caliente y, en el caso de soldaduras, de la aparición de fisuras por licuación. Durante el enfriamiento subsiguiente, esta capa fundida solidifica adoptando la característica morfología de helechos.

Se puede observar en ocasiones un tipo de alteración morfológica de las inclusiones consistente en la globulización in situ de los sulfuros alargados originales. La misma da lugar a la formación de hileras o racimos de partículas globulares, (fig. 2.5.).

Un efecto interesante que, aparentemente, se produce durante la globulización in situ es la separación, en el caso de inclusiones dúplex, de los sulfuros y los óxidos en partículas individuales.



Fig. 2.3. Sulfuros precipitados en forma globular en los límites de grano austenítico (600 ×). Ref. 10.

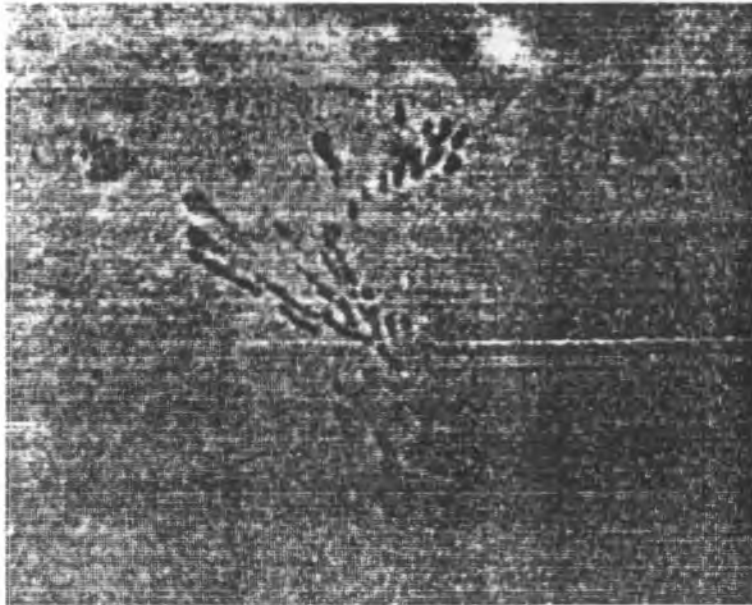


Fig. 2.4. Sulfuros filamentosos producidos por temperaturas de calentamiento cercanas a las de fusión (1000×). Ref. 10.

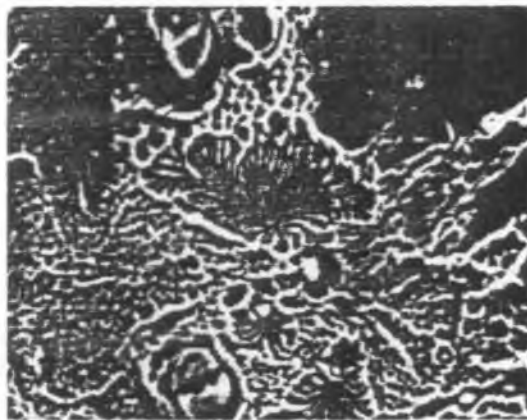


Fig. 2.5. Fractura intergranular que muestra la característica forma de helecho que producen los sulfuros de la forma de la fig. 2.3. (800×). Ref. 10.

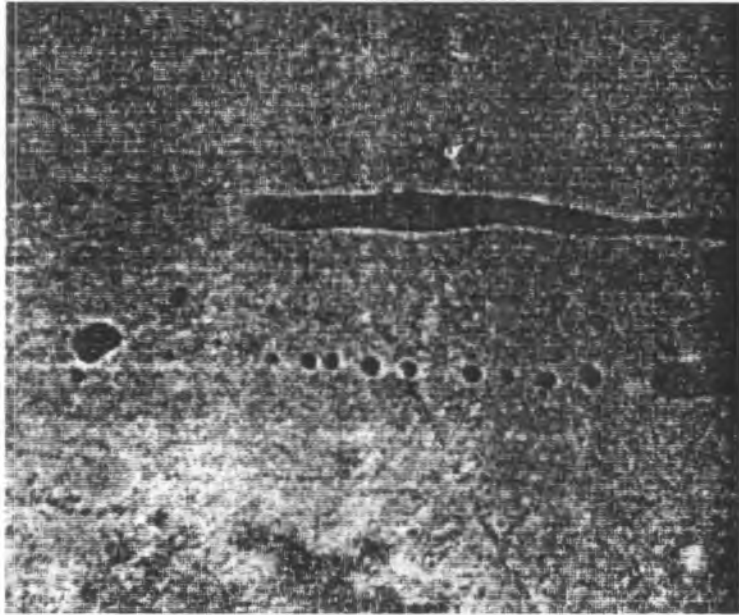


Fig. 2.6. Globulización "in situ" de inclusiones alargadas de sulfuro de manganeso (1000  $\times$ ). Ref. 10.

### 3. Deformabilidad y fractura de las inclusiones a altas temperaturas

#### 3.1. Generalidades

El comportamiento de una inclusión durante el trabajado en caliente depende de la plasticidad de la inclusión, de la plasticidad relativa de las distintas fases que forman la inclusión, y la plasticidad relativa de la inclusión respecto de la matriz de acero. Otros factores que juegan un papel importante en la deformación de las inclusiones durante el trabajado en caliente del acero son las fuerzas de fricción en la interface matriz inclusión, y la temperatura de trabajado, (ref.2).

Si las inclusiones no acompañan la deformación de la matriz, se constituirán en una fuente potencial de defectos en los productos terminados, o incluso podrán ocasionar la fractura durante el trabajado. Por otro lado, si la deformabilidad de las inclusiones es alta, el producto del trabajado tendrá un alto grado de orientación en sus inclusiones, y se tendrá una gran anisotropía en la resistencia a la rotura.

#### 3.2 Evaluación de la deformación y plasticidad de las inclusiones

No es posible determinar la plasticidad absoluta de las inclusiones "in situ" en el acero, y por lo tanto se suele evaluar la deformación de las inclusiones por comparación con la sufrida por la matriz. La relación de la deformación de la inclusión respecto de la deformación de la matriz se llama **plasticidad relativa**.

Un método empleado comunmente consiste en determinar la relación de forma de las inclusiones deformadas en secciones metalográficas longitudinales, y compararla esta con la relación de forma de la muestra deformada, (ec. 1).

$$\nu = \frac{\left(\frac{b}{a}\right)_i}{\left(\frac{b}{a}\right)_m} \quad (1)$$

donde  $(b/a)_i$  = relación de forma de las inclusiones (semilargo sobre semiancho)  
y  $(b/a)_m$  = relación de forma de la muestra (semilargo sobre semiancho)

Este método supone que las inclusiones inicialmente son esféricas y que se deforman como elipsoides, lo que a grandes deformaciones puede no ser el caso.

La extensión de este concepto para la utilización de la deformación verdadera se da en la ec. 2, suponiendo que el volumen de las inclusiones no varía durante el trabajado,(refs. 13 y 14).

$$v = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_m} = \beta \frac{\ln \lambda}{\ln H} \quad (2)$$

donde  $\varepsilon_i$  = deformación real de las inclusiones

$\varepsilon_m$  = deformación real de la matriz

$\lambda = b_f / a_f$  = relación de forma de las inclusiones después de la deformación

$a_f$  = ancho final de las inclusiones

$b_f$  = semilargo final de las inclusiones

$H = \frac{A_0}{A_f}$  = relación de reducción de la matriz

$\beta$  = una constante de valor 0,5 para laminación plana (sin ensanchamiento), (ref. 13),  
o 2/3 para laminación de barra o trefilación, (ref.12).

$A_0$  = área transversal de la muestra antes de la deformación

y  $A_f$  = área transversal de la muestra después de la deformación.

Nuevamente en esta fórmula se supone que las inclusiones inicialmente esféricas se deforman en esferoides de relación de forma constante en la sección longitudinal, lo que es cierto solamente para pequeñas deformaciones. Sin embargo este método ha demostrado ser útil en la determinación de la plasticidad relativa de las inclusiones, (ref.2).

La deformación real de las inclusiones puede relacionarse con su longitud proyectada en el plano longitudinal, (ec. 3).

$$\varepsilon_i = \ln \frac{P_f}{P_0} \quad (3)$$

donde  $P_f$  = longitud total proyectada de las inclusiones por unidad de área después de la deformación y  $P_0$  = longitud total proyectada de las inclusiones por unidad de área antes de la deformación.

Para que esta ecuación se cumpla, se debe tener una distribución inicial de inclusiones esféricas de igual tamaño y la fracción de volumen debe mantenerse constante. Esta última condición raramente se cumple en la práctica (ref.2), pero es posible corregir los resultados dividiendo las longitudes proyectadas por las fracciones de área medidas, como se hace en la ec. 4.

$$\varepsilon_i = \ln \left( \frac{P_f / A_{Af}}{P_0 / A_{A0}} \right) \quad (4)$$

donde  $A_{Af}$  = fracción en área de las inclusiones medida después de la deformación  
 y  $A_{A0}$  = fracción en área de las inclusiones medida antes de la deformación.

Las expresiones correspondientes a  $P_f$  y  $P_0$  se dan en las ecs. 5 y 6, respectivamente.

$$P_f = N_A b_f \tag{5}$$

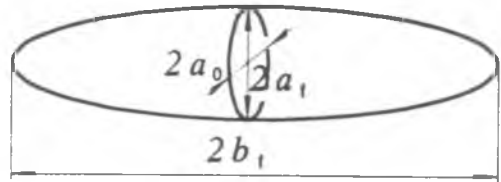
donde  $N_A$  = número observado de inclusiones por unidad de área  
 y  $2b_f$  = longitud media observada de las inclusiones en la dirección de la deformación,  
 después de producida ésta.

$$P_0 = N_A a_0 \tag{6}$$

donde  $2a_0$  = diámetro medio observado de las inclusiones antes de la deformación.



Forma inicial (esfera)



Forma final (elipsoide)

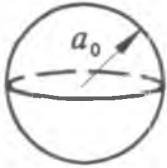
Fig. 3.1.a. Deformación ideal de una inclusión esférica en la laminación sin ensanchamiento.

En el caso de laminación sin ensanchamiento (fig. 3.1.a) los volúmenes inicial y final de las inclusiones están dados por :

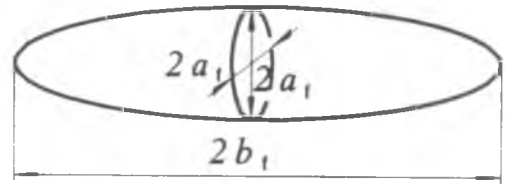
$$V_0 = \frac{4}{3} \pi a_0^3 ; \quad V_f = \frac{4}{3} \pi a_0 a_f b_f$$

Considerando que el volumen no cambia con la deformación, se puede obtener una nueva expresión para determinar el valor de  $\lambda$  sin necesidad de medirlo en forma directa:

$$\lambda = \frac{b_f}{a_f} = \left(\frac{b_f}{a_0}\right)^2 = \left(\frac{P_f}{P_0}\right)^2 \quad (7)$$



Forma inicial (esfera)



Forma final (elipsoide)

Fig. 3.1.b. Deformación ideal de una inclusión esférica bajo un estado cilíndrico de deformación.

Para el caso en que las inclusiones sufren igual deformación en la dirección perpendicular al plano longitudinal de la muestra y en su dirección transversal (estado cilíndrico de deformación) como se ve en la fig. 3.1.b que puede darse en la laminación de planos con ensanchamiento, laminación no plana de ciertas secciones y trefilación, los volúmenes inicial y final están dados por:

$$V_0 = \frac{4}{3} \pi a_0^3 ; \quad V_f = \frac{4}{3} \pi a_f^2 b_f$$

De nuevo a partir de la conservación del volumen, se puede obtener un valor de  $\lambda$  para estos casos:

$$\lambda = \left(\frac{b_f}{a_0}\right)^{3/2} = \left(\frac{P_f}{P_0}\right)^{3/2} \quad (8)$$

Si se mide la relación entre la deformación de las inclusiones y la deformación de la matriz para diferentes grados de deformación de la muestra, se puede trazar una curva como la de la fig. 3.2., y de esta se puede obtener el valor de  $v$  para cualquier valor de  $\epsilon_m$ , como el cociente entre ordenada y abscisa.

Gran parte de los datos publicados utilizan la relación  $v = \epsilon_i / \epsilon_m$ , que está representada por una secante en la curva de la fig. 3.2. Pero este valor no es más que el promedio de los valores de  $v$  para  $\epsilon_m = 0$  y el verdadero valor de  $\epsilon_m$  utilizado para la medición. Si la inclusión deja de deformarse a algún valor intermedio de  $\epsilon_m$ , el valor de  $v$  es finito, y por lo tanto las inclusiones exhiben una plasticidad aparente, cuando de hecho han dejado de deformarse. De esta forma, se puede obtener el mismo valor de  $v$  para inclusiones que tienen curvas  $\epsilon_i$  vs.  $\epsilon_m$  muy distintas.

Un valor más realista de  $v$  se obtiene de la tangente de una curva como la de la fig. 3.2.,  $d\epsilon_i / d\epsilon_m$ . Este valor varía con  $\epsilon_m$ , y es máximo para  $\epsilon_m = 0$ . A este último valor de  $v$  se lo puede llamar **plasticidad relativa máxima inicial** y se la utilizará en las discusiones que siguen.

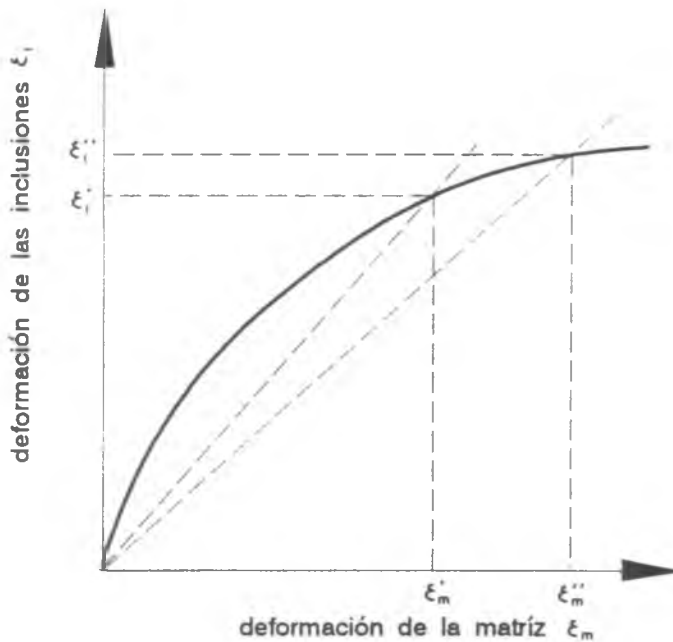


Fig. 3.2. Ejemplo de una relación entre la deformación de las inclusiones y la deformación de la matriz. Ref. 2.

Debería considerarse también la deformación en 3 dimensiones que sufren las inclusiones. En efecto, si bien en la laminación y trefilación de barras la suposición de un estado cilíndrico de tensiones puede ser legítimo y las inclusiones se deforman en elipsoides prolate (ver fig. 3.45), en laminación con ensanchamiento de productos planos (relación entre espesor y ancho a la entrada  $> 10$ ), por ejemplo, no se puede utilizar la hipótesis de deformación plana. Esto significa que en este caso, el ensanchamiento de las inclusiones no será despreciable, y por lo tanto sería interesante medir la plasticidad relativa en tres dimensiones. Más aún, a altas deformaciones, las formas de las inclusiones se hacen tan irregulares que ya no exhiben relaciones de formas constantes, hasta que se distorsionan al grado de que no tiene sentido hablar de relación de forma.

Cuando se deforma plásticamente el acero, uno o más de los casos que siguen pueden darse:

- a) la inclusión se fractura;
- b) la inclusión fluye y se deforma plásticamente, manteniendo la continuidad con el acero;
- c) la inclusión se despega del acero produciendo una cavidad, (se ha sugerido que los huecos alrededor de las inclusiones se forman para  $v < 0,5$ ).

### 3.3. Factores que afectan la plasticidad de las inclusiones

#### 3.3.1. Efecto de la resistencia de las inclusiones y de la matriz (ref. 2)

Uno de los factores más importantes que controlan la plasticidad relativa de una inclusión es la resistencia relativa de la inclusión respecto de la de la matriz.

En la fig. 3.3. se muestra una relación entre  $v$  y la relación  $\alpha = \sigma_i / \sigma_m$ , donde  $\sigma_i$  y  $\sigma_m$  son las tensiones de fluencia de la inclusión y de la matriz respectivamente. Esta figura indica que las inclusiones pueden tener cierta plasticidad, aún cuando  $\alpha \approx 6$ , es decir cuando la inclusión tiene una resistencia igual a 6 veces la resistencia de la matriz.

Por otro lado, algunos investigadores han demostrado que en algunos casos  $v$  se hace cero a valores de  $\alpha \approx 2$ , lo que se puede predecir teóricamente, si se hace la hipótesis poco realista de que la inclusión y la matriz tienen el mismo exponente de endurecimiento. Con esta última condición, la plasticidad relativa  $v$  está dada por la ec. 9.

$$v = \frac{\epsilon_i}{\epsilon_m} = \frac{2 \operatorname{senh}(1-n)}{(1-n)(2 + \alpha^{\frac{1}{n}} - 1)} \quad (9)$$

donde  $\epsilon_i$  = deformación verdadera de la inclusión

$\epsilon_m$  = deformación verdadera de la matriz

$$\alpha = \frac{\sigma_i}{\sigma_m} = \text{tensión de flujo de la inclusión / tensión de flujo de la matriz}$$

y  $n$  = exponente de endurecimiento de la inclusión y de la matriz (se suponen iguales).

Debido a la recuperación dinámica y recristalización durante las operaciones de trabajado en caliente se entiende que el valor de  $n$  variará ampliamente y el efecto de variar este exponente sobre la plasticidad relativa se muestra en la fig. 3.4.

A valores bajos de  $n$ , propios de la deformación a alta temperatura y bajo endurecimiento por trabajado, la plasticidad tiende a 0 a  $\alpha \approx 2$ , pero a temperaturas menores donde se tendrá un valor mayor de  $n$ ,  $v$  tiende a 0 para  $\alpha \approx 6$ . Esta diferencia puede relacionarse también con la naturaleza de la interfase inclusión-matriz.

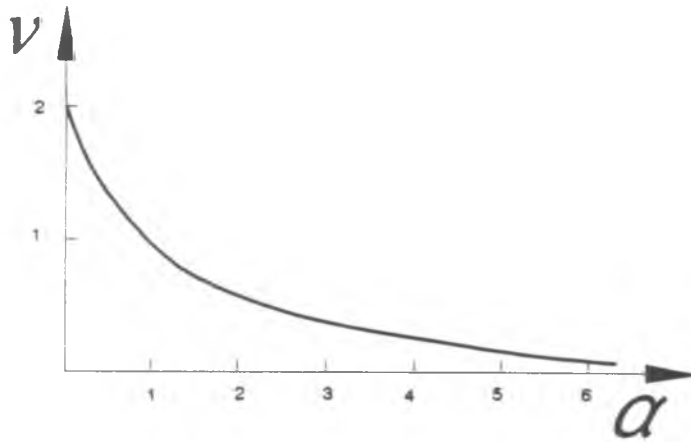


Fig. 3.3. Curva típica que muestra la relación entre la plasticidad relativa y la relación de resistencias. Ref. 2.

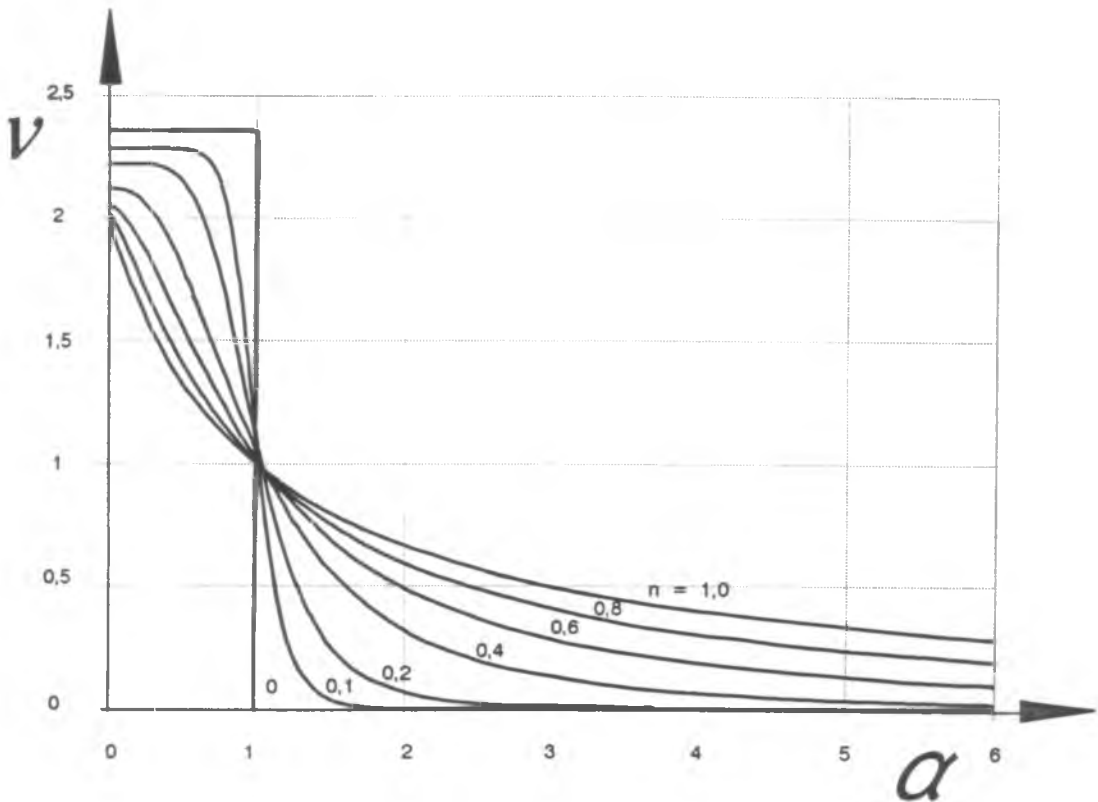


Fig. 3.4. Efecto del exponente de endurecimiento en la relación entre la plasticidad relativa y la relación de resistencias.

### 3.3.2. Efecto de la interfase matriz/inclusión (ref. 2)

El valor de  $\alpha \approx 2$  para el cual  $v$  tiende a 0 corresponde a interfases de pobre resistencia, pero  $\alpha > 6$  para interfases resistentes. Esto revela claramente la importancia de la interfase.

Con una interfase resistente, la deformación puede transferirse en forma más efectiva a la inclusión que resulta obligada a deformarse, aun a valores altos de su tensión de flujo respecto de los de la matriz. Con una interfase de menor resistencia, en cambio, la deformación no se transmite tan fácilmente a la inclusión y se produce algo de deslizamiento en la interfase matriz/inclusión, de manera que la matriz se deforma alrededor de la inclusión, y la inclusión se deforma muy poco.

Además, la resistencia de la interfase es importante en el control de la decohesión que puede ocurrir durante la deformación, y la formación de cavidades o huecos en los extremos de las inclusiones que no se deforman (ver fig. 3.14).

A valores altos de  $\sigma_i$  el efecto de la resistencia de la interfase es muy importante, ya que controla en gran medida si las inclusiones duras se deformarán o no. A valores bajos de  $\sigma_i$ ,

en cambio, el efecto de la interfase sobre la plasticidad de la inclusión no es muy importante.

Como la mayoría de las inclusiones están unidas débilmente a la matriz, es probable que los modelos matemáticos no sean representativos del comportamiento de las inclusiones en el acero, especialmente si se tiene en cuenta que el exponente de endurecimiento de las inclusiones y de la matriz se suponen idénticos.

Otro factor que concierne a la resistencia de las inclusiones a deformarse es el valor de  $\sigma_i$ , independientemente del valor de  $\alpha$ , o de la calidad de la interfase. Este factor puede referirse como la capacidad intrínseca de la inclusión para deformarse y para valores de  $\sigma_i$  muy altos, la inclusión será intrínsecamente no plástica (independientemente de los otros factores analizados).

### 3.3.3. Naturaleza de la inclusión (ref. 2)

Desde el punto de vista de sus características de deformación y fractura, las inclusiones pueden categorizarse en:

i) **Inclusiones intrínsecamente plásticas**, como el MnS, que muestran un cambio gradual de plasticidad en un rango amplio de temperatura.

ii) **Inclusiones vítreas**, que se comportan rígidamente a bajas temperaturas pero se hacen plásticas a alguna temperatura crítica característica. Inclusiones típicas de este tipo son los silicatos vítreos.

iii) **Inclusiones de cristales iónicos**, como por ejemplo los silicatos cristalinos, espinelas, sesquióxidos y ciertos calcio aluminatos. Estos no tienen plasticidad y frecuentemente se comportan de manera frágil hasta que alcanzan su temperatura de sólidos en la que adquieren un comportamiento fluido. Su temperatura de transición no plástico-plástico se aproxima a su temperatura de sólidos.

Debe tenerse cuidado en la utilización de un solo valor como representativo de la plasticidad (índice de plasticidad), particularmente el valor máximo inicial de la plasticidad relativa, para predecir la forma en la que se deformarán las distintas inclusiones. Esto se debe a que el valor de  $v$  disminuye con el incremento de la deformación de la matriz, como se ve en la fig. 3.2. Por ejemplo, un silicato fluido puede tener un  $v$  mucho mayor que el MnS a valores bajos de la deformación de la matriz, pero a grandes deformaciones de esta última, será el MnS el que formará las inclusiones más alargadas.

Otros aspectos de la naturaleza de las inclusiones pueden influir la plasticidad relativa por su efecto sobre la tensión de fluencia de la inclusión ( $\sigma_i$ ):

i) La inclusión puede estar endurecida por solución sólida, lo que incrementará  $\sigma_i$  y disminuirá  $v$ . Esta es posiblemente la razón por la cual el MnS tipo I, que puede contener oxígeno en solución, es menos plástico que el tipo III.

De manera similar, se ha encontrado que elementos que reemplazan al Mn en el MnS producen también un efecto de endurecimiento por solución sólida, al igual que en los seleniuros.

Se puede observar, por ejemplo, que el MnS rico en Cr en el acero inoxidable exhibe una plasticidad menor que el MnS en los aceros de baja aleación, y que el Zr o el Ca disueltos en el MnS disminuyen también su plasticidad. De hecho, estos dos últimos efectos constituyen la base del control de forma de los sulfuros.

ii) Las partículas de segunda fase presentes en la inclusión pueden servir como soporte mecánico y disminuir su plasticidad. Por ejemplo el MnS puede endurecerse (decrece su  $v$ ) por la precipitación de partículas finas de MnO o FeS. Sin embargo, estos efectos pueden alterar la plasticidad relativa de modos diferentes, dependiendo de la naturaleza y composición de los precipitados.

Las inclusiones pueden contener precipitados de segunda fase de mayor volumen, tales como dendritas de alúmina o espinelas en una matriz silicato. Estos pueden ser completamente indeformables y pueden proveer un verdadero soporte mecánico. Durante el trabajado en caliente de estas inclusiones la fase más plástica puede resultar despegada en forma de tiras de la fase menos deformable, formándose un rosario de partículas individuales más duras. Si esas partículas tienen ángulos vivos, pueden actuar como potentes concentradores de tensiones.

Un efecto similar se puede ver en el caso de fases duras como la sílice precipitada en la periferia de un silicato vítreo, o en el caso de la alúmina alrededor de una inclusión. Durante la deformación, la fase periférica puede reducir la plasticidad de la inclusión como un todo, (fig. 3.5.), pero cuando se rompe a deformaciones mayores, puede llevar a que se formen fragmentos angulares en una matriz muy plástica, y esta última puede resultar separada de los fragmentos más duros, (figs. 3.6. y 3.7.).

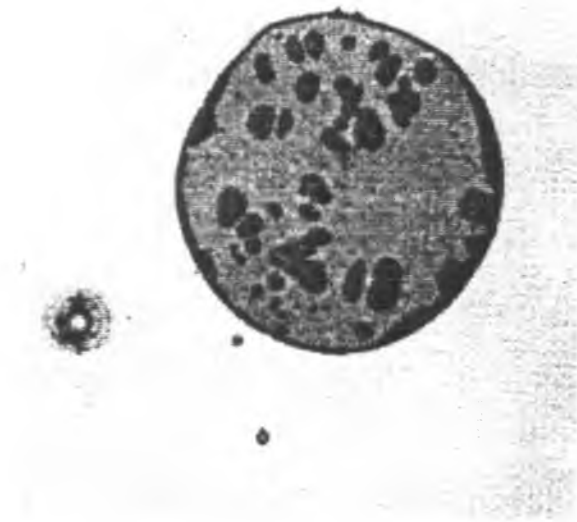


Fig. 3.5. Soporte mecánico provisto por la periferia de sílice en un silicato, en la condición "as cast" (600×). Ref. 2.

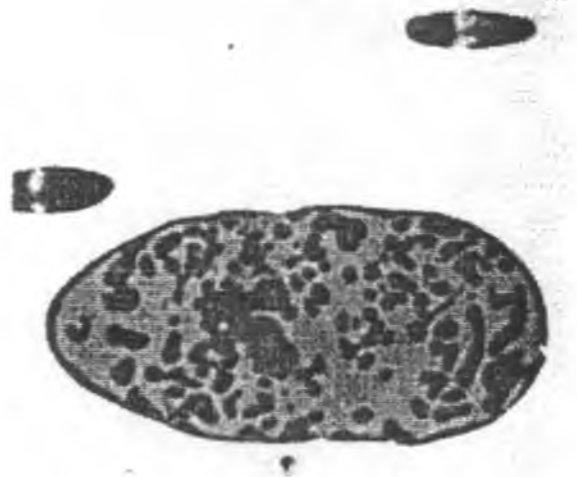


Fig. 3.6. La misma inclusión de la fig. 3.4. levemente deformada y la periferia fracturada (600×). Ref. 2.



3.7. La misma inclusión de la fig. 3.5. sometida a una gran deformación con la sílice completamente fracturada (300×). Ref. 2.

### 3.3.4. Tamaño de la inclusión (ref. 2)

Varios autores han demostrado que las partículas pequeñas se deforman con menor facilidad que las grandes, como muestra la fig. 3.8.

Se puede analizar este efecto en función de la energía requerida para crear la nueva interfase a medida que las inclusiones se deforman. La energía requerida para crear la nueva interfase, por unidad de volumen, está dada por la ec. 10.

$$\frac{E}{V} = \frac{4\gamma\epsilon_i}{a} \operatorname{senh}\epsilon_i \quad (10)$$

donde  $\gamma$  = energía superficial por unidad de área  
 $\epsilon_i$  = deformación verdadera de la inclusión  
 $a$  = diámetro inicial de la inclusión.

Para inclusiones de diámetro mayor que  $5\mu m$  los efectos de energía superficial no son importantes, pero para inclusiones de diámetro inicial menor que  $1\mu m$ , la energía puede ser prohibitivamente alta.

De esta forma, las inclusiones pequeñas son más difíciles de deformar, y para inclusiones de diámetro menor que  $2-3\mu m$  éstas son indeformables. Este límite es bastante mayor que el que predice la ec. 10, lo que indica que puede haber otros mecanismos involucrados (como la rotación de las inclusiones).

Se ha observado también que para diámetros iniciales mayores que  $15\mu m$ , el tamaño de las partículas tiene un efecto pequeño en la plasticidad de las inclusiones.

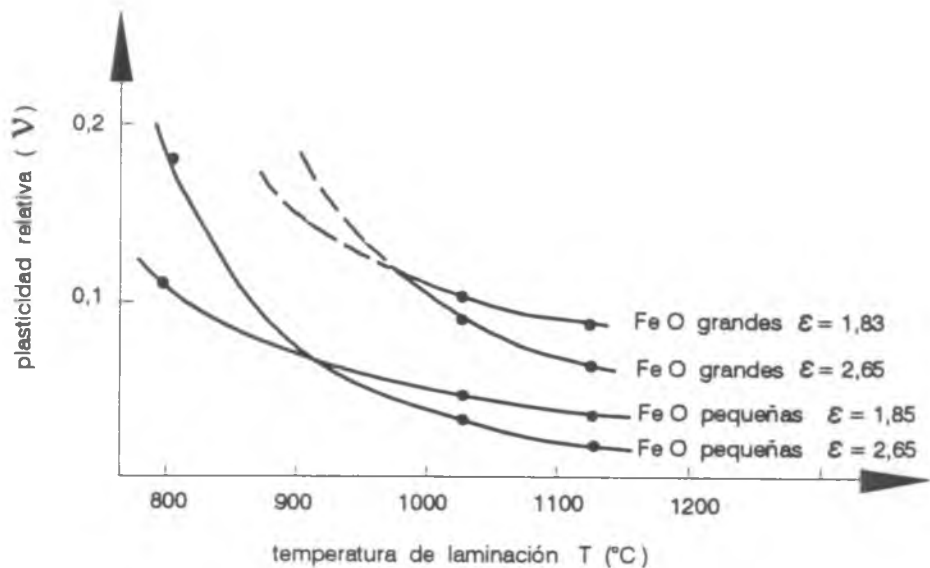


Fig. 3.8. Influencia del tamaño de las inclusiones en su plasticidad relativa. Ref. 2.

### 3.3.5. Temperatura (ref. 2)

La temperatura tiene su máxima influencia en la plasticidad relativa mediante su efecto sobre la relación de resistencias  $\alpha$ . Esto puede traducirse en un aumento o disminución de  $v$  con el incremento de la temperatura. Por ejemplo, el MnS muestra una disminución de  $v$  con el incremento de la temperatura, mientras que los silicatos no se hacen deformables hasta que se supera cierta temperatura crítica.

A las temperaturas más altas,  $v$  decrece nuevamente en el caso de los silicatos vítreos porque a esas temperaturas la viscosidad de los silicatos disminuye menos rápidamente que la tensión de flujo de la matriz de acero,  $\sigma_m$ . De manera que, se observa un máximo en  $v$  justo por encima de la temperatura de transición no plástico-plástico para los silicatos vítreos, como se observa en la fig. 3.9.

### 3.3.6. Deformación (ref. 2)

A medida que se incrementa la deformación de la matriz ( $\epsilon_m$ ) hay una reducción en la plasticidad relativa ( $v$ ) a medida que la inclusión se hace más alargada.

Esto se debe probablemente a un efecto de corte inicial de la inclusión que se encuentra bajo una cupla relativamente grande que actúa en sus extremos, seguida de rotación para producir una forma alineada con el flujo del material.

Esto, junto con el afinamiento de las inclusiones a medida que progresa la deformación, lleva a una cupla menor con un menor gradiente de velocidad a través de la inclusión.

En la fig. 3.9. puede verse un ejemplo de la variación de  $v$  con  $\epsilon_m$ . Algunos investigadores la atribuyen al endurecimiento por trabajado de las inclusiones.

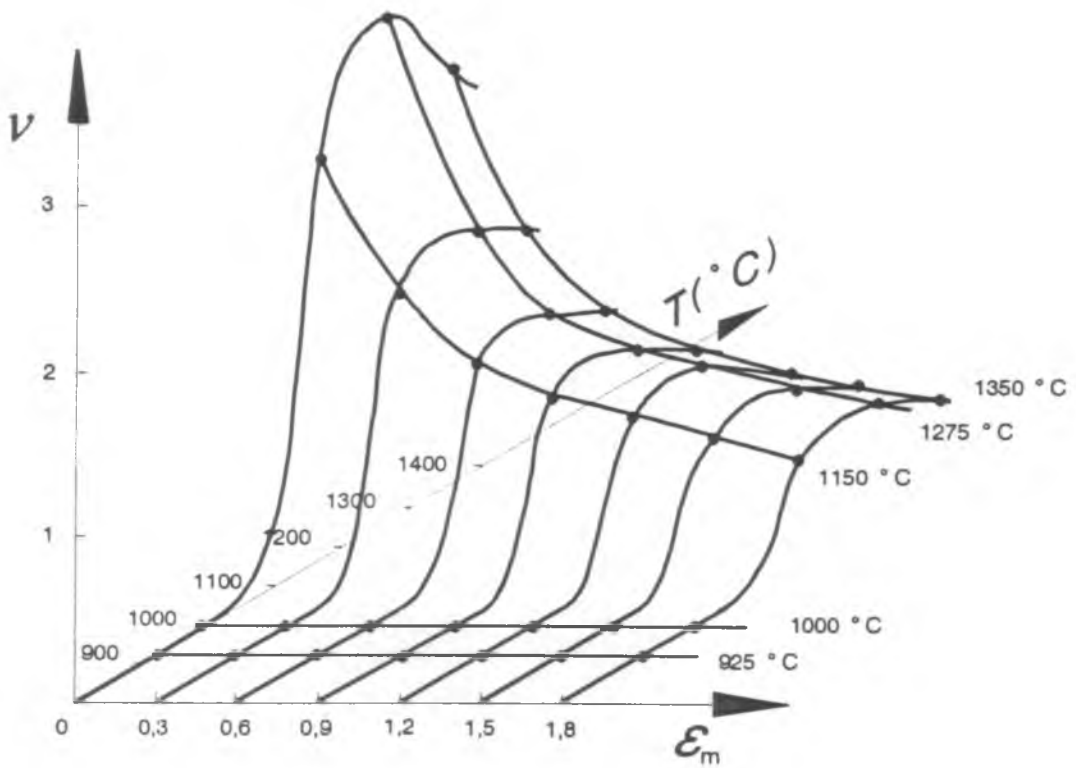


Fig. 3.9. Efecto de la deformación de la matriz y la temperatura en la plasticidad relativa de inclusiones que contienen 25 % (FeMn)O, 15% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 60 % SiO<sub>2</sub>. Ref. 2.

### 3.3.7. Velocidad de deformación (ref. 2)

Teóricamente, el incremento de la velocidad de deformación incrementaría la tensión de flujo de la matriz,  $\sigma_m$ , con lo que disminuiría la relación  $\alpha = \sigma_i / \sigma_m$  y por lo tanto se incrementaría la plasticidad relativa de las inclusiones. Se ha observado que esto no se da en la realidad, al menos para cambios en la velocidad de deformación  $\approx 2$ , posiblemente porque  $\sigma_i$  es más sensible a la velocidad de deformación que  $\sigma_m$ .

Un análisis teórico del efecto de incrementar la velocidad de deformación indica que produciría un incremento de la temperatura de transición plástico-no plástico de los silicatos vítreos y disminuiría su plasticidad relativa máxima. Sin embargo, no hay evidencia experimental al respecto.

### 3.3.8. Presión hidrostática (ref. 2)

La presión hidrostática puede hacer que los materiales frágiles se hagan muy deformables, y a este motivo se atribuye la gran plasticidad que presenta el MnS en el acero comparado con su comportamiento frágil cuando se encuentra aislado de la matriz de acero. Tal presión hidrostática puede desarrollarse durante la laminación y, aunque los efectos de tal presión aún no han sido investigados lo suficiente, se puede esperar que incremente la plasticidad relativa.

Por lo tanto, factores tales como espesor de la muestra, velocidad de deformación, carga de laminación y diámetro de los rodillos (todos ellos afectando la magnitud de la presión hidrostática desarrollada), puede esperarse que influyan en la plasticidad de las inclusiones.

### 3.4. Plasticidad y fractura de los silicatos

A temperaturas de trabajado bajas, las inclusiones silicato son relativamente no plásticas, y se fracturan o se despegan de la matriz de acero más de lo que se deforman, pero a temperaturas altas se hacen muy plásticas y frecuentemente pueden tener una plasticidad mayor que la matriz de acero. La fractura y/o la plasticidad de los silicatos durante el trabajado en caliente controla su morfología y distribución y, por lo tanto, su efecto sobre las propiedades finales de los productos de acero.

En el caso de las inclusiones silicato, hay una temperatura ( $\theta_c$ ) por encima de la cual la plasticidad se incrementa marcadamente, (fig. 3.10.). Se ha demostrado también que esta temperatura es muy sensible a la composición del silicato, (ref.6).

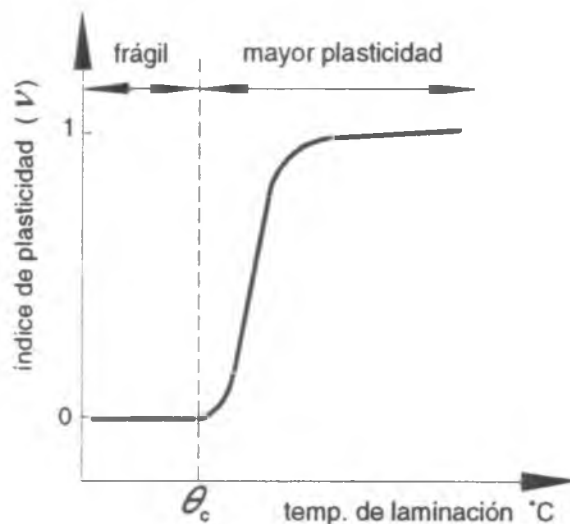


Fig. 3.10. Variación del índice de plasticidad con la temperatura de laminación. Ref. 2.

En la condición "as cast", los silicatos son usualmente esféricos, y frecuentemente se fracturan a lo largo de la dirección de máxima tensión de corte (a  $45^\circ$  de la dirección de laminación, como puede verse en la fig. 3.11.).

Frecuentemente los silicatos esféricos se fracturan por un plano diametral, pero a veces se pueden fracturar por planos no diametrales. A consecuencia de esto los fragmentos más pequeños pueden rotar de manera de presentar menor resistencia a la deformación, (fig. 3.12.). Otras veces, los fragmentos pequeños pueden saltar de la inclusión principal y desperdigarse alineándose con la dirección de trabajado, (fig. 3.13.).

Para analizar el comportamiento la plasticidad y la fractura de los silicatos, se hace necesario distinguir entre silicatos vítreos, cristalinos, y dúplex.



Fig. 3.11. Inclusión silicato fracturada según el plano a  $45^\circ$  respecto de la dirección de deformación (750 $\times$ ). Ref. 2.

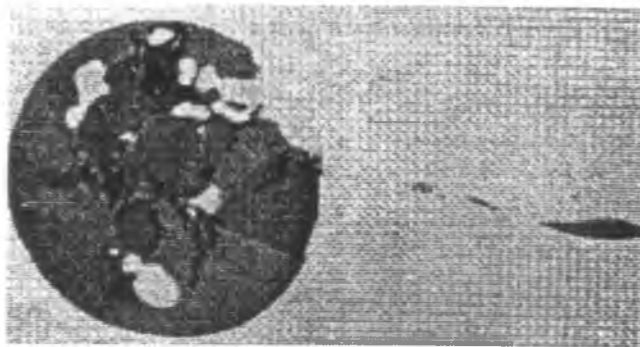


Fig. 3.12. Inclusión silicato fracturada según un plano no diametral (750 $\times$ ). Ref. 2.



Fig. 3.13. Inclusión silicato fracturada con sus fragmentos alineados con la dirección de deformación (750 $\times$ ). Ref. 2.

### 3.4.1. Silicatos vítreos (ref. 2)

Estas inclusiones son rígidas a temperaturas por debajo de la temperatura de transición no plástico-plástico. En general, se observa que los silicatos vítreos esféricos son también resistentes a la fractura, probablemente debido a la ausencia de límites de fase y/o planos de clivaje.

Existen evidencias experimentales de que se produce una decohesión en la interfase inclusión/matriz, dando origen a los clásicos huecos en los extremos de la inclusión, (fig. 3.14), que son característicos de todas las inclusiones no deformables.

Es posible que esas inclusiones esféricas roten durante la deformación del acero bajo la acción de la cupla generada por el gradiente de velocidad de deformación de corte generado.

A temperaturas mayores que la de transición no plástico-plástico, la menor viscosidad de los silicatos vítreos permite que éstos se deformen fácilmente y con el incremento de la deformación de la matriz, continúen deformándose, aunque a una velocidad menor.

A deformaciones muy grandes de la matriz, las inclusiones que están próximas entre sí tienden a juntarse, (fig. 3.15.). A medida que las inclusiones se alargan, se produce una deformación irregular debido a que el flujo laminar se hace inestable bajo la acción de perturbaciones en el patrón de flujo. Esto origina el efecto de aglutinación y angostamiento ("pinch and swell effect"), es decir, la formación de inclusiones en forma de cintas de espesor variable que pueden observarse en la fig. 3.16.

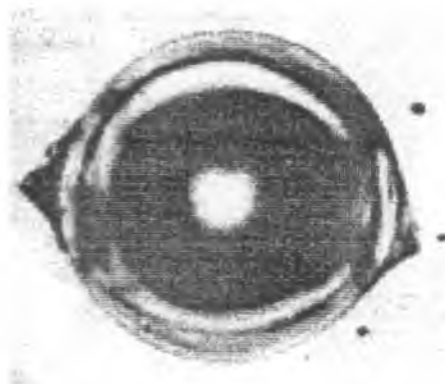


Fig. 3.14. Huecos cónicos producidos en torno a una inclusión silicato ( $\epsilon_m = 1,2$  a  $1150^\circ\text{C}$   $1000\times$ ). Ref. 2.



Fig. 3.15. Coalescencia de silicatos plásticos muy cercanos durante la laminación ( $\epsilon_m = 1,5$  a  $1300\text{ }^\circ\text{C}$   $150\times$ )

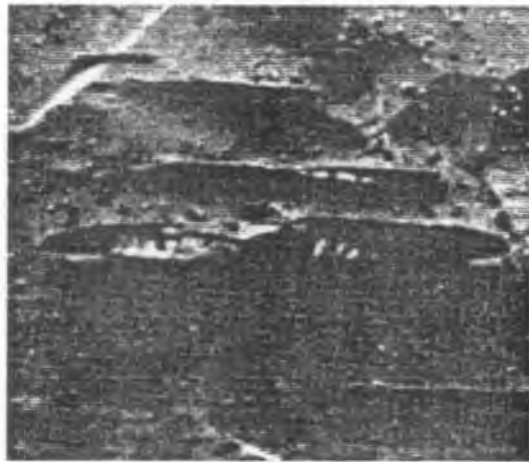


Fig. 3.16. Filamento de silicato de espesor variable ( $400\times$ ). Ref. 2.

Finalmente, a las temperaturas y/o deformaciones más altas, las secciones más finas de las inclusiones se rompen para formar agujeros y los bordes de las regiones rotas se engrosan y esferoidizan debido a los efectos de tensión superficial, (figs. 3.17. y 3.18.). Esto puede llevar a la formación de partículas esféricas más pequeñas diseminadas en el metal.

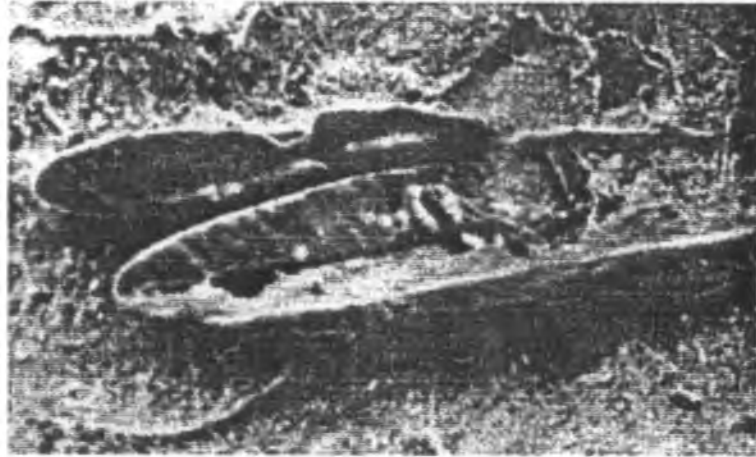


Fig. 3.17. Inclusión silicato de espesor variable en la que se aprecia el comienzo de su rotura (400×). Ref. 2.

Durante el trabajado del acero, éste pierde rápidamente su temperatura por radiación térmica, y los silicatos vítreos que fueron plásticos a temperaturas más altas se hacen no plásticos cuando pasan por la temperatura de transición y comienzan a fracturarse. Si las inclusiones han sido deformadas apenas levemente antes que la temperatura caiga por debajo de la temperatura de transición, tienden a triturarse, a fisurarse generalizadamente, y a cortarse, (fig. 3.19.). Frecuentemente los fragmentos cortados se separan a medida que el metal se introduce entre ellos, (fig. 3.20.), y los fragmentos rotan y adoptan un arreglo según la dirección de flujo, (fig. 3.21.).

Se observa que son los extremos más finos de las inclusiones vítreas alargadas, que generalmente muestran los efectos de trituración. El hecho de que algunas de las fisuras resulten arrestadas antes de atravesar toda la inclusión, (fig. 3.19.), indica que aún debajo de la temperatura de transición no plástico-plástico, hay cierta plasticidad residual en los silicatos vítreos como para permitir un redondeamiento del extremo de la fisura.

En el caso de los silicatos vítreos inicialmente muy deformados que se someten a una deformación aun mayor a una temperatura mucho menor que la temperatura de transición, comienzan a romperse por la formación de fracturas transversales, (fig. 3.22.), probablemente debido a la acción de corte generada por las fuerzas compresivas de laminación, como se puede ver en las figs. 3.23 y 3.24. También se produce una rotación de los fragmentos.

Una característica interesante de los silicatos vítreos deformados a temperaturas bien por debajo de la temperatura de transición es su apariencia similar a una soga, que es indicativo de un efecto de retorcido debido al flujo plástico interno dentro del silicato.



Fig. 3.18. Imagen obtenida con microscopio de transmisión que muestra la variación del espesor, la rotura, el engrosamiento y la esferoidización (4200×). Ref. 2.

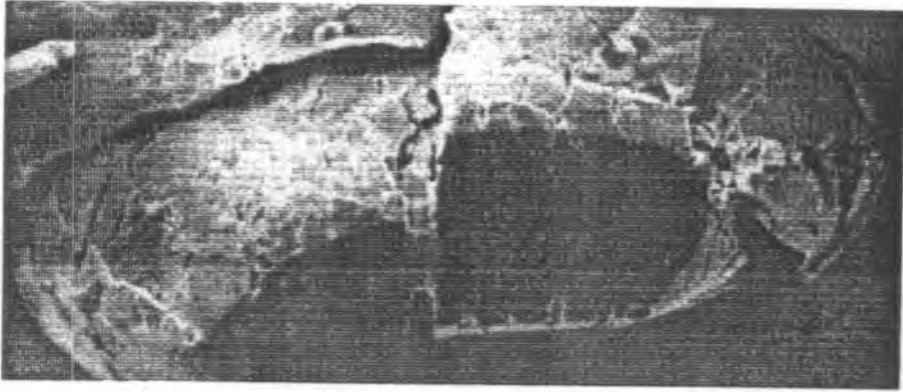


Fig. 3.19. Inclusión silicato fracturada (deformación 0,3 a 925 °C, 750×). Ref. 2.

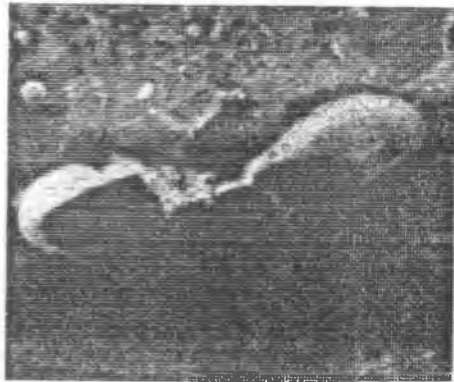


Fig. 3.20. Similar a la de la fig. 3.18. (250×). Ref. 2.



Fig. 3.21. Fragmentos de la inclusión silicato que comienzan a rotar e intrusiones metálicas en las fisuras (500×). Ref. 2.



Fig. 3.22. Fractura transversal de un silicato deformado primero hasta una reducción  $H=1,5$  a  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  y después hasta  $H=0,3$  a  $925\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (50×). Ref. 2.

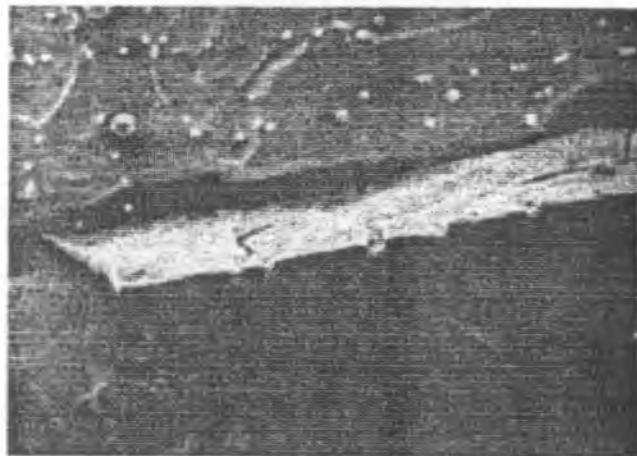


Fig. 3.23. Similar a la fig. 3.22. pero bajo microscopio electrónico de barrido (600×). Ref. 2.



Fig. 3.24. Similar a la fig. 3.23. (600×). Ref. 2.

### 3.4.2. Silicatos cristalinos (ref. 2)

Existen estudios realizados sobre las características de fractura de varias inclusiones silicato cristalinas del tipo **rodonita, tefroíta, espesartita y cordierita**.

Los silicatos cristalinos pueden formarse directamente en la colada, o pueden generarse por la devitrificación de los silicatos vítreos durante el calentamiento previo a la laminación o durante el proceso de laminación. Se ha observado que la deformación en caliente frecuentemente extiende la devitrificación o cristalización de los silicatos vítreos.

Frecuentemente los cristales silicato se encuentran en la forma de láminas interconectadas dentro de la inclusión original, sea ésta esférica o alargada. La totalidad de la inclusión puede estar constituida por los cristales de silicato, o bien pueden estar embebidos en el vidrio residual, o en un eutéctico que puede estar formado por uno o más silicatos y/o (FeMn)O.

Los silicatos cristalinos sólo se hacen plásticos (o fluidos) a su temperatura de sólidos y, en el caso de estructuras eutécticas, esa temperatura es menor que el punto de fusión de los silicatos cristalinos. De esta forma, se observa que los silicatos cristalinos se dan en una matriz fluida dentro de las inclusiones.

En la condición "as cast", los silicatos cristalinos globulares se fracturan cuando se laminan a temperaturas por debajo de la temperatura de transición no plástico-plástico. Se producen los huecos cónicos usuales y los fragmentos rotan y se orientan según la dirección de flujo, y se diseminan formando filamentos, (figs. 3.25-3.27).

Si la temperatura es lo suficientemente alta, el metal puede introducirse en las fisuras, (fig. 3.25.). Cuando se lamina a temperaturas mayores a la de transición, estas inclusiones se funden y se comportan de modo fluido. Sin embargo, a medida que la temperatura de laminación decrece, los silicatos fluidos alargados frecuentemente se cristalizan y se observa

que, cuando las inclusiones se componen enteramente de cristales silicato, la fractura tiende a darse a lo largo de los límites de los cristales.



Fig. 3.25. Silicato cristalino fisurado donde se observa el ingreso del metal en las fisuras de la inclusión (400×). Ref. 2.



Fig. 3.26. Fragmentos de un silicato cristalino rotados y diseminados (400×). Ref. 2.

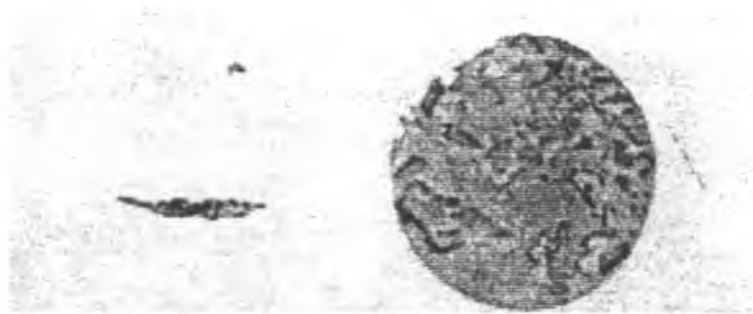


Fig. 3.27. Fragmento desprendido del silicato cristalino original que se orientó según la dirección de flujo (500×). Ref. 2.

Inicialmente se forman los huecos en los límites entre los cristales silicato. Estos huecos son análogos a las cavidades que se producen en los límites de grano del metal durante el trabajado en caliente. Este fenómeno se debe al deslizamiento de los límites de grano. A medida que la fractura progresa los huecos se conectan y se da una fractura completa sobre los límites de los cristales silicato. Los cristales se deslizan a lo largo de los límites, (fig. 3.28) hasta que quedan completamente separados, (fig. 3.29), y cuando la temperatura es lo suficientemente baja, el metal no ingresa en el espacio existente entre los cristales silicato.

A temperaturas mayores o deformaciones grandes de la matriz, los cristales silicato individuales se separan completamente, formando un filamento discontinuo de laminillas de silicato que casi siempre han rotado para presentar un arreglo alineado con la dirección de flujo, (fig. 3.30).



Fig. 3.28. Separación de los granos de una inclusión silicato cristalina con una deformación de 1,8 a 1250 °C, (600×). Ref. 2.



Fig. 3.29. Fragmentos separados de una inclusión silicato cristalina mostrando las colas de eutéctico (3000×). Ref. 2.



Fig. 3.30. Similar a fig. 3.29 con los cristales más separados. (200×). Ref. 2.

Sin embargo, en muchos casos la inclusión no consta sólo de cristales silicatos, y especialmente cuando la deformación ha causado la cristalización parcial en las inclusiones deformadas los cristales silicato se dan en una matriz fluida o plástica. La matriz que está entre los cristales silicato y que tiene baja viscosidad se afina (fig. 3.31), y finalmente se fragmenta (fig. 3.32), permitiendo de esta forma los cristales silicato se deslicen y se desprendan unos de otros, (fig. 3.33).

El silicato fluido que está entre los cristales frecuentemente forma una estructura eutéctica en el enfriamiento subsiguiente. Finalmente los cristales silicato individuales, con sus colas fluidas, se aíslan unos de otros, (fig. 3.34).

Como se ve en la fig. 3.35, la imagen que da la microscopía óptica de los filamentos discontinuos puede llevar a la mala interpretación de que los silicatos alargados se han fracturado mecánicamente en forma frágil.



Fig. 3.31. Cristales de silicato en una matriz de silicato fluido, deformado a 1250 °C, (1500×). Ref. 2.

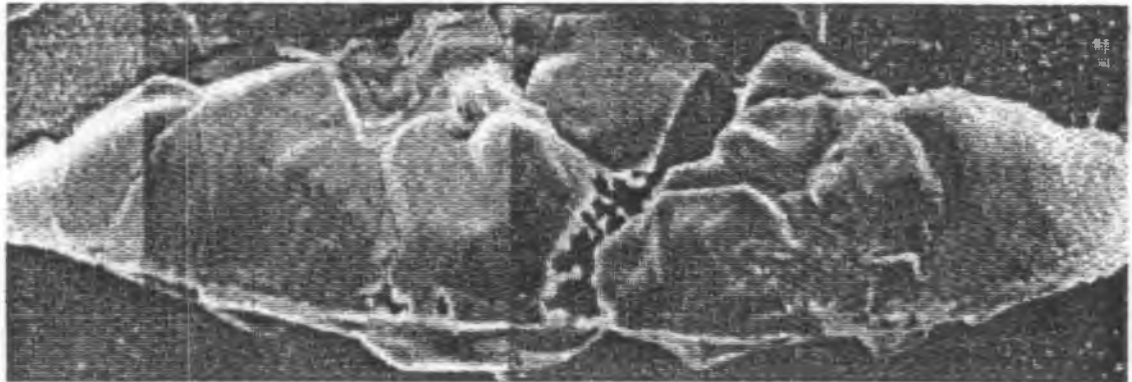


Fig. 3.32. Rotura de la matriz fluida de una inclusión silicato que contiene también silicatos cristalinos deformados a 1250 °C, (2000×). Ref. 2.



Fig. 3.33. Similar a 3.32 pero a mayor deformación, (2000×). Ref. 2.

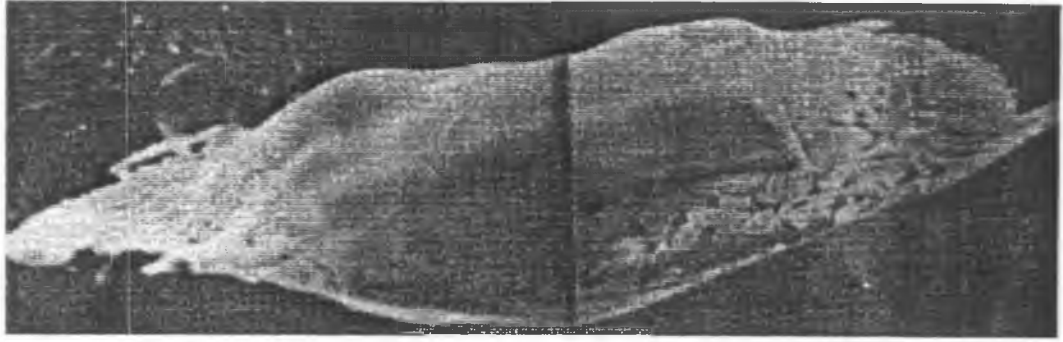


Fig. 3.34. Fragmento separado de una inclusión silicato donde se aprecian los cristales y las colas de eutéctico (Fe Mn)O (3000×). Ref. 2.



Fig. 3.35. Similar a la fig. 3.33. pero bajo microscopio óptico, (200×). Ref. 2.

### 3.4.3. Silicatos dúplex (ref. 2)

La presencia de partículas de una segunda fase en el silicato puede tener una marcada influencia en el modo de fractura.

A temperaturas inferiores a la de transición, la presencia por ejemplo de partículas de espinela o wüstita, que son muy frecuentes en los silicatos, hace que la fractura se de a lo largo de la interfase entre la matriz del silicato y la partícula de segunda fase.

Un ejemplo de este efecto puede verse en la fig. 3.36., para una matriz de  $SiO_2$  conteniendo partículas de  $(FeMn)O$ . Se produce luego la erosión de los fragmentos menos plásticos, para formar filamentos (fig. 3.37) y puede darse la introducción del metal en las fisuras, pero las partículas fracturadas podrán también contener muchos huecos o discontinuidades.

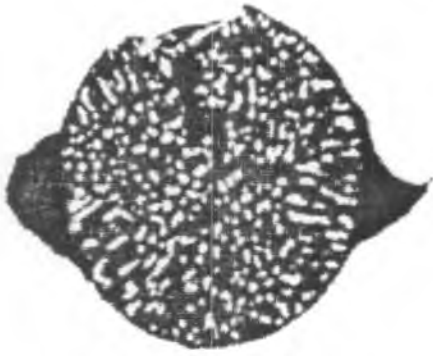


Fig. 3.36. Fractura y formación de cavidades en las interfases de una inclusión dúplex (Fe Mn)O-SiO<sub>2</sub>,  $\epsilon_m = 0,6$  a 1000 °C (1000×). Ref. 2.

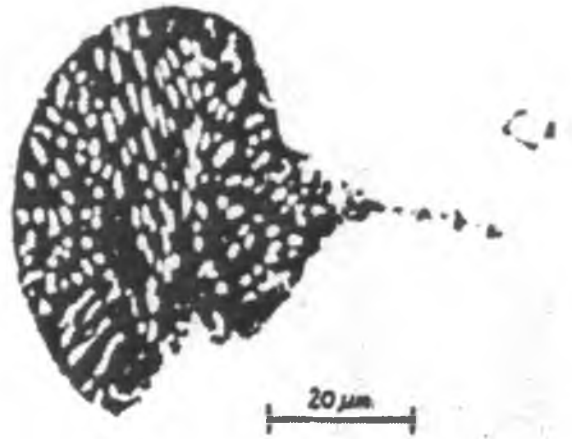


Fig. 3.37. Similar a la fig. 3.36. pero con una  $\epsilon_m = 0,9$  a 1000 °C, se nota la erosión de los fragmentos que adoptan la forma de filamento, (1000×). Ref. 2.



Fig. 3.38. Similar a las figs. de arriba pero con una  $\epsilon_m = 0,6$  a 1150 °C (500×). Ref. 2.

Si la deformación se produce a una temperatura mayor que la de transición, se pone de manifiesto el efecto de soporte mecánico de la inclusión por parte de la fase más rígida, (fig. 3.38), pero al incrementar la deformación el silicato plástico se estira apartándose de las partículas indeformables, (figs 3.39 y 3.40), y el silicato finalmente se rompe para producir filamentos discontinuos, (fig. 3.41.). Este efecto se muestra claramente en las figs. 3.42-3.44. El silicato plástico, si era líquido a la temperatura de deformación, forma un eutéctico en el enfriamiento subsiguiente, (fig. 3.44.).

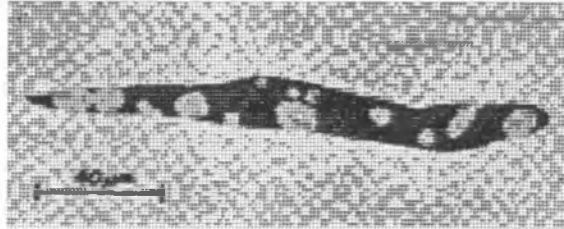


Fig. 3.39. La misma inclusión de la fig. 3.37.  $\epsilon_m = 0,9$  a 1150 °C, (500×). Ref. 2.

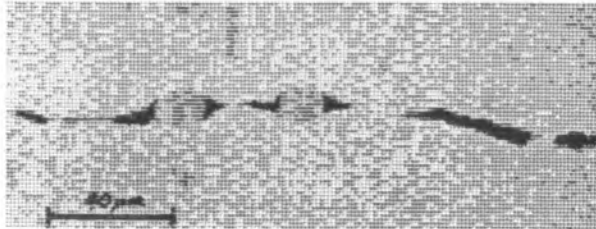


Fig. 3.40. La misma inclusión  $\epsilon_m = 1,2$  a 1150 °C, (500×). Ref. 2.

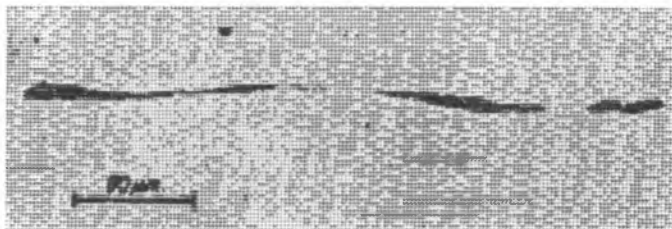


Fig. 3.41. La misma inclusión  $\epsilon_m = 1,8$  a 1250 °C, (500×). Ref. 2.

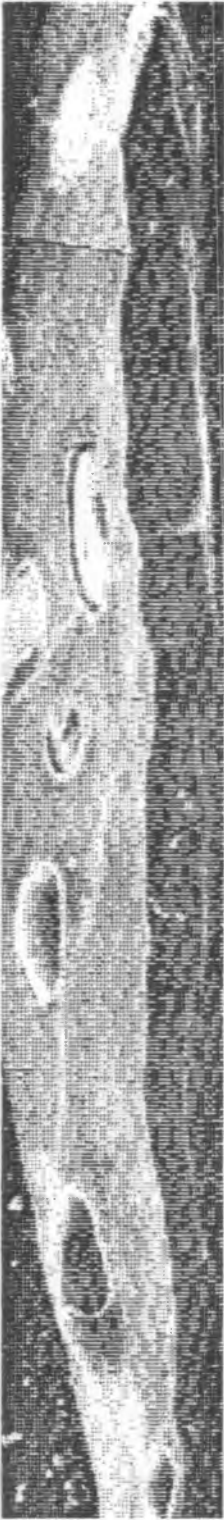


Fig. 3.42. Inclusión dúplex (Fe Mn)O - SiO<sub>2</sub>,  $\epsilon_m = 1,2$  a 1150 °C, se aprecia el estiramiento de la matriz silicato fluida del (Fe Mn)O, (3000×). Ref. 2.



Fig. 3.43. Similar a fig. 3.42. (3000×). Ref. 2.



Fig. 3.44. Similar a las figs. 3.42 y 3.43. (1500×). Ref. 2.

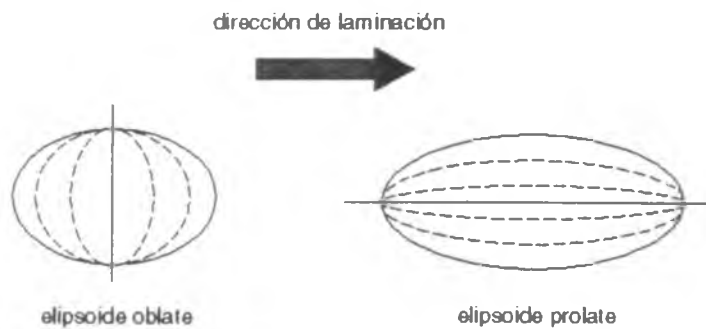


Fig. 3.45. Formas de elipsoide que pueden adoptar las inclusiones esféricas cuando se deforman como consecuencia de la laminación del acero.

Aunque no existen evidencias al respecto, se puede suponer que las partículas de alúmina dentro de una inclusión alúmino-silicato provocarán un comportamiento similar, (ref.2).

Las inclusiones silicato dúplex que contienen segundas fases menos plásticas, tienden a fracturarse a deformaciones menores que las inclusiones de una sola fase vítreas o cristalinas, (ref. 2).

La presencia de estas fisuras en silicatos, que no son llenadas fácilmente por el flujo metálico dentro de ellas a las relativamente bajas temperaturas en la que se forman, es sin duda una fuente de la iniciación de fisuración del acero, (ref. 2).

Sin embargo, el laminado de un lingote suele comenzarse a alta temperatura (mayor que  $\theta_c$ ) a la que los silicatos son muy plásticos y por lo tanto se deforman como elipsoides o filamentos alargados y continuos.

En productos no planos como el alambroón, la barra y la palanquilla, los silicatos deformados tienen una sección circular más o menos constante (podemos referirnos a esta forma como cilíndrica), mientras que en productos laminados planos tales como la chapa gruesa o el fleje, pueden tomar la forma de elipsoides prolongados en los polos (prolate) o achatados en los polos (oblate), (fig. 3.45.), o partículas en forma de placas.



Fig. 3.46. Inclusión silicato filamentosa partida en forma transversal (750×). Ref. 2.

A medida que la temperatura de trabajado disminuye, los silicatos se hacen menos plásticos, hasta llegar a ser frágiles. Este es el caso cuando se lamina chapa delgada, cuya temperatura de terminación es baja, como en las chapas de acero sometidas a **laminación controlada**. Los silicatos en forma de filamentos cilíndricos o de placas comienzan a fisurarse transversalmente a la dirección de laminación, (fig. 3.45).

Al principio, estas fisuras son muy estrechas para que el metal pueda fluir dentro de ellas, pero si la deformación continúa, o si el material es recalentado para seguir deformándolo, el metal puede llenar los espacios entre los fragmentos rotos, los que se alejan unos de otros, (fig. 3.47).

La presencia de segundas fases dentro de los silicatos actúa de una manera similar a la descrita para partículas esféricas, produciéndose la fisura en la interfase. Sin embargo, en un silicato dúplex que ha sido deformado plásticamente, las fases menos plásticas invariablemente son expulsadas hacia la interfase metal inclusión, e inclusive pueden introducirse en la matriz del metal, como puede verse en la fig. 3.48, (ref. 2). En tal posición estas fases experimentan fuerzas muy grandes debidas al flujo de metal, particularmente a temperaturas relativamente bajas en las que el mismo silicato no se está deformando. Esto, junto con la fisuración en la interfase silicato-segunda fase, puede causar que las partículas más duras de segunda fase sean expulsadas del silicato, (fig. 3.48), y diseminadas a lo largo de la dirección de flujo del metal, generando filamentos discontinuos de partículas de segunda fase que no están asociadas con el silicato original, como puede verse en la fig. 3.49, (ref. 2).

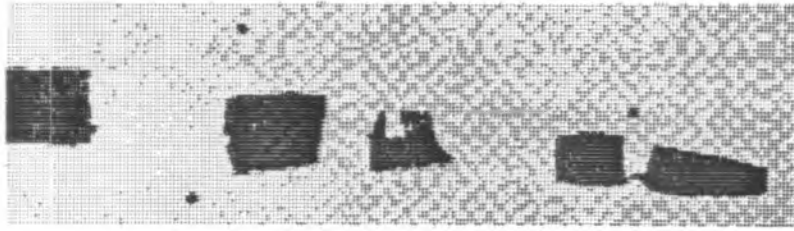


Fig. 3.47. Fragmentos de una inclusión silicato muy separados por la deformación (750×). Ref. 2.

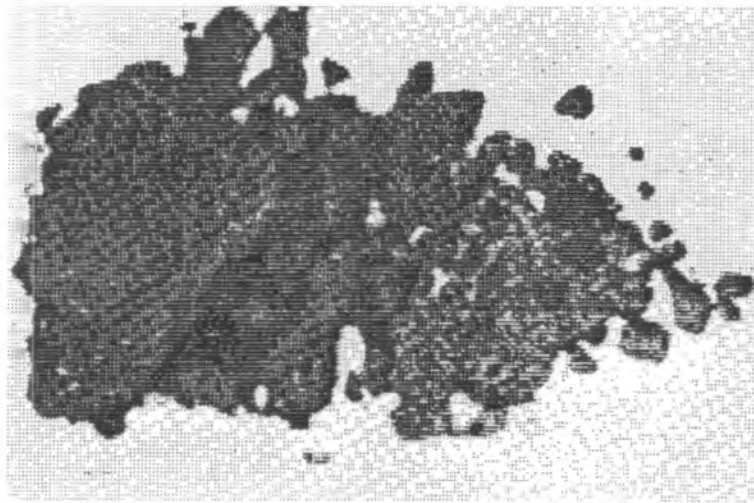


Fig. 3.48. Expulsión de las partículas de segunda fase más duras en una inclusión silicato dúplex, (750×). Ref. 2.

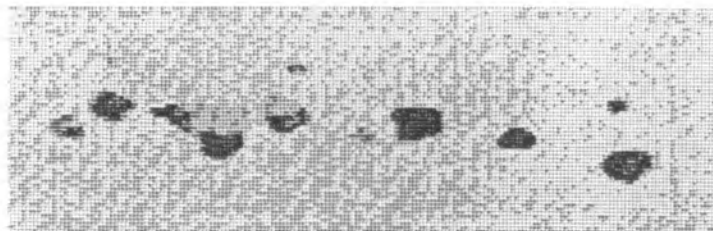


Fig. 3.49. A mayor deformación los fragmentos de las fases que formaban la inclusión dúplex se alinean con la dirección de la deformación, (750×). Ref. 2.

### 3.4.4. Factores que controlan la plasticidad de los silicatos (ref. 2)

A continuación se detallan los factores que controlan la plasticidad de los silicatos:

#### a) Temperatura

Como puede apreciarse en la fig. 3.10, la temperatura es el factor que ejerce la mayor influencia sobre la plasticidad de los silicatos.

En los silicatos vítreos la temperatura de transición es comúnmente varios cientos de grados más baja que la correspondiente a la temperatura de sólidos mientras que para los silicatos cristalinos coincide con esta última. El contenido de  $CaO$  puede tener un efecto muy importante en el valor de la temperatura de transición.

#### b) Reducción durante el trabajado en caliente

Los valores de plasticidad relativa de las inclusiones respecto del acero, son generalmente mayores cuanto menores son las reducciones. Esto ha sido demostrado por varios investigadores para la wüstita, sulfuros, y aluminio silicatos.

Las razones de este efecto no han sido determinadas claramente. Es difícil comparar la plasticidad de una pequeña cantidad de inclusiones con la de una gran matriz de acero a reducciones muy grandes.

Una explicación probable del efecto observado es que con grandes deformaciones, las inclusiones se hacen más finas y entonces ofrecen menos resistencia al flujo de metal que la que ofrecen las inclusiones más esféricas presentes a bajas deformaciones. Sin embargo, la cuestión es más complicada que esto, ya que la superficie de la inclusión sobre la cual actúan las fuerzas de fricción crece a medida que la reducción se incrementa, siendo la mayor parte de esta superficie, paralela a la dirección de flujo del metal.

En una explicación completa de este efecto deberían considerarse el flujo viscoso en las capas límite adyacentes a la superficie de las inclusiones y las fuerzas interfaciales inclusión/acero.

#### c) Tamaño de las partículas

Existe consenso acerca del hecho de que las partículas pequeñas son menos susceptibles de ser deformadas que las grandes. La evidencia está limitada a las inclusiones  $(Fe\ Mn)O$  y  $MnS$ , pero existen indicios de que el mismo efecto se aplica a los silicatos.

La explicación aceptada es que el área sobre la cual pueden operar las fuerzas de fricción es

menor para inclusiones pequeñas que para las grandes, y entonces las fuerzas de deformación totales son menores. Además, se observa que las partículas pequeñas sólo empiezan a deformarse a temperaturas menores y deformaciones mayores, cuando presumiblemente las fuerzas de deformación son grandes.

#### d) Composición

La composición de los silicatos tiene una gran influencia en la temperatura mínima a la que puede observarse el comportamiento plástico.

Kiessling (ref. 6), ha demostrado esquemáticamente que incrementando el contenido de  $CaO$ ,  $FeO$ , y  $SiO_2$  en el silicato, aumenta la temperatura  $\theta_c$ , mientras que incrementando el  $MnO$ , esa temperatura disminuye. Sin embargo, estas son generalizaciones que deben tratarse con cuidado, ya que el problema es más complicado.

Por ejemplo, se ha demostrado que los silicatos basados en  $2MnO.SiO_2$  se hacen plásticos a temperaturas mayores que aquellos basados en  $2FeO.SiO_2$ .

El incremento del contenido de  $MnO$  en los silicatos vítreos de hierro y manganeso baja la temperatura de transición, mientras que en los silicatos cristalinos esta temperatura se eleva debido a que el  $MnO$  incrementa la temperatura eutéctica del sistema  $(FeMn)O$ -olivina.

También se ha demostrado que el reemplazo del  $FeO$  por  $MgO$  en los silicatos de hierro incrementa la temperatura a la cual se observa la plasticidad, como se representa en la fig. 3.50, (ref. 2).

La temperatura a la cual los silicatos se hacen muy plásticos está relacionada con su temperatura de fusión. Esto no significa que tengan que fundirse para tener una plasticidad apreciable, ya que existen silicatos que se hacen muy deformables a temperaturas del orden de los  $825\text{ }^\circ\text{C}$ , y ninguna de las inclusiones silicato comunes se funden a temperaturas tan bajas. Esto puede verse en la fig. 3.51, en la que se representan los datos de diferentes silicatos incluidos en la tabla I.

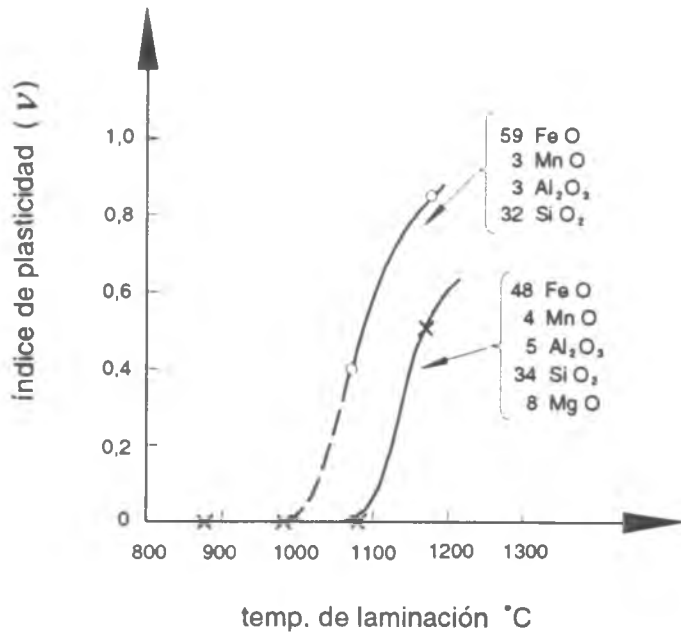


Fig. 3.50. Efecto del reemplazo del FeO por MgO en la plasticidad de los silicatos. Ref. 2.

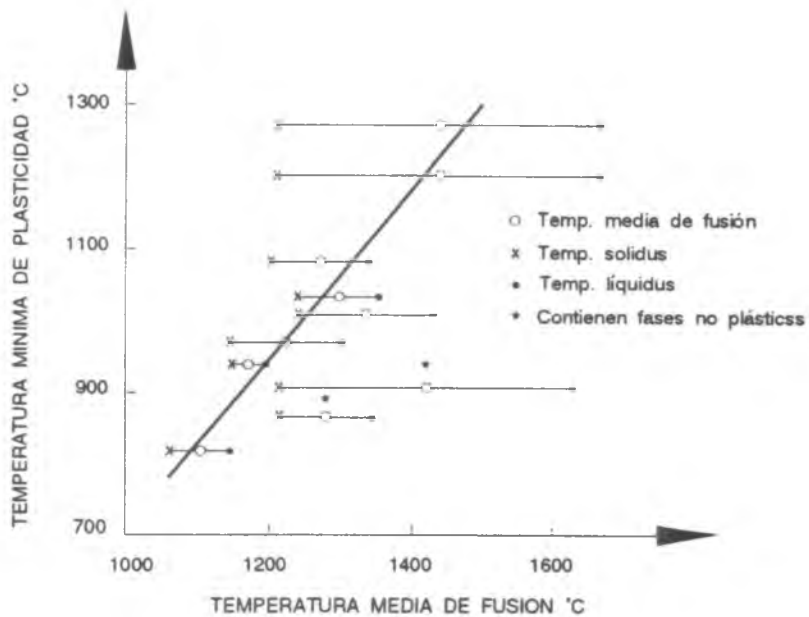


Fig. 3.51. Relación entre la temperatura media de fusión y la temperatura mínima de plasticidad de algunos silicatos. Ref. 2.

**TABLA I. Temperaturas medias de fusión para diferentes inclusiones silicato.**

Tipo	Composición de la inclusión (% en peso)	Temp. mín. de plasticidad (°C)	Temp. de sólidos (°C)	Temp. de líquidus (°C)	Temp. media de fusión (°C)
Tipo 1	70FeO, 30SiO <sub>2</sub>	≈ 940	1180	1210	1195
Tipo 2	71MnO, 29SiO <sub>2</sub>	≈ 1020	1250	1350	1300
Tipo 3	59FeO, 3MnO, 3Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 32SiO <sub>2</sub>	≈ 970	1180	1300	1240
Tipo 4	48FeO, 4MnO, 5Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 34SiO <sub>2</sub> , 8MgO	≈ 1070	1220	1350	1285
Tipo 5	20SiO <sub>2</sub> , 80(Fe, Mn)O	≈ 850	1240	1330	1285
Tipo 6	50SiO <sub>2</sub> , 50(FeMn)O	≈ 900	1240	1660	1450
Tipo 7	75SiO <sub>2</sub> , 25(FeMn)O	≈ 1200	1240	1700	1470
Tipo 8	85SiO <sub>2</sub> , 15(FeMn)O	≈ 1250	1240	1700	1470
Tipo 9	45SiO <sub>2</sub> , 15Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 40FeO	≈ 825	1080	1150	1115
Tipo 10	5FeO, 50MnO, 45SiO <sub>2</sub>	≈ 1000	1250	1400	1325

En la fig. 3.51 puede verse que para la mayoría de los datos representados, existe una clara relación entre la temperatura media líquidus-sólidos y la temperatura de plasticidad. Las dos observaciones marcadas con asterisco (inclusiones del tipo 3 y 6 de la tabla I), no se ajustan a esta relación, y corresponden a inclusiones dúplex, la que con 20 % de SiO<sub>2</sub> contiene wüstita, y la que con 50 % de SiO<sub>2</sub> contiene tridimita. Estas dos fases son relativamente no plásticas, por lo que puede concluirse que las inclusiones dúplex de matriz silicato que contienen una fase dura no deformable, se comportan de manera diferente.

Las inclusiones silicato del tipo 9 (tabla I), son de especial interés en la fabricación de acero semicalmado. Este tipo de inclusiones se da cuando se agrega al baño una aleación de

aluminio y silicio (60 % Si, 40 % Al). Esta aleación se utiliza para controlar la reacción de balance en el molde en la producción de chapa gruesa de acero semicalmado. La composición media de las inclusiones que se forman de esta manera se encuentran en la zona de bajo punto de fusión del diagrama de fases  $FeO-Al_2O_3-SiO_2$ . Como resultado de esto (y como indica la fig. 3.51), las inclusiones son extremadamente blandas y deformables por encima de los 1050 °C, y resultan alargadas durante el trabajado en caliente hasta adoptar la forma de filamentos como los que se observan en la fig. 3.52.

Se ha probado que inclusiones filamentosas similares producen defectos de laminación en chapas gruesas de aceros semicalmados desoxidados con la mencionada aleación de aluminio y silicio. Debido a su baja temperatura de sólidos ( $\approx 1080$  °C), algunas de estas inclusiones se funden parcialmente durante la laminación a temperaturas más altas, como se ve en la fig. 3.53.

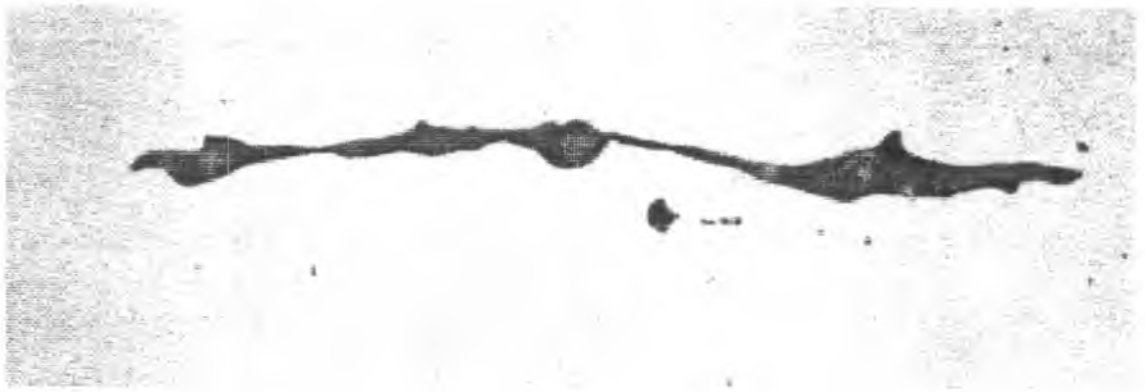


Fig. 3.52. Inclusión silicato alargada por la deformación, (750×). Ref. 2.

Si el comportamiento indicado en la fig. 3.51 es válido, no habrá influencia directa de la existencia de óxidos como  $CaO$ ,  $MgO$ ,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  etc., disueltos en los silicatos, sobre su plasticidad. Más bien, su efecto dependerá en como esto afecta el punto de fusión y la composición original del silicato.

Por otro lado, como ya se dijo, si la presencia del óxido se da como una segunda fase, deberá esperarse que esto modifique las características de plasticidad de las inclusiones, especialmente si la segunda fase es de un tipo no plástico.

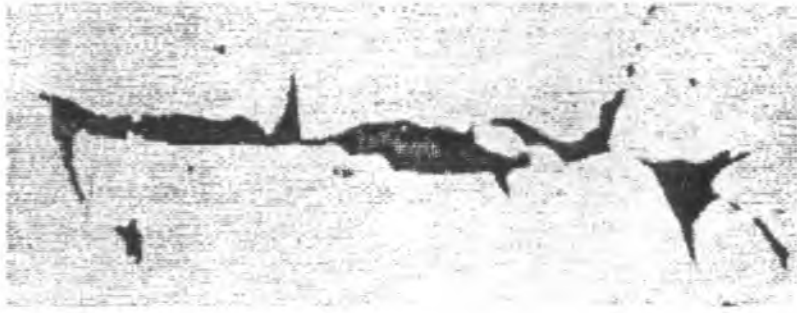


Fig. 3.53. Inclusión silicato que se fundió durante la deformación, (750×). Ref. 2.

La temperatura de plasticidad está claramente relacionada con el contenido de  $SiO_2$  en los silicatos del sistema  $(FeMn)O-Al_2O_3-SiO_2$  que contienen cantidades pequeñas de  $CaO$ . Se ha estudiado un modelo que relaciona el índice de plasticidad ( $v$ ) con la relación entre las tensiones de fluencia de la inclusión y de la matriz de acero y el flujo newtoniano de las inclusiones silicato vítreas durante la deformación. Este modelo sugiere que el cambio en el comportamiento de las inclusiones ocurrirá cuando la tensión de fluencia en la inclusión iguale a la tensión de fluencia en la matriz. Esta situación parece deberse a una **viscosidad crítica** de la inclusión, por ejemplo  $10^{7.5}$  poise y la temperatura en la que la viscosidad alcanza este valor corresponde a aquella en que se produce el cambio brusco en el índice de plasticidad.

Los óxidos pueden tener una marcada influencia en la viscosidad de los silicatos vítreos. Por ejemplo, el  $CaO$  a concentraciones menores que 30% pueden reducir la viscosidad del silicato al romper las redes de  $SiO_4$ . Por otro lado, óxidos como  $Al_2O_3$  y  $Cr_2O_3$  pueden tener efectos variables dependiendo de la basicidad del silicato vítreo. En un silicato básico estos óxidos pueden reforzar la estructura de la red e incrementar la viscosidad, pero en un silicato ácido, pueden romper la red y disminuir la viscosidad.

Debe enfatizarse que este análisis es válido sólo para inclusiones silicato del tipo vítreas, y que las inclusiones cristalinas no parecen seguir este comportamiento. De hecho puede sospecharse que para los silicatos cristalinos la temperatura de plasticidad está más relacionada con la temperatura de fusión.

Midiendo la dureza de distintas inclusiones y matrices a diferentes temperaturas, ha sido posible obtener la siguiente expresión:

$$v = 2 - \frac{H_i}{H_m} \quad (11)$$

donde  $H_i$  = microdureza de la inclusión  
 $H_m$  = microdureza de la matriz

Por lo tanto, e ensayo de microdureza en caliente puede ser útil en la determinación del índice de plasticidad de las inclusiones.

### e) Partículas de segunda fase

La presencia de una fase dura e indeformable como la alúmina, espinela o sílice (tridimita o cristobalita) en un silicato puede actuar como una estructura de soporte que disminuye su plasticidad aparente. Este es particularmente el caso si la segunda fase está presente como un esqueleto dendrítico, como se ve en la fig. 3.54.

Después de producida la deformación, se puede observar que el silicato (más plástico) se ha escurrido a ambos lados de la fase no deformable (fig. 3.55), o se presentan como filamentos que conectan dos o más partículas de la fase dura como puede verse en la fig. 3.56.



Fig. 3.54. Inclusión silicato con una segunda fase que forma un esqueleto dendrítico, (750×). Ref. 2.

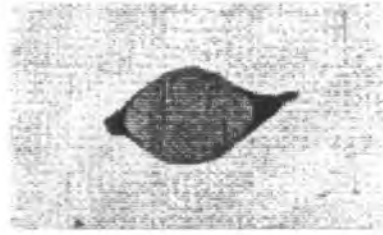


Fig. 3.55. Inclusión dúplex en la que el silicato ha fluído hacia los extremos de la partícula más dura, (750×). Ref. 2.



Fig. 3.56. Inclusión dúplex en la que el silicato ha formado un filamento que conecta dos partículas de la fase dura, (750×). Ref. 2.

### 3.5. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso

En general, la ductilidad de la mayoría de los aceros en el trabajado en caliente está determinada principalmente por los óxidos y los silicatos más que por los sulfuros. Sin embargo, son excepciones los aceros al carbono resulfurados para mejorar su maquinabilidad y algunos aceros inoxidable.

La modificación de los sulfuros mediante el agregado de distintos elementos no se hace en general para promover la trabajabilidad en caliente sino para mejorar las propiedades finales a temperatura ambiente. Una excepción es el caso de los aceros inoxidable, a los que se agregan tierras raras para mejorar su trabajabilidad en caliente, aunque como se discutirá posteriormente el efecto puede no deberse solamente a la modificación de los sulfuros.

A pesar de lo dicho, el tipo, tamaño y distribución de las inclusiones de MnS pueden influenciar la trabajabilidad en caliente. La importancia relativa de su influencia depende del estado de tensiones aplicado y de la velocidad de deformación durante el trabajado, (ref. 13).

Aparentemente la deformabilidad de los sulfuros se incrementa del tipo I al tipo III. Como los tipos I y III son equiaxiales, se deforman a elipsoides durante el trabajado en caliente y el estudio de su plasticidad es más fácil. La deformabilidad de los MnS tipo II no puede evaluarse en forma precisa con la simple observación de muestras metalográficas debido a su morfología eutéctica original.

#### 3.5.1. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo I (ref. 14)

Como se dijo en la sección 1.2.2., el MnS tipo I suele encontrarse acompañado del eutéctico ternario del sistema Fe-MnS-MnO, formando inclusiones dúplex.

A todas las temperaturas inferiores a 1200 °C las inclusiones dúplex se deforman mucho menos que los sulfuros de una sola fase. Su comportamiento depende en gran medida de la proporción de eutéctico respecto de la fase MnS aislada, (fig. 3.57).

Cuando el eutéctico es el constituyente más abundante, las inclusiones se deforman poco a las deformaciones menores, (fig. 3.58).

Cuando la deformación y por ende las fuerzas sobre la inclusión crecen, las inclusiones tienden a fracturarse y permiten que el MnS se deforme y redistribuya las partículas destrozadas de eutéctico a lo largo de su extensión, (fig. 3.59).

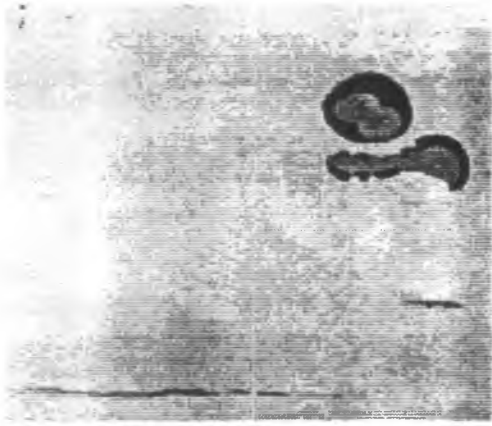


Fig. 3.57. MnS tipo I monofásicos alargados y bifásicos fracturados, (370×). Ref. 14.



Fig. 3.58. MnS tipo I bifásico laminados con una reducción  $H=4$ , (350×). Ref. 14.



Fig. 3.59. MnS tipo I bifásico laminado con una reducción  $H=16$ , (175×). Ref. 14.

Cuando el eutéctico forma la menor parte de la inclusión, disminuye la deformabilidad de la misma actuando de manera similar a la alúmina en los silicatos deformables. Inclusive pueden observarse huecos cónicos en los extremos, característicos de las inclusiones poco deformables, (fig. 3.60).

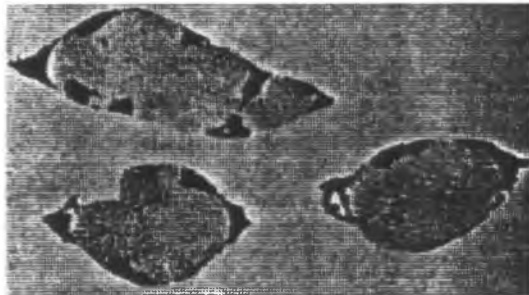


Fig. 3.60. MnS bifásicos tipo I laminados con una reducción  $H=4$  a  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (850 $\times$ ). Ref. 14.

A  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  la fase eutéctica está frecuentemente presente como "colas" asociadas con la fase sulfuro casi no deformada, (fig. 3.61). Esto sugiere que está fundida a la temperatura de trabajado (si bien la temperatura de fusión del eutéctico MnS-MnO es de  $1232\text{ }^{\circ}\text{C}$ , la presencia de  $\text{FeO}$  y  $\text{SiO}_2$  pueden hacer descender este valor).

La extensión de las colas depende de la proporción eutéctico/fase MnS aislada presente, ya que para el caso de inclusiones en donde predominaba el eutéctico, la deformación de estas a temperaturas mayores a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  son muy grandes, produciendo filamentos muy largos, como se ve en la fig. 3.62.



Fig. 3.61. Colas de eutéctico asociadas con MnS tipo I laminados con una reducción  $H=16$  a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (210 $\times$ ). Ref. 14.



Fig. 3.62. Inclusión de MnS tipo I con una alta proporción de eutéctico muy deformado, laminada hasta  $H=2$  a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (210 $\times$ ). Ref. 14.

En general, las inclusiones monofase se deforman en todo el rango de temperaturas de trabajado en caliente. En la figs. 3.63 y 3.64 se tienen sendas muestras de esto.

Sin embargo, en ocasiones pueden aparecer huecos cónicos en los extremos de estas inclusiones, como muestran las figs. 3.65 y 3.66. La aparición de estos huecos parece estar en este caso favorecida por altas temperaturas y bajas deformaciones.

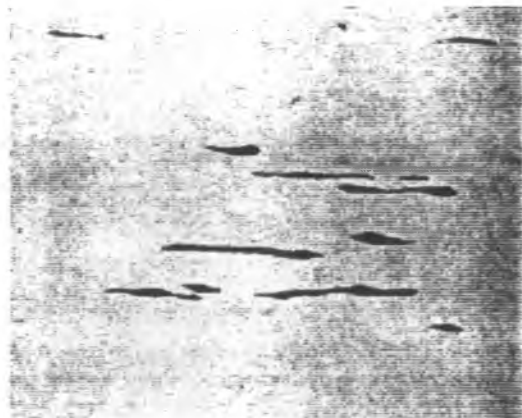


Fig. 3.63. MnS tipo I laminado con una reducción  $H=8$  a  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (210 $\times$ ). Ref. 14.

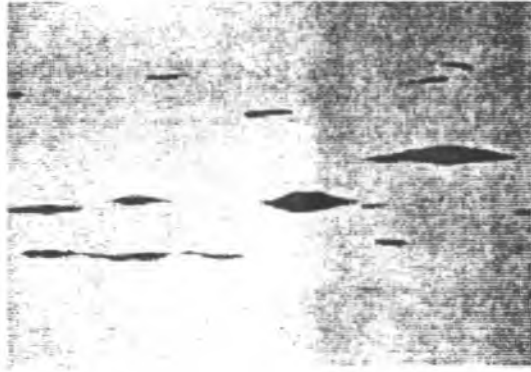


Fig. 3.64. MnS tipo I laminado con una reducción H=8 a 1000 °C, (210×). Ref. 14.

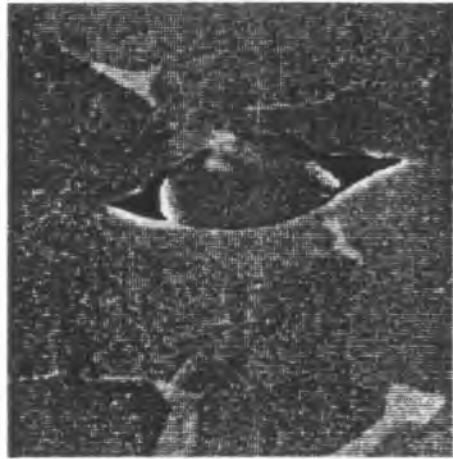


Fig. 3.65. MnS laminado con una reducción H=2 a 1200 °C, (1000×). Ref. 14.



Fig. 3.66. MnS laminado con una reducción  $H=16$  a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $(1000\times)$ . Ref. 14.

### 3.5.2. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo II (ref. 17)

Debido a su morfología y distribución, no es posible medir la deformabilidad de los MnS tipo II en secciones pulidas y sólo se puede obtener de éstas una indicación cualitativa de su comportamiento durante el trabajado en caliente.

Como se explicó en la sección 1.2.2., las colonias eutécticas de sulfuro de manganeso tipo II forman en el acero fundido una red interdendrítica, (fig. 3.67), y durante la laminación en caliente, esta distribución se modifica según se muestra en las figs. 3.68 y 3.69.

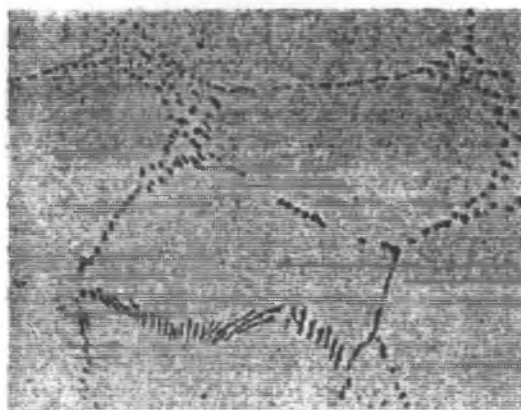


Fig. 3.67. MnS tipo II en la condición "as cast",  $(240\times)$ . Ref. 17.

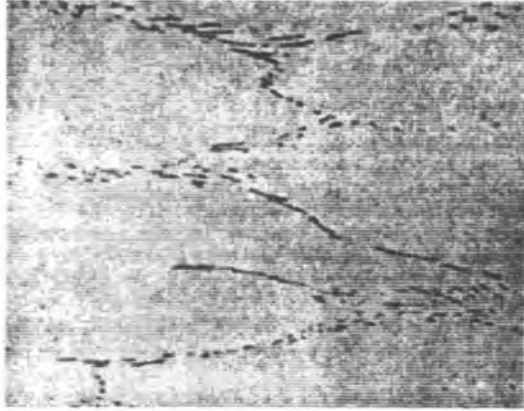


Fig. 3.68. MnS tipo II laminado con una reducción H=2 a 800 °C, (400×). Ref. 17.

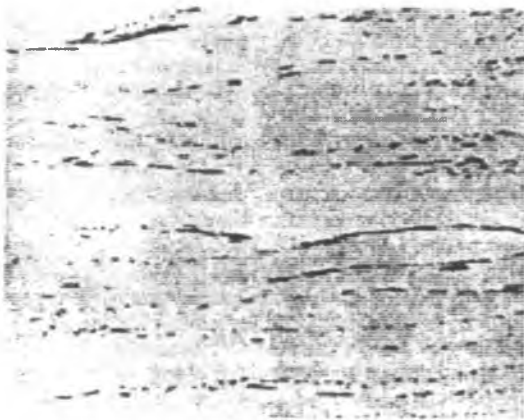


Fig. 3.69. MnS tipo II laminados con una reducción H=8 a 800 °C, (400×). Ref. 17.

Como se observa en la fig. 3.68, a las reducciones menores, la estructura dendrítica original todavía está claramente delineada por los sulfuros y refleja la deformación sufrida por la muestra de acero.

Con mayores reducciones (fig. 3.69), se nota una mayor deformación de los "granos", pero las colonias originales apenas pueden distinguirse como líneas discontinuas. Su separación puede tomarse como una indicación de la reducción sufrida por la muestra.

Baker y Charles (ref. 17) estudiaron superficies de fractura de probetas de fractomecánica ensayadas a temperatura ambiente correspondientes a aceros laminados en caliente hasta distintas reducciones y a distintas temperaturas. A partir de esto encontraron dos efectos principales que se acentuaban a medida que crecía la reducción:

- i) Las colonias se reorientan en la dirección de laminación.
- ii) Los bastoncillos individuales de sulfuro se alargan y se achatan y aparecen cada vez más próximos entre sí, a medida que se aumenta la deformación.
- iii) La reorientación de las colonias y la deformabilidad de los sulfuros individuales tipo II aumentan con la disminución de la temperatura.
- iv) Los valores aproximados del índice de plasticidad relativa ( $v$ ) se ubican entre 0,4 (máxima reducción, a la temperatura más baja ensayada que es de 800 °C), y 0,7 (mínima reducción, también para 800 °C). Esta variación del índice de plasticidad relativa con el grado de deformación es típico de la deformación en caliente de las inclusiones y fue explicado en la sección 3.3.6.

Los valores aproximados de la plasticidad relativa que se observaron son intermedios entre los correspondientes a los sulfuros tipo I y III, siendo éstos últimos los mayores.

Una explicación para la diferencia entre los tipos I y III puede basarse en la mucho mayor presencia de oxígeno disuelto en el primer tipo. La diferencia entre las plasticidades de los tipos II y III no puede explicarse en base a esto porque ambas tienen un contenido muy bajo de oxígeno. La causa probablemente esté relacionada con la mucho mayor relación de forma  $\lambda$  (ver sección 3.2.) que presentan las inclusiones del tipo II en la condición "as cast", es decir antes de sufrir cualquier deformación.

### 3.5.3. Plasticidad y fractura de los sulfuros de manganeso tipo III (ref. 16)

Como se dijo en la sección 1.2.2. estas inclusiones son octaedros, pero esto tiene un efecto insignificante en el análisis de la deformabilidad basado en considerarlas inicialmente esféricas.

A diferencia del tipo I la plasticidad relativa de los sulfuros de manganeso tipo III aumenta en forma monótona con la disminución de la temperatura, al menos en el rango 1200 - 800 °C.

A cada temperatura de trabajado, la plasticidad de los sulfuros tipo III es mucho mayor que la de los sulfuros tipo I, incluso llega a igualar la correspondiente al acero a los 800 °C.

Baker y Charles (ref. 12) observaron que a reducciones menores que 2 las inclusiones aún conservaban cierto rastro de su aspecto angular inicial, (fig. 3.70), pero a deformaciones mayores los filamentos carecían por completo de características angulares, (fig. 3.71).

En la fig. 3.71 se representan los resultados obtenidos por diferentes autores en relación a la plasticidad relativa de las inclusiones sulfuro de manganeso tipos I y III.

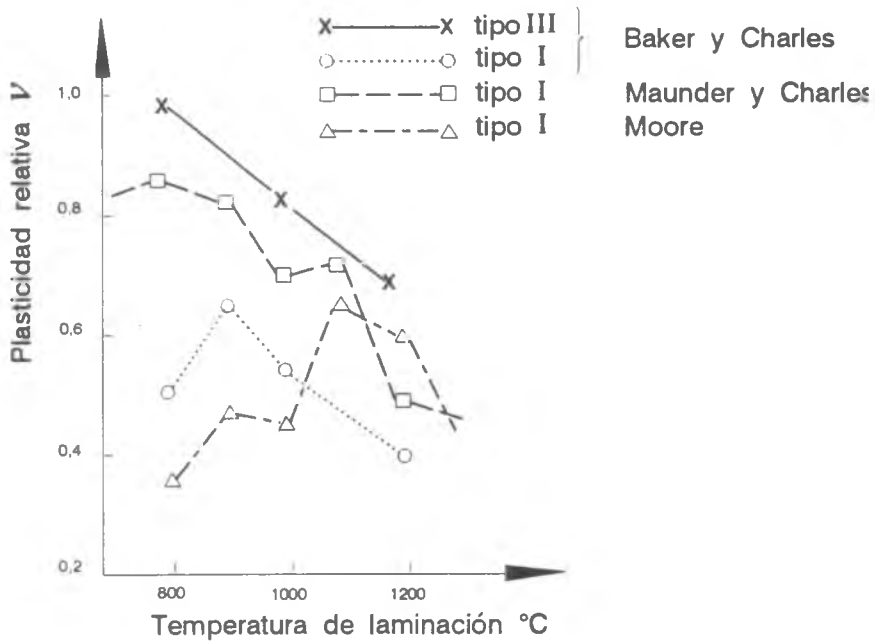


Fig. 3.72. Efecto de la temperatura de laminación sobre la plasticidad relativa del MnS.

Como se puede apreciar en la fig. 3.72, existen diferencias entre los trabajos de distintos investigadores. Se halló (ref. 16) que estas diferencias no se deben a la influencia de la matriz, sino que se originan en diferencias en las propiedades de los distintos tipos de sulfuro de manganeso.

El MnS tipo I, además de presentar distinta morfología, está frecuentemente asociado con el eutéctico MnO-MnS, lo cual modifica la plasticidad de las inclusiones como se explicó en la sección 3.5.1. De esta forma, la plasticidad relativa verdadera del MnS queda oscurecida por el efecto de esta fase eutéctica.

A altos contenidos de oxígeno, el comportamiento característico del MnS puede quedar dominado por el propio del eutéctico, y entonces el normal aumento de la plasticidad con la disminución de la temperatura puede revertirse.

El acero de corte libre utilizado por Baker y Charles (ref. 16), tenía un contenido de oxígeno de 0,029 %. Si este se encontraba solamente formando parte del eutéctico MnO-MnS, la fracción en volumen de eutéctico habría sido de 0,6%.

Los aceros utilizados por Moore, contenían hasta 0,06% de oxígeno lo que habría correspondido a una fracción en volumen de eutéctico de 1,3%.

De acuerdo a Baker y Charles (ref. 14), esto explica las diferencias observadas en la plasticidad y su brusco incremento a alrededor de 1100 °C.

De acuerdo a la fig. 3.72 la plasticidad relativa de los sulfuros tipo III de Baker y Charles (ref. 16), es cercana a la de los sulfuros monofase estudiados por Maunder y Charles (ref. 15). El tipo de sulfuro no se especificó en este último trabajo, pero tenían aspecto globular y se supusieron tipo I. El acero en el que precipitaron había sido desoxidado con Si y Al y contenía poco oxígeno disuelto. Su composición probablemente era entonces similar a la de los sulfuros tipo III de Baker y Charles (ref. 16), resultando un comportamiento semejante a pesar de tener diferentes morfologías de colada y composiciones de la matriz muy distintas.

#### **3.5.4. Influencia de la temperatura en la plasticidad relativa de las inclusiones de MnS (ref. 15)**

En la fig. 3.71 también se observa la influencia de la temperatura en la deformabilidad de las inclusiones de MnS en el acero.

Las plasticidades relativas del tipo I como del tipo III se incrementan a medida que la temperatura de trabajado disminuye desde 1200 °C, pero mientras en el tipo III la tendencia llega hasta los 800 °C, en el tipo I se tiene un máximo a 900 °C.

El incremento en la plasticidad relativa con la disminución de la temperatura refleja un mayor ritmo de endurecimiento de la matriz respecto al del MnS. El cambio a una disminución de la plasticidad por debajo de los 900 °C se debe aparentemente a la transformación de austenita a ferrita, (ref. 16).

El acero de "corte libre" de Baker y Charles (ref. 16) tiene un contenido de carbono de 0,13% y la transición de austenita a ferrita comienza a alrededor de los 870 °C. A los 800 °C está bien avanzada y los diagramas de fase indican que hay alrededor de un 75% de ferrita. Las inclusiones MnS actúan como centros de nucleación para la ferrita.

La ferrita, debido al gran número de sistemas de deslizamiento propios de su estructura bcc, es más blanda que la austenita de igual composición a la misma temperatura. La austenita remanente será más dura a 800 °C que a 900 °C, pero la relativamente pequeña proporción de austenita presente no alcanza a compensar la menor resistencia de la ferrita y por lo tanto habrá una disminución de la dureza de la matriz.

Además como las inclusiones estarán rodeadas de ferrita, serán mucho más duras en relación con la matriz circundante que lo que eran a 900 °C.

Aunque los sulfuros están rodeados por ferrita, tan pronto la temperatura de trabajado cae por debajo de  $A_{c3}$  es difícil que haya una caída brusca en  $v$  debido a que la deformación de la ferrita está restringida por la austenita que la rodea. Sin embargo, una vez que la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$  está completa debe esperarse que la plasticidad relativa de las inclusiones MnS se incrementará nuevamente con la disminución de la temperatura de trabajado.

### 3.5.5. Prácticas usuales en relación a las inclusiones sulfuro durante el trabajado en caliente (ref. 2)

Para minimizar los efectos negativos de las inclusiones sulfuro en la resistencia a la fractura del producto terminado, el alargamiento de las mismas debería ser el menor posible. Sea cual fuere la morfología de las inclusiones de MnS presentes en el acero en la condición "as cast", la mínima plasticidad relativa se encuentra a temperaturas de trabajado de 1200 °C y mayores.

Por lo tanto, si no hay óxidos deformables o inclusiones silicato, se obtendrá la mínima deformación de las inclusiones si se mantiene la temperatura tan alta como se pueda durante el trabajado.

Este método se utiliza en la producción de aceros de corte libre, pero en el laminado de aceros estructurales de resistencia media se trata de que la temperatura de terminación sea inferior a los 800 °C (**laminación controlada**). Sin embargo un acero terminado a esta temperatura debería presentar una tenacidad transversal en el espesor ("short transverse toughness") inferior comparada con los productos laminados a altas temperaturas a menos que el contenido de azufre sea muy bajo, o los sulfuros tengan la composición y propiedades modificadas.

La **laminación cruzada** puede ayudar a alterar la forma de las inclusiones alargadas. Sin embargo, después de este proceso los sulfuros retienen algún grado de alargamiento y además este método es inviable para la mayoría de las planchas laminadas debido a sus dimensiones.

Otro factor que determina la deformación de las inclusiones, y por lo tanto la tenacidad transversal en el espesor, es la reducción introducida en la laminación. Sin embargo, este factor sólo puede manejarse hasta cierto punto, ya que depende del tipo de producto del cual se parte y al que se quiere llegar en la laminación. Si se tiene colada continua las reducciones necesarias para llegar al producto final serán menores y por lo tanto se tendrá una mejor resistencia a la fractura transversal.

Finalmente, deberían evitarse los sulfuros del tipo II y tipo III. Desafortunadamente el incremento del contenido de oxígeno a más de 200 ppm, para alcanzar a tener sulfuros de tipo I, incrementa el volumen total de inclusiones y produce problemas con el gran alargamiento de los óxidos y silicatos.

Por esta causa es que se desarrolló la práctica que consiste en agregar pequeñas cantidades de elementos que forman sulfuros más estables que el MnS como: Ti, Zr, Ca, Mg y tierras raras. Con este método se producen sulfuros de formas globulares menos deformables y se conoce como **control de forma**.

### 3.5.6. Efecto de la modificación de las inclusiones de MnS en la trabajabilidad en caliente del acero (ref. 13)

El agregado de elementos modificadores como el Zr, Ti, Mg, Ca, y tierras raras a los aceros al C-Mn calmados con aluminio produce una reducción del contenido de oxígeno disuelto (por un factor de 2 en el caso de las tierras raras) y la reducción de la solubilidad del azufre en el metal líquido a punto tal que las inclusiones sulfuro precipitan en el líquido a las temperaturas usuales en la colada (1560 - 1590 °C).

Debido a la gran afinidad de los elementos modificantes por el oxígeno, siempre se hace una desoxidación importante con aluminio antes de su agregado. La consecuente reducción en la actividad del oxígeno previene la formación de óxidos y sólo se observan oxisulfuros como el  $(RE)_2OS$ , y sulfuros como el  $(RE)_3S_4$ . Estos tienen puntos de fusión mayores a 1600 °C y son esencialmente globulares.

Si las tierras raras se agregan al acero en la cuchara después de la desoxidación con aluminio, hay generalmente suficiente tiempo para que los oxisulfuros y sulfuros se separen antes de la colada. Como resultado de esto, se obtiene un acero mucho más "limpio" y generalmente tiene una trabajabilidad en caliente superior. En los aceros de baja aleación, la mejora en la trabajabilidad en caliente es relativamente pequeña ya que estos aceros son intrínsecamente muy dúctiles a las temperaturas de trabajado en caliente.

Existen evidencias de que el azufre tiene un efecto adverso sobre la trabajabilidad en caliente de los aceros inoxidable cuando está presente en cantidades suficientes para mejorar la maquinabilidad (0,3 % por ejemplo). A niveles menores, el efecto del azufre sobre la trabajabilidad en caliente está menos establecido, pero se puede afirmar que la adición de tierras raras a los aceros inoxidable generalmente produce una mayor ductilidad a las temperaturas de trabajado en caliente (frecuentemente el tratamiento se lleva a cabo exclusivamente por esta razón).

El efecto principal de la adición de tierras raras es la obtención de un acero inoxidable más limpio más que la alteración de la naturaleza y distribución de las inclusiones. Naturalmente, el tratamiento con tierras raras mejora la desoxidación, siendo esta otra vía por la cual mejora la ductilidad en caliente de los aceros inoxidable.

### 3.7. Plasticidad y fractura de las inclusiones de alúmina (ref. 2)

La alúmina es por lejos la más frecuente de las inclusiones rígidas, no se deforma ni siquiera a las más altas temperaturas de trabajado del metal.

La alúmina puede presentarse en los aceros en la condición "as cast": dendrítica y agregados sinterizados globulares.

En la fig. 3.73 se puede ver una formación dendrítica de alúmina típica, y su deformación a cualquier temperatura produce una fragmentación de las dendritas por fractura de las ramas, (fig. 3.74), de manera que las partículas resultantes se dispersan formando un filamento discontinuo. A bajas deformaciones, los angostamientos en los que se abren las ramas se rompen, pero al aumentar la deformación se fragmenta la rama principal, (fig. 3.75).

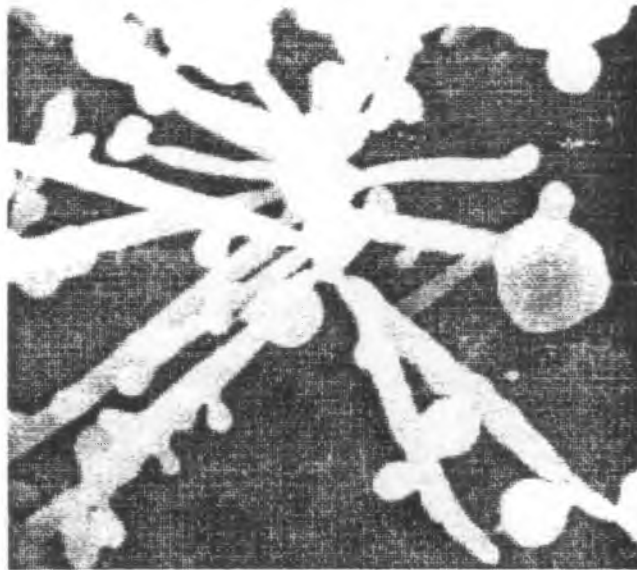


Fig. 3.73. Inclusión dendrítica de alúmina en la condición "as cast", (4000×). Ref. 2.

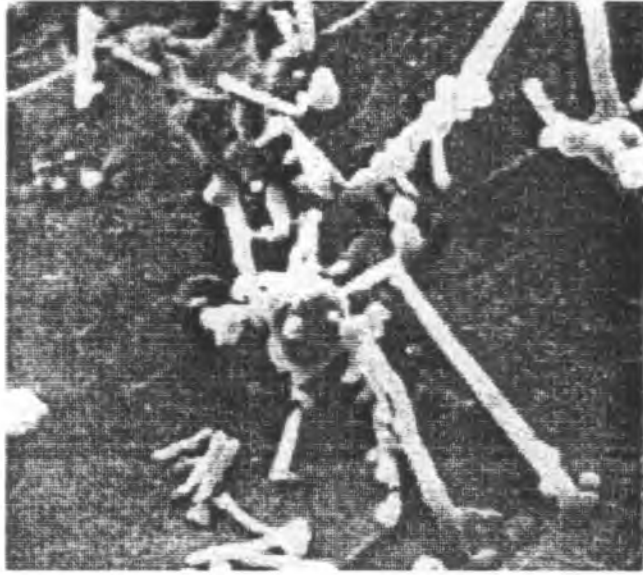


Fig. 3.74. Dendritas de alúmina con una  $\epsilon_m = 0,3$  a  $925\text{ }^\circ\text{C}$ , mostrando la fractura de algunas ramas, (1500 $\times$ ). Ref. 2.



Fig. 3.75. Dendritas de alúmina con una  $\epsilon_m = 0,6$  a  $925\text{ }^\circ\text{C}$  mostrando una mayor rotura de algunas ramas, (1000 $\times$ ). Ref. 2.

En la fig. 3.76 se muestra un agregado sinterizado de alúmina típico. Si un agregado como éste se halla bien sinterizado, se ha observado que resiste la fractura hasta deformaciones reales de la matriz  $> 1$ .

Cuando finalmente se produce la fractura, ocurre predominantemente en los límites sinterizados entre las partículas de alúmina que componen el agregado, (fig. 3.77), y en menor medida a través de los mismos granos sinterizados, (fig. 3.78).

Los agregados con una débil sinterización se desintegran completamente y se diseminan ampliamente, pero los sinterizados más fuertemente tienden a formar filamentos densos compuestos de partículas poliédricas de alúmina, (figs. 3.79 y 3.80).

En los filamentos de alúmina originados tanto en dendritas como en agregados globulares sinterizados, dependiendo de la temperatura a la cual se deformó el metal, pueden existir cavidades entre partículas adyacentes o en los extremos de partículas más aisladas, o bien estas cavidades estén en su gran mayoría rellenas por el metal que ha fluido a su interior durante la deformación.

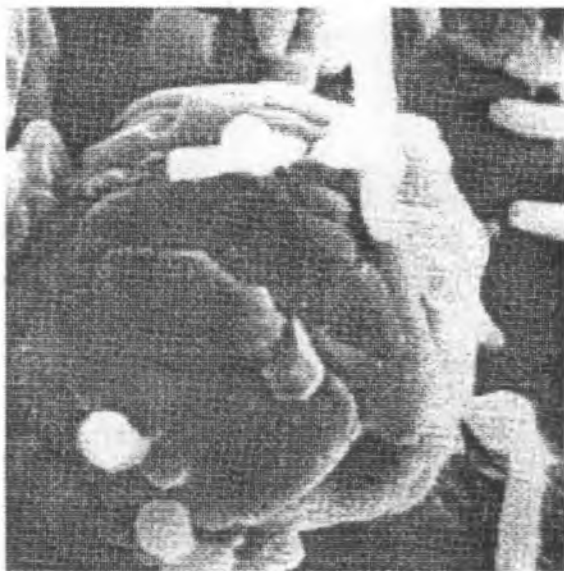


Fig. 3.76. Agregado sinterizado de alúmina en la condición "as cast", (6000 $\times$ ). Ref. 2.

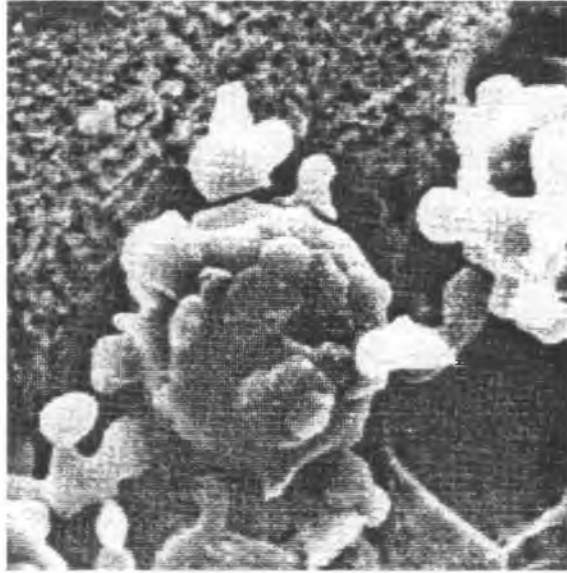


Fig. 3.77. Agregado de alúmina con una  $\epsilon_m = 0,3$  a  $925\text{ }^\circ\text{C}$ , se aprecia la fractura en las interfases sinterizadas, (6000 $\times$ ). Ref. 2.

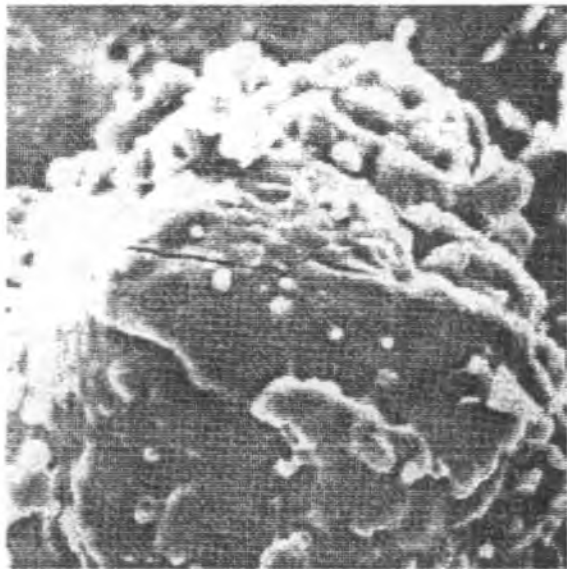


Fig. 3.78. Agregado de alúmina mostrando la fractura en torno a las partículas sinterizadas individuales, (2000 $\times$ ). Ref. 2.

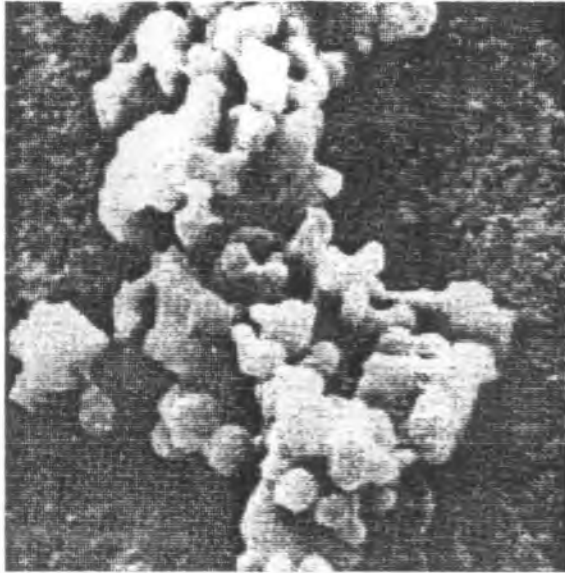


Fig. 3.79. Agregado de alúmina con una  $\epsilon_m=1,8$  a  $925\text{ }^\circ\text{C}$ , mostrando la fractura completa en partículas individuales, (4000 $\times$ ). Ref. 2.

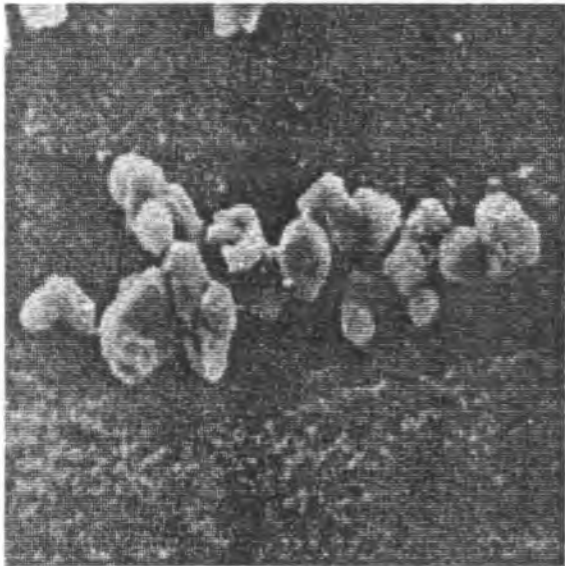


Fig. 3.80. Filamento de partículas de alúmina desprendidas de un agregado sinterizado debido a la gran deformación, (6000 $\times$ ). Ref. 2.

#### 4. Formación de huecos en los extremos de las inclusiones durante la deformación en caliente

Durante la deformación en caliente del acero se generan huecos de forma cónica en los extremos de las inclusiones, especialmente en las no plásticas.

Un ejemplo típico de estos huecos es el de la fig. 4.1. En la fig. 4.2 se muestra un hueco similar en una muestra sometida a ataque profundo con bromometanol y examinada con microscopio electrónico de barrido (MEB).

La formación de estos huecos se debe a que el material de la matriz es incapaz de fluir alrededor de la inclusión y mantener el contacto con ella en toda su superficie. La resistencia de la interfase matriz/inclusión es insuficiente para soportar la tensión de tracción causada por la deformación del acero circundante. Entonces las fases se separan, creando un hueco embrionario. A medida que el hueco se expande en la dirección de la laminación, las tensiones verticales compresivas ya no están balanceadas y la resultante de las tensiones verticales y longitudinales hace que el acero se mueva parcialmente dentro del hueco, produciéndose así su característica forma cónica, (ref.16).

En laminación a altas reducciones, hay un flujo de acero considerable en el extremo del hueco, lo que genera una soldadura interna de la matriz entre la corriente de material que discurre por sobre la matriz y la que fluye por debajo de la misma (suponiendo por simplicidad que fuera bidimensional). Es por esto que generalmente no se observan defectos en la matriz que surjan de estos huecos cónicos, (ref.16).

Debe suponerse entonces que los huecos generados durante la laminación se extienden muy poco desde los extremos de la inclusión. Esto representa un incremento apreciable en la longitud total del defecto para una inclusión poco deformada, pero es un efecto pequeño para los largos filamentos producidos por las inclusiones muy deformables.

La importancia de este fenómeno es que si la inclusión se fractura durante la deformación, no habrá soldadura de la matriz en la zona que media entre ellas hasta que las partes estén separadas por una distancia muy grande, con lo que el tamaño del defecto puede crecer varias veces de tamaño hasta que pueda eliminarse por soldadura interna.

Rudnik (ref. 7) sugirió que pueden formarse también fisuras en forma de V, con su vértice apuntando en la dirección de laminación. Sin embargo, este efecto se debe a muestras pulidas incorrectamente, en las que el metal fluye dentro del hueco cónico, como puede verse en la fig. 4.3. De la misma forma, las fisuras que corren entre las superficies de fractura de los silicatos alargados descritas por el mismo investigador, se deben también al pulido. Este ocasiona el flujo de metal dentro de los huecos que quedan entre los tramos en los que resultan seccionados los silicatos, (ref. 2).

Es posible, sin embargo, explicar la creación de los huecos cónicos utilizando el sistema de tensiones descrito por Rudnik, (ref.7). En la fig. 4.4 se esquematiza el sistema de fuerzas que produciría los huecos cónicos.

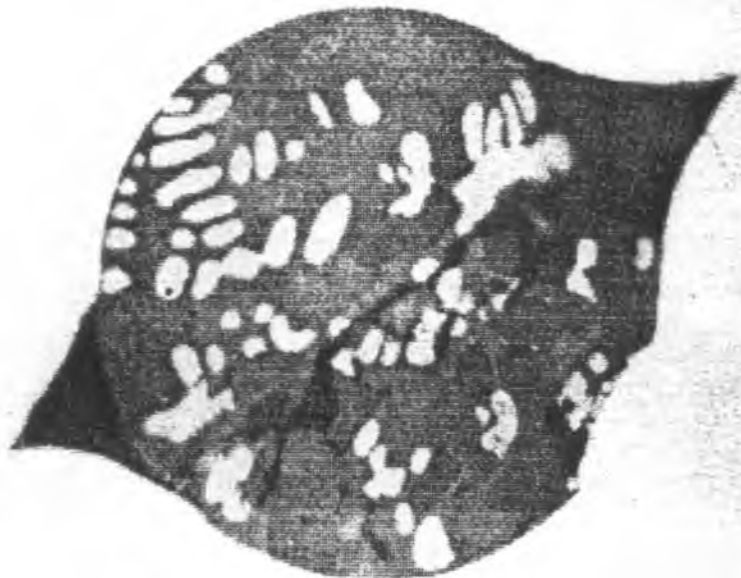


Fig. 4.1. Huecos formados en los extremos de una inclusión silicato, (750×). Ref. 2.

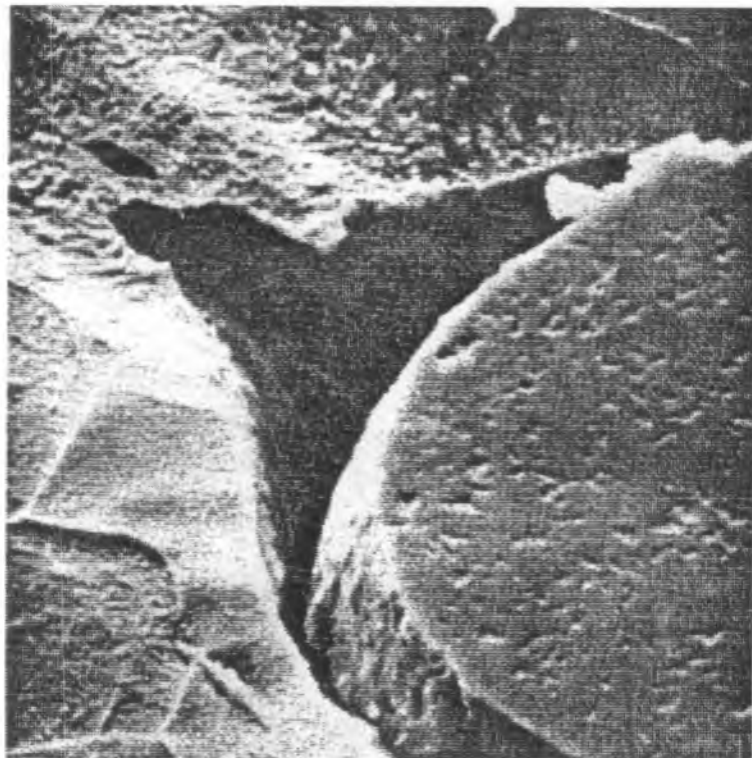


Fig. 4.2. Huevo en el extremo de una inclusión silicato, (1200×). Ref. 2.

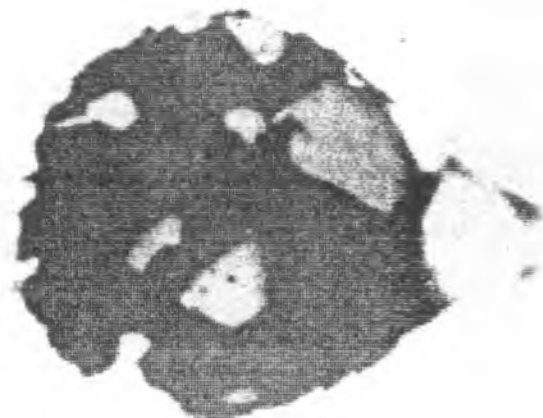


Fig. 4.3. Formación de huecos en torno a una inclusión silicato, (750×). Ref. 2.

En ocasiones, mientras el material pierde temperatura durante la laminación, pueden aparecer huecos cuando los silicatos aún conservan cierta plasticidad. Por otro lado, las fuerzas que deforman los silicatos son máximas en la superficie de las inclusiones, lo que resulta en una mayor deformación de las capas superficiales respecto de las centrales. Esto hace que el silicato llene parcialmente el hueco cónico y se produzca el efecto que se esquematiza en la fig. 4.5, y que suele denominarse "cola de pescado". Algunas veces este efecto puede darse con el hueco completamente lleno, (ref. 2).

Se ha propuesto un mecanismo de formación de huecos en la interfase entre la inclusión y la matriz de acero durante la deformación en caliente, (ref. 8), sobre la base de la formación de "loops" de dislocaciones de forma prismática alrededor de las inclusiones. A partir de este modelo se derivó una relación que da la tensión requerida para exceder la resistencia de la interfase inclusión/matriz y la consecuente formación de los huecos, en función del tamaño de las inclusiones, la deformación, y los parámetros que describen el arreglo de dislocaciones alrededor de las inclusiones. Este trabajo fue seguido por el desarrollo de una teoría para predecir el tamaño crítico de las inclusiones no metálicas en el hierro, para que se formen los huecos durante el trabajado en caliente, y los resultados concuerdan con la evidencia experimental, (ref. 9).

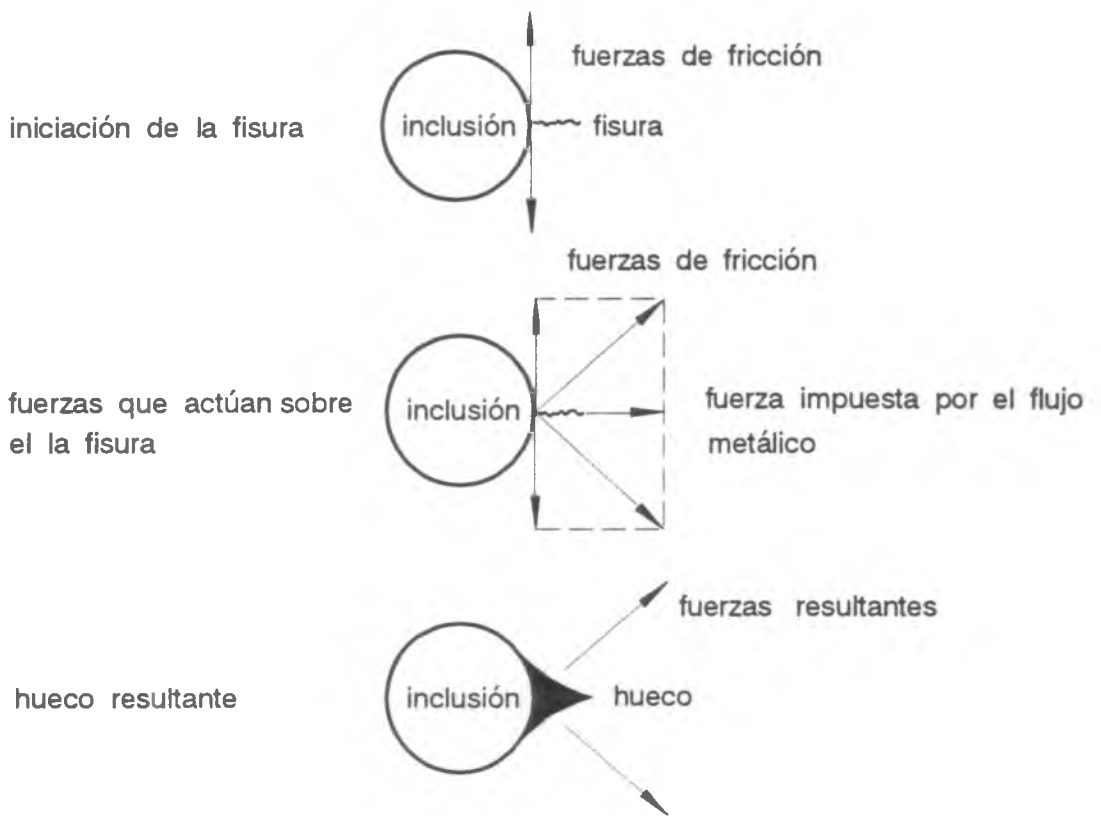


Fig. 4.4. Formación de huecos alrededor de las inclusiones durante la laminación, (ref. 7).



Fig. 4.5. Efecto "cola de pescado".

## 5. Efecto de las inclusiones en la trabajabilidad en caliente del acero

### 5.1. Trabajabilidad

La trabajabilidad ( $w$ ) de un material es la capacidad para ser deformado (sin fisuras) en un dado proceso metalúrgico. Se ha propuesto como dependiente de tres factores funcionales (hasta ahora no explicitados):

$$w = f_1(\text{material}) \cdot f_2(\text{proceso}) \cdot f_3(\text{variables operativas})$$

donde  $f_1$  : una función de las propiedades del material, es decir la ductilidad "intrínseca" del material que puede determinarse convencionalmente por un ensayo de tracción, compresión o torsión;

$f_2$  : una función del proceso utilizado, (forjado, extrusión, laminación, etc.); particularmente del estado de tensión y/o deformación;

$f_3$  : una función de las variables operativas (condiciones de fricción, temperatura, velocidad de deformación, etc.); algunos autores reúnen las funciones  $f_2$  y  $f_3$  en una sola que a su vez interactúa con  $f_1$ .

Un factor determinante en la función  $f_1$  es la microestructura del material y, dentro de esta, el contenido inclusionario, ya que frecuentemente pequeñas variaciones de este parámetro pueden determinar si un acero puede trabajarse en caliente sin que se fisure.

Por otra parte, se hace necesario considerar también los cambios estructurales que se producen durante el proceso (tamaño de grano, deformación de las inclusiones, solubilización y precipitación de fases, etc.). Todo esto determinará el cambio de  $f_1$  a medida que progresa el trabajado.

En la función  $f_2$  se tiene en cuenta básicamente el estado tensional que el proceso impone al material. Aunque las tensiones en laminación son predominantemente de compresión, se dan también tensiones de tracción en zonas localizadas y es en estas regiones en las que se puede producir la fractura, (ref. 18). En forjado libre también hay zonas del material trabajado que están sometidas a tensiones de tracción y originan la aparición de fisuras, (ref. 19).

Por esta razón, los ensayos de tracción a alta temperatura y a las velocidades de deformación

correspondientes a estos procesos, son de gran utilidad para estudiar el rango de trabajado para el acero (variables que intervienen en la función  $f_3$ ), (refs. 18,20).

## 5.2. Trabajabilidad en caliente del acero colado (ref. 18)

La mayoría de los problemas de la laminación en caliente del acero surgen en las pasadas iniciales del lingote. En esta etapa existe la mayor probabilidad de iniciación de fisuras, aunque los defectos pueden resultar no visibles hasta las pasadas finales o inclusive hasta la inspección del producto posterior al enfriamiento.

El lingote de acero tiene una estructura gruesa con una zona columnar y otra equiaxial en con las inclusiones no metálicas segregados en las zonas interdendríticas. Estas inclusiones, (líquidas o altamente plásticas a las temperaturas de laminación en caliente) forman planos débiles a lo largo de los cuales se pueden formar fisuras en las etapas iniciales de la laminación en caliente. Por lo tanto, no es sorprendente que el acero colado tenga una ductilidad significativamente menor y un rango de trabajado más restringido que el acero previamente deformado. Cabe aclarar que este incremento en la ductilidad se da sólo en la dirección de laminación, ya que en la dirección transversal, no hay un cambio significativo debido al alargamiento de las inclusiones en la dirección de laminación.

En la fig. 5.1 se puede apreciar un esquema de la variación de la ductilidad en caliente con la temperatura. A medida que la estructura columnar gruesa es reemplazada por una estructura equiaxial (producto de la recristalización durante las primeras pasadas en los cilindros laminadores), las inclusiones no metálicas originalmente segregadas entre las dendritas se dispersan y entonces la ductilidad crece.

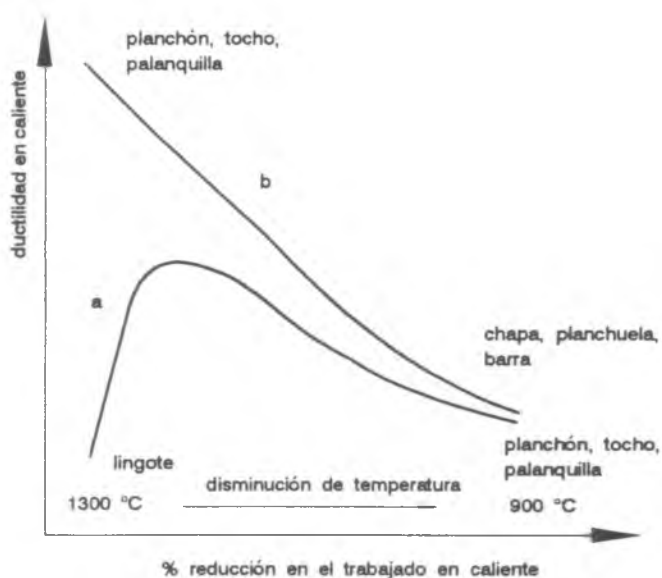


Fig. 5.1. Variación de la ductilidad durante el trabajado en caliente, comenzando con: (a) un lingote, (b) planchón o tocho (laminados) recalentados. Ref. 18.

A temperaturas cercanas al límite superior del rango de trabajado en caliente, entre los sucesivos pasos de reducción en la laminación habrá recristalización estática y la ductilidad se incrementará al hacerse más homogénea la estructura. En alguna etapa de la laminación, con la pérdida de temperatura que va sufriendo el acero, la ductilidad pasará por un máximo, principalmente porque las inclusiones que son muy plásticas a la temperatura correspondiente al límite superior del rango de trabajabilidad, se hacen rígidas. Cuando se recalienta el acero después de haber sido transformado en un tocho o un planchón, tanto la ductilidad como el rango térmico de trabajado se incrementan. Aceptando que el acero no es recalentado a una temperatura mayor que la IBT (ver sección 2.1), la ductilidad en el recalentamiento secundario será más alta durante las etapas iniciales del trabajado y disminuirá de manera continua con la disminución de la temperatura (fig. 5.1). Debido a su mayor ductilidad, el acero semielaborado puede sufrir mayores reducciones sin desmembrarse durante la laminación.

Lo expuesto explica porqué se presentan relativamente pocos problemas durante las operaciones secundarias de trabajado si el acero ha sido inspeccionado y reacondicionado adecuadamente después de la laminación primaria.

Sin embargo, a veces se dan problemas si el acero laminado en caliente es sometido posteriormente a un proceso de laminación en caliente o en frío. Esto se debe a que las tensiones secundarias de tracción que, como se mencionó, aparecen en este proceso, pueden actuar perpendicularmente a las inclusiones filamentosas y a defectos superficiales presentes en los productos de laminación. Un ejemplo de esto es el recalcado en caliente a partir de barra laminada. De manera similar las inclusiones alargadas en chapa gruesa laminada en caliente pueden desarrollar fisuras tipo "chevron" cuando se las retrabaja por prensado en caliente. Estos problemas pueden eliminarse modificando las prácticas de desoxidación, de manera que el acero contenga solo inclusiones no deformables. En la mayoría de los casos la incidencia de los rechazos producto de las operaciones de trabajado secundario no es suficientemente alta como para justificar el costo extra de utilizar aceros completamente calmados, o bien tratados con tierras raras o calcio.

### **5.3. Importancia de los parámetros de laminación (ref. 18)**

La laminación es un proceso de deformación predominantemente compresivo, aunque se generan tensiones de tracción si el acero no es trabajado uniformemente. Esto ocurre invariablemente durante las reducciones iniciales en los laminadores de desbaste, donde las caras laterales no trabajadas del lingote se estiran a la tracción (ensanchamiento lateral), lo que hace que el producto adquiera la forma característica conocida como "hueso de perro" (ver fig. 5.2.), si se le dan muchas pasadas al lingote antes de voltearlo para continuar su laminación. Esto puede ocurrir en la laminación de planchones de acero inoxidable, si seloslamina en el ancho y después se los voltea para la laminación en el espesor.

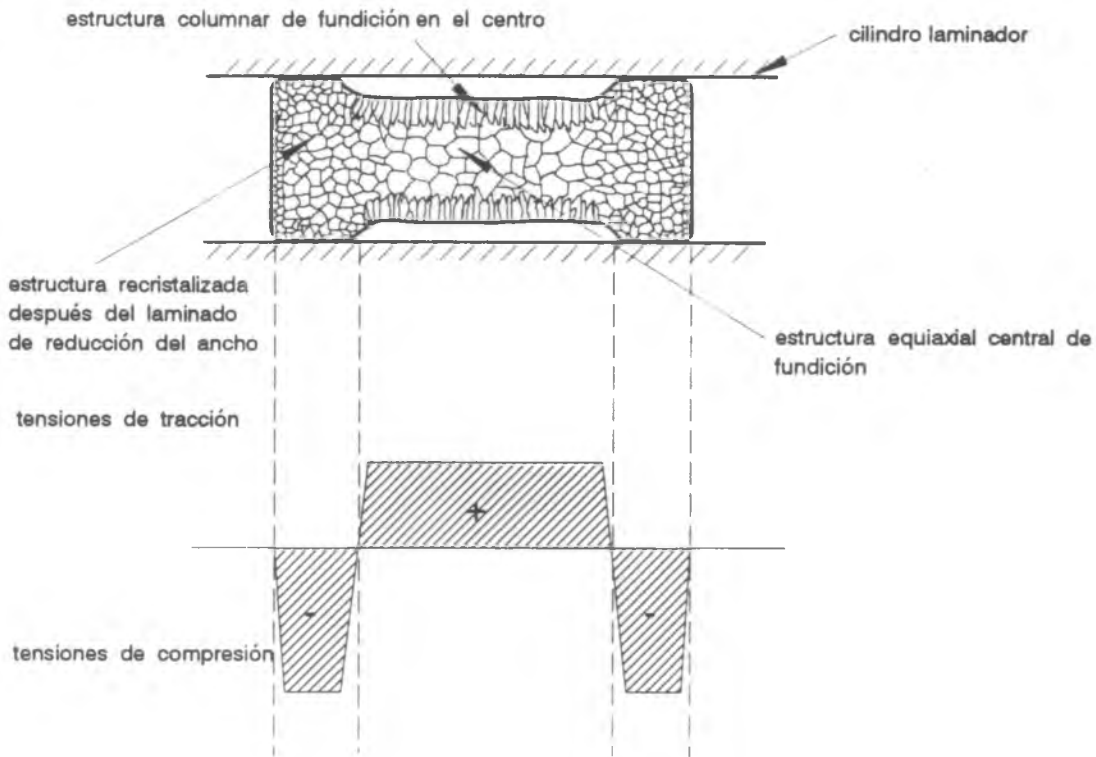


Fig. 5.2. Distribución de tensiones en el ancho de un lingote "hueso de perro". Ref. 18.

Con gran "amasado" sobre los cantos del producto, se genera una pronunciada forma de "hueso de perro" y la estructura del lingote resulta trabajada sólo cerca de los mismos. Esto hace que la recristalización se dé solamente en estas regiones, (fig. 5.2). Cuando se voltea el lingote y comienza su laminación en el espesor, los cilindros toman contacto solamente con los extremos del producto, ya que en ellos el espesor es mayor, (fig. 5.2). De esta forma, durante las pasadas iniciales de canto y las primeras pasadas de cara, el centro del lingote no resulta deformado por los cilindros pero sí es forzado a alargarse. Esto hace que se generen tensiones de tracción en la parte central de las caras del lingote.

En esta etapa de la laminación, estas regiones aún conservan una estructura de colada con una ductilidad muy baja, habida cuenta de la desfavorable distribución de las inclusiones no metálicas. Así se generan los defectos con forma de sierra, que a veces se observan en el centro de los planchones laminados.

Se pueden tener grandes mejoras en la calidad si se incrementa el número de volteos en la etapa de desbaste. Esta práctica puede ser especialmente beneficiosa para el caso de aceros con una ductilidad muy limitada, tales como los aceros de maquinabilidad mejorada con plomo. De esta forma las operaciones en las etapas iniciales de laminación tienen una marcada influencia en la probabilidad de fisuración durante la laminación.

#### **5.4. Efecto de la calidad del acero en la laminación de barras (ref. 18)**

Generalmente se presentan pocos problemas durante la laminación secundaria, ya que en esta instancia el acero está completamente recristalizado y por lo tanto las inclusiones más uniformemente dispersadas. Sin embargo en el tren de alta velocidad de acabado de barras, donde la calibración resulta parcialmente afectada por la tensión existente en los tramos de barra entre cajas laminadoras, los defectos del acero pueden causar la rotura de la barra.

Muchas de estas imperfecciones se originan en una palanquilla de mala calidad. El defecto más frecuente es la presencia de una cáscara o costra (scab) pegada a la superficie de la palanquilla. Estas cáscaras no son fáciles de notar en la palanquilla, pero sí en la barra. Se desprenden parcialmente de su superficie y se enfrían mucho más rápido que el resto de la barra. Como resultado de esto se deforman menos que la barra que está más caliente y se hace progresivamente más importante en tamaño relativo al diámetro de la barra.

Otro motivo que puede causar la rotura de la barra en las circunstancias mencionadas es la presencia de grandes inclusiones no metálicas.

#### **5.5. Mejora de la trabajabilidad en caliente mediante el control de las inclusiones (ref. 18)**

Como se mencionó al comienzo de este informe, la mejora de los procedimientos de colada y de metalurgia secundaria ha hecho posible obtener aceros mucho más "limpios". Los avances más notables en esta materia se han dado con la aparición de los siguientes procesos: colada continua, refusión bajo vacío, desgasificación bajo vacío, desulfurización en cuchara, decarburización con argón y oxígeno (AOD), y afino con electroescoria (ESR).

Estos procedimientos reducen el contenido de inclusiones y mejoran su distribución. Por ejemplo, la desgasificación bajo vacío y el AOD reducen el contenido de oxígeno en al menos 25-30%, mientras que mediante la refusión bajo vacío se pueden alcanzar reducciones del orden de 30-65%. En el ESR la extracción de oxígeno no es tan grande, pero las inclusiones grandes resultan dispersadas, frecuentemente sin modificar la fracción en volumen que ocupan.

La utilización de estos procedimientos hace que se tengan aceros con una trabajabilidad mejorada (especialmente en forjado de aceros que normalmente presentan una ductilidad limitada a las temperaturas de trabajado).

A modo de ejemplo, en la fig. 5.3 puede verse la mejora en la ductilidad a distintas temperaturas que se obtiene como consecuencia de la utilización del ESR con un acero 17Cr-4Ni-3,5Cu.

Como se dijo en la sección 3.5.6, el agregado de tierras raras y calcio al baño que contiene

oxígeno y azufre produce inclusiones de oxisulfuro que no son deformables a las temperaturas de laminación en caliente. Debido a que las tierras raras y el calcio tienen una gran afinidad tanto por el oxígeno como por el azufre, deben esperarse mejoras en la trabajabilidad en caliente emergentes de una mejor desoxidación y desulfurización, o modificación de las inclusiones. En el caso de las tierras raras, es crítica la cantidad incorporada, ya que si es pequeña no se tiene suficiente modificación, y si resulta excesiva puede producir **fragilidad en caliente** ("hot shortness").

En la fig. 5.4. puede verse un ejemplo de como el acero inoxidable 316 mejora su ductilidad con la adición de tierras raras.

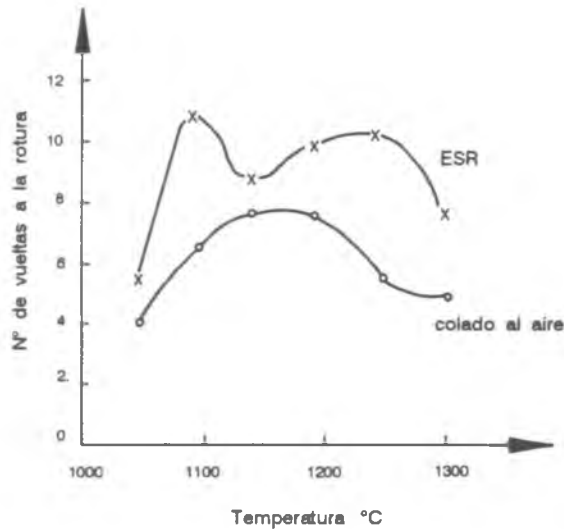


Fig. 5.3. Resultados de torsión en caliente de dos aceros inoxidables 17% Cr, 4% Ni, 3,5% Cu, uno colado al aire, y el otro obtenido por ESR. Ref. 18.

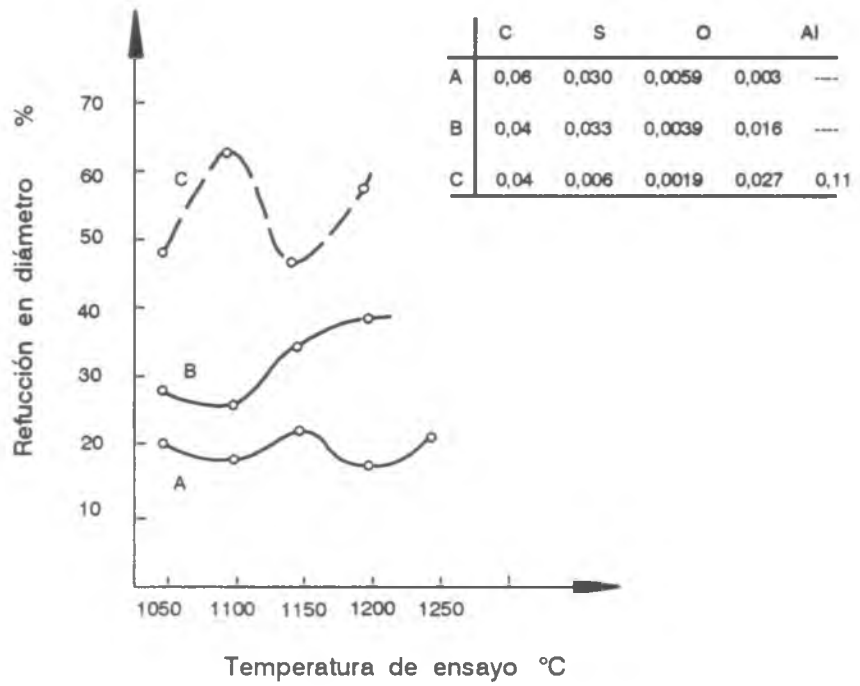


Fig. 5.4. Efecto de la adición de Al y tierras raras en la ductilidad en caliente de distintas coladas de acero inoxidable tipo 316. Ref. 18.

# Bibliografía del apéndice

1. J.C. González. "Inclusiones no metálicas, su origen y efectos". *Metalurgia Moderna*, Jul-Sept. 1986, vol. 2 N° 1, pág. 29.
2. F. B. Pickering. "Inclusiones no metálicas". CNEA PMTM/A-22, 1978, Buenos Aires.
3. T. Emi. "On the Origin and Removal of Large Non-Metallic Inclusions in Steel". *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 1975, 4, page 1.
4. R. G. Wells. "Metallographic techniques in the identification of sulfide inclusions in steel". *Sulphide Manganese Inclusions in Steel*. International Symposium, Nov. 1974, Port Chester, New York, ASM.
5. T. J. Baker. "Use of scanning electron microscopy in studying sulphide morphology on fracture surfaces". *Sulphide Manganese Inclusions in Steel*. International Symposium, Nov. 1974, Port Chester, New York, ASM.
6. Kiessling. "Non-metallic Inclusions in Steel". Part III. ISI Publication N° 115, 1968.
7. S. Rudnik. "Discontinuities in hot-rolled steel caused by non-metallic inclusions". *Journal of Iron and Steel Institute*, 1966, 204,374
8. B. I. Klevebring, R. Mahrs. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1973, 2,310.
9. B. I. Klevebring , R. Mahrs. "A note on microcrack formation at the interface between inclusion and steel matrix during hot deformation". *Metallurgical Transactions*, 1975, 6A, 319
10. A. M. Hey, J. P. Esperón. "Modificaciones en la morfología de inclusiones por calentamiento". *Siderurgia*. Abril/Junio 1979, 71.
11. A. Gittings. "Fracture in hot working of steel". *Metallurgical Forum*. Dec. 1975, Vol. 20, 4, 184.
12. K. J. Irvine. *Journal of Iron and Steel Institute*. 1952,171,142.
13. W. J. Mc. Tegart, A. Gittings. "The role of sulphides in the hot workability of steels". *Sulphide Manganese Inclusions in Steel*, ASM.

14. T. Malkiewicz, S. Rudnik. "Deformation of non-metallic Inclusions". Journal of Iron and Steel Institute. January 1963, 201,33.
15. P. J. H. Maunder , J. A. Charles. "Behaviour of Non-Metallic Inclusions in a 0.2% Carbon Steel Ingot During Hot Rolling". Journal of Iron and Steel Institute. July 1968, 206, 705.
16. T. J. Baker, J. A. Charles. "Deformation of MnS inclusions in steel". Journal of Iron and Steel Institute. September 1972, 210, 680.
17. T. J. Baker, J. A. Charles. "Type II Manganese Sulphides: Their Deformation and Effect on Steel Fracture". Journal of Iron and Steel Institute. March 1973, 187.
18. A. Gittings. "The effect of inclusions on the hot workability of steel". Metals Forum, Vol. 2 N° 2, 1979, 98
19. G. E. Dieter. "Mechanical Metallurgy". Mc Graw Hill (1986).
20. G. C. Queipo, S. I. Núñez Pettinari, G. E. San Martín. "Desarrollo de una máquina de tracción rápida en caliente. Estudio de variables mecánicas y metalúrgicas del ensayo". Informe técnico CNEA N° IT-MAT-24/95, (14/7/95).