



**APUNTES SOBRE LA INTERRELACIÓN COMPOSICIÓN-
MICROESTRUCTURA-PROPIEDADES DEL ACERO.**

Autor: Dr. CT. Eleno Alfonso Brindis.

Año 2002

ÍNDICE.

<u>CONTENIDO</u>	<u>PÁGINA</u>
<u>Prólogo</u>	5
<u>Capítulo 1. Estructura ideal y real de los metales y aleaciones.</u>	8
1.1. Estructura cristalina de los metales.	8
1.2. Transformaciones polimorfas y magnéticas de los metales.	10
1.2.1. Transformaciones polimorfas.	10
1.2.2. Transformaciones magnéticas.	11
1.3. Estructura de los metales reales.	12
1.3.1. Defectos puntuales.	12
1.3.2. Defectos lineales.	15
1.3.3. Defectos superficiales.	25
CAPITULO 2: Métodos contemporáneos para la investigación de la composición, estructura y propiedades de las aleaciones constructivas.	28
2.1. Determinación de la composición química.	28
2.1.1. Análisis cuantitativo.	28
2.1.2. Análisis espectral.	29
2.1.3. Microanálisis Roentgeno-espectral.	30
2.2. Métodos de investigación de la estructura.	31
2.2.1. Análisis macroestructural (macroanálisis).	31
2.2.2. Análisis microestructural (microanálisis).	33
2.2.3. Microscopía electrónica.	35
2.3. Análisis Roentgeno- estructural.	37
2.4. Métodos físicos.	37
2.4.1. Análisis térmico.	37
2.4.1.1. El método dilatométrico.	38
2.4.2. Análisis magnético.	38
2.4.3. Método de fricción interna.	38
2.5. Fundamentos físicos de la plasticidad y resistencia de los metales.	39
2.5.1. Naturaleza física de la deformación de los metales.	40
2.5.2. Características de la resistencia y de la plasticidad.	40
2.5.3. Dureza.	43
2.5.4. Estados plástico (dúctil) y frágil de los metales.	44
2.5.4.1. Tipos principales de rupturas.	45
2.5.5. Método de ensayo dinámico.	49
2.5.6. Fatiga de los metales.	50
2.5.7. Resistencia constructiva de los metales. Métodos de su determinación.	53

2.5.8. Vías para incrementar la resistencia de los metales.	54
2.6. Ensayos para determinar la estabilidad ante la corrosión.	54
2.6.1. Ensayos para determinar la corrosión general.	54
2.6.2. Ensayos a la corrosión intercrystalina.	55
2.6.3. Ensayos para determinar la estabilidad contra el agrietamiento corrosivo.	56
2.6.4. Medios a seleccionar para los ensayos a la corrosión.	57
Capítulo 3. Interrelación composición-microestructura-propiedades del acero.	59
3.1. Microestructura del acero en estado de equilibrio.	59
3.2. Microestructura del hierro fundido en estado de equilibrio.	63
3.3. Fundamentos del tratamiento térmico.	65
3.3.1. Principales tipos de tratamientos térmicos del acero.	66
3.4. Transformaciones de los aceros durante el calentamiento.	68
 Determinación de las temperaturas de los puntos críticos.	
3.5. Microestructura del acero al carbono en estado de	71
 desequilibrio (como resultado del tratamiento térmico).	
3.5.1. Microestructura del acero templado.	71
3.5.2. Microestructura del acero después del revenido.	75
Capítulo 4. Deformación plástica, endurecimiento y	78
 ablandamiento de los metales.	
4.1 Enfoque sub-microscópico de la deformación plástica.	78
4.1.1. La deformación plástica.	78
4.1.2. Endurecimiento por deformación.	80
4.1.3. Tensiones residuales.	82
4.2. Deformaciones de las redes cristalinas (tensiones	84
 residuales de tercer género).	
4.3. Enfoque microscópico de la deformación plástica.	86
4.3.1. Líneas y paquetes de deslizamiento.	86
4.3.2. Tensiones cristalíticas (tensiones residuales de segundo	87
 género).	
4.4. Enfoque macroscópico de la deformación plástica.	89
4.4.1. Deformación de los granos cristalinos.	89
4.4.2. Macrotensiones (tensiones residuales de primer género)	90
4.4.2.1. Determinación de las tensiones residuales de primer	95
 género con la ayuda del difractómetro.	
4.4.2.2. Reducción de las tensiones residuales mediante el	97
 recocido.	
4.5. Ablandamiento (relajamiento, recuperación) del metal.	103
Capítulo 5. Influencia de la elaboración mecánica en el estado	105
 de las capas superficiales de las piezas brutas.	
5.1. Estructura e indicadores de la calidad de las capas	105
 superficiales.	

5.1.1. La capa fronteriza.	105
5.1.2. La parte interior de las capas superficiales.	106
5.1.3. Indicadores de la calidad de las capas superficiales.	107
5.2. Influencia del tratamiento térmico y de la microestructura sobre la formación de las capas superficiales de las piezas de acero.	108
5.3. Influencia del tratamiento térmico y de la microestructura sobre la resistencia mecánica y la resistencia al desgaste de las piezas de acero.	109
5.4. Influencia del tratamiento térmico preliminar y de la microestructura sobre la maquinabilidad de las piezas de acero.	111
5.5. Endurecimiento por deformación (acritud) del metal de las capas superficiales.	112
5.6. Las tensiones residuales del metal de las capas superficiales.	116
5.6.1. Causas del surgimiento de las tensiones residuales.	116
5.6.2. Formación de las tensiones residuales durante el torneado.	119
5.6.2.1. Formación de las tensiones residuales durante el torneado de acabado de las piezas en estado de temple y revenido.	120
5.6.3. Formación de las tensiones residuales durante el rectificado.	122
5.6.4. Formación de las tensiones residuales durante el asentado.	122
Capítulo 6. Fundamentos teóricos de la fricción y el desgaste.	124
6.1. Generalidades.	124
6.2. Leyes fundamentales del rozamiento (fricción) externo de los cuerpos sólidos.	128
6.3. Desgaste de los metales durante el rozamiento.	130
6.4. Tipos de violaciones de los enlaces por fricción.	132
6.5. Agarramiento de los metales durante el rozamiento.	133
6.6. Cambios estructurales de los metales durante el rozamiento (la fricción).	134
6.7. Cinética de los procesos de desgaste.	137
6.8. Requisitos que deben cumplir los metales resistentes al desgaste.	139
6.9. Ensayos al desgaste.	141
6.9.1. Ensayos de los elementos de máquinas en condiciones de laboratorio.	142
6.9.2. Ensayos de los elementos de máquinas en condiciones de explotación.	143
BIBLIOGRAFÍA.	148

PRÓLOGO.

Materiales metálicos y no metálicos.

Desde tiempos remotos, el hombre utiliza **materiales** naturales de **procedencia inorgánica**, tales como el granito, el mármol, la mica, el asbesto, la caliza, las tobas, **los metales**; así como también materiales naturales de procedencia orgánica, por ejemplo, la madera, el carbón mineral, el grafito, los óleos naturales y otros. Ellos se emplean en todas las esferas fundamentales de la vida, en particular en la construcción: de viviendas y sobre todo en la técnica (en la fabricación de máquinas, aparatos, equipos e instalaciones industriales).

Como es conocido, resulta imposible establecer una frontera bien definida en la tabla periódica de los elementos entre los metales y los no metales. Sería más correcto hablar de estados metálico y no metálico, debido a que ciertas sustancias poseen propiedades metálicas, sólo bajo determinada modificación alotrópica y a determinadas temperaturas y presiones.

Por su importancia, el presente trabajo está dedicado a los metales y sus aleaciones, en general y en particular a los aceros, su deformación plástica y el tratamiento de sus capas superficiales, para elevar su resistencia al desgaste.

Metales y aleaciones metálicas.

Los **metales** y sus **aleaciones** constituyen los **principales materiales de construcción** empleados y dentro de ellos las aleaciones del sistema hierro-carbono (**el acero** y las fundiciones o hierro fundido, como también se conocen estas últimas).

La metalurgia es la Ciencia que trata sobre la producción industrial de los metales y las aleaciones metálicas, es una de las ramas más antiguas del saber.

La historia de la Cultura Material de la Humanidad está indisolublemente ligada con la utilización de los metales y sus aleaciones. El paso de los instrumentos de trabajo de piedra (la **Edad de Piedra**) a los instrumentos metálicos constituyó un paso de avance importantísimo de la Humanidad, que provocó un gran viraje en el crecimiento de las fuerzas productivas.

Cerca de 7 000 a 6 000 años A.N.E., el hombre, por primera vez, comenzó a utilizar los metales nobles: el oro, la plata y el cobre. En los milenios V al IV A.N.E. se realizaron las primeras fundiciones de minerales de cobre, estaño y plomo; dando inicio a la **Edad del Cobre**, donde los instrumentos de trabajo y las armas de dicho metal fueron paulatinamente sustituyendo a los artículos de piedra. Aproximadamente en los milenios III al II A.N.E. comenzó la utilización del bronce (aleación de cobre y estaño), que es significativamente más duro y resistente que el cobre y que todos los demás metales conocidos en aquella época; la **Edad del Bronce** constituyó una etapa decisiva en el desarrollo de la Cultura Material de la Humanidad.

El **hierro**, que probablemente al inicio era meteórico y después reducido de los minerales, como hasta la actualidad, es conocido desde hace mucho tiempo. Con el incremento de la utilización del hierro y después del acero, que es producto de su aleación con el carbono; a finales del milenio II e inicio del I A.N.E. abrió la **Edad del hierro**, que por definición de F. Engels: "... constituyó una Época Heroica, la época de la espada de hierro y junto a ella del arado y el hacha"; él indicó que el empleo de implementos de hierro elevó la productividad del trabajo, desempeñando un rol revolucionario en la Historia; "... el hombre comenzó a producir por encima del mínimo del consumo de cierto sobrante, abriendo la posibilidad del aislamiento de dichos sobrantes, lo que conllevó a la división de la Sociedad en clases, aún en los albores de la Edad de Hierro". Por su parte Lenin identificó al hierro como a uno de los Fundamentos de la Civilización.

Antes de Nuestra Era eran conocidos **siete metales**: oro (**Au**), plata (**Ag**), cobre (**Cu**), hierro (**Fe**), estaño (**Sn**), plomo (**Pb**), mercurio (**Hg**); hasta el siglo XVIII de Nuestra Era complementariamente sólo fueron descubiertos el zinc (**Zn**), bismuto (**Bi**), antimonio (**Sb**), platino (**Pt**), arsénico (**As**). En la actualidad han sido descubiertos cerca de 80 metales, fundamentalmente entre los siglos XVIII y XIX. La utilización práctica de varios metales se inició significativamente mucho después de su descubrimiento como elemento químico; así, por ejemplo, sólo en 1948 fue que por primera vez se obtuvo varias toneladas de titanio (**Ti**), el cual fue descubierto como elemento en 1791.

Indudablemente que la clasificación convencional más conocida de los metales es la que los divide en **ferrosos** y **no ferrosos**; que resulta muy cómoda para las denominaciones cortas, por ejemplo, de las ramas industriales: **la metalurgia ferrosa** y **la no-ferrosa**.

➡ **Metales y aleaciones ferrosos.**

Este grupo está formado por el hierro y sus aleaciones con carbono: **el acero** [con un contenido de **hasta 2,14 % de carbono**, aunque en la práctica nunca supera el 1,5 % y otros elementos en calidad de impurezas, entre las que sobresalen las permanentes: el manganeso (**Mn**), el silicio (**Si**), el fósforo (**P**) y el azufre (**S**)]; **el hierro fundido gris o fundición gris** (con un contenido de **2,14 hasta 4,5 % de carbono**, aunque en la práctica generalmente oscila entre el 2,5 y 4,0 %), ella tiene la mayoría de su carbono libre, en forma de **grafito**, también contiene otras impurezas, incluyendo las permanentes, pero en mayor cantidad; **el hierro fundido blanco o fundición blanca** (con un contenido de **2,14 hasta 6,67 % de carbono**), que a diferencia de la anterior lo tiene ligado con el hierro, formando un carburo muy duro y frágil, denominado **cementita**, también contiene otras impurezas, incluyendo las permanentes, pero en mucha mayor cantidad que en las aleaciones anteriores; así como **las ferroaleaciones** [ferromanganeso (**FeMn**), ferrosilicio (**FeSi**), ferrocromo (**FeCr**) y otras].

El acero constituye la base de la Técnica Contemporánea y la denominación generalizada de un grupo muy grande de aleaciones hierro - carbono (**aceros al carbono y aleados de construcción, herramentales, con propiedades especiales** y otros).

La producción del acero en aproximadamente veinte veces sobrepasa la producción de todos los metales y aleaciones no ferrosos juntos.

El hierro fundido o **fundición gris** es el material más difundido para obtener piezas fundidas, de ahí su nombre.

El hierro fundido blanco o **fundición blanca**, desde los siglos XIII al XIV, es el material de partida principal para la obtención del acero (entre el 80 y 85 % de la producción) y también se emplea en la obtención de la fundición maleable.

◆ **Metales y aleaciones no ferrosos.**

A este grupo pertenecen el resto de los metales y aleaciones metálicas. En la actualidad se utilizan cerca de 65 metales no ferrosos y una gran cantidad de sus aleaciones; entre ellos se encuentran el cobre, aluminio, titanio, níquel, estaño, zinc y otros, así como muchas de sus aleaciones. Estos metales y aleaciones se emplean ampliamente en la fabricación de máquinas y de aparatos; mientras que en determinadas ramas de la Técnica ellos tienen una importancia singular: las aleaciones de titanio poseen la mayor resistencia específica, las de wolframio (tungsteno) y de molibdeno- la mayor termorresistencia, el cobre- el material conductor fundamental en la Electrotecnia y la Radiotecnica. El cromo, níquel y otros muchos elementos se emplean en la obtención de aceros aleados de construcción de alta calidad, de aceros inoxidables, etc. Cada vez encuentran una mayor aplicación los metales raros, tales como el tantalio, berilio, circonio, entre otros.

Capítulo 1. Estructuras ideal y real de los metales y sus aleaciones.

1.1. Estructura cristalina de los metales.

Acorde con la teoría contemporánea sobre la estructura de los átomos, cada uno de ellos constituye un sistema complejo, cuyo esquema se puede representar compuesto por un núcleo cargado positivamente, alrededor del cual y a diferentes distancias de él se mueven los electrones cargados negativamente. A diferencia de los metaloides, que atraen la acción del núcleo sobre los electrones exteriores (de valencia), esta acción en los metales, en gran medida, está compensada por los electrones de las envolturas internas. Por esa razón los electrones de valencia se desprenden con facilidad y se trasladan libremente entre los cargados positivamente que se formaron. El débil enlace de diferentes electrones con la parte restante del átomo constituye la peculiaridad característica de las sustancias metálicas, que condiciona sus propiedades físicas y químicas. Este **enlace** se denomina **metálico**, que por su naturaleza se diferencia de los enlaces **iónico** (enlace **heteropolar**, como ejemplo clásico: la molécula de NaCl) y **covalente** (enlace **homopolar**, ejemplos: O₂, H₂, etc.).

La estructura cristalina de las sustancias se caracteriza por una distribución ordenada de los átomos en el espacio formando redes cristalinas. Es necesario representarse las redes cristalinas como líneas rectas en dirección de los tres ejes de coordenadas, que unen a los átomos cercanos y que pasan a través de los centros, cerca de los cuales ellos realizan sus movimientos oscilatorios. Las líneas trazadas de la manera descrita, dentro de las redes cristalinas, forman figuras volumétricas de una geometría correcta, las cuales constituyen en sí la red cristalina del cuerpo analizado.

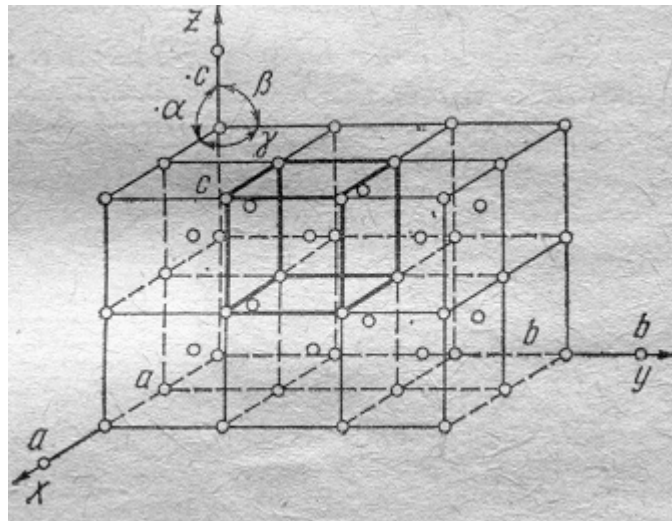


Fig. 1.1. Sistema de coordenadas para el estudio de la estructura y de la red cristalina.

Para el estudio de las redes cristalinas se puede utilizar un sistema de coordenadas, del que se asume como origen un punto en el que se encuentre ubicado cualquier átomo. Se recomienda trazar los ejes de coordenadas de forma tal que ellos pasen a través de los centros de los átomos en las mismas direcciones en que éstos se encuentran situados lo más cercano posible, unos con respecto a otros.

En el sistema de coordenadas mostrado en la **fig. 1.1**, la posición de los átomos está marcada por puntos. Las distancias **a**, **b** y **c** se denominan **periodos de la red cristalina** y se expresan en nanómetros (nm; $1 \text{ nm} = 10^{-9} \text{ m}$). En los metales los parámetros de las redes cristalinas se encuentran en los límites de 0,2 a 0,6 nm. Para caracterizar totalmente a las redes cristalinas de cualquier sistema es suficiente señalar sus periodos, así como los tres ángulos entre los ejes: α, β y γ .

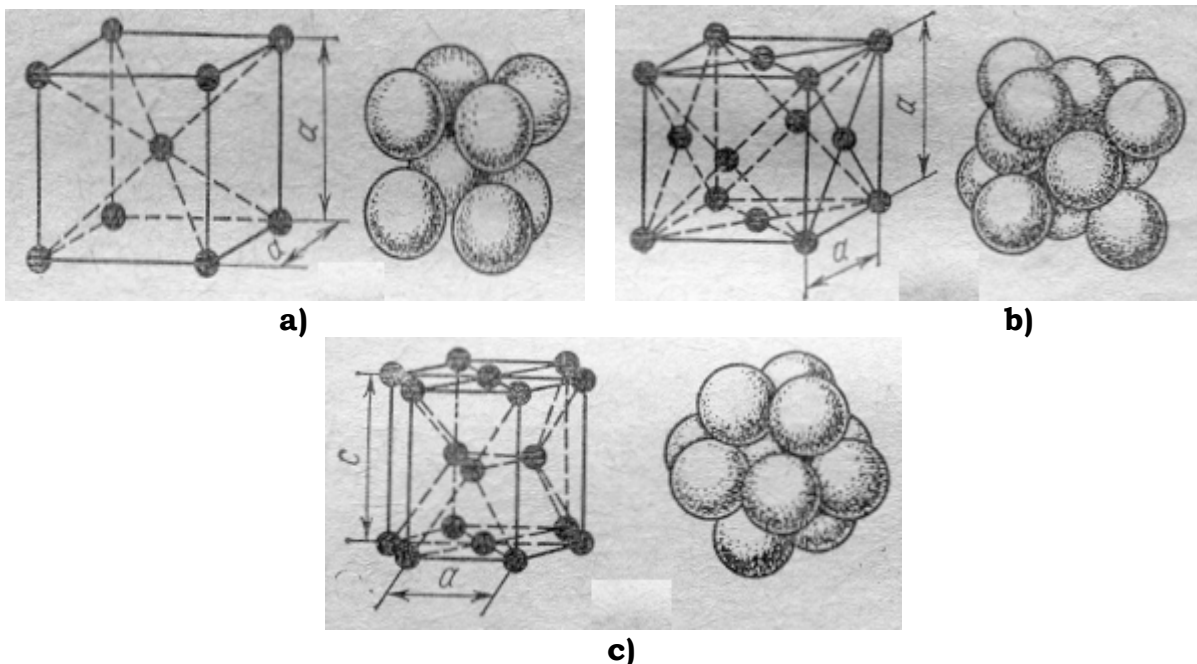


Fig. 1.2. Distribución de los átomos en las celdas cristalinas elementales: a) cúbica de cuerpo o volumen centrado; b) cúbica centrada en las caras; c) hexagonal compacta.

La menor parte del volumen de la red cristalina, capaz de determinar su sistema se denomina **núcleo** o **celda cristalina elemental**. Las redes cristalinas de las distintas sustancias se diferencian entre sí por la forma y dimensiones de los núcleos cristalinos elementales, siendo el tipo más simple la **red cúbica elemental**, en la cual los átomos están ubicados (empaquetados) de forma poco densa. La tendencia de los átomos del metal de ocupar los puntos más próximos entre sí, origina la formación de otros tipos de redes, como son la: **red cúbica de cuerpo** o **volumen centrado** (**fig. 1.2a**) [ejemplos: Fe_α , Cr , V , Mo , W , Ti_β y otros], **red cúbica de cara centrada** o **centrada en las caras** (**fig. 1.2b**) [ejemplos: Fe_γ , Ni , Cu , Au , Ag , Co_β y

otros], y **hexagonal compacta** o **de empaquetamiento denso** (fig. 1.2c) [ejemplos: **Co_α**, **Ti_α**, **Mg**, **Be** y otros].

Las redes cristalinas también se caracterizan por **el número de coordinación**, el cual indica el número de átomos que se encuentran situados a la distancia equidistante más corta de cualquier otro átomo de la red. El número de coordinación de la red cúbica elemental es **6 (C6)**, de la cúbica de volumen centrado es **8 (C8)**, de la cúbica centrada en las caras es **12 (C12)** y de la hexagonal compacta es también **12 (H12)**. Mientras mayor es el número de coordinación, mayor es la densidad del empaquetamiento de los átomos en los núcleos cristalinos y, por tanto, hay menor espacio en la red para los intervalos interatómicos.

Las propiedades de cada cuerpo dependen de la naturaleza de los átomos de que está compuesto, la cual, a su vez, se determina en gran medida por la distancia entre ellos. En los **cuerpos amorfos** con una orientación caótica de los átomos en el espacio, las propiedades son iguales en cualquier dirección, es decir, ellos son **isótropos**. En los **cuerpos cristalinos** los **átomos** poseen una **orientación ordenada** en el espacio, además, en **distintas direcciones** la distancia entre ellos es desigual, lo que predetermina la diferencia sustancial de las fuerzas de enlace entre los mismos, que da lugar a **diferentes propiedades**. Esta particularidad de los cristales, es decir, la dependencia de las propiedades de la dirección se denomina **anisotropía**.

1. 2. Transformaciones polimorfas y magnéticas de los metales.

1. 2.1. Transformaciones polimorfas.

Algunos elementos cambian el aspecto de su estructura cristalina (el tipo de red cristalina), en dependencia del cambio de las condiciones externas: la temperatura y la presión. La existencia de una sustancia en diferentes formas cristalinas en dependencia de las condiciones externas está condicionada por su tendencia a encontrarse en un estado con menor reserva de energía libre. Este fenómeno recibe el nombre de **polimorfismo** o **alotropía**. Cada tipo de red representa en sí un cambio alotrópico o modificación, como también se le conoce. Cada modificación tiene su propio intervalo de temperatura en que es estable (**ver tabla 1**).

En las transformaciones polimorfas de los metales la mayor importancia recae sobre la temperatura. La transformación de una forma alotrópica en otra transcurre a una temperatura constante, denominada *temperatura de la transformación polimorfa* y va acompañada de un efecto térmico, semejante al de los fenómenos de fusión – solidificación o evaporación – condensación, lo que está relacionado con la necesidad de gastar determinada energía en la reestructuración de la red cristalina.

Se acostumbra a representar a las diferentes formas alotrópicas por letras del alfabeto griego α , β , γ , δ , etc., las cuales se agregan en forma de índices a los símbolos de los elementos.

Un ejemplo de transformación alotrópica condicionada por la presión lo constituye el cambio de la red cristalina del carbono, el cual puede existir en estado libre en forma de grafito y de diamante.

El polimorfismo tiene una gran importancia práctica, pues utilizando este fenómeno es posible endurecer o ablandar a las aleaciones mediante el tratamiento térmico.

Tabla 1.1. Formas alotrópicas de los metales.

Metal	Forma alotrópica	Intervalo de temperatura para el estado estable, °C	Red cristalina
Fe	α δ γ	911 1 392-1 539 911-1 392	Cúbica de cuerpo centrado. Ídem a la anterior. Cúbica centrada en las caras.
Co	α β	450 450-1 492	Hexagonal compacta. Cúbica centrada en las caras.
Sn	α β	≤ 18 18- 232	Red del diamante. Tetragonal de cuerpo centrado.
Ti	α β	882 882-1 660	Hexagonal compacta. Cúbica de cuerpo centrado.
Mn	α β γ δ	700 700-1 079 1 079-1 148 1 148-1 244	Cúbica compleja de múltiples átomos. Ídem a la anterior. Tetragonal centrada en las caras. Cúbica de cuerpo centrado.

1. 2.2. Transformaciones magnéticas.

Muchos metales poseen la capacidad de magnetizarse fuertemente en un campo magnético y al ser retirado del mismo conservar un magnetismo residual, que permite utilizarlos para la construcción de imanes permanentes. Este fenómeno por primera vez fue observado en el **hierro**, de ahí que recibiera el nombre de **ferromagnetismo**. En el grupo de los ferromagnéticos se encuentran el hierro, cobalto, níquel y varios elementos raros. Durante el calentamiento, las propiedades ferromagnéticas se van reduciendo paulatinamente: al principio débilmente, pero después se observa una reducción brusca, hasta que por encima de cierta temperatura, denominada **punto de Curie**, se vuelven paramagnéticos.

Las transformaciones magnéticas no están vinculadas a cambios en las redes cristalinas o en la microestructura, ellas carecen de histéresis por temperatura; por esta razón a las transformaciones magnéticas no se pueden identificar con las alotrópicas. Está establecido que durante las transformaciones magnéticas ocurren cambios en el carácter de la interacción entre los electrones.

1. 3. Estructura de los metales reales.

De cada fusión se puede extraer un monocristal, es decir, un pedazo de metal, que representa a un cristal, cuyas dimensiones no son muy grandes, por lo que generalmente se emplean en los Laboratorios para el estudio de las propiedades de una u otra sustancia.

Los metales y aleaciones, obtenidos en condiciones normales están compuestos por una gran cantidad de cristales diferentemente orientados en el espacio, es decir, ellos poseen una estructura policristalina. Estos cristales, comúnmente denominados *granos*, poseen una forma geométrica bastante irregular y cada uno de ellos tiene su propia orientación de su red cristalina, que se diferencia de la de los cristales vecinos, como consecuencia de lo cual las propiedades de los metales reales se promedian y el fenómeno de la anisotropía no se observa en ellos.

Las investigaciones de los metales realizadas con la ayuda de los análisis Roentgenológicos estructurales y de la microscopía electrónica han permitido establecer, que la estructura interna de los granos es imperfecta; en las redes cristalinas de los metales reales existen distintos defectos (imperfecciones), las que violan los enlaces entre los átomos e influyen sobre las propiedades de los metales. Todos los defectos de las redes constituyen una violación en la ubicación de los átomos en la red. Se distinguen los siguientes tipos de imperfecciones estructurales:

- **Puntuales:** defectos de red pequeños en sus tres dimensiones ($b \approx 0,3$ nm).
- **Lineales:** pequeños en dos dimensiones y todo lo prolongado posible en la tercera.
- **Planos:** pequeños en una sola dimensión (bidimensionales, superficiales).

1. 3.1. Defectos puntuales.

Una de las imperfecciones de las redes cristalinas más difundidas, lo constituyen la presencia en ellas de defectos puntuales, tales como los vacíos, los átomos dislocados y los átomos de las impurezas.

En los cristales siempre existen átomos, que poseen una energía, que supera el valor medio de la energía de los átomos vecinos y, por tanto, están capacitados para vencer, la barrera potencial creada por estos últimos, abandonar sus lugares de equilibrio en los nodos de la red, creando en ellas vacíos y ocupar nuevos lugares en sus espacios internodales (átomos dislocados) o en los vacíos de otras celdas cristalinas. El movimiento desordenado de los átomos alrededor de los vacíos conduce a la caída en un espacio libre de la red de cualquier otro átomo, lo que provoca la desaparición del vacío dado y la aparición de otro.

Los vacíos representan la ausencia de átomos en los nodos de las redes cristalinas, “huecos” según la definición de Frenkel, los cuales se forman por varias razones (ver **fig. 1.3a**).

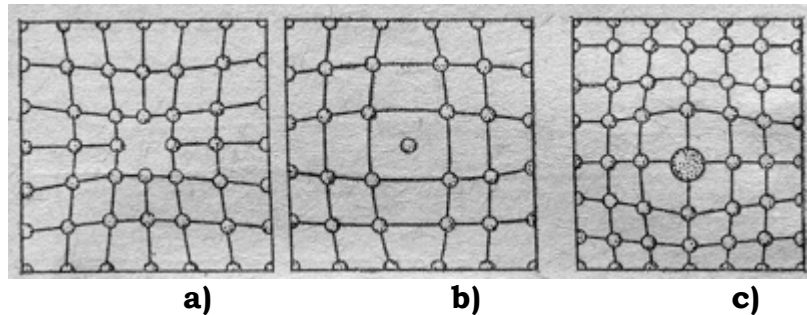


Fig. 1.4. Imperfecciones puntuales: a) vacíos; b) Átomo dislocado; c) Átomo de impureza.

En la **fig. 1.4** se muestra la formación de un vacío por el mecanismo de **Shottki**. En el caso dado como fuente de los vacíos funge la superficie libre del cristal, donde resultan menos dificultosas las oscilaciones normales de los átomos. También como fuente de formación de los vacíos puede servir las fronteras de los granos, en las cuales se viola la distribución ordenada de los átomos.

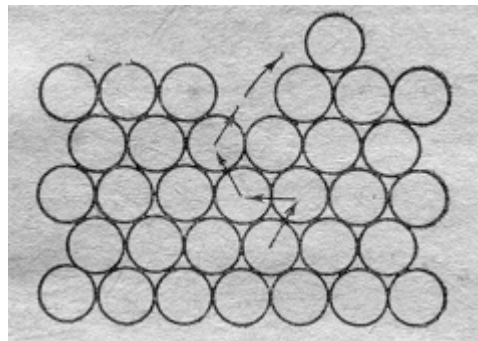


Fig. 1.4. Formación de un vacío, según el mecanismo de Shottki.

Los vacíos desaparecen al salir a la superficie exterior o a la superficie de un defecto interno, pero al mismo tiempo en algún otro lugar de dicha superficie se están formando otros. La energía de formación de un vacío está en el orden del electrón-Volt. Durante la formación de un vacío el cambio de volumen del cristal resulta menor que el volumen atómico en aproximadamente dos veces; esta irregularidad se debe a que los átomos que la rodean se desplazan de sus posiciones de equilibrio, por lo que la red cristalina se deforma, trayendo como consecuencia una reducción de la energía total del cristal.

Los vacíos constituyen en sí centros de compresión, por lo que el resto de los defectos son centros de tracción.

Los vacíos desempeñan tres funciones fundamentales en el comportamiento de los metales:

➤ Garantizan los procesos de autodifusión (difusión de los átomos de la propia red cristalina, lo cual es positivo en la mayoría de los casos) y de difusión volumétrica de los átomos extraños, es decir, sin los vacíos no

resulta posible homogeneizar el material, ni formar soluciones sólidas. Por ejemplo, se conoce que en el acero existen cuatro transformaciones estructurales fundamentales: la perlita en austenita, la austenita en perlita, la austenita en martensita y la martensita en perlita; pues bien, de no existir los vacíos, exceptuando la tercera, estas transformaciones no podrían ocurrir.

➤ Constituyen uno de los mecanismos de la fluencia térmica (el flujo de vacíos) y de la fatiga de los materiales, que son fenómenos indeseables.

➤ Los bivacíos, trivacíos y la acumulación de vacíos forman microporos, que son defectos volumétricos.

El número de vacíos y su concentración dependen de la temperatura y de la naturaleza del tratamiento a que se encuentre sometido el material; así a la temperatura ambiente existe un vacío por cada $10^{18} - 10^{19}$ átomos; su número aumenta significativamente con el incremento de la temperatura, después del temple, etc. Al desplazarse por los cristales, los vacíos solitarios pueden encontrarse y unirse formando **bivacíos**. Debido a que con esta acción su superficie sumaria se reduce, la estabilidad de tal vacío pegado crece y es por eso que se posibilita la formación de **trivacíos** y de **cadena enteras**. La acumulación de muchos vacíos puede conducir a la formación de poros y de cavidades en los artículos.

La presencia de vacíos en la red le proporciona movilidad a los átomos, es decir, les permite trasladarse en los procesos de autodifusión y difusión y de esa forma influye en procesos tales como el envejecimiento, el desprendimiento de fases secundarias y otros.

Los **átomos dislocados**, es decir, los átomos que salieron de los nodos de la red y ocupan un lugar en algún espacio internodal, también pertenecen a los defectos puntuales (ver **fig. 1.3b**). La concentración de átomos dislocados no es muy grande, pues para su formación se requiere de un gasto de energía sustancial (por ejemplo: la irradiación de un metal con partículas nucleares), al mismo tiempo, en el lugar del átomo que se trasladó se forma un vacío (mecanismo de Frenkel).

Debido a que resulta prácticamente imposible obtener un metal fundido químicamente puro, es que en cualquier volumen de metal siempre está presente cierta cantidad de átomos extraños, pertenecientes a las impurezas.

Los **átomos de las impurezas** ocupan en la red cristalina o bien el lugar de los átomos principales o se introducen en el interior de las celdas; es así como surge otro tipo de defecto puntual (ver **fig. 1.3c**).

Alrededor de los vacíos, de los átomos dislocados y de los átomos de las impurezas (estos últimos siempre se diferencian de los átomos principales por sus dimensiones) se viola la corrección de la estructura cristalina, así como el equilibrio de los campos de fuerza de los átomos en todas las direcciones, aunque cabe señalar que estos cambios no son muy grandes, no rebasan más de varios diámetros atómicos.

La aparición de los vacíos varía la densidad del metal. La presencia de los vacíos y de los átomos dislocados provoca grandes deformaciones de la red cristalina.

En los cristales reales de los elementos más químicamente puros, que contienen índices de impurezas tan bajos (en el orden de 10^{-7} %), se puede hallar hasta 10^{13} átomos de impurezas.

Los defectos puntuales al emigrar en los cristales pueden interactuar, tanto uno con otros, como con otros defectos. Así, al encontrarse, durante su movimiento, un vacío y átomo dislocado, se pueden anular mutuamente. Los átomos de las impurezas también pueden interactuar con los vacíos, formando complejos denominados vacío-impureza. También tiene lugar la interacción de los defectos puntuales con los lineales: con las dislocaciones.

Los defectos puntuales violan la corrección de la estructura cristalina de la red y conduce a un incremento de la energía libre del cristal. La posición equilibrada de los defectos puntuales en la red es metaestable y su evacuación del cristal conlleva a la disminución de su energía libre.

1. 3.2. Defectos lineales.

Los defectos lineales poseen dos dimensiones muy pequeñas, con relación a la tercera, que puede alcanzar valores comparables con el largo de los cristales. A este grupo pertenecen las cadenas de vacíos y de átomos internodales, así como las **dislocaciones**.

La resistencia a la deformación y a la ruptura de los cristales se determina por la energía de enlace interatómico. Cada átomo de la red cristalina, al mismo tiempo se encuentra sometido a las fuerzas de atracción (las fuerzas electrostáticas de atracción de las partículas cargadas de los iones y los electrones) y las fuerzas de repulsión (las fuerzas de repulsión entre los electrones de un mismo signo). La energía potencial total de la interacción de los iones y electrones (energía de enlace) es una función de la distancia interatómica. La resistencia teórica del cuerpo sólido, a la temperatura del cero absoluto, crece con el incremento del módulo de Young "**E**" y los valores de la energía superficial disminuyen con el aumento de la distancia entre los planos atómicos vecinos. Por esta razón es que los materiales de alta resistencia poseen un alto valor de dicho módulo, con gran energía superficial y un elevado número de átomos en la unidad de volumen.

Por medio de cálculos de la resistencia teórica de los metales se ha establecido, que la tensión crítica de cizallamiento, necesaria para la realización de la deformación plástica $\tau_{crit.} \approx G/30$. Los cálculos de la resistencia teórica por esta fórmula arrojan resultados en varios órdenes por encima de la resistencia real, establecida directamente mediante la experimentación. Así, por ejemplo, para el **hierro** $\tau_{teor. crit.} = 2\ 300\ MPa$, mientras que su valor experimental es sólo $\tau_{exper. crit.} = 26\ MPa$; correspondientemente para el **cobre** es **1 540** y **1MPa** y para el **níquel** **2 600** y **5,8 MPa**.

Las divergencias tan significativas entre las resistencias teórica y real de los metales se puede explicar a partir de la presencia en los cuerpos

policristalinos reales de las imperfecciones y defectos de la red cristalina, ya mencionados y de ellos la mayor influencia la ejercen las **dislocaciones**.

Las **dislocaciones** constituyen un tipo especial de imperfección en la red cristalina, que por su naturaleza se diferencia notablemente del resto de los defectos.

En la actualidad no sólo la resistencia, sino también las transformaciones fásicas y estructurales y una serie de otros fenómenos se analizan con la utilización de la teoría de las dislocaciones.

Las primeras concepciones sobre las dislocaciones fueron introducidas en 1934 por los físicos Orowan, Poliani y Taylor para describir el mecanismo atómico del deslizamiento durante la deformación plástica, como un intento para explicar la gran diferencia existente entre las resistencias teórica y práctica de los metales. En la actualidad existen pruebas irrefutables sobre la presencia de las dislocaciones (**Ver microfoto**).



Microfotografía de las huellas de las dislocaciones, x 45 000.

Las dislocaciones son una configuración peculiar en la ubicación de los átomos. Los principales tipos de dislocaciones son las **dislocaciones de borde** y las **dislocaciones espirales** o **helicoidales**.

Imaginemos un cristal, en el cual la parte superior se encuentra desplazada con respecto a la inferior en una distancia interatómica (**fig. 1.5**), pero el desplazamiento abarca no a todo el plano, sino solamente a una parte de él (al sector **ABCD**, siendo **AB** la **frontera** o borde de dicho sector). Un plano atómico vertical en la mitad superior del cristal ya no tiene continuidad en la mitad inferior (ver **fig. 1.5b**). A este plano atómico sobrante e incompleto se le denomina **extraplano**. El extraplano actúa como una cuña (plano B), flexionando a la red alrededor de su extremo inferior. Por encima de la dislocación los átomos en el cristal se encuentran compactados,

mientras que por debajo de ella se encuentran dispersos. El átomo en la propia arista del extraplano A-A tiene menos vecinos que el átomo que se encuentra dentro de una red perfecta. *La zona de la imperfección alrededor del borde o extremo del extraplano se denomina **dislocación de borde (lineal)**.*

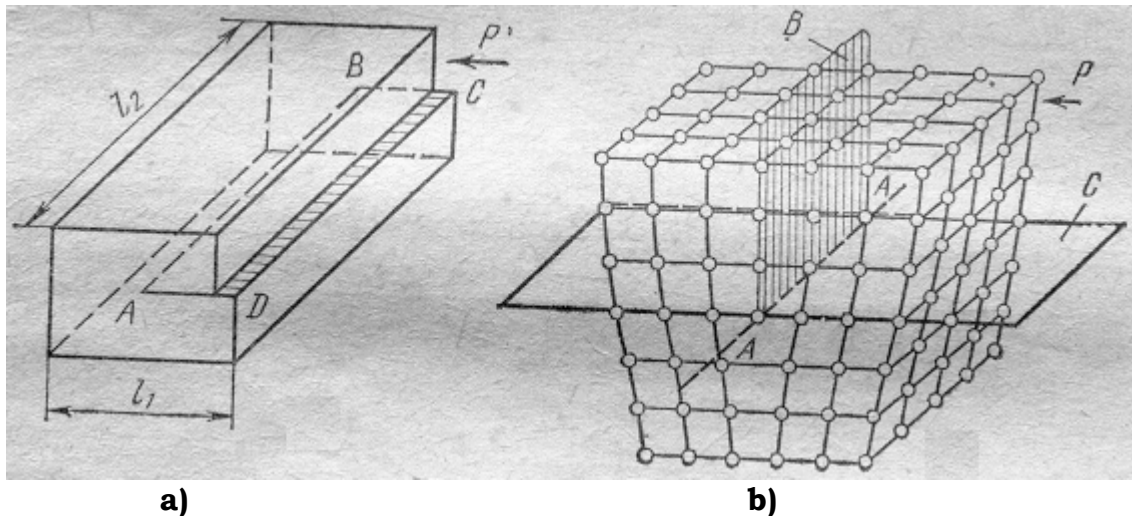


Fig. 1.5. Dislocación de borde, surgida como resultado de un desplazamiento.

La **dislocación de borde** representa en sí un **campo de amortiguamiento rápido** de las tensiones elásticas en la red cristalina alrededor del extremo del extraplano, provocado porque por encima de este extremo los parámetros de la red se han comprimido algo y correspondientemente por debajo se han traccionado. En una dimensión la extensión de la dislocación es la misma que la longitud del extremo del extraplano (**línea AB** en la **fig. 1.5a**), es decir, tiene un carácter macroscópico (la dislocación sólo puede interrumpirse en la frontera del cristal, ella de por sí constituye la frontera de la zona de deslizamiento). En el plano del dibujo de la deformación en la red cristalina se difunde a una distancia no muy grande, que alcanza hasta 10 diámetros atómicos.

Para una mejor interpretación, resulta conveniente imaginarse que la zona de imperfecciones señalada se encuentra como en el interior de un tubo, cuyo eje es el extremo del extraplano. En el interior del tubo (en el denominado **núcleo de la dislocación**) la estructura del cristal está fuertemente deformada y fuera del mismo está cercana a la ideal.

Si el extraplano se encuentra en la parte superior del cristal, entonces la **dislocación** se denomina **positiva** y se representa con el símbolo \perp , en caso contrario es **negativa** y se representa **T**. Las dislocaciones de un mismo signo se repelen, mientras que la de signos diferentes se atraen. Bajo la acción de una tensión, la dislocación **AB** (ver **fig. 1.5a**) o **AA** (ver **fig. 1.5b**) se desplazará por el plano **C** (**fig. 1.5b**) de derecha a izquierda hasta alcanzar la frontera del grano o del bloque.

Si las fuerzas que actúan sobre una dislocación, de algún modo, se encuentran equilibradas, entonces ella permanece inmóvil, conservando cierto estado metaestable. Para sacarla de ese estado es necesario transmitirle al material energía desde el exterior, aplicándole algún sistema de fuerzas desequilibrado o elevando su temperatura.

La carga externa complementaria provoca el desplazamiento de la dislocación en dirección al vector de la fuerza resultante. El incremento de la temperatura aumenta la movilidad de la dislocación, es por ello que el desplazamiento de las dislocaciones transcurre bajo la aplicación de cargas externas de menores valores, por lo que, además, la cantidad total de dislocaciones en el cristal no depende directamente de la temperatura de calentamiento del cuerpo, es decir, las dislocaciones son atómicas.

El movimiento de la dislocación de borde es conservativo, sin transferencia de masa.

A las dislocaciones le son inherentes seis propiedades fundamentales:

- 1) Son capaces de desplazarse a la velocidad del sonido en el metal ($\sim 5 \cdot 10^3 \text{ m/s}$).
- 2) Al salir a la superficie, es totalmente seguro, que forma en ella un escalón equivalente a una distancia interatómica (ver **fig. 1.6a**).

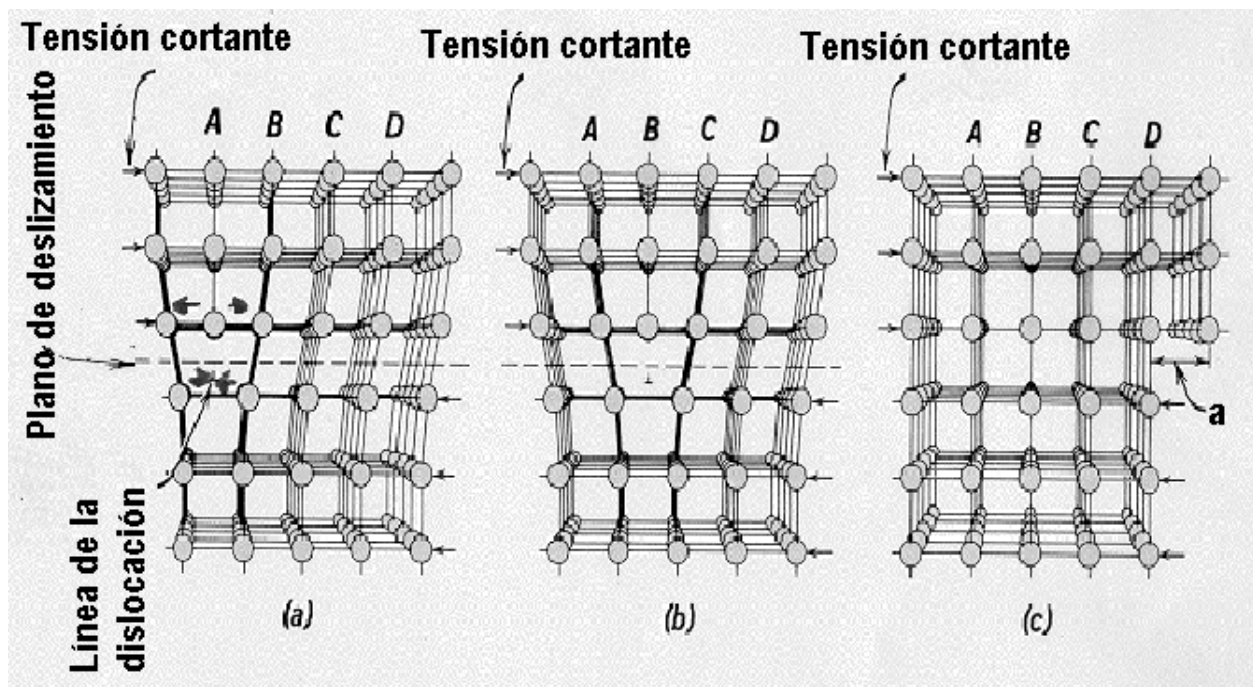


Fig. 1.6 a. Salida a la superficie de una dislocación: a- desplazamiento elástico elemental.

- 3) La dislocación se mueve por la red en forma de carrera de relevo, lo que explica la ligereza de su movimiento y el hecho de este propio

modelo sirva para representar el proceso de deslizamiento durante la deformación plástica (ver **fig. 1.6b**).

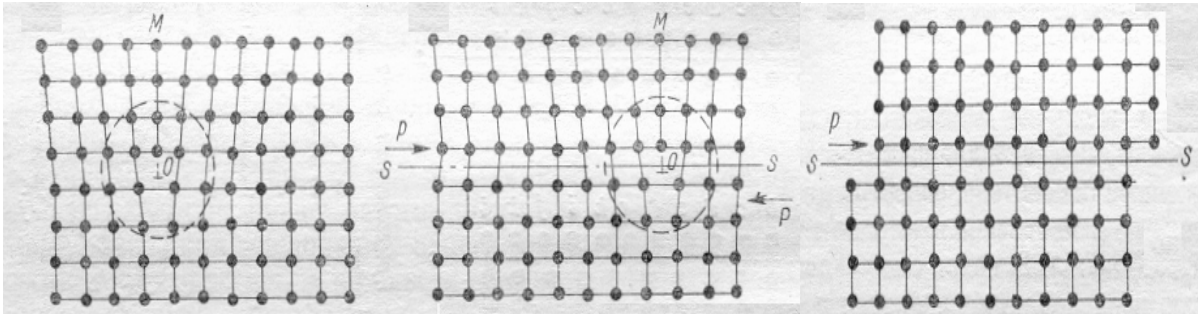


Fig. 1.6 b. Movimiento de la onda del desplazamiento (de las líneas de las dislocaciones) durante la deformación plástica del cristal.

- 4) Los campos de fuerzas de las dislocaciones interactúan entre sí. Las dislocaciones en el cristal pueden interactuar, tanto entre sí, como con otros defectos. Si dos dislocaciones de signo contrario se mueven por un mismo plano, entonces al acercarse ellas pueden mutuamente aniquilarse (ver **fig. 1.7a**); en este caso los extraplanos desaparecen del cristal, formándose uno entero o pueden autofrenarse (ver **fig. 1.7b**).

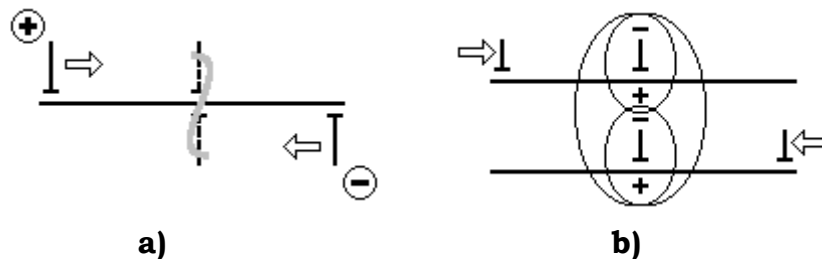


Fig. 1.7. Interacción de los campos de fuerzas de las dislocaciones: a) aniquilación de dos dislocaciones; b) autofreno de las dislocaciones.

- 5) Pueden frenarse y detenerse totalmente:

➤ Interactuando con los defectos puntuales (ver **fig. 1.8a**). Aquí se origina el bloqueo de las dislocaciones a través del mecanismo de las impurezas (también se le denomina atmósfera de impurezas).

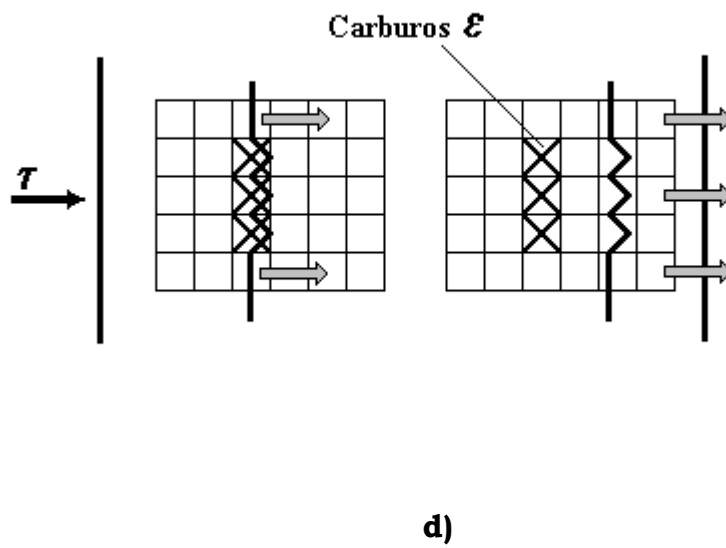
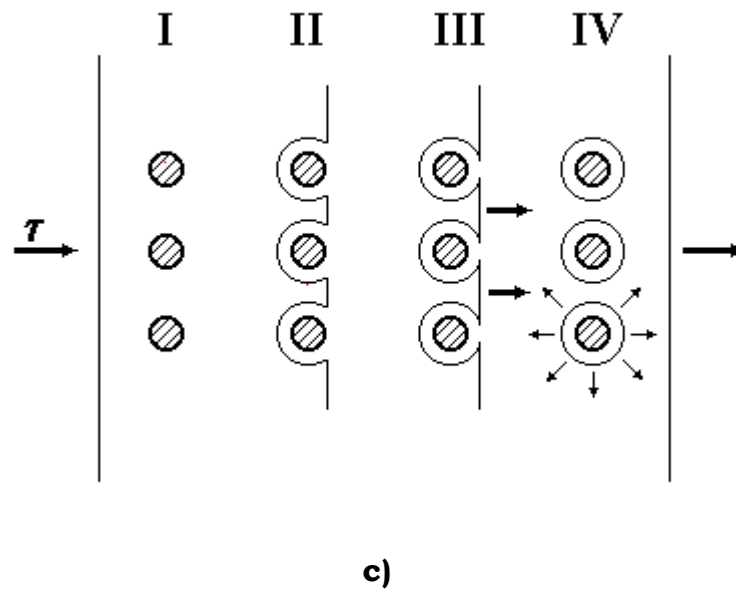
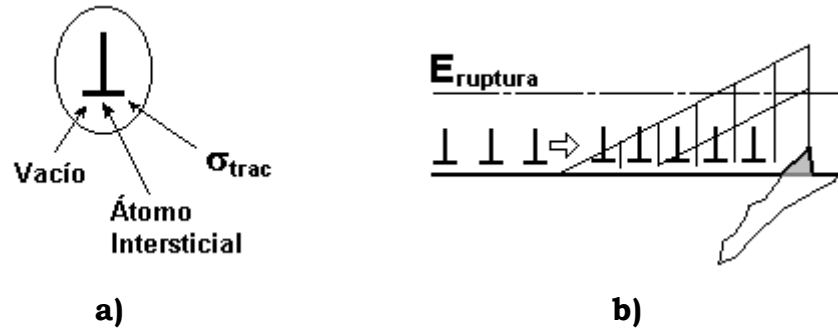


Fig. 1.8. Frenado y detención total de las dislocaciones.

- Interactuando con las inclusiones (ver **fig. 1.8.b**). Esta es una acumulación plana, que conduce a la ruptura frágil de metales tan plásticos, como el propio oro.
 - Apartándose de las pequeñas inclusiones (ver **fig. 1.8c**). En este caso ocurre un endurecimiento dislocacional, se incrementa la resistencia y la plasticidad se mantiene e inclusive puede elevarse ligeramente.
 - Superando a las inclusiones coherentes (ver **fig. 1.8d**). Éste también constituye un mecanismo de endurecimiento.
- 6) Su capacidad de descomponerse en el interior del campo de la deformación plástica (según la **fuerza de Frank- Read**), constituye su propiedad más importante (ver **fig. 3.2.**). Este proceso se repite constantemente.

Las zonas de tracción y de compresión, relacionadas con las dislocaciones de borde, atraen hacia sí a los átomos de las impurezas, debido a que a ellos le es más fácil encontrar lugar en las zonas con una estructura incorrecta. La atracción de los átomos de las impurezas, provocada por varias causas, conduce a la “*precipitación*” de estos átomos en forma de cadenas a lo largo del extremo del extraplano. Tal cadena de átomos extraños se denomina **atmósfera** o **nube de Cottrell**. Al aparecer en las dislocaciones, la atmósfera de Cottrell, al principio dificulta y después frena el movimiento de las dislocaciones. Con el incremento de la temperatura la atmósfera de Cottrell se disipa; al reducirse la temperatura crece la concentración de defectos cerca de la dislocación y en la misma medida en que va alcanzando el límite de solubilidad, cerca del núcleo de la dislocación pueden inclusive aparecer desprendimientos dispersos de la segunda fase.

A lo largo de del núcleo de la dislocación prácticamente se observa una difusión acelerada de los átomos de las impurezas. Este efecto recibió el nombre de “*difusión por el tubo*”.

En el volumen del cristal las **dislocaciones** se encuentran en forma de **redes**. A la par de las redes pueden existir tanto dislocaciones aisladas, como los **lazos dislocacionales**, que surgen como resultado de una interacción compleja entre los defectos puntuales y las dislocaciones (a una deformación de 1 % le corresponden aproximadamente 50 lazos dislocacionales).

La distancia media entre dos dislocaciones en el cristal alcanza 10^4 distancias interatómicas, lo que se corresponde con 10^{-3} mm (1 μm) para el metal en estado de recocido, mientras que para el metal endurecido esta distancia se reduce hasta 10^{-6} mm (0,001 μm).

La característica fundamental de la estructura dislocacionada lo constituye la **densidad de las dislocaciones “ ρ ”**, que es la longitud sumaria de todas las líneas de las dislocaciones en una unidad de volumen, es decir: $\rho = \Sigma l / v$ (cm^{-2}), siendo Σl la longitud sumaria de todas las dislocaciones en el cristal, en cm y v es el volumen del cristal en cm^3 .

También la densidad de las dislocaciones se puede definir como el número de dislocaciones que atraviesa a una unidad de área (por ejemplo: de una

probeta metalográfica). La densidad de las dislocaciones depende del estado del metal: en los monocristales de alta pureza, minuciosamente formados $\rho \approx 0$ a 10^3 ; en los monocristales ordinarios en estado de recocido $\rho \approx 10^3$ a 10^6 cm^{-2} (Σl varía desde 10cm hasta 10km), en los metales policristalinos en estado de recocido $\rho \approx 10^7$ a 10^8 cm^{-2} (Σl varía desde 100 hasta 1000 km) y después de la deformación plástica “ ρ ” hasta los límites de 10^{11} a 10^{12} cm^{-2} (Σl llega a ser tan grande que supera en más de 100 veces el diámetro del globo terráqueo por el Ecuador).

Las líneas de las dislocaciones pueden terminar con su salida a la frontera (superficie) del cristal, dentro del cual la dislocación no puede interrumpirse abruptamente, es decir, de forma tal, que enseguida se extienda la zona de la estructura correcta (en dirección a la línea de la dislocación). Por esta razón, en las zonas interiores los extremos de las líneas de las dislocaciones deben unirse, formando sistemas cerrados; debido a lo cual, aparte de las dislocaciones simples, en los cristales existen dislocaciones curvilíneas de diferentes configuraciones, así como “grandes dislocaciones”, que pueden ser descompuestas en una serie de simples.

La segunda variedad de dislocaciones por primera vez fue descrita por Bürgers y lo denominó **dislocaciones espirales o helicoidales**.

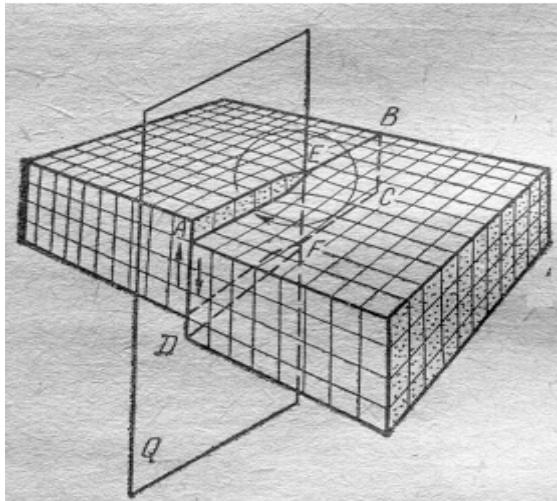


Fig. 1.9. Esquema de la dislocación espiral (helicoidal).

Las dislocaciones espirales, al igual que las de borde, pueden ser obtenidas mediante el deslizamiento parcial por el plano **Q** alrededor de la línea **EF** (ver **fig. 1.9**), después de lo cual sobre la superficie se forma un escalón, que pasa no por toda la superficie del cristal, sino solamente desde el punto **E** hasta el extremo de dicho cristal. Este deslizamiento parcial viola el paralelismo de las capas atómicas, es como si el cristal se transformara en un plano atómico arrollado en espiral alrededor de la línea **EF**. La línea **EF** representa la frontera que separa a la parte del plano de deslizamiento, donde ya ocurrió el mismo (deslizamiento), de la parte, donde aún éste no ha comenzado, es decir, constituye la dislocación. A lo largo de la línea **EF** la

zona de las imperfecciones tiene un carácter macroscópico, mientras que en las otras dos direcciones sus dimensiones abarcan sólo varios periodos de la red.

Si la **dislocación espiral** se ha formado por la rotación a favor de las manecillas del reloj, entonces se denomina **derecha** y en caso contrario **izquierda**.

El movimiento de la dislocación espiral es también conservativo, pero ella no está ligada a ningún plano de deslizamiento, se puede mover hacia cualquier plano, que pase por la línea de dislocación. Los vacíos y los átomos internodales no afluyen a las dislocaciones espirales. Aquí también hay posibilidad de la formación de dislocaciones aisladas y mezcladas.

La formación de las dislocaciones eleva la energía del cristal.

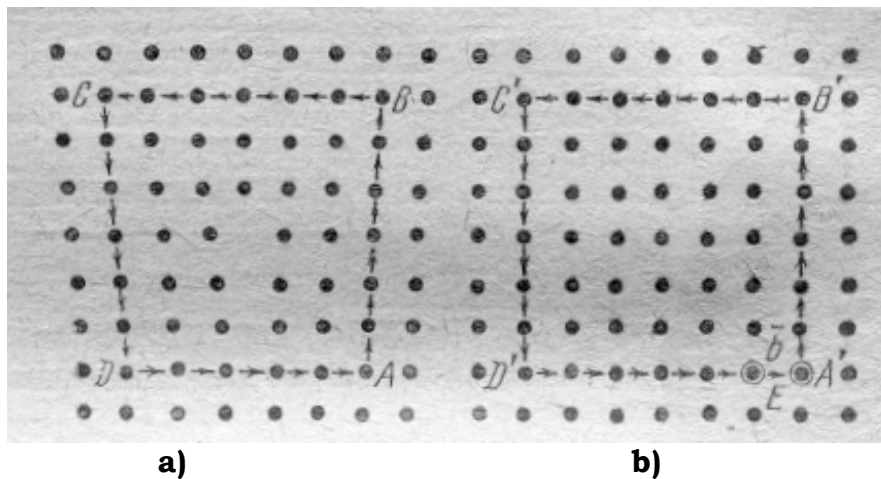


Fig. 1.10. Contorno de Bürgers alrededor de una dislocación (a) y el contorno equivalente en el cristal perfecto (b): \bar{b} - vector de Bürgers.

El **vector de Bürgers** da la medida de la deformación de la red cristalina y está condicionado a la presencia en ella de dislocaciones; él caracteriza la suma de la suma de todos los desplazamientos elásticos de la red, que se acumulan en la zona alrededor de la dislocación. Para determinar el grado de deformación de la red se comparan dos cristales: uno perfecto y otro que contenga dislocaciones; para ello alrededor de la dislocación, es decir, en la zona donde las deformaciones están prácticamente ausentes, se construye un contorno, moviéndose de nodo en nodo (**fig. 1.10a**), después se construye el propio contorno en el cristal ideal. Al girar sobre el contorno no se llega al nodo **A'**, sino al nodo **E**, es decir, el contorno se presenta abierto. La interrupción del contorno representa la suma de todos los desplazamientos elásticos de la red, que se acumularon en la zona alrededor de la dislocación. El vector **EA'** (**fig. 1.10b**), que cierra la interrupción del contorno se denomina **vector de Bürgers** se representa **b**. El contorno construido se llama **contorno de Bürgers**. Para una dislocación completa el vector de Bürgers es siempre uno de los vectores de las traslaciones de la red, él es el

mismo para todas las zonas de la línea de la dislocación y se conserva durante su movimiento, es decir, constituye una invariante de la dislocación. *El vector de Búrgers es normal a la línea de la dislocación de borde y paralelo a la línea de la dislocación espiral.*

En la actualidad se conocen diversos mecanismos de formación de las dislocaciones:

- Las dislocaciones pueden aparecer durante el crecimiento de los granos y durante la formación del sub-grano (**fig. 1.11**).

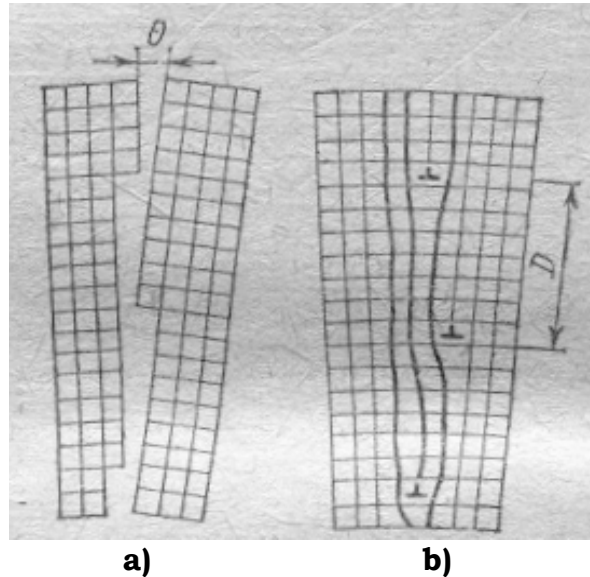


Fig. 1.11. Esquema de surgimiento de las dislocaciones de bordes durante la cristalización: a) antes de la concrecencia; b) después de la concrecencia. D - distancia entre las dislocaciones en la pared; θ - ángulo de desorientación.

- Se ha podido establecer experimentalmente, que las fronteras de los granos y bloques poseen una gran densidad de dislocaciones.
- En el proceso de cristalización, del metal fundido, desde el punto de vista energético, al núcleo de cristalización le resulta más fácil crecer cuando sobre su superficie se forma una dislocación espiral.
- También la segregación de las impurezas facilita la formación de las dislocaciones.
- En la solidificación de los metales, las dislocaciones pueden surgir como resultado de la acumulación de vacíos.
- El tratamiento térmico y en particular la deformación plástica cambian sustancialmente la densidad de las dislocaciones, lo que a su vez influye sobre mucha de las propiedades de los metales.

1. 3.3. Defectos superficiales.

Estos defectos tienen un espesor pequeño, en comparación con sus otras dos dimensiones (largo y ancho). El ejemplo más elocuente de este tipo de defecto está constituido por las **fronteras de los granos y bloques** y por los defectos de empaquetamiento.

En los materiales policristalinos los **granos** alcanzan un tamaño que va desde **1** hasta **1 000 μm** , generalmente cerca de $100 \mu\text{m}$. Los granos se encuentran desorientados, así como girados unos con respecto a otros en hasta 10° (**fig. 1.12**). **Las fronteras de los granos constituyen el defecto principal de los metales y sus aleaciones**, es el más conocido desde hace mucho tiempo, el más complicado y más estudiado y hasta ahora el menos investigado. En las fronteras entre los granos los átomos no tienen una ubicación correcta; aquí existe una zona de transición con un espesor de varios diámetros atómicos, en la cual la red de un grano pasa a la de otro con otra orientación.

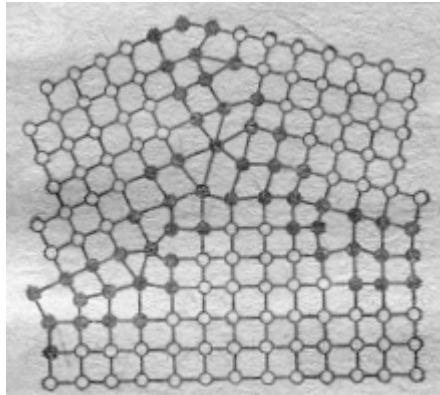


Fig. 1.12. Esquema de la estructura policristalina de los metales.

La estructura de la capa de transición (frontera) facilita la acumulación en ella de dislocaciones, debido a que durante el paso a través de la frontera ni el plano de deslizamiento, ni el vector de Bürgers permanecen invariables. La violación de la corrección de la ubicación de los átomos posibilita que en las fronteras de los granos se incremente la concentración de aquellas impurezas, que reducen la energía superficial.

La utilización de los microscopios electrónicos permitió descubrir que dentro de los granos también se viola la corrección de la estructura cristalina, existen sectores desorientados unos con respecto a otros en varios grados y se denominan **fragmentos (fig. 1.13a)**. El proceso de división del grano en fragmentos se llama *fragmentación* o *poligonización*; a su vez cada fragmento está compuesto por *bloques* con un tamaño inferior a los $10 \mu\text{m}$ desorientados entre sí, pero con una estructura interna correcta, en ángulos insignificantes (desde varios segundos hasta decenas de minutos, pero siempre con valores inferiores a 1°); dicha estructura se denomina de **bloques** o **mosaicos (fig. 1.13b)**.

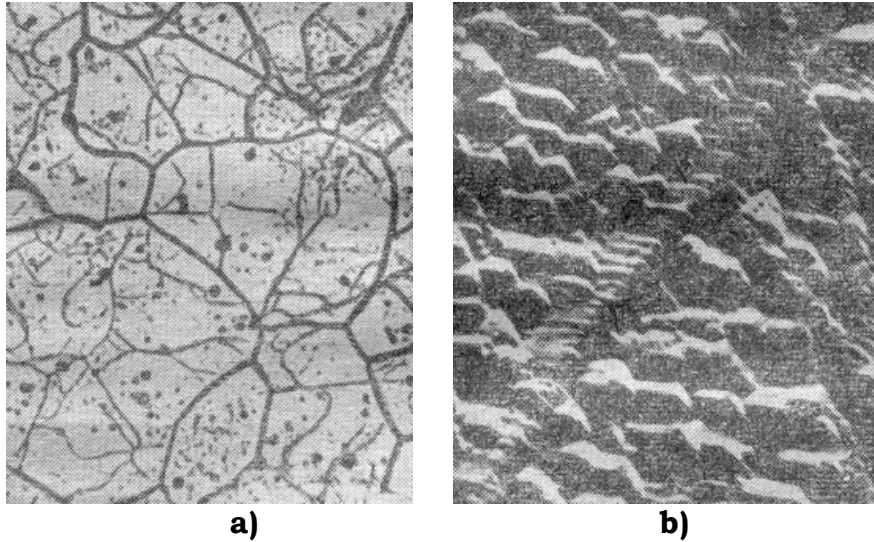


Fig. 1.13. Estructura fina del acero con bajo contenido de carbono (B. S. Kasatkina): a) grano de ferrita (las fronteras engrosadas) y los fragmentos (las líneas finas de las fronteras), x 200; b) estructura de bloques de la ferrita (las fronteras de los fragmentos y bloques del mosaico), x 16 000.

En un milímetro cúbico se pueden encontrar hasta 10^{12} bloques. En la sección transversal de un grano fino de acero se hallan hasta 10 bloques, en el acero de grano grueso, aluminio y wolframio: de 70 a 200 bloques. Las dimensiones de los bloques de un mismo cristal, inclusive después del recocido completo, pueden diferenciarse significativamente unas de otras, lo que conduce a la aparición de tensiones residuales de grandes valores durante la deformación plástica; dichas tensiones se equilibran en los límites del mismo grano, es decir, son de segundo género.

Los bloques están compuestos por pequeños cristalitos, el menor de los cuales, que ha sido detectado por los rayos X, tenía un tamaño de 1,8 nm y estaba compuesto por 100 celdas cristalinas elementales, incluían a 400 átomos.

Los **defectos de empaquetamiento** constituyen una formación fina y plana que viola el orden de empaquetamiento y de permutación de las capas atómicas; con mayor frecuencia se encuentran en las estructuras con los empaquetamientos más compactados (en **redes cúbicas centradas en las caras** y en **redes hexagonales compactas**) y raramente en otras. Por ejemplo: cuando en una red cúbica centrada en las caras se forma una permutación de las capas característica para la red hexagonal o a la inversa.

Los defectos de empaquetamiento se crean por medio del cizallamiento, la interstición, el alejamiento de un plano densamente compactado o de una de sus partes.

En la **fig. 1.14** se muestra el esquema de la **formación de los defectos de empaquetamiento** en una **red cúbica centrada en las caras**, que se caracteriza por la permutación de las capas compactamente empaquetadas

...ABCABCABC... En presencia del defecto de empaquetamiento, como resultado de la ausencia de una de las capas o la aparición de una sobrante, la permutación en este lugar se viola y en el primer caso queda ...ACCACABC..., mientras que en el segundo: ...ABCACBCAB..., con la permutación de las capas (las partes subrayadas), lo que es característico para las **redes hexagonales compactas**.

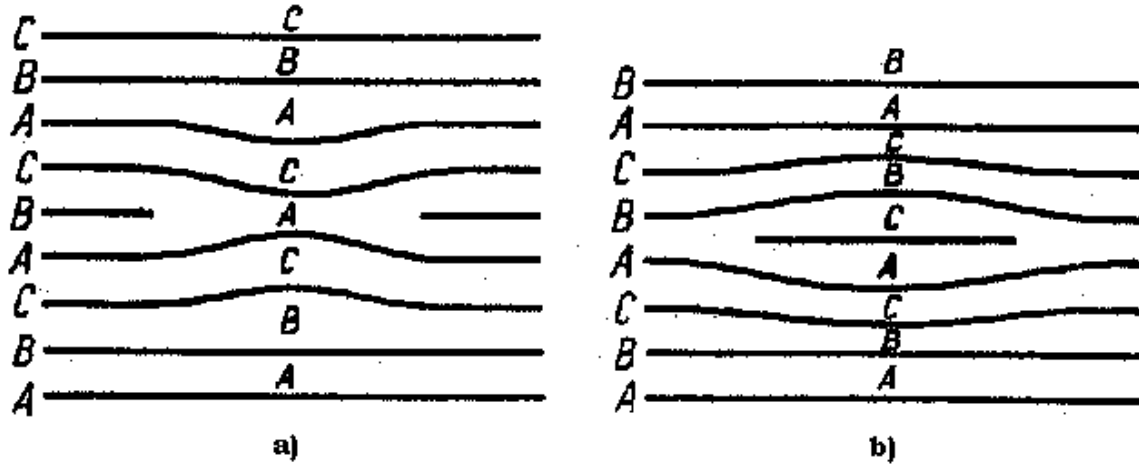


Fig. 1.14. Defectos de empaquetamiento: a) por substracción; b) por interstición.

Con la aparición del defecto está asociada la energía sobrante del cristal, denominada **energía del defecto de empaquetamiento**. Esta energía es comparativamente pequeña para los metales univalentes y crece bruscamente para los multivalentes (**tabla 1.2**)

Tabla 1.2. Energía valorada de los defectos de empaquetamiento (γ).

Metal	Ag	Au	Cu	Pb	Pt	Fe $_{\alpha}$	Ni	Al	Zn	Cr	Mo	W
$\gamma, 10^{-3} \text{ J/m}^2$	10 \pm 5	20 \pm 10	30 \pm 10	50 \pm 25	120 \pm 20	140 \pm 40	>150	250	250	>300	>300	>300

La **aleación** puede **cambiar** fuertemente la **energía del defecto de empaquetamiento**. Por ejemplo, al alear el **cobre** con **aluminio** en cantidades de **2,25; 4,5 y 7,0 %**; correspondientemente la **energía se reduce** hasta **20; 5 y 2. 10^{-3} J/m^2** .

CAPÍTULO 2: Métodos contemporáneos para la investigación de la composición, estructura y propiedades de las aleaciones constructivas.

Los metales y aleaciones contemporáneas se diferencian entre sí por su composición y estructura, poseyendo las más variadas propiedades. Por esta razón es que no se puede obtener una información completa sobre las propiedades de un metal o una aleación dada, empleando un solo método de investigación, aunque se trate de seleccionar al más perfecto. Esta circunstancia hace que en cualquier laboratorio se utilicen no-uno, sino, varios métodos de análisis que se complementan entre sí.

2.1.Determinación de la composición química.

Como está establecido, el estudio de las propiedades de los metales y aleaciones metálicas comienza por la determinación de su composición química. La composición química se determina fundamentalmente por los métodos del **análisis cuantitativo**. En los casos en que no se requiere una elevada exactitud, pero sí rapidez en conocerla, se emplea el **análisis espectral**.

Una mayor información sobre la composición se puede obtener a partir del **análisis roentgeno - espectral**.

2.1.1. Análisis cuantitativo.

La función del análisis cuantitativo es determinar el contenido (cantidad o concentración) de uno u otro componente en el objeto de análisis; es decir permite responder a la pregunta: *¿Cuánto hay de "esto" en el objeto ?*

En Química la *cantidad* representa la masa o concentración, es decir, constituye el número de partículas *cualitativamente* diferentes, expresado por uno u otro procedimiento.

Los métodos químicos del análisis cuantitativo se basan en las leyes de la constancia de la composición, de la conservación de la masa de las sustancias y en la ley de los equivalentes. Esta última tiene una gran importancia para los cálculos del análisis cuantitativos. Estos métodos incluyen a los análisis *gravimétricos y titrimétricos* (ácido-básico, oxidante-reductor, complejo-simétrico y por valoración de los precipitados).

El análisis gravimétrico (por pesaje) se caracteriza por emplear el pesaje en balanzas analíticas para determinar el resultado final de las reacciones. El análisis titrimétrico (volumétrico) está basado en la medición de los volúmenes de las soluciones de las sustancias reaccionantes.

El análisis cuantitativo se plantea como objetivo fundamental la obtención de resultados confiables durante la determinación de los contenidos de los componentes.

Estos análisis se emplean ampliamente en la determinación de la concentración de los elementos constituyentes de los aceros y el hierro

fundido (C, S, Mn, Si, P, Ni, Cr, V, W, Mo, Al y Cu). También se emplean el análisis de sus escorias.

2.1.2. Análisis espectral.

La esencia del análisis espectral está fundamentada en la capacidad de los átomos de un elemento de emitir determinadas líneas espectrales al ser excitados constantemente. A partir de los datos obtenidos resulta posible realizar una valoración cualitativa y cuantitativa de la composición química de los metales y aleaciones objetos de estudios.

El análisis espectral por emisión se realiza a partir de los espectros de la emisión de átomos, iones y moléculas excitados por diferentes fuentes de irradiación electromagnética en una gama que va desde la irradiación gamma hasta la micro-onda.

El espectro más simple lo posee el hidrógeno, pues en el campo visual de su espectrograma tiene sólo cuatro líneas espectrales:

- ✿ H_{α} (su longitud de onda es $\lambda = 656,3 \text{ nm}$);
- ✿ H_{β} ($\lambda = 486,1 \text{ nm}$);
- ✿ H_{γ} ($\lambda = 434,0 \text{ nm}$);
- ✿ H_{δ} ($\lambda = 410,2 \text{ nm}$).

Está establecido que la longitud de onda de cada línea espectral del hidrógeno en el campo visual se describe por la fórmula:

$$\nu = R^2/4 - R/n^2, \quad (1.1)$$

siendo : $n = 3; 4; 5; \dots$. R - la constante de Reedberg ($R = 109\,687,76 \pm 0,001 \text{ cm}$).

La magnitud $R/n^2 = T_n$ fue denominada **término**, por Reedberg. De esta forma cada línea espectral del hidrógeno en el campo visual se obtiene como la diferencia de dos términos espectrales, el primero de los cuales es constante, mientras que el segundo es variable. El **conjunto** de **líneas espectrales** formado así constituye la **serie espectral**. No sólo en el espectro del hidrógeno, sino también en los de otros elementos, sobre todo en los metales alcalinos, las líneas espectrales forman series en conformidad con determinadas leyes.

La irradiación sumaria correspondiente al complejo de todos los posibles estados energéticos de los átomos del elemento constituye su espectro.

Para la obtención de los espectros emitidos se emplean prismas de material transparente y redes difraccionales transparentes y reflectoras, siendo éstas últimas redes las más empleadas en la actualidad.

La desviación angular del rayo al pasar por el prisma se determina por la expresión:

$$\varphi = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 - \theta; \quad (1.2)$$

donde : φ -ángulo de la desviación; θ -ángulo refractor del prisma; ε_1 -ángulo de caída de los rayos en el prisma; ε_2 -ángulo de salida de los rayos del prisma.

Básicamente se emplean tres métodos para el registro de los espectros (el visual, el fotográfico y el fotoeléctrico) en los tres tipos de análisis espectrales: cualitativo, semicuantitativo y cuantitativo.

El **análisis espectral cualitativo** resuelve dos problemas: el establecimiento de la presencia del elemento dado en la probeta que se analiza y la detección de todos los elementos integrantes de la composición de la probeta. Por regla general se realiza con la ayuda del método fotográfico.

Por **semicuantitativo** se entiende una amplia gama de métodos analíticos que abarca desde los valorativos hasta los cuantitativos más inexactos. En estos métodos para cada elemento que se analiza se emplean varias líneas espectrales, es por ello que casi siempre son visuales o fotográficos.

El **análisis cuantitativo** está fundamentado en la dependencia de la intensidad de la línea espectral del elemento en el espectro del plasma de la fuente de excitación de la luz (donde se encuentran los vapores de la probeta que se analiza), de la concentración del elemento de la probeta.

2.1.3. Microanálisis Roentgeno-espectral.

Para la realización del análisis químico en aleaciones con componentes desde el boro hasta el uranio (exceptuando al oxígeno y al flúor), en microvolúmenes (de tres a diez micrómetros cúbicos) de diferentes objetos (metálicos y no metálicos) se emplean los microanalizadores.

Un microanalizador posee el siguiente principio de funcionamiento: un flujo de electrones, creado por una fuente emisora y que posee determinada longitud de onda, interactúa con los microvolúmenes de la superficie del objeto, provocando una irradiación (de los rayos-X) característica; su longitud de onda es apropiada sólo para un elemento determinado de los componentes del sector del objeto que se analiza. Midiendo la intensidad de la irradiación característica y comparándola con la intensidad de irradiación del patrón, que posee un contenido conocido del elemento en cuestión, se puede calcular su concentración en el objeto de estudio.

Un microanalizador consta de: un sistema óptico-electrónico, una cámara para las probetas, espectrómetros, así como de un sistema de registro y conteo.

El microanálisis Roentgeno-espectral se emplea para valorar la distribución de las impurezas y de los elementos aleadores en aleaciones fundidas o deformadas, lo que permite obtener una valoración cuantitativa del grado de la heterogeneidad química. También este método se utiliza en la

valoración cuantitativa de los parámetros de los procesos de difusión, sobre todo en los tratamientos químico-térmicos y durante el proceso de envejecimiento.

Las dimensiones de los microsectores abarcan desde cien hasta una centésima de micrómetro.

2.2.Métodos de investigación de la estructura.

Los métodos estructurales para el estudio de los materiales permiten determinar la estructura propiamente y las transformaciones que tienen lugar en los mismos. Ellos se dividen en dos grupos fundamentales: los que posibilitan la observación o determinación directa de la estructura de los materiales y los que se fundamentan en las relaciones existentes entre la estructura y propiedades de los materiales.

2.2.1.Análisis macroestructural (macroanálisis).

El análisis macroestructural (macroscópico) consiste en determinar la estructura del metal (la macroestructura) a simple vista o con la ayuda de una lupa con aumento no superior a 30 veces (50, según algunos autores). En este caso se puede observar una gran superficie de la pieza, lo que permite opinar sobre la calidad del metal y determinar las condiciones del tratamiento o cualquier otro tipo de operación a que fue sometido, que son influyentes en su continuidad estructural, además posibilita determinar las particularidades de su proceso de envejecimiento después de la solidificación durante el moldeo, así como el carácter y la calidad del método de elaboración empleado para darle a la pieza la forma y propiedades finales (conformación por presión, soldadura maquinado, etc).

El macroanálisis, a diferencia del análisis microscópico, no permite determinar todas las particularidades de la estructura del metal, por esta razón es que con frecuencia sirve sólo como método de investigación preliminar, es decir, por los datos obtenidos a través del macroanálisis se pueden seleccionar aquéllos sectores de la pieza que requieran ser sometidos con posterioridad a una investigación microscópica más detallada.

Los resultados del macroanálisis pueden ser registrados en fotografías de los lugares estudiados en piezas brutas y en piezas acabadas, para lo cual se utilizan dispositivos especiales que facilitan la toma de fotografías de objetos planos o de relieve con aumentos que van desde 0,5 hasta 30 veces.

La macroestructura puede ser estudiada no sólo directamente sobre la superficie del metal (por ejemplo: de piezas fundidas y forjadas), sino también sobre la fractura de piezas brutas o acabadas, así como después de la preparación preliminar de la superficie a investigar, que incluye su rectificado y ataque químico con reactivos especiales. A la probeta rectificada y atacada químicamente se le denomina macroprobeta y si ella se prepara en la sección transversal de la pieza en ocasiones recibe el nombre de templete.

Sobre la superficie rectificada no deben existir suciedades, ni huellas de grasa.

Por este método de investigación metalográfica se determinan:

- El tipo de fractura: dúctil o frágil.
- La violación de la integridad (continuidad) del metal: rechupes, porosidad central, sopladuras, burbujas bajo las costras, grietas intercristalinas, flóculos en el acero al ser conformado por presión o sometido al tratamiento térmico, defectos de soldadura (**Fig. 2.1**), etc.
- La estructura dendrítica y la zona de transcristalización en el metal moldeado.
- La heterogeneidad química en el metal moldeado (denominada también licuación) y la presencia en él de inclusiones de gran tamaño.
- La estructura fibrosa del metal deformado por presión.
- La heterogeneidad estructural y química en el metal creada por los tratamientos térmicos, termomecánico o químico-térmico.

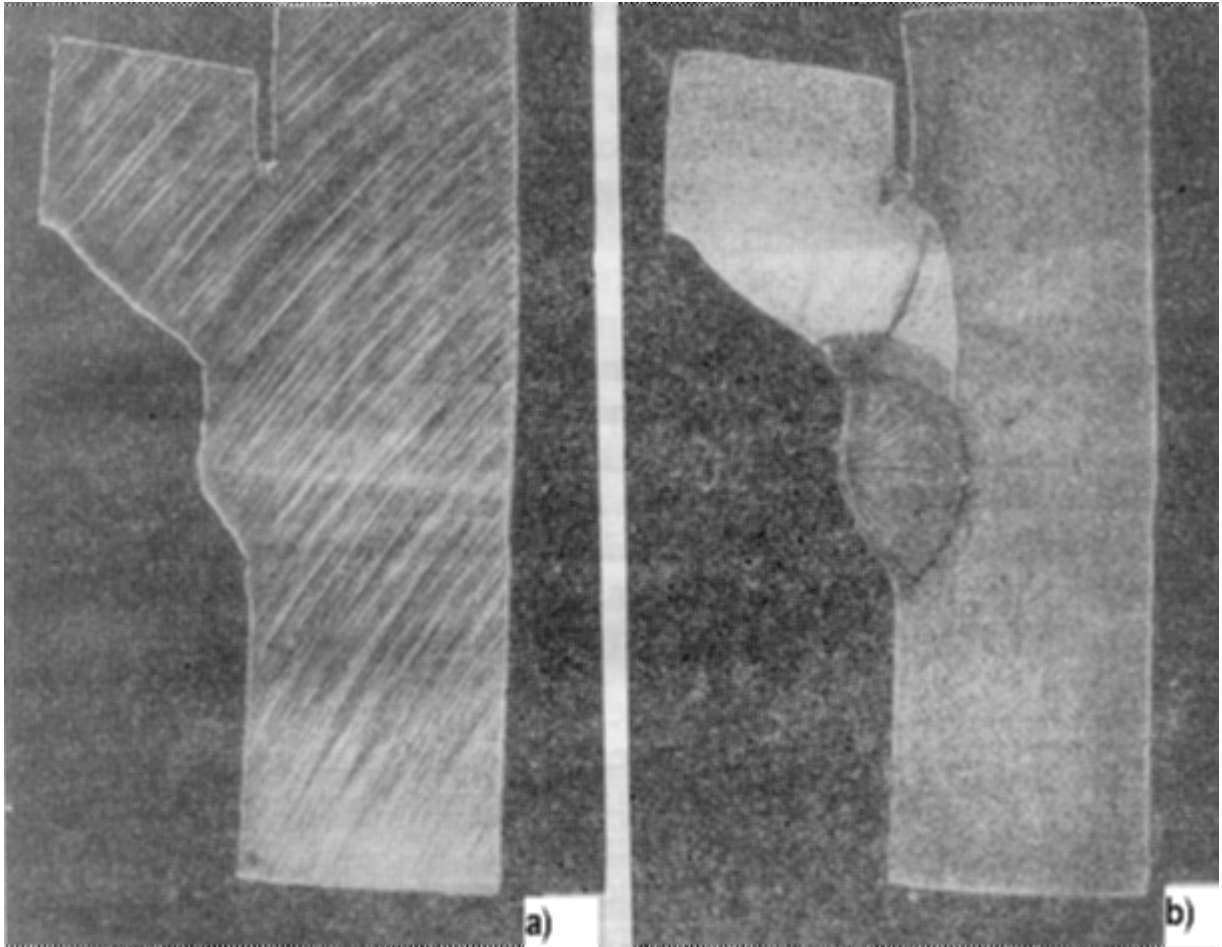


Fig. 2.1. Macroprobeta de una unión soldada antes de ser atacada (a) y después de atacada (b) [a tamaño natural].

El tipo de fractura se determina directamente por observación, mientras que la otras particularidades de la macro estructura son determinadas a partir de macroprobetas.

2.2.2. Análisis microestructural (microanálisis).

Este análisis consiste en **investigar** la **estructura** de los materiales con **grandes aumentos** auxiliados por **microscopios**. A la estructura que se observa por este método se le denomina **microestructura**. En dependencia del aumento necesario para una observación exacta de todas las fases presentes, de su cantidad, forma y distribución, es decir, de la estructura total, en los microscopios se emplean:

- ✿ La luz blanca y los sistemas ópticos ordinarios en combinación con lentes y prismas de vidrio (el **microscopio óptico**).
- ✿ El flujo de electrones para la creación de los sistemas ópticos, para los cuales es necesario utilizar lentes electromagnéticas o electrostáticas (la **microscopía electrónica**).

La utilización de variadas emisiones y de diferentes construcciones de los microscopios (ópticos y electrónicos) requiere de una variada preparación especial de los objetos y de los métodos particulares para descifrar las imágenes que se observan.

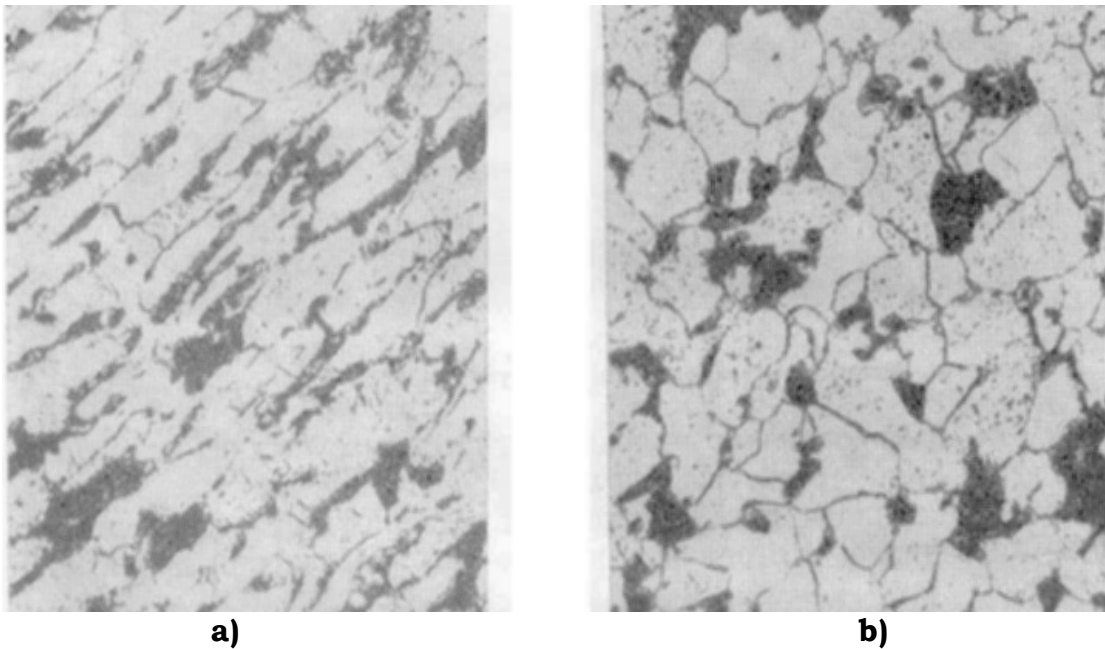
La investigación de la estructura por el método de la microscopía óptica tiene una amplia aplicación en el estudio de la composición estructural de los metales y en el control técnico de su calidad en la industria (**Fig. 2.2**); eso se debe a que entre de los metales (vista en el microscopio óptico) y muchas de sus propiedades existe una relación cualitativa lo suficientemente determinada. El microanálisis permite en muchos casos explicar la causa de los cambios de las propiedades de las aleaciones en dependencia de los cambios en su composición química y de las condiciones bajo las cuales se efectúa su elaboración mecánica y tratamientos de cualquier naturaleza.

La selección del aumento, dentro de los límites admisibles por el microscopio óptico empleado, se decide en dependencia de la estructura concreta a observar en las aleaciones: en unos casos no hay necesidad, inclusive resulta inapropiado el empleo de grandes aumentos, en otras aleaciones el estudio de la estructura con grandes aumentos se hace imprescindible. La utilización de la luz blanca posibilita la observación con un aumento total que oscila desde el orden de las decenas hasta 2 000 e inclusive 3 000 veces. Sin embargo, el **aumento útil** determinado por las condiciones de la difracción de la luz, **no** puede ser **superior a 1 500 veces**; con dicho aumento se pueden detectar por separado elementos de la estructura con dimensiones no menores a **dos décimas de micrómetros**, lo que en la mayoría de los casos resulta suficiente para la determinación de las dimensiones de muchas fases presentes en las aleaciones.

El estudio en el microscopio de las estructuras de los metales y de los materiales no metálicos opacos resulta posible sólo en presencia de una

reflexión lo suficientemente intensiva de los rayos luminosos desde la superficie que se investiga; es por ello que la superficie de la probeta (más exactamente: **microprobeta**) debe tener una preparación especial. Para la preparación de la microprobeta es necesario cortarla del material a investigar y obtener en ella una superficie plana y brillante; este proceso se ejecuta según la siguiente secuencia:

- ✿ Corte a partir del metal a investigar.
- ✿ Obtención de la superficie plana de la probeta.
- ✿ Rectificado de la superficie (con papeles abrasivos de diferentes granulidades).
- ✿ Pulido de las superficies fundamentalmente se emplean los procedimientos mecánico, químico-mecánico y electroquímico.
- ✿ Lavado de la microprobeta: primero con agua y después con alcohol.
- ✿ Secado con papel absorbente.



**Fig. 2.2. Microestructura de un acero con 0,20 % C ($\times 200$):
a) después de la deformación plástica; b) después de la recristalización.**

Resulta racional comenzar el estudio de la microestructura por la observación de la microprobeta sin ataque químico, es decir, directamente después del pulido, lavado y secado. En el microscopio esta microprobeta tiene el aspecto de un círculo claro, en el cual ocasionalmente se pueden apreciar sectores oscurecidos (grises o negros) y a veces amarillos o de cualquier otro color, generalmente de dimensiones pequeñas; dichos sectores no son más que las huellas de inclusiones no metálicas. En algunas aleaciones esos sectores pueden ser componentes estructurales característicos para la aleación dada. Las inclusiones no metálicas pueden estar presentes desde la propia materia prima empleada en el proceso de

fabricación de la aleación, así como pueden originarse durante la fusión como resultado de los procesos de oxidación, desoxidación, desulfuración, etc. Gran parte de ellas se encuentran en forma de óxidos, sulfuros, nitruros y silicatos, que no se desprendieron de la aleación al ocurrir los procesos de fusión, colada y solidificación. También pertenecen a las inclusiones no metálicas las pequeñas partículas de escorias, materiales refractarios del horno o de los dispositivos en la colada, que se quedan en la aleación.

Durante el estudio de la microprobeta sin ataque químico, también es posible detectar la microporosidad, que es un defecto encontrado, a menudo, en las piezas fundidas y ejerce una gran influencia en las propiedades de la aleación. Los microporos, que constituyen cavidades en las microprobetas, se detectan, al igual que las inclusiones no metálicas, en forma de sectores oscuros.

Después del ataque de la microprobeta sin ataque químico, ésta, para un estudio más completo de la estructura de la aleación, es sometida al ataque químico.

Existen varios métodos de ataques químicos, que se diferencian entre sí por la influencia que ejercen sobre las superficies de los metales y aleaciones. Entre los métodos más difundidos se destacan:

- ✿ **El método de la disolución selectiva de las fases**, que es el más conocido y está fundamentado en la diferencia de las propiedades físico- químicas de cada fase entre sí y de los sectores fronterizos de los granos. Como resultado de la intensidad variada de la disolución se crea el relieve de la superficie de la microprobeta. Después del ataque químico se lavan en agua y alcohol sucesivamente y por último se secan con papel absorbente.
- ✿ **El método de oxidación**, mediante el cual la microprobeta se calienta en una atmósfera oxidante, lo que trae como consecuencia la creación en las diferentes de una película desigual por su espesor y composición, que da origen a la variación de la coloración.
- ✿ **El método de la evaporación selectiva de las fases en el vacío**, que contempla el calentamiento del acero en el vacío hasta elevadas temperaturas, se manifiesta notablemente una velocidad variada de evaporación dentro de los granos y en las capas fronterizas.
- ✿ **El método magnético**, que se basa en la revelación de las fases magnéticas y paramagnéticas en la probeta atacada por una solución coloidal de azafrán (rojo de pulir).

2.2.3. Microscopía electrónica.

En los casos en que resulta necesario observar los detalles microestructurales, fuera de los límites del poder de resolución (hasta cuatro diezmilésimas de milímetros) de los microscopios metalográficos ópticos, se emplean los microscopios electrónicos, en los cuales las imágenes se forman con la ayuda de flujos de electrones.

El empleo de rayos electrónicos con pequeñas longitudes de onda permite incrementar sustancialmente la capacidad de resolución de los microscopios, pero con la aplicación de una óptica electrónica especializada. Precisamente sobre la base de la utilización de la Óptica Electrónica ha sido creada una serie de microscopios electrónicos: de haces atravesantes reticulares, de emisión y reflectores; siendo en los últimos tiempos los dos primeros los de mayor difusión.

En los microscopios electrónicos de haces atravesantes se emplean dos tipos de métodos de investigación:

- **Los métodos indirectos**, sobre la base de una técnica especial de preparación de pequeñas películas (réplicas), que reflejan el relieve de la microprobeta atacada químicamente. Al estudiar la réplica obtenida se pueden observar detalles de la microestructura con una dimensión mínima de 2 a 5 nm (nanómetros).
- **Los métodos directos** permiten investigar pequeñas láminas metálicas con espesores de hasta 300 nm.

La capacidad de resolución de estos microscopios alcanza de 0,3 a 0,5 nm, lo que posibilita el estudio de diferentes imperfecciones de la estructura cristalina, tales como: dislocaciones (**Fig. 2.3**), defectos de empaquetadura, concentración de vacíos y otros.

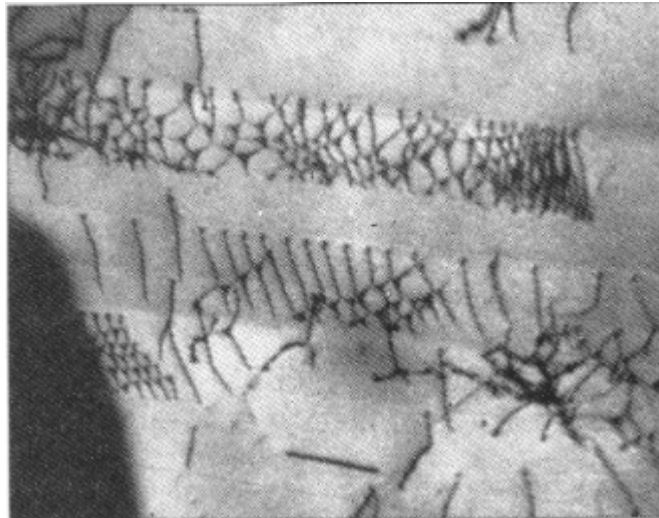


Fig. 2.3. Huellas de las dislocaciones en el acero inoxidable deformado al 10%, x 50 000.

El microscopio reticular se diferencia del anterior por el sistema de formación de las imágenes, lo que ha creado una serie de posibilidades analíticas. Es un método microsónico para la investigación de las superficies de los cuerpos sólidos. En estos microscopios las superficies de las probetas son irradiadas con haces electrónicos acelerados con una tensión de 30 a 50 kV.

La gran ventaja de este microscopio consiste en que permite investigar directamente microprobetas metálicas (con diámetro o ancho máximo de 20

mm y 10 mm de altura) en un amplio diapasón de aumentos (desde 10 hasta 30 000 veces y más) con una capacidad de resolución lo suficientemente elevada (de 7 a 9 nm).

A pesar de que los microscopios reticulares se emplean para la investigación de los metales hace relativamente poco tiempo (algo más de 30 años), con su ayuda se han obtenido excelentes resultados, tanto en las investigaciones de probetas, como en las de fracturas. Se emplea ampliamente en las investigaciones fractográficas la determinación del mecanismo de destrucción, así como en las investigaciones de los fenómenos de las superficies de los metales, en la determinación del carácter de distribución de las fases en las aleaciones por sus formas y dimensiones.

La informatividad de este método se amplía enormemente si al mismo tiempo se determina la composición química local con la ayuda de los adaptadores para el análisis Roentgeno-espectral de los cuales están dotados la mayoría de los microscopios electrónicos reticulares modernos.

2.3. Análisis Roentgeno- estructural.

Para el estudio de la estructura atómico-cristalina de los cuerpos sólidos tienen una amplia aplicación los métodos Roentgeno-gráficos de la investigación, que permiten establecer la relación existente la composición química de las sustancias, su estructura y propiedades.

Con el análisis Roentgeno-estructural es posible determinar el grado de perfeccionamiento de los cristales, los tipos de soluciones sólidas, las tensiones residuales. Además, posibilita estudiar detalladamente aquéllos cambios estructurales, que ocurren en las aleaciones durante su tratamiento térmico, deformación plástica; así como determinar la concentración de defectos de empaquetadura, la densidad de las dislocaciones, etc. La capacidad de resolución de las instalaciones es muy elevada.

2.4. Métodos físicos.

Entre las propiedades físicas de los metales y aleaciones metálicas se encuentran su temperatura de fusión, densidad, conductividad térmica y otras; condicionadas a su composición química y estructura.

Para la determinación de las propiedades físicas se utilizan determinados métodos de ensayos, entre los cuales se encuentran los análisis térmico y magnético y el método de fricción interna:

2.4.1. Análisis térmico.

Es considerado un método físico- químico por algunos autores. El método está basado en el fenómeno del efecto térmico: las transformaciones físicas en las aleaciones, por ejemplo, la aparición de una fase sólida al comienzo de la cristalización (o su fusión durante el calentamiento), el paso del metal en estado sólido de una forma de su estructura cristalina a otra, la disolución o

desprendimiento de una fase sobrante, etc.; van acompañados de cierto efecto térmico. En correspondencia con esto, en las curvas de las mediciones (construidas en los ejes de coordenadas temperatura vs. tiempo) se observan puntos de inflexión o tramos rectos en las temperaturas a que ocurren cambios de fases. Las temperaturas correspondientes a los cambios de fases se denominan puntos críticos. Entre los métodos de análisis térmico un lugar especial ocupa el método dilatométrico.

2.4.1.1. El método dilatométrico.

Durante el calentamiento de los metales y aleaciones ocurre un cambio en el volumen y las dimensiones lineales de los cuerpos: una dilatación térmica. Si estos cambios están condicionados sólo al aumento de la energía de oscilación de los átomos como consecuencia del incremento de la temperatura, entonces cuando la temperatura regrese a su nivel de partida las dimensiones originales de los cuerpos se restablecen. Empero, si en los cuerpos durante el calentamiento (o enfriamiento) transcurren transformaciones fásicas, entonces los cambios pueden ser irreversibles.

Los cambios dimensionales de los cuerpos, asociados con el calentamiento o enfriamiento, son estudiados en aparatos especiales llamados dilatómetros. El método dilatométrico posibilita determinar los puntos críticos de los metales y aleaciones, estudiar los procesos de desprendimiento de las soluciones sólidas, así como permite establecer los intervalos de temperaturas en que existen fases endurecedoras, etc. El mérito principal de los dilatómetros radica en su alta sensibilidad e independencia de los registros de la velocidad de variación de la temperatura.

2.4.2. Análisis magnético.

Existen diferentes procedimientos para la ejecución del análisis magnético, que se aplican en la investigación de los procesos vinculados al paso del estado paramagnético al ferromagnético y viceversa, lográndose, generalmente, una valoración cuantitativa de estos procesos.

El análisis magnético se emplea ampliamente en la solución de problemas de carácter práctico en la Ciencia de los Metales, tales como la investigación de la influencia que ejercen sobre la estructura los regímenes de tratamiento térmico, deformación, aleación, etc. Además, el método se aplica en la solución de problemas más complejos de la Metalografía Física, como por ejemplo: en la investigación de la transformación isotérmica en los aceros, en el estudio de los diagramas de equilibrio fásico y otros.

2.4.3. Método de fricción interna.

La fricción interna es la propiedad del cuerpo sólido, que se caracteriza por su capacidad de irreversiblemente dispersar (convertir en calor) la energía de las oscilaciones mecánicas dentro de él.

Las oscilaciones libres en el interior del cuerpo sólido pueden conducir a dos tipos de fricciones internas:

- ✿ La fricción interna dependiente de la temperatura.
- ✿ La fricción interna dependiente de la amplitud de las oscilaciones.

Este método posibilita:

1. Calcular los coeficientes de difusión con elevada exactitud, incluyendo a bajas temperaturas, donde cualquier otro método resulta inaplicable.
2. Determinar la distribución de las impurezas en los metales y aleaciones.
3. Obtener información sobre las transformaciones fásicas y polimorfas.
4. Determinar la cantidad y movilidad de las dislocaciones y la concentración de defectos puntuales, incluyendo la relación entre ellos (las dislocaciones y defectos) y la deformación plástica.
5. Realizar valoraciones sobre la tendencia de los metales y aleaciones a la remanencia elástica, a la fluencia térmica y al relajamiento de los bordes granulares (compensación de la energía por las fronteras de los granos).
6. Investigar la cinética del desprendimiento de las fases sólidas:
 - a) el desprendimiento de las fases sobrantes disueltas;
 - b) la recristalización;
 - c) el reposo;
 - d) los procesos de temple y revenido;
 - e) la deformación plástica;
 - f) el envejecimiento deformacional;
 - g) la recuperación, etc.

2.5. Fundamentos físicos de la plasticidad y resistencia de los metales.

Las propiedades mecánicas fundamentales son la resistencia, la plasticidad, la elasticidad, la fluencia y la dureza. Conociendo las propiedades mecánicas, el constructor adquiere la fundamentación necesaria para poder, durante la proyección o diseño, seleccionar los materiales adecuados, que garantizan la seguridad y longevidad de las máquinas e instalaciones con la masa mínima y los menores costos posibles.

Por los indicadores de la resistencia, plasticidad, etc.; se realizan valoraciones comparativas de diferentes metales y aleaciones, así como el control de su calidad durante la fabricación de los artículos y la construcción de las distintas instalaciones industriales.

2.5.1. Naturaleza física de la deformación de los metales.

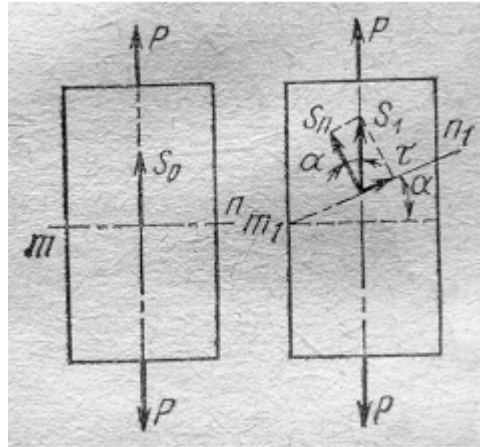


Fig. 2.4. Esquema de las tensiones normales “S” y tangenciales “ σ ”.

Se denomina **deformación** al cambio de forma y dimensiones de los cuerpos bajo la acción de tensiones. Las tensiones y las deformaciones, provocadas por ellas, pueden surgir durante la acción sobre los cuerpos, de fuerzas externas de tracción compresión y otras, así como producto de las transformaciones físicas (estructurales), acortamientos y otros procesos físico-químicos, que tienen lugar en los metales y que están vinculados con los cambios de volumen. El metal, que se encuentra en un estado tensional dado, bajo cualquier tipo de carga, siempre estará bajo los efectos de tensiones normales y tangenciales. Por ejemplo, bajo la acción de la carga axial de tracción P (Fig. 2.4) en el plano mn , con un área F_0 , surgen tensiones normales de tracción $S_0 = P / F_0$. En otras áreas ubicadas a cierto ángulo, por ejemplo en el plano m_1n_1 con área F_1 , actúa la tensión $S_1 = P / F_1$; debido a que $F_1 = F_0 \cos \alpha$, entonces $S_1 = S_0 \cos \alpha$. Descomponiendo esta tensión en sus componentes, se obtiene que en el plano m_1n_1 actúan:

- a) la tensión normal (al plano) $\sigma = S_0 \cos \alpha$ y
- b) la tensión tangencial (al plano) $\tau = S_0 \cos \alpha \cdot \sen \alpha = 0,5 \cdot S_0 (\sen 2\alpha)$.

El valor máximo de la tensión normal es cuando $\alpha = 0$ ($\sigma_{\text{máx.}} = S_0$) y el de la tangencial es cuando $\alpha = 45^\circ$ ($\tau_{\text{máx.}} = S_0/2$).

2.5.2. Características de la resistencia y de la plasticidad.

La resistencia es la capacidad de los cuerpos (de los metales) de oponerse a las deformaciones y a la destrucción (rotura).

La mayoría de las características de la resistencia se determinan mediante ensayos estáticos a la tracción, para ello las probetas se fijan entre las mordazas de una máquina-prensa y se deforman bajo una carga estática, que va aumentando paulatinamente durante los ensayos, por regla general, automáticamente se va registrando el diagrama de tracción, que expresa la

dependencia entre la carga aplicada y la deformación de las probetas. Las pequeñas deformaciones se determinan, con elevada exactitud, empleando equipos de extensometría.

Para excluir la influencia de las dimensiones de las probetas, los ensayos a la tracción se realizan empleando probetas normalizadas con determinada relación entre las longitudes calculadas " l_0 " y el área de sus secciones transversales " F_0 ". Las probetas de sección transversal circular son las de mayor difusión práctica: las largas con una relación $l_0 / d_0 = 10$ o las cortas con $l_0 / d_0 = 5$, siendo " d_0 " su diámetro inicial.

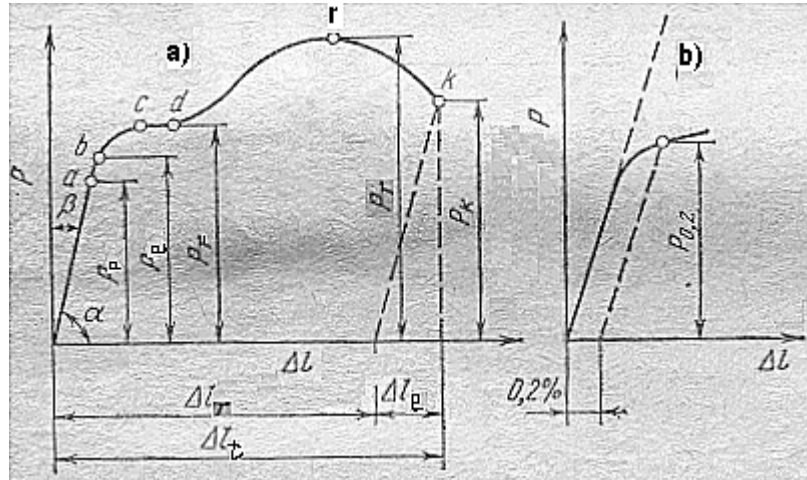


Fig. 2.5. Diagrama de tracción de un acero con bajo contenido de carbono (a) y esquema de determinación del límite convencional de fluencia " $\sigma_{0,2}$ " (b).

En la Fig. 2.5a está representado el diagrama de tracción de un acero con bajo contenido de carbono en estado de recocido. En presencia de la carga, correspondiente a la primera parte del diagrama, el material experimenta sólo deformación elástica, la cual desaparece totalmente después de retirar la carga aplicada. **Hasta** el punto "a" esta deformación es proporcional a la carga (hasta este punto se **cumple** la **ley de Hooke**) o a la tensión actuante $\sigma = P / F_0$, donde " P " es la carga aplicada y " F_0 " es el área inicial de la sección transversal de la probeta.

A la carga en el punto "a", que determina el fin del tramo lineal del diagrama de tracción, le corresponde el límite de proporcionalidad

El **límite teórico de proporcionalidad** está dado por la tensión máxima hasta la cual se mantiene la dependencia lineal entre la tensión (carga) y la deformación, es decir: $\sigma = P_p / F_0$.

Debido a que durante la determinación del punto "a" en el diagrama pueden existir errores, generalmente se emplea el **límite convencional de proporcionalidad**, que representa a la tensión que provoca determinada desviación de la dependencia lineal (por ejemplo: la **tg α** varía en un 50% de su valor inicial).

La dependencia lineal entre la tensión y la deformación puede ser expresada a través de la ley de Hooke: $\sigma = E \cdot \varepsilon$, donde $\varepsilon = (\Delta l / l_0) \cdot 100\%$ es la deformación relativa, “ Δl ” es el alargamiento absoluto en mm y “ l_0 ” es la longitud inicial de la probeta en mm.

El **coeficiente de proporcionalidad “E”** (gráficamente es equivalente a la **tg α**), que caracteriza las propiedades elásticas del material, se denomina **módulo de elasticidad normal** (también se le conoce como **módulo de Young** o como módulo de elasticidad de primer género). Bajo una tensión dada, con el aumento del módulo se reduce el valor de la deformación elástica, es decir, aumenta la rigidez (la estabilidad) de la construcción (del artículo), es por ello que a este módulo a veces se le llama, además módulo de rigidez. El valor del módulo de Young depende de la naturaleza de la aleación y varía insignificativamente al cambiar su composición (de la aleación), estructura o tratamiento térmico. Por ejemplo: para los diferentes aceros al carbono o aleados, después de cualquier tratamiento el módulo es igual (**$E \approx 2.10^5$ MPa**).

El **límite teórico de elasticidad** es la tensión máxima hasta la cual la probeta recibe sólo deformaciones elásticas (**$\sigma_e = P_e / F_0$**).

Si las tensiones actuantes sobre la pieza (o la instalación) son inferiores al “ **σ_e** ”, entonces el material trabajará en las zonas de las deformaciones elásticas, debido a las dificultades que existen para la determinación de “ **σ_e** ”, es que en la práctica se utiliza el **límite convencional de elasticidad**, el cual está dado por las tensiones que provocan una **deformación residual de 0,005 a 0,05%** a partir de la longitud inicial calculada de la probeta.

En la representación convencional del límite de elasticidad se señala el valor de la deformación residual (por ejemplo: **$\sigma_{0,005}$**).

Para la mayoría de los materiales los límites teóricos de elasticidad y proporcionalidad están muy cercanos por sus valores. Para algunos materiales, por ejemplo, para el cobre, el límite de elasticidad es mayor que el límite de proporcionalidad.

El **límite de fluencia**, tanto el **físico**, como el **convencional**, caracteriza la resistencia del material a pequeñas deformaciones plásticas.

El **límite físico de fluencia** se corresponde con la tensión bajo la cual ocurre un incremento de las deformaciones, manteniéndose la carga constante (**$\sigma_f = P_f / F_0$**).

En el diagrama de tracción al límite de fluencia le corresponde el tramo horizontal “**c-d**”, denominado **escalón de fluencia**.

La mayor parte de los metales y aleaciones técnicas no poseen escalón de fluencia, para ello con mayor frecuencia se determina el **límite convencional de fluencia**, representado por la tensión que provoca una deformación residual equivalente al **0,2%** de la longitud inicial calculada de las probetas (**Fig. 2.5b**), es decir, **$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0$** .

Con el aumento superior de la carga de la probeta, la deformación plástica aumenta cada vez más, distribuyéndose uniformemente por todo su volumen. En el punto “**B**”, donde la carga alcanza su valor máximo, en el

lugar más débil de la probeta, comienza a formarse un “cuello”, producto de la estricción de la sección transversal: la deformación se concentra en un solo sector, de uniforme pasa a local. La tensión en el material, en este momento del ensayo, se denomina resistencia temporal (de rotura).

La **resistencia temporal (a la rotura)** esta dada por la tensión correspondiente a la carga máxima que soporta la probeta antes de la rotura ($\sigma_r = P_r / F_o$).

Por su esencia física “ σ_r ” es una característica de la resistencia vinculada a un valor significativo la deformación plástica uniforme. Después del punto “B” (ver **Fig. 2.5a**) y como consecuencia del desarrollo del “cuello” la carga disminuye, en el punto **K** bajo la carga “ P_k ” ocurre la rotura de la probeta.

La **resistencia real a la rotura** de un material dado es la tensión máxima que es capaz de soportar éste en el momento que precede a la rotura de la probeta ($S_k = P_k / F_k$), siendo F_k el área final de la sección transversal de la probeta en el lugar de la rotura.

No obstante que la carga $P_k < P_r$, como consecuencia de la formación del “cuello” resulta que $F_k < F_o$ y por ello S_k es **significativamente mayor** que σ_r .

La **plasticidad** es la capacidad de los cuerpos (de los metales) de soportar cambios residuales de forma y dimensiones sin violar su continuidad. Esta propiedad es ampliamente aplicada en los procesos de conformación de los metales y aleaciones por presión. Las características fundamentales de la plasticidad son el alargamiento relativo y la estricción relativa.

✿ El **alargamiento relativo**:

$\delta = (l_1 - l_o) / l_o * 100\% = \Delta l_{res} / l_o * 100\%$, siendo “ l_o ” y “ l_1 ” las longitudes inicial y final de la probeta “ Δl_{res} ” el alargamiento absoluto de la probeta, determinado por su medición antes de la rotura o por el diagrama de tracción (**Fig. 2.5a**).

El alargamiento relativo constituye una característica convencional, que se representa “ δ_{10} ” para las probetas largas y “ δ_5 ” para las probetas cortas; siempre se cumple que $\delta_5 < \delta_{10}$.

✿ La **estricción relativa**:

$\psi = (F_o - F_1) / F_o * 100\%$, donde “ F_o ” es el área inicial de la sección transversal de la probeta y “ F_1 ” su área final (el área del “cuello” después de la rotura).

En los materiales plásticos la estricción relativa, de manera exacta, caracteriza su plasticidad máxima (su capacidad para la deformación local y no raras veces sirve de característica tecnológica en la ejecución del estampado de chapas.

2.5.3. Dureza.

La dureza del material está dada por la resistencia que ofrece a la penetración en su superficie de un cuerpo standard (patrón), es decir de un penetrador en forma de esfera, cono, pirámide u otro, que no se deforme durante el ensayo.

Los métodos de medición de la dureza han alcanzado una amplia difusión gracias a su celeridad y sencillez, así como la posibilidad de realizar los ensayos en piezas acabadas sin necesidad de destruirlas. El ensayo a la dureza constituye el método fundamental para la valoración de la calidad del tratamiento térmico de los artículos.

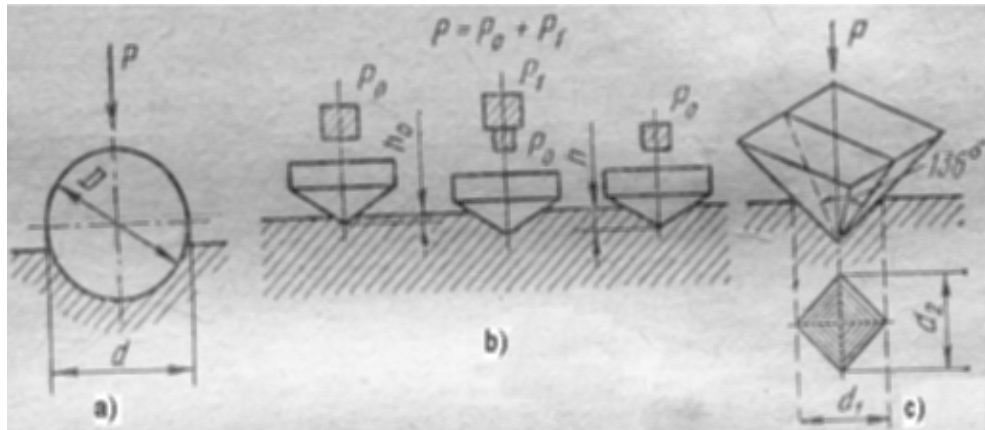


Fig. 2.6. Esquemas de determinación de la dureza por los métodos: a) Brinell; b) Rockwell y c) Vickers.

La mayor aplicación práctica han encontrado los métodos **Brinell (HB)**, **Rockwell (HRB, HRC ó HRA)**, **Vickers (HV)** y de **microdureza (H μ)**. Cada uno de estos métodos o procedimientos (dentro del método Rockwell) tiene su campo de aplicación bien definido e inclusive insustituible en muchos casos. En la **Fig. 2.6** están representados los esquemas de determinación de la macrodureza por los métodos fundamentales.

Entre los valores de las durezas Rockwell HRA y HRC existe la siguiente interrelación:

$$\mathbf{HRC = 2HRA - 104} \quad (1.3)$$

El método de microdureza (**Fig. 2.7**) es el más empleado en las investigaciones microestructurales por sus amplias posibilidades en la determinación de diferentes componentes estructurales y fases de las aleaciones (por ejemplo: de los granos de ferrita en el acero, así como en las investigaciones de las capas superficiales y en los casos en que las piezas a ensayar son de pequeños espesores, pues su capa de trabajo va desde 0,05 hasta 5N).

2.5.4. Estados plástico (dúctil) y frágil de los metales.

La tenacidad representa la capacidad del material de absorber la energía mecánica de las fuerzas externas a costa de la deformación plástica. Por su sentido físico la tenacidad es una característica energética y se expresa en unidades de trabajo (**J**, en el **SIU**); es por ello que no se puede identificar con la plasticidad: en el diagrama de las tensiones reales la plasticidad se caracteriza por la abscisa, mientras que la tenacidad por el área del diagrama.

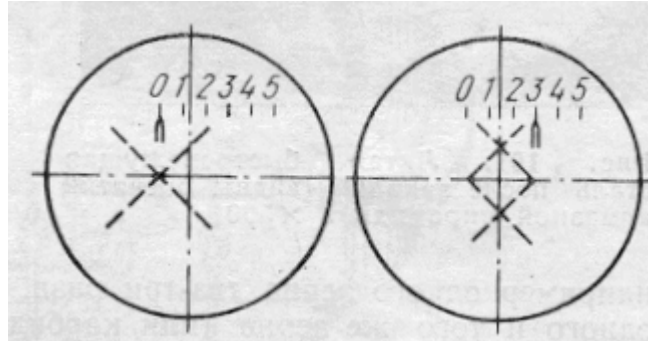


Fig. 2.7. Esquema de medición de las huellas en un aparato de microdureza.

2.5.4.1. Tipos principales de rupturas.

La deformación del metal en presencia de valores suficientemente grandes de las tensiones culmina en su ruptura, es decir, en su división en partes. Los cuerpos reales casi siempre se rompen por su sección, no repentinamente, sino como consecuencia del desarrollo de grietas. En sentido general la ruptura del material incluye tres etapas:

1. El engendramiento de la grieta.
2. El desarrollo pausado de la grieta y
3. La ruptura terminal (en forma de avalancha).

En los primeros trabajos publicados sobre la **Teoría de la Ruptura**, ésta se fundamentaba en la suposición de que en el material siempre existen grietas preparadas. Sin embargo, en la actualidad se explica con la ayuda de la Teoría de las Dislocaciones: su concentración ante un obstáculo (las fronteras de los subgranos, las fronteras interfásicas, la fusión de las dislocaciones, todo tipo de inclusiones, etc.). En la **Fig. 2.8** se muestran dos esquemas ilustrativos de los modelos dislocacionales del nacimiento de las microgrietas subestructurales.

Se distinguen dos tipos de rupturas del material:

1. **La ruptura frágil**, caracterizada por la separación (desprendimiento) producto de la acción de tensiones normales de tracción (**Fig. 2.9a**).

2. **La ruptura plástica (dúctil)**, caracterizada por el cizallamiento bajo la acción de tensiones tangenciales (**Fig. 2.9b**).

La separación (desprendimiento) no va acompañada de una deformación macroplástica preliminar. En el caso del cizallamiento ocurre lo contrario: siempre existe una deformación plástica preliminar.

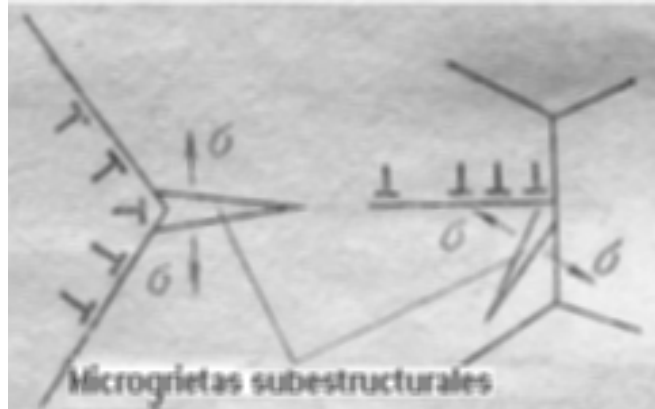


Fig. 2.8. Ejemplos de modelos dislocacionales del nacimiento de las microgrietas subestructurales: a) durante la intersección de los planos de deslizamiento de las dislocaciones; b) cuando existe acumulación de dislocaciones en la frontera de los granos (obstáculos).

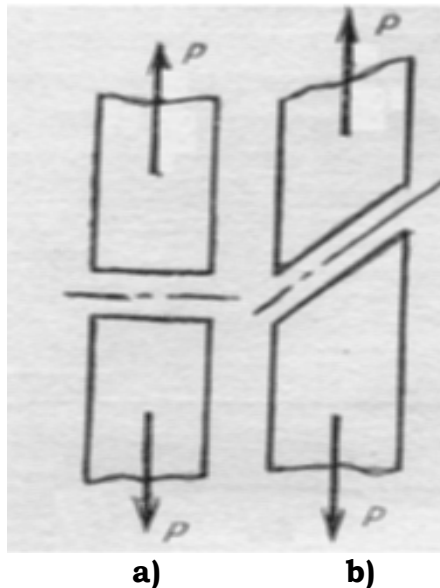


Fig. 2.9. Esquemas de la ruptura: por desprendimiento (a) y por cizallamiento (b).

El mecanismo de engendramiento (formación) de la grieta es el mismo para ambos tipos de rupturas. El surgimiento de las grietas, con mayor frecuencia, tiene lugar gracias a la concentración, de los obstáculos ya mencionados, de las dislocaciones en movimiento, lo que conlleva a la aparición de concentradores de tensiones, suficientes para la formación de microgrietas.

La formación de la grieta ocurre bajo la acción de las tensiones tangenciales, que provocan el movimiento de las dislocaciones (la deformación plástica). La propagación de la grieta (la ruptura) es una consecuencia de la acción de las tensiones normales de tracción en su boca (de la grieta).

La concentración de tensiones en la boca de la grieta “ σ_{\max} ” depende de la tensión nominal (media) “ σ_n ”, de la longitud de la grieta “ l ” y del radio de curvatura en su vértice “ r ”

$$\sigma_{\max} = 2\sigma_n \sqrt{l/r} \quad (1.4.)$$

Mientras mayor sea “ l ” y menor sea “ r ”, mayor será “ σ_{\max} ”. Cuando “ σ_{\max} ” alcanza valores suficientes para violar la integridad del material, entonces la grieta, alcanza su tamaño crítico y en lo sucesivo su crecimiento resulta espontáneo.

Para la ruptura frágil es característica una grieta aguda, en ocasiones ramificada, mientras que para la dúctil es una grieta roma abierta. Si la tensión actuante está por debajo del límite de fluencia del material, entonces la deformación plástica transcurre sólo en la boca de la grieta, donde se nota la concentración de tensiones.

Las rupturas dúctil y frágil se diferencian entre sí por el valor de la zona plástica en el vértice de la grieta.

En la ruptura frágil el valor de la zona plástica en el vértice de la grieta es bajo: sólo se considera como deformación plástica la que se localiza en la boca de la grieta, acompañante a su deformación. La deformación macropástica que antecede a la deformación de la grieta, en todo el volumen del cuerpo, no está ligada directamente con la propagación de la grieta.

Durante la ruptura dúctil el valor de la zona plástica, que va delante de la grieta que se propaga, es grande.

La fluencia plástica del material en el vértice de la grieta va acompañada de un incremento de su radio y por lo tanto de una reducción de “ σ_{\max} ”, que puede llegar a ser insuficiente para difusión posterior de la grieta y ella entonces, no llega a alcanzar su tamaño crítico.

La ruptura dúctil está bien condicionada a una baja velocidad de propagación (difusión) de la grieta. La velocidad de la difusión de la grieta en la ruptura frágil es muy grande (cercana a la **velocidad del sonido en el metal**, que es de aproximadamente **5 000 m/s**), por ello a menudo a este tipo de ruptura se le denomina brusca o catastrófica.

A la ruptura dúctil generalmente le corresponden grandes valores de energía absorbible, es decir, un gran trabajo de propagación de la grieta. Mientras que la capacidad energética de la ruptura frágil es muy baja y en correspondencia con ello el trabajo de propagación de la grieta es prácticamente igual a cero.

Desde el punto de vista microestructural existen dos tipos de rupturas: la transcristalina y la intercristalina.

En la **ruptura transcristalina** la grieta se propaga por el cuerpo del grano, mientras que en la **intercristalina** ella transcurre por la frontera de los granos.

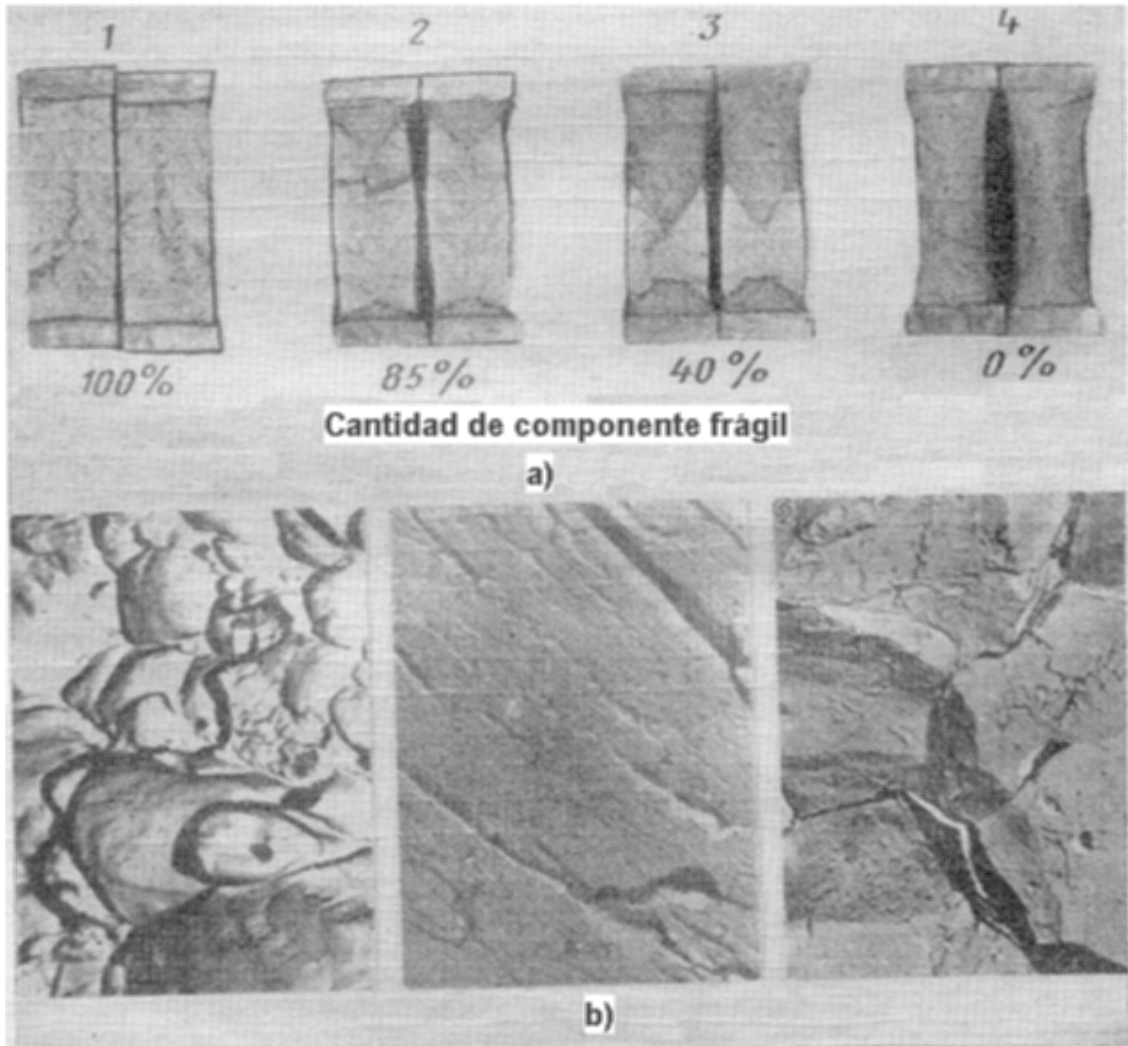


Fig. 2.10. Fracturas del acero:

- a) Macroestructuras:** 1) frágil; 2, 3) mixtas; 4) dúctil.
b) Microfractogramas (x 5 000): 1) poculiforme (dúctil); 2) quebrada (frágil); 3) ruptura intercristalina.

Durante la propagación de la grieta a través del cuerpo del grano pueden tener lugar los dos tipos de rupturas: **dúctil**, si como resultado de la microfractografía en el microscopio electrónico se observan microsectores en forma de “platos” [Fig. 2.10b, posición 1], mientras que, por la misma vía, la **frágil** tiene aspecto de “quebradas” [Fig. 2.10b, posición 2].

La ruptura intercristalina (intergranular) siempre es frágil y durante su observación en el microscopio electrónico se muestra en forma de superficies lisas, pulidas y frecuentemente con cierta cantidad de partículas desprendidas de la parte frágil [Fig. 2.10b, posición 3].

Por el aspecto exterior de la fractura (observación visual) también se puede juzgar el carácter de la ruptura: la fractura fibrosa (mate) [Fig. 2.10a, posición 4] se corresponde con la ruptura dúctil; mientras que la fractura cristalina (clara) [Fig. 2.10a, posición 1] es resultado de la ruptura frágil.

Hasta el momento fueron analizados los dos casos extremos de ruptura de los materiales. En la realidad ninguno de los dos existen en estado puro: en el caso de la ruptura frágil se pueden encontrar huellas de la deformación plástica (el salto de un plano de desprendimiento a otro en la Fig. 2.10a, posición 2) y el caso de la ruptura dúctil se pueden encontrar huellas de la fragilidad (la ruptura dúctil se desarrolla mediante la formación de poros, cuyos tabiques, entre ellos, pueden romperse mediante el desprendimiento, como se muestra en la Fig. 2.10a, posición 3). Por eso, cuando se habla de ruptura frágil o dúctil del metal, significa que claramente prevalece uno de los mecanismos descritos.

Muchos metales (Fe, W, Mo, Zn y otros) con red cristalina de cuerpo centrado o con red hexagonal compacta, en dependencia de la temperatura, pueden romperse tanto de manera dúctil como frágil. La reducción de la temperatura condiciona el paso de la ruptura dúctil y frágil; este fenómeno recibió el nombre de **fragilidad en frío** y puede ser explicado a partir del esquema de A. F. Ioffe (Fig. 2.11): la reducción de la temperatura, sin variar la resistencia al desprendimiento " S_{desp} ", aumenta la resistencia a la deformación plástica " σ_f " (el límite de fluencia), por esa razón los metales dúctiles a temperaturas comparativamente elevadas, suelen romperse de manera frágil a bajas temperaturas. En las condiciones señaladas la resistencia a la separación (desprendimiento) se alcanza con tensiones inferiores al límite de fluencia. El punto de intersección de las curvas " S_{desp} " y " σ_f ", correspondiente a la temperatura de transición del metal de la ruptura dúctil a la frágil y viceversa, recibió el nombre de **temperatura crítica de la fragilidad** o **umbral de la fragilidad en frío** ($t_{f.f}$). Mientras mayor es la velocidad de la deformación, mayor es la tendencia del metal a la ruptura frágil. Todos los concentradores de tensiones facilitan la ruptura frágil. Con el incremento de la agudeza y profundidad de la entalladura, crece la tendencia a la ruptura frágil. Mientras mayor sea el tamaño del artículo, mayores son las probabilidades de que se produzca la ruptura frágil. A temperaturas superiores a " t_s " (el umbral superior de fragilidad en frío) $\sigma_f < S_{\text{desp}}$, por lo que durante la carga primeramente tiene lugar la deformación plástica y después la ruptura, es decir, el metal se encuentra en estado dúctil. A temperaturas inferiores a " t_i " (el umbral inferior de fragilidad en frío) $\sigma_f > S_{\text{desp}}$, el metal se destruirá sin deformación plástica preliminar, es decir, se encontrará en estado frágil. El paso del estado dúctil al frágil ocurre en el intervalo crítico de las temperaturas $t_s \dots t_i$.

2.5.5. Método de ensayo dinámico.

El método de ensayo dinámico más difundido en la práctica para determinar la sensibilidad de los materiales a la rotura lo constituye el ensayo para determinar la tenacidad.

La tenacidad (resistencia al impacto) se determina a partir de los resultados obtenidos al ensayar las probetas standard (con entalladuras en forma de **U**, **V** o **T**) en máquinas especiales tipo péndulo de Charpy (**Fig. 2.12**).

En la ruptura de la probeta se invierte un trabajo $A = P(H-h)$, siendo “**P**” la masa del péndulo (kg); “**H** y **h**” la altura a que se eleva el péndulo antes y después del golpe, en **metros** (**Fig. 2.12a**).

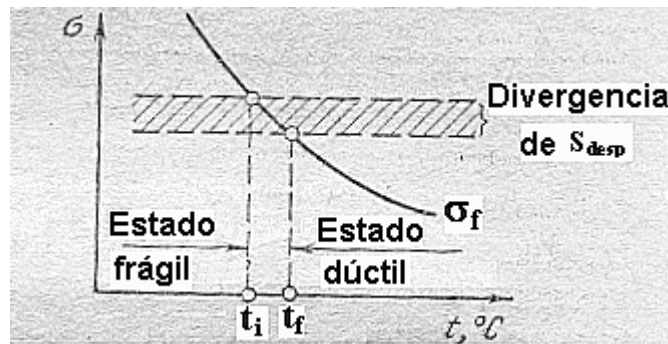


Fig. 2.11. Influencia de la temperatura en los estados dúctil y frágil.

La **tenacidad KCU** (**KCV** o **KCT**, en dependencia de la forma de la entalladura de la probeta) = A / F_0 (en **MJ /m²**), siendo “**F₀**” el área de la sección transversal de la probeta en el lugar de la entalladura.

En estado **plástico (dúctil)** los metales poseen una tenacidad **KCU > 0,5 MJ /m²** y en **estado frágil: KCU < 0,2 MJ /m²**.

La tenacidad es una característica sensible al estado estructural y al tipo de impurezas perjudiciales. Al mismo tiempo, la tenacidad no permite con la seguridad suficiente establecer la resistencia de los materiales a la rotura frágil y constituye una característica cualitativa de la rotura dúctil. Los artículos pueden sufrir la ruptura frágil con valores elevados de la tenacidad.

2.5.6. Fatiga de los metales.

Se denomina fatiga a la ruptura del material producto de cargas repetidas o de signos variados. Este tipo de ruptura ocurre, por ejemplo: en las piezas de los mecanismos de levas y otros que trabajan bajo regímenes de carga y descarga, de tracción-compresión; en los casos en que existan repeticiones reiteradas de las cargas de impacto o de cargas que crecen rítmicamente; en los árboles que transmiten momentos torsores y cuyos materiales soportan cargas de flexión con torsión bajo el cambio reiterado del signo de la carga, etc.

Ha quedado establecido que una gran parte de las roturas de los elementos de máquinas se debe a la fatiga, la cual posee una serie de peculiaridades características:

- Ocurre como si fuera repentina, sin síntomas externos apreciables de la deformación plástica.
- Generalmente en la fractura provocada por la fatiga se observan dos zonas características: la primera posee una superficie lisa y pulida (**zona I, Fig. 2.13c**), que se forma como resultado del surgimiento y el desarrollo paulatino de la grieta de la fatiga y la segunda, que es una zona de la fractura terminal de la parte que queda de la sección de la pieza (**zona II, Fig. 2.13c**).

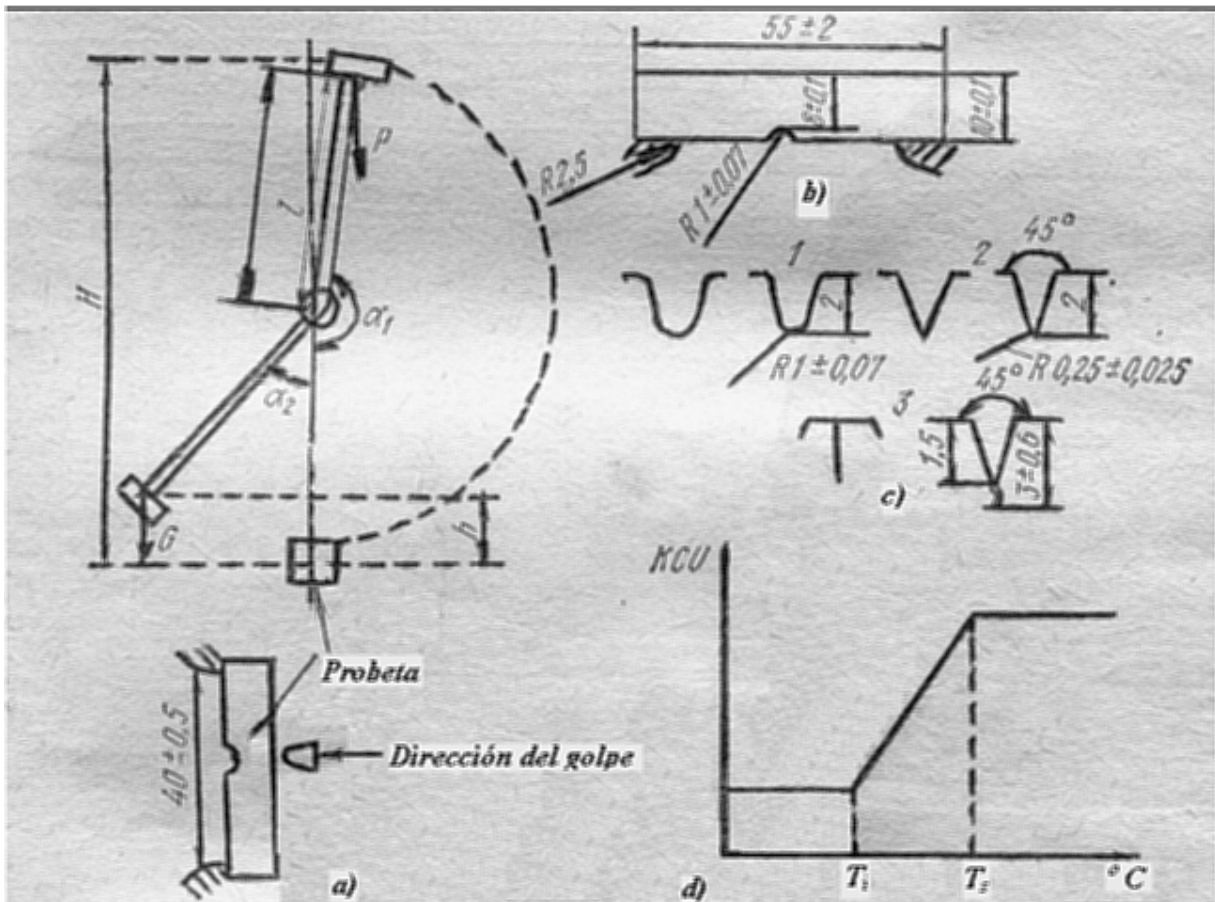


Fig. 2.12. Esquema del ensayo para determinar la resistencia al impacto:

- a) esquema del Péndulo de Charpy; b) probeta standard con entalladura en forma de I; c) tipos de concentradores de tensiones; d) dependencia de la tenacidad de la temperatura.**

Es característica de la ruptura por fatiga se desarrolla en piezas que trabajan bajo tensiones inferiores al límite de fluencia del metal.

La formación de la grieta de la fatiga está ligada a la estructura real de los metales, es decir, a la presencia de granos y bloques orientados

distintamente, a la presencia de inclusiones no metálicas de microporos, de las dislocaciones y de otros defectos de la red cristalina. En estas condiciones, cuando el valor medio calculado de las tensiones no sobrepasa el límite de elasticidad, las tensiones reales en el metal se reparten no uniformemente.

En algunos granos (o bloques) sobretensionados tiene lugar la deformación plástica acompañada de un deslizamiento elemental, del aumento de la densidad de las dislocaciones, de su acumulación ante los obstáculos; lo que conduce al engendramiento de la grieta submicroscópica.

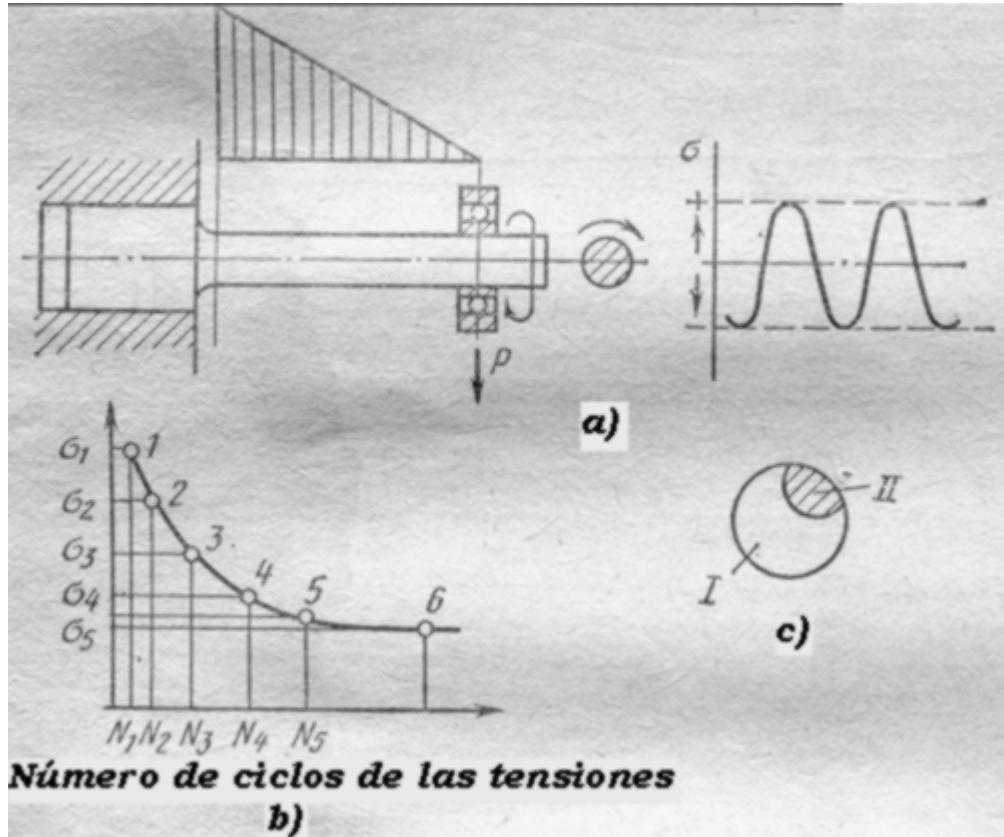


Fig. 2.13. Esquema del ensayo a la fatiga (a); curva de fatiga /diagrama de Whöler/ (b); fractura provocada por la fatiga (c).

Las grietas constituyen fuertes concentradores de tensiones y a partir de ellas se forman las microgrietas, que así sucesivamente se unen y forman la microgrieta común de la fatiga, que a su vez se difunden paulatinamente hacia toda la sección. La ruptura ocurre como resultado del incremento de las tensiones efectivas en la zona que queda de la sección.

De esta forma la **fatiga** se define como un proceso de acumulación paulatina de la avería del metal bajo la acción de tensiones variables que se repiten cíclicamente y conducen a la formación de grietas y definitivamente a su ruptura. La **propiedad del metal de resistirse a la fatiga** se denomina **resistencia a la rotura por fatiga** o simplemente **resistencia a la fatiga**.

El límite (teórico) de resistencia a la fatiga está dado por la mayor tensión del ciclo, que soporta el material sin romperse durante un número infinitamente grande de ciclos de carga.

Generalmente el límite de resistencia de la fatiga (σ_{-1}) se determina sobre la base de un número dado de ciclos de carga **N**. Para el **acero: N = 10⁷**; para los **metales no ferrosos: N = 10⁸**. Con mayor frecuencia el límite de resistencia a la fatiga se determina ensayando probetas a la flexión, rotando con un ciclo simétrico de tensiones de signo variable (**Fig. 2.13a**). Los ensayos se realizan sobre una serie de probetas bajo diferentes cargas para determinar la tensión de rotura y el número de ciclos que le corresponde; por los datos obtenidos se construye la curva en la cual se determina σ_{-1} sobre la base de un número de ciclos de carga dado (**Fig. 2.13b**).

El límite de resistencia a la fatiga depende sustancialmente de la calidad de la elaboración de la superficie, así, por ejemplo, una superficie desbastada a lima posee un “ σ_{-1} ” en un 20% inferior, en comparación con una superficie semejante, pero pulida. La acción de la corrosión puede reducir el “ σ_{-1} ” en unas cuantas veces.

2.5.7. Resistencia constructiva de los metales. Métodos de su determinación.

La resistencia constructiva de los materiales está constituida por el conjunto de propiedades de la resistencia, que se encuentran en la mayor correlación con la propiedades de explotación (**performance**) del artículo dado.

Los criterios valorativos de la resistencia constructiva varían en dependencia de muchos factores, entre los que se destacan el tipo de material del artículo, su composición, forma geométrica, carga a que estará sometido, etc. Así:

- ✿ Para una cantidad limitada de artículos de forma sencilla, que trabajan bajo cargas estáticas a temperaturas cercanas a la del medio ambiente, como criterio de resistencia constructiva se puede emplear σ_r ; $\sigma_{0,2}$; σ_e ; δ y ψ .
- ✿ Para la mayoría de los artículos y construcciones, sobre todo de materiales de alta resistencia, pendientes a la ruptura frágil; se hace necesario asumir otros criterios de valoración de la resistencia constructiva, los cuales pueden ser divididos en dos grupos:
 - 1) Los criterios que determinan la seguridad de los materiales metálicos contra las rupturas frágiles inesperadas (la temperatura crítica de la fragilidad, la ductilidad de la ruptura, el trabajo que se absorbe durante la propagación de la grieta, la vitalidad bajo cargas cíclicas y otros).
 - 2) Los criterios que determinan la longevidad de los materiales (la resistencia a la fatiga, la resistencia a la rotura por contacto, la resistencia al desgaste, la estabilidad ante la corrosión, etc.).

De lo antes expuesto, se desprende que la resistencia de las construcciones se determina no sólo por las propiedades de los materiales, sino también por el carácter de la construcción, el nivel de la tecnología y las condiciones de explotación.

Sobre la resistencia de las construcciones no se puede opinar sólo por los resultados de los ensayos de probetas, ya que en ellas no se reflejan la amplia gama de acciones que soporta el metal durante el proceso de fabricación de las piezas y su trabajo posterior en las máquinas.

Como criterios valorativos de la resistencia de las construcciones integralmente se emplean los ensayos de banco, los naturales y los de explotación.

2.5.8. Vías para incrementar la resistencia de los metales.

El incremento de la resistencia de los metales, conservando una plasticidad y ductilidad suficiente, aumenta la seguridad y longevidad de las máquinas y construcciones, así como reduce el gasto de metal en su fabricación como consecuencia de la disminución de las secciones de los elementos de máquinas, lo que tiene un gran significado económico.

Las vías fundamentales para incrementar la resistencia son:

- 1) La creación de metales y aleaciones con una estructura perfecta (sin defectos).
- 2) El aumento de la densidad de los defectos, particularmente de las dislocaciones, para dificultar el movimiento de las dislocaciones.
- 3) Ampliar el campo de aplicación de los materiales compuestos.

2.6. Ensayos para determinar la estabilidad ante la corrosión.

Para caracterizar las propiedades químicas de los metales, en dependencia de su composición, estructura y método de elaboración se determina, ante todo, su estabilidad ante la corrosión general, la corrosión intercrystalina y el agrietamiento corrosivo:

2.6.1. Ensayos para determinar la corrosión general.

Se utilizan varios métodos: en líquidos con la inmersión total de la probeta; en líquidos con cargas de las probetas variables y de repetición reiterada; en vapores; en soluciones salinas en ebullición; en atmósferas ambientales en condiciones de laboratorio. La composición de los líquidos, soluciones o vapores se seleccionan en dependencia de la responsabilidad asignada a cada objeto que se ensaye. Para las pruebas se emplean probetas con una gran relación de las superficies contra los volúmenes.

Los resultados obtenidos son valorados cuantitativamente, frecuentemente a través de la velocidad de la corrosión, que se caracteriza por las pérdidas de masa (cuando se eliminan los productos de la corrosión de las superficies de las probetas) en determinado intervalo de tiempo, vinculado a la unidad

de superficie. Por la velocidad de la corrosión también resulta posible determinar el valor de la penetración de la corrosión: $P = (c/\rho) * 10^{-3}$, en **mm /año**; siendo “c” la **velocidad de la corrosión** (expresada en **g /m².año**); “ ρ ” la **densidad** del metal (**g /cm³**). Esta valoración es adecuada sólo en el caso de que la acción corrosiva sea homogénea; basta con que aparezcan violaciones locales para que el método resulte inapropiado.

Conjuntamente, con la determinación del cambio de la masa de la probeta y de la profundidad de la corrosión, se realiza la observación visual (o microscópica) de las superficies de las probetas. Esto permite determinar la estabilidad contra la corrosión local; en este caso se mide la densidad (la cantidad de puntos corrosivos por unidad de superficie) y la profundidad de los puntos. Las microinvestigaciones permiten detectar la aparición de los puntos más pequeños y el comienzo de la corrosión.

Otro indicador del desarrollo de la corrosión lo constituye el cambio de las propiedades mecánicas de las probetas. La corrosión general, que conduce a la reducción de la sección, va acompañada de una disminución notable de la carga que produce la rotura. Como resultado de la corrosión local (por puntos) se reduce también la plasticidad (el alargamiento relativo). La estabilidad ante la corrosión de los metales se valora por escalas, como la que se indica en la **tabla 2.1**. La menor puntuación caracteriza a los materiales más estables.

Tabla 2.1. Valoración de la estabilidad contra la corrosión.

Punto de la estabilidad.	Estabilidad, (mm /año).	Categoría de la estabilidad.
1	0,10	Alta
2	0,10 a 1,00	Normal
3	1,00 a 3,00	Reducida
4	3,00 a 10,00	Baja
5	> 10,00	Inestable

2.6.2. Ensayos a la corrosión intercrystalina.

Estos ensayos se realizan para aceros inoxidables con estructura austenítica, utilizados en condiciones extremadamente difíciles de trabajo durante su explotación (en medios fuertemente agresivos, preferiblemente ácidos). En estas condiciones de explotación puede desarrollarse la corrosión por la frontera de los granos en las profundidades del metal, que lo conduce a su destrucción.

La corrosión intercrystalina es el resultado de la acción térmica, como consecuencia de la cual aparece la heterogeneidad química entre el volumen de los granos y sus zonas fronterizas. Los ensayos se realizan sobre plaquitas

de acero de determinado espesor ($\approx 3\text{mm}$), empleando uno de los siguientes métodos de ensayos en las soluciones:

- ✿ de ácido sulfúrico con adición de sulfato de cobre. Esta solución actúa débilmente sobre los aceros templados a las temperaturas habituales (950 a 1150°C) con enfriamiento en agua, con la obtención de una estructura austenítica monofásica. Sin embargo, la propia solución provoca una fuerte corrosión intercrystalina, si el acero adquirió susceptibilidad a dicha corrosión, al ser calentado a una temperatura que se encuentre dentro del intervalo de 500 a 800°C , pues se provoca, con ello, el desprendimiento de parte de los carburos por la frontera de los granos y el empobrecimiento de la solución sólida;
- ✿ de ácido nítrico bullente concentrado (al 65%). Su ventaja radica en que la corrosión es mucho más intensa y da la posibilidad de obtener los resultados de los ensayos mediante las pérdidas por peso;
- ✿ en una solución compuesta por un 10% de ácido nítrico y el 3% de ácido fluorhídrico; el ensayo se realiza a una temperatura de 70°C . Este ensayo es comparativamente más rápido y después de cinco sumersiones (con una duración de una hora) se detecta una notable corrosión intercrystalina. Los resultados se valora por la pérdida de peso y por la resistencia en los ensayos a la flexión.

El grado de desarrollo de la corrosión intercrystalina se valora por procedimientos cualitativos y cuantitativos.

La característica cualitativa contempla: las pruebas de sonido (la aparición de la corrosión intercrystalina reduce bruscamente la continuidad de la resonancia); los ensayos a la flexión (la aparición de la corrosión intercrystalina conlleva a la aparición de pequeñas grietas e incluso la ruptura frágil en la zona de tracción) y la investigación metalográfica para detectar el comienzo de las apariciones de la microgrietas.

Las valoraciones cuantitativas contemplan la determinación de: la pérdida de peso; la resistencia eléctrica (que crece) y la sensibilidad al agrietamiento corrosivo.

2.6.3. Ensayos para determinar la estabilidad contra el agrietamiento corrosivo.

El agrietamiento corrosivo es un proceso complejo de destrucción localizada del metal, que transcurre en condiciones de acción simultánea de las tensiones estáticas y el proceso electroquímico. Esto trae como consecuencia que sobre las superficies de los metales aparezcan grietas, que se desarrollan perpendicularmente a la dirección de las tensiones de tracción cuyo carácter puede ser intercrystalino (por las fronteras de los granos), intracrystalino y a veces combinado.

La estabilidad de los metales ante el agrietamiento corrosivo se caracteriza por:

- ✿ La magnitud inversa al tiempo que transcurre hasta el agrietamiento. Esta magnitud se denomina **velocidad** o también tendencia e inclusive sensibilidad el **agrietamiento corrosivo**.
- ✿ El porcentaje de probetas que se agrieta durante los ensayos contra el número total de probetas ensayadas.
- ✿ La variación relativa al límite de resistencia del metal a determinado tiempo de permanencia en el medio corrosivo bajo el estado tensional creado por la acción de fuerzas externas o internas.

A su vez los procedimientos para crear tensiones estáticas son muy variados y se seleccionan en dependencia del objetivo planteado y de las propiedades del metal que se investiga. El valor de las tensiones se designa al nivel de las que surgen en condiciones de explotación o equivalentes al límite de fluencia de la aleación que se ensaya. Esas tensiones se crean aplicándole a la probeta cargas de valor constante o comunicándole una deformación constante.

Durante la tracción monoaxial de las probetas, las tensiones se distribuyen uniformemente y con una exactitud suficiente se calculan para el estado inicial. Esta tensión se crea directamente por la tracción provocada por la carga, por un resorte o con la ayuda de máquinas de palanca, muchas de las cuales permiten determinar el desarrollo de la corrosión también en soluciones calientes con una hermetización total del espacio de trabajo.

La peculiaridad fundamental en el estado tensional surgido en estas condiciones radica en lo siguiente: si las tensiones iniciales se crean mediante la aplicación de una carga constante, entonces las tensiones reales en el proceso de agrietamiento corrosivo crecen ininterrumpidamente (a costa de la reducción real de la probeta).

Al comunicarle a la probeta una deformación constante, ocurre lo contrario, pues la reducción de la sección de la probeta conduce a la disminución continua de las tensiones reales actuantes.

Un procedimiento más rígido para la creación de las tensiones lo constituye la unificación (el acercamiento) de los extremos encorvados, hasta formar un lazo de una probeta plana. Esto permite obtener los resultados de los ensayos en un plazo relativamente corto.

2.6.4. Medios a seleccionar para los ensayos a la corrosión.

En dependencia del problema a resolver con los ensayos, se pueden seleccionar medios artificialmente creados y naturales.

La ventaja de los medios artificiales radica en la posibilidad de la reproducción total, así como de poder regular la composición del medio y el carácter de su agresividad. En este caso se puede variar su temperatura regular el pH de solución y el contenido en ella de oxígeno.

Como medio artificial ideal, utilizando en las pruebas de laboratorio, se reconoce a aquél, en el cual el agrietamiento corrosivo ocurre en el transcurso de un plazo significativamente inferior que en la explotación. En este medio deben estar los mismos iones, con los cuales el material

interactúa cuando cumple su asignación de servicio. Además, el medio corrosivo creado en el laboratorio no debe provocar la corrosión general, es decir, no debe provocar acciones en el material “descargado”.

Los ensayos en medios naturales están más cercanos a los medios de explotación. Los medios se seleccionan de forma tal que no cedan en agresividad a aquellos en que deben cumplir su asignación de servicio los materiales. En estos medios pueden encontrarse huellas de impurezas, que desempeñan un papel importante en el desarrollo de la corrosión. En este caso los materiales a ensayar pueden someterse a la acción de los ciclos de mojado y secado, de sol y aire. Los ensayos más característicos son:

- ✿ en agua de mar, de materiales y construcciones, en los cuales no se pueden tolerar rupturas por parte del agrietamiento corrosivo bajo tensiones cuando la acción de la corrosión es prolongada;
- ✿ en atmósfera industrial, en la cual pueden estar presente el cloro, los componentes de azufre, los óxidos de nitrógeno, el amoníaco, el dióxido de carbono, vapores de agua y capas finas de humedad y
- ✿ en condiciones de estaciones especiales de experimentación.

Los ensayos se pueden realizar bajo tensiones, cuando la acción agresiva de estos medios pueda desarrollar la corrosión general y destruir las probetas.

Capítulo 3. Interrelación composición-microestructura-propiedades del acero.

3.1. Microestructura del acero en estado de equilibrio.

La microestructura del acero en estado de equilibrio se determina por su contenido de carbono como se muestra en el diagrama de estado **Fe- Fe₃C** de la **fig. 3.1**; con el incremento del contenido de carbono en el acero la estructura cambia de la siguiente forma: la estructura del acero con un contenido mínimo de carbono (el hierro técnicamente puro) representa en sí a la **ferrita (fig. 3.2a)**, la cual tiene una estructura granular (poliédrica). En la estructura del acero con un contenido medio de carbono fundido o sobrecalentado se observan extensas zonas de segregaciones laminares de ferrita en la perlita (estructura de Widmannstätten); en estos propios aceros se observan segregaciones de ferrita en las fronteras de los granos de la perlita (**fig. 3.3**)

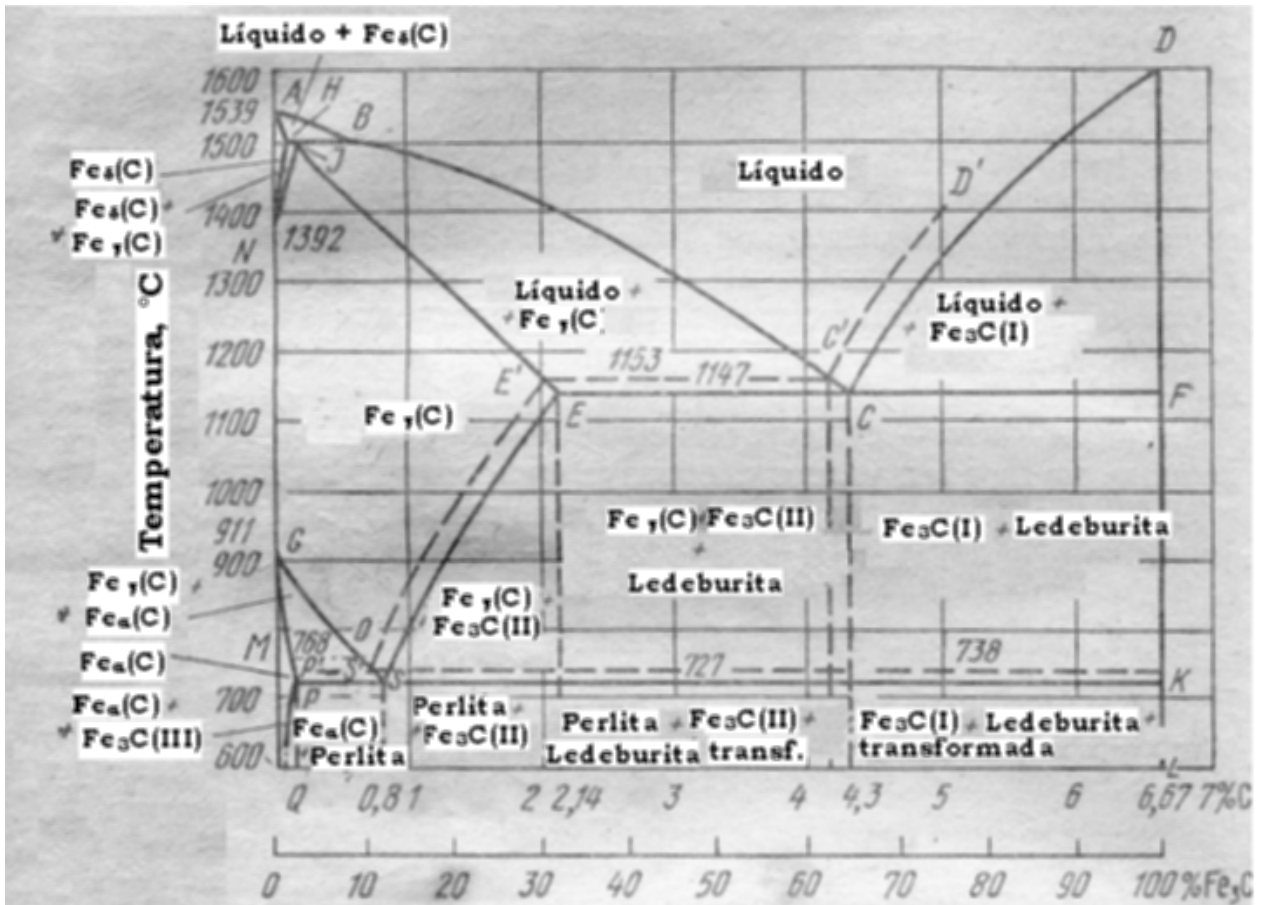


Fig. 3.1. Diagrama de estado del sistema Fe - Fe₃C (en líneas discontinuas se presenta el sistema Fe - C).

Un aumento insignificante del contenido de carbono, inclusive en el orden de las centésimas de por ciento, a consecuencia de baja solubilidad en el Fe_α (hasta 0,006 % a 20° C) provoca la formación de la segunda fase: la **cementita**; cuando el contenido de carbono es aproximadamente 0,025 %, la cementita está presente en la estructura en forma de relativamente pequeñas cantidades de **cementita ternaria**, que se desprende de la ferrita durante el enfriamiento, como consecuencia de la disminución de la solubilidad del carbono en el Fe_α . La cementita ternaria se ubica fundamentalmente por la frontera de los granos de la ferrita, lo que reduce la plasticidad y tenacidad del acero.

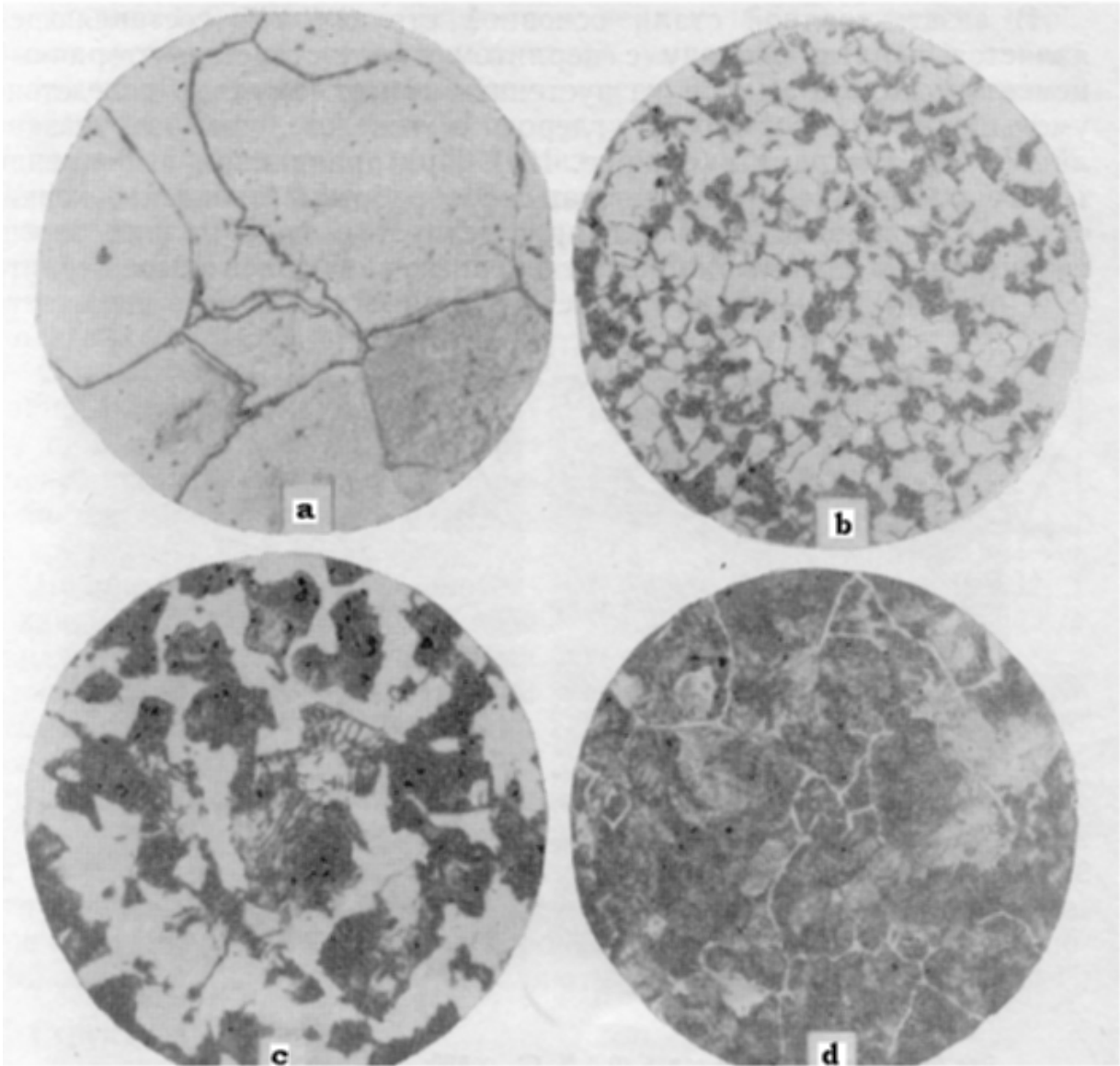


Fig. 3.2. Microestructura del acero en estado de equilibrio, en dependencia del contenido de carbono; x 500: a) 0,05 a 0,1 % C; b) 0,2 a 0,3 % C; c) 0,4 a 0,5 % C; d) 0,65 a 0,7 % C.

El incremento del contenido de carbono por encima de 0,025 % provoca la formación de la **perlita**, que es una estructura bifásica (**eutectoide**) y constituye una mezcla mecánica de **ferrita + cementita** con un contenido sumario de carbono de 0,8 %; mientras que en el acero con un contenido de carbono de hasta 0,1... 0,15 % aún se conservan inclusiones de cementita ternaria (**fig. 3.2a**). La cantidad de perlita crece proporcionalmente con el incremento del contenido de carbono (**fig. 3.2b, c**) y correspondientemente se reduce la cantidad de ferrita sobrante. La perlita, como estructura bifásica, en presencia de un reactivo (por ejemplo: de una solución de ácido nítrico) recibe el ataque con mayor intensidad que la ferrita, por lo que al observarla con la ayuda del microscopio tiene el aspecto de inclusiones oscuras de estructura heterogénea. Como consecuencia de una dispersión significativa, la estructura de la perlita sólo resulta visible nítidamente con aumentos comparativamente grandes, > **500 veces** (**fig. 3.4**). La estructura de la perlita de láminas finas se puede observar nítidamente en el microscopio electrónico.

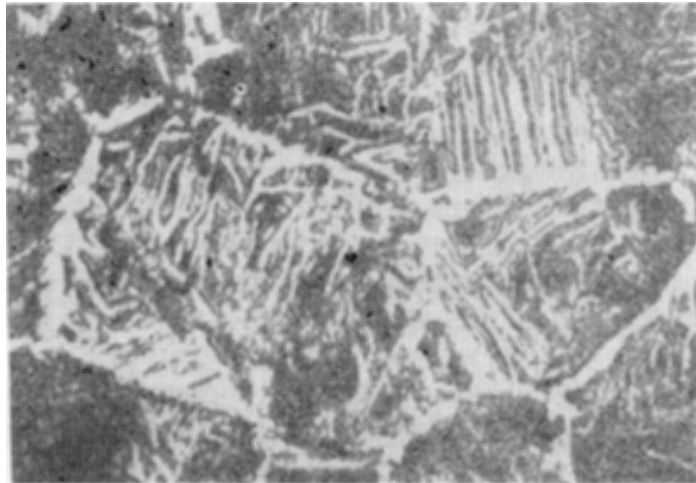


Fig. 3.3. Microestructura de un acero hipoeutectoide sobrecalentado (estructura de Widmannstätten); x 250.

En el acero la perlita, en la mayoría de los casos, tiene una estructura laminar; las laminillas oscuras que se observan en la perlita, representan las sombras arrojadas sobre las zonas salientes de la ferrita después del ataque, por parte de las zonas (laminillas) de la cementita. También se observa perlita de estructura granular (**fig. 3.4b**); el acero con esta estructura de la perlita se distingue por su mejor plasticidad y maquinabilidad, por lo que siempre que sea posible se trata de obtener, sobre todo en los aceros hipereutectoides. La morfología de la perlita en los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, se determina por las condiciones de realización del recocido.

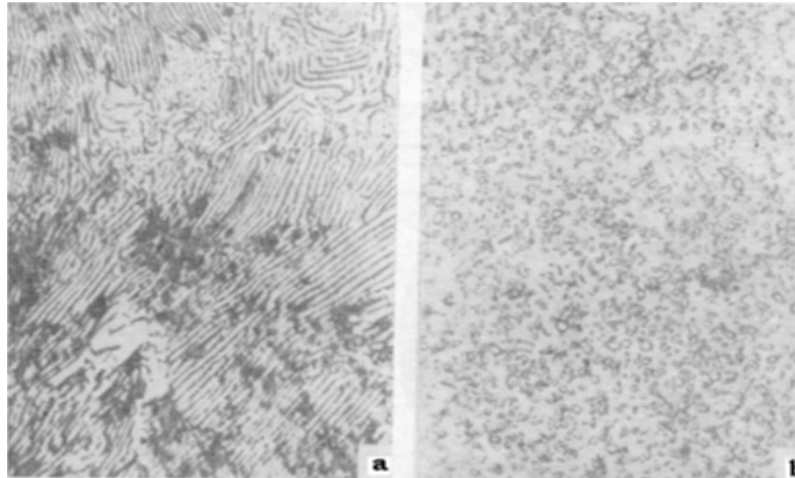


Fig. 3.4. Acero eutectoide (0,8 % C); x 600: a) perlita laminar; b) perlita granular.

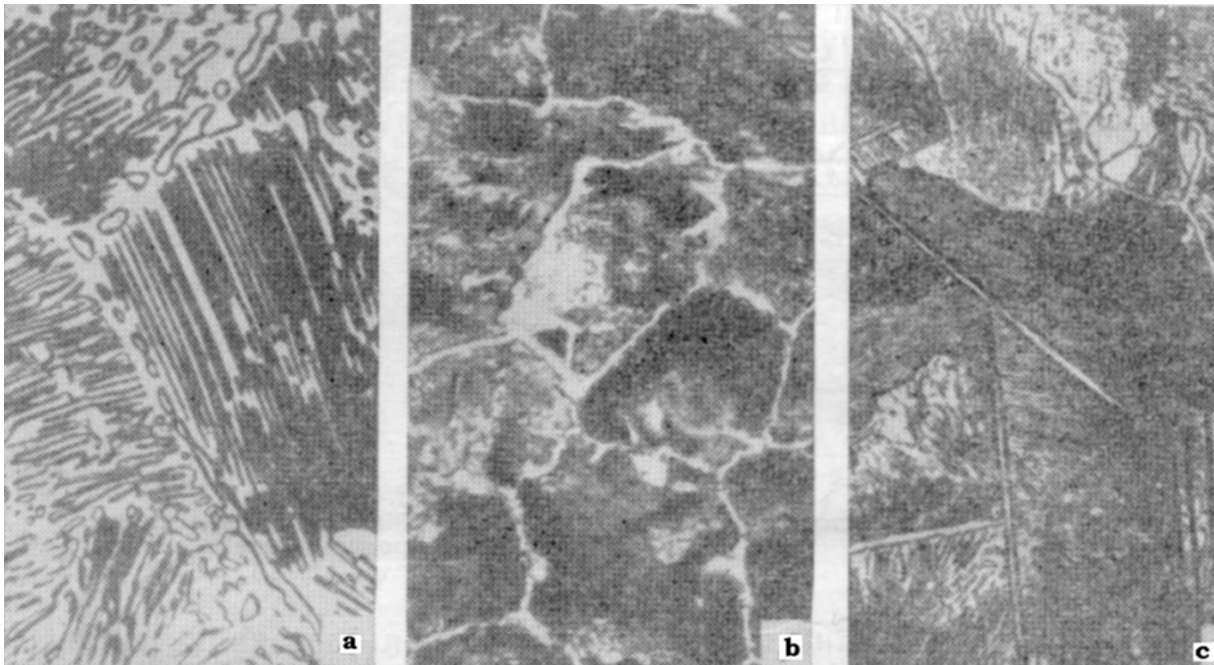


Fig. 3.5. Desprendimiento de la fase sobrante (cementita secundaria) en el acero hipereutectoide: a) en forma granular, x 600; b) en forma de malla por la frontera de los granos, x 200; c) en forma de agujas, x 600.

En los aceros hipereutectoides la perlita es la componente básica estructural; conjuntamente con la cual está presente la cementita secundaria, que se segrega de la **austenita** durante el enfriamiento, como consecuencia de la reducción de la solubilidad del carbono en el **Fe_γ**, tal y como se señala con la línea **ES** del diagrama de la **fig. 3.1**. Cuando se cumple correctamente el régimen térmico del tratamiento precedente (laminado, forjado, recocido), la cementita se presenta en forma de granos finos comparativamente distribuidos de manera uniforme en la masa

principal de la perlita (**fig. 3.5a**). También resulta posible la segregación de la cementita secundaria en forma de malla por la frontera de los granos (**fig. 3.5b**); esto ocurre al término del tratamiento en caliente a temperaturas excesivamente elevadas o cuando se realiza el recocido con calentamientos por encima de A_{cm} , en lugar de realizar el calentamiento a 50... 70° C por encima de A_{c1} , lo que constituye un defecto significativo de los aceros hipereutectoides, que empeora su resistencia y tenacidad.

Existe además otra forma de segregación de la cementita secundaria, aunque raramente se encuentra, pero que también empeora fuertemente las propiedades mecánicas: su formación con aspecto de agujas (**Fig. 3.5c**), la cual puede ser una consecuencia de un gran sobrecalentamiento.

3.2. Microestructura del hierro fundido en estado de equilibrio.

La *composición química* y en particular el *contenido de carbono* **no caracteriza** las **propiedades** del **hierro fundido** (o también conocido como **fundición**): su estructura y propiedades básicas dependen no sólo de la composición química, sino también del proceso de fundición, de las condiciones de enfriamiento del lingote y del régimen de tratamiento térmico. Las **propiedades** del hierro fundido **se determinan** por **su estructura**:

➤ **La fundición blanca:** en la estructura de la fundición hipoeutéctica, conjuntamente con la perlita y la cementita secundaria, está presente una eutéctica frágil (la **ledeburita**), cuyo contenido alcanza el 100 % en la fundición eutéctica; la estructura de la fundición hipereutéctica está compuesta por la eutéctica (ledeburita) y cementita primaria, que se segrega durante la cristalización a partir de la fase líquida, en forma de láminas grandes.

➤ **La fundición gris:** la dependencia de sus propiedades de la estructura es significativamente más compleja que en el caso del acero, pues la misma (estructura) está compuesta de una base metálica y de inclusiones de grafito diseminadas en esta base; estas inclusiones se pueden observar mejor en probetas no atacadas químicamente. Las inclusiones frágiles de grafito en la base metálica (en las capas superficiales) se quebrantan durante el rectificado y pulido de las probetas, por eso las zonas en que ellas se encontraban aparecen oscuras en el microscopio; ellas tienen la forma característica de láminas.

Resulta posible valorar cualitativamente la influencia de las inclusiones de grafito sobre las propiedades mecánicas de las fundiciones grises: mientras menor es la cantidad de inclusiones, más pequeñas sean y mayor sea el grado de aislamiento de unas con respecto a otras, mayor será la resistencia mecánica de la fundición en presencia de una misma base metálica. La valoración de las inclusiones de grafito se realiza acorde a escalas típicas normalizadas (**fig. 3.6**).

La base metálica se estudia después del ataque químico de las probetas, está compuesta por ferrita y perlita y su relación cuantitativa puede ser la más variada; existiendo el mismo carácter de las inclusiones de grafito, la

fundición con una cantidad prevaleciente de perlita (**fundición perlítica**) posee propiedades mecánicas más elevadas, que la fundición con una cantidad prevaleciente de ferrita (**fundición ferrítica**); las estructuras típicas de las fundiciones grises con diferentes bases metálicas se muestran en la **fig. 3.7**.

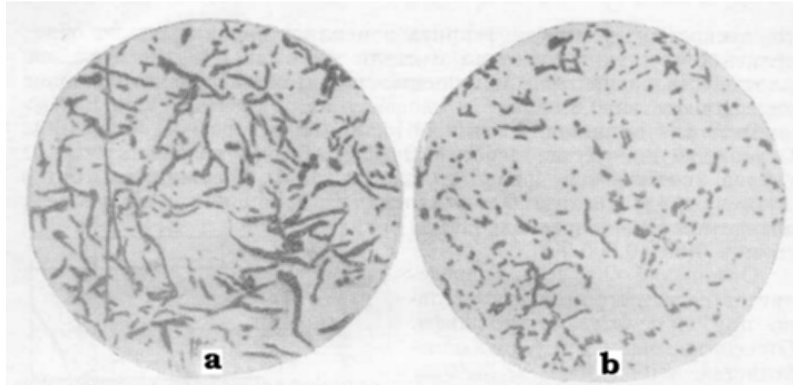


Fig. 3.6. Microprobetas de fundición gris no atacadas químicamente, x 100: a) el grafito formando colonias con bajo grado de aislamiento; b) el grafito en colonias con un grado significativo de aislamiento.

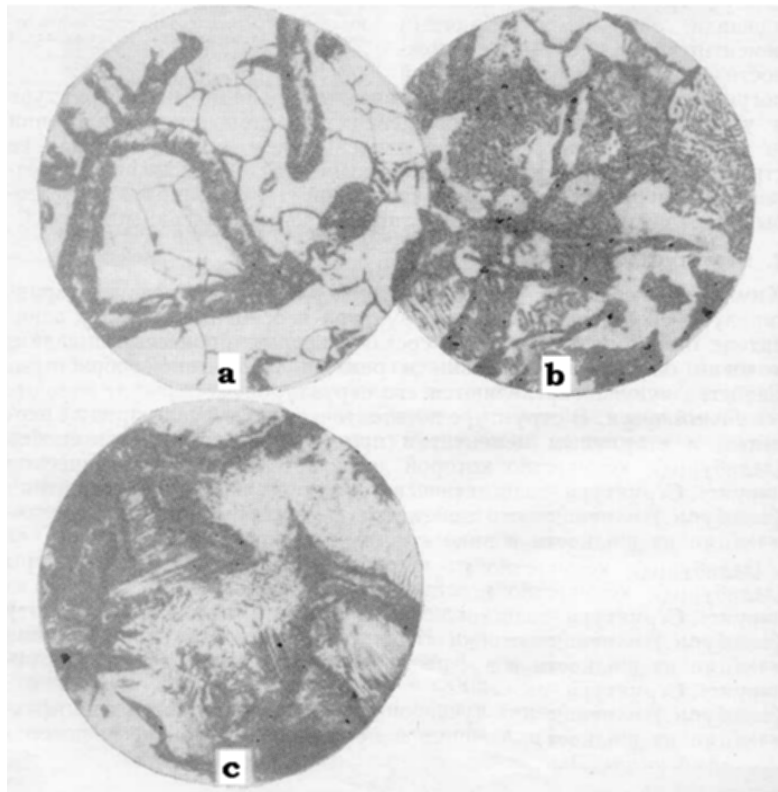


Fig. 3.7. Fundición gris, x 500: a) con base ferrítica; b) con base ferro-perlítica; c) con base perlítica.

En las microestructuras también se distinguen sectores de la eutéctica fosforosa, que no sólo influye en las propiedades mecánicas, sino también en las de moldeo, al elevar discretamente la resistencia al desgaste y la fluidez durante la colada.

► **La fundición de alta resistencia:** se obtiene mediante la modificación con magnesio y a diferencia de la fundición gris ordinaria presenta el grafito en forma de nódulos, de ahí que también se le conozca con el nombre de **fundición nodular**. Sus propiedades mecánicas son significativamente superiores a las de la fundición gris ordinaria. Generalmente su base es ferro-perlítica, aunque también puede ser perlítica (**fig. 3.8**).

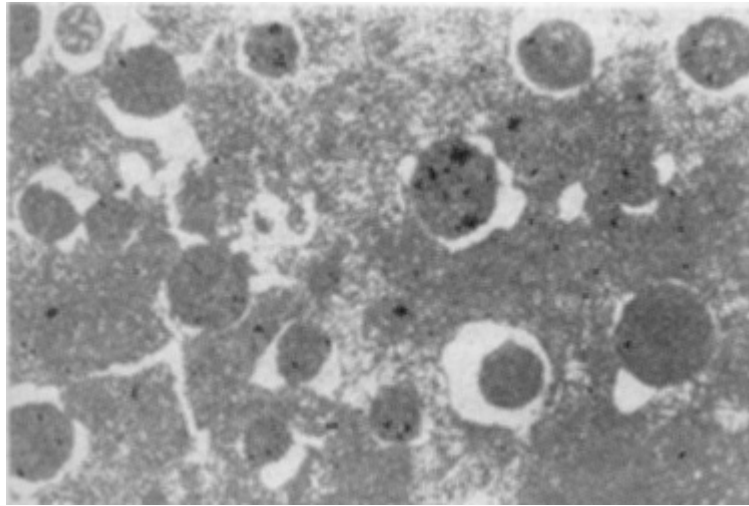


Fig. 3.8. Fundición de alta resistencia con base perlítica, x 200.

► **La fundición maleable:** se obtiene a partir de la fundición blanca mediante el recocido de maleabilización; tiene el grafito en forma de rosetas o carbono recocido (**fig. 3.9**). Esta fundición tiene, en la sección del lingote, una comparativamente homogénea estructura ferrítica de la base metálica, en menor medida se encuentran las bases ferro-perlíticas o perlíticas en este tipo de fundición.

3.3. Fundamentos del tratamiento térmico del acero.

Las propiedades de las aleaciones dependen de su estructura interna. Hasta el presente, es el tratamiento térmico el método fundamental que permite cambiar la estructura y por tanto las propiedades de las aleaciones.

El **tratamiento térmico** constituye en sí el conjunto de operaciones de calentamiento, permanencia (o mantenimiento) y enfriamiento, realizados en una secuencia determinada, con el objetivo de cambiar la estructura interna de una aleación y obtener las propiedades requeridas para el cumplimiento exitoso de su asignación de servicio. Cualquier tipo de tratamiento térmico

puede ser gráficamente representado en un sistema de coordenadas **Temperatura vs. Tiempo** (fig. 3.10a).

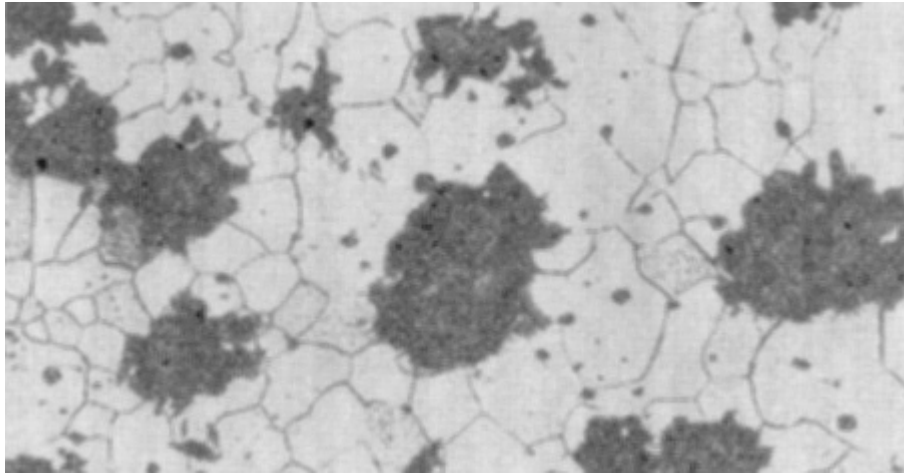


Fig. 3.9. Fundición maleable con base ferrítica, x 200.

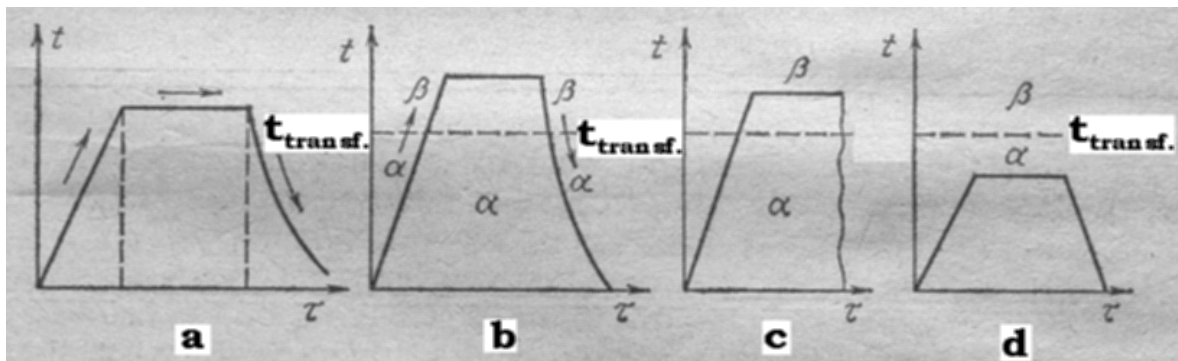


Fig. 3.10. Gráfico de varios tipos de tratamientos térmicos: a) esquema general; b) recocido de segundo género; c) temple; d) revenido.

3.3.1. Principales tipos de tratamientos térmicos del acero.

Según la clasificación de A. A. Bochvar se distinguen cuatro tipos fundamentales de tratamientos térmicos: el recocido de primer género, el recocido de segundo género, el temple y el revenido.

► **El recocido de primer género** es un tipo de tratamiento térmico aplicable a cualquier metal o aleación metálica, pues su ejecución no está condicionada a cambio de fase alguno en estado sólido. El calentamiento durante el recocido de primer género, al incrementar la movilidad de los átomos, parcial o totalmente elimina la heterogeneidad química, reduce las tensiones internas, es decir, facilita la obtención de un estado más equilibrado. La **mayor importancia** en este recocido la abarcan la **temperatura de calentamiento** y el **tiempo de permanencia** a esa temperatura, debido a que precisamente éstos son los parámetros que determinan la velocidad de los procesos que erradican cualquier

declinación del estado de equilibrio. La velocidad de calentamiento y enfriamiento en este caso desempeñan un papel secundario.

Se distinguen las siguientes variedades de recocidos de primer género:

➤ **Recocido de difusión (homogenización):** se emplea para eliminar la heterogeneidad química, que surge en el proceso de cristalización de las aleaciones (la licuación dendrítica). La nivelación de la composición química ocurre gracias a los procesos de difusión, cuya velocidad depende de la temperatura; por eso generalmente se realiza a temperaturas que oscilan entre el 80 y 90 % de la temperatura absoluta de fusión, es decir: $(0,8 \text{ a } 0,9)T_f$; el tiempo de permanencia a esta temperatura debe garantizar la nivelación de la composición y la disolución de las fases sobrantes.

➤ **Recocido de recristalización:** se utiliza después de la deformación plástica en frío para eliminar la acritud y obtener un estado más equilibrado de la aleación. Como resultado de la recristalización en el metal deformado se forman nuevos granos, se reducen las tensiones y se restablece su plasticidad.

➤ **Recocido par eliminar tensiones**, que surgen durante el forjado, soldadura, fundición, etc., las cuales pueden provocar alabeos, torceduras, deformaciones, es decir: cambios de forma, dimensiones e inclusive la destrucción de los artículos.

➤ **Recocido de segundo género:** así se le denomina al recocido de los metales y aleaciones que experimentan transformaciones fásicas durante el calentamiento y enfriamiento. Este tratamiento térmico está representado gráficamente en la **fig. 3.10b**: en el calentamiento ocurre la transformación fásica $\alpha \rightarrow \beta$, mientras que en el enfriamiento tiene lugar la transformación $\beta \rightarrow \alpha$. Este tratamiento térmico se le aplica a las aleaciones en las cuales existen transformaciones polimorfas, eutectoides o peritectoides, así como cuando la disolución sea variable en estado sólido. La utilidad práctica de la recristalización práctica se determina por la influencia de los cambios estructurales sobre las propiedades de las aleaciones.

➤ **Temple:** al igual que el recocido de segundo género, se le aplica sólo a los metales y aleaciones que sufran transformaciones fásicas en estado sólido, la gran diferencia entre ellos radica en la **velocidad de enfriamiento**: todos los tipos de **recocidos** se ejecutan con enfriamiento **lento**, mientras que en el **temple** es **rápido** (brusco). El temple se encuentra gráficamente representado en la **fig. 3.10c**; en el temple existen dos variantes de cambios estructurales:

- 1) $\alpha \rightarrow \beta$, es decir, con el enfriamiento rápido se registra el estado a elevada temperatura.
- 2) $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$, donde α' es la fase metaestable, cuya composición es similar a la de la fase inicial β . En este caso, durante el enfriamiento

tiene lugar una transformación sin difusión, que tiene la cinética de la martensita..

En el **temple** los **parámetros fundamentales** son la **temperatura de calentamiento**, el **tiempo de permanencia** a dicha temperatura y la **velocidad de enfriamiento**.

➡ **Revenido**: tipo de tratamiento térmico aplicable sólo a aleaciones templadas, para lo cual a los artículos templados se calientan a temperaturas inferiores a las temperaturas de las transformaciones fásicas (**Fig. 3.10d**). Los **parámetros fundamentales** del revenido son la **temperatura de calentamiento** y el **tiempo de permanencia** a esa temperatura. Como resultado del revenido disminuyen las tensiones internas y las aleaciones alcanzan un estado más equilibrado.

Además de estos tipos fundamentales de tratamientos térmicos se tienen dos tipos de tratamientos, que se diferencian, en principio de éstos, pues están compuestos por la combinación del tratamiento térmico con la tecnología química o con la metalurgia:

➡ **Tratamiento químico-térmico**: en este tipo de tratamiento infaliblemente cambia la composición química de las capas superficiales de los artículos. En este tratamiento los artículos son calentados en ciertos medios químicamente activos y como resultado de la difusión tiene lugar la saturación de las capas superficiales por tal o más cual elemento (generalmente a pequeñas profundidades), cambiando con ello su composición química (de las capas superficiales) y por ende sus propiedades (la dureza, la estabilidad ante el desgaste, las propiedades anticorrosivas, etc.). Debido a que los procesos de difusión en estado sólido transcurren lentamente, es que la ejecución de los tratamientos químico-térmicos se prolonga largo tiempo. La temperatura del proceso se selecciona concretamente para cada variedad de este tratamiento.

➡ **Tratamiento termomecánico**: tipo de tratamiento relativamente nuevo, en el cual se combinan la deformación plástica con el tratamiento térmico de manera tal que la acritud ejerza influencia sobre la cinética de las transformaciones fásicas y estructurales, que ocurren durante el tratamiento térmico.

3.4. Transformaciones en los aceros durante el calentamiento. **Determinación de las temperaturas de los puntos críticos.**

Los valores de los puntos críticos son imprescindibles no sólo para caracterizar las transformaciones, sino también para la ejecución de los tratamientos en caliente, en particular el establecimiento de los regímenes del tratamiento térmico (las temperaturas para las diferentes variedades). En el diagrama hierro-cementita (**fig. 3.1**) a los **puntos críticos**: **A_{c1}** le corresponde la línea **PSK**; **A_{c3}** (para los aceros hipoeutectoides), la línea **GS**.

Las temperaturas de temple y recocido generalmente son en 20... 40° C por encima de A_{c3} para los aceros al carbono hipoeutectoides y en 30... 70° C por encima de A_{c1} , para los aceros al carbono hipereutectoides.

Sin embargo el diagrama hierro-cementita caracteriza el estado de las aleaciones hierro-carbono puras; las aleaciones industriales contienen, además de hierro y carbono, manganeso, silicio, fósforo y azufre (así como también pequeñas cantidades de cromo, níquel y otros elementos); en los aceros al carbono la influencia de tales impurezas en la posición de los puntos críticos no es lo suficientemente significativa como para impedir determinar, con cierta aproximación, las temperaturas de los tratamientos térmicos por el diagrama hierro-cementita. Con el incremento del contenido de manganeso (por encima de 0,7... 0,8 %) o de silicio (por encima de 0,5... 0,6 %) o con la introducción de otros elementos aleadores (níquel, cromo, molibdeno, vanadio, etc.) la posición de los puntos críticos varía significativamente y su determinación por dicho diagrama o por el diagrama triple *hierro-cementita-elemento aleador* para el acero que contenga varios elementos aleadores, resulta prácticamente imposible, debido a que ya a estas aleaciones le corresponden intervalos de temperaturas de las transformaciones, cuyas posiciones dependen de sus composiciones.

Como consecuencia de la ausencia de diagramas para una serie de sistemas de múltiples componentes, para la designación del tratamiento térmico se hace necesario la determinación experimental de los puntos críticos (cuando la velocidad de calentamiento es elevada la posición de los puntos críticos puede desplazarse hacia las zonas de mayores temperaturas; dicho desplazamiento puede alcanzar decenas e inclusive centenares de grados con calentamientos tan rápidos, como por ejemplo con corrientes de alta frecuencia). Con el objetivo de determinar los puntos críticos, en condiciones industriales, sobre todo para aleaciones desconocidas se emplean los métodos de tanteo por temple, el dilatométrico, el térmico diferencial (para la determinación de los puntos críticos por el método de análisis térmico en condiciones de calentamiento o enfriamiento rápido se emplea el oscilógrafo), así como las mediciones de la resistencia eléctrica. Los tres últimos métodos son los más exactos, pero a la vez los más complejos, mientras que con el tanteo por temple ocurre lo contrario y consiste en lo siguiente: del acero a investigar se preparan probetas en forma de arandelas con un diámetro de 15 a 20 mm y una altura de 12 a 15 mm; una de ellas se calienta por debajo del supuesto punto A_{c1} , se enfría rápidamente en agua y se mide su dureza; a una segunda se calienta 10 o 15° C más altos, se enfría de la misma forma y se le mide la dureza y así sucesivamente.

Supongamos, que se requiere determinar los puntos críticos A_{c1} y A_{c3} de un acero al carbono con 0,4 % C; la posición de este acero en el diagrama hierro-cementita (sin tener en cuenta la influencia de las impurezas se muestra con la línea vertical discontinua de la **Fig. 3.11**): por lo visto el calentamiento por debajo de A_{c1} , por ejemplo hasta el **punto 1**, no puede cambiar la estructura y elevar la dureza, la cual puede, inclusive disminuir algo, si el acero no fue revenido o recocido preliminarmente lo suficiente; sin

embargo la dureza crece, si el acero es calentado ligeramente por encima de A_{c1} , por ejemplo hasta la temperatura correspondiente al **punto 2** y después se enfría en agua; la estructura en este caso cambia y el acero adquiere una estructura compuesta por **ferrita + austenita**, que como resultado del enfriamiento rápido se transforma en **ferrita + martensita**, la ferrita no sufre transformación alguna; la formación de una componente más dura, como la martensita, eleva la dureza y en la misma medida que se eleva la temperatura en el intervalo de A_{c1} a A_{c3} durante el calentamiento se incrementa la cantidad de austenita, mientras que la de ferrita va disminuyendo (un ejemplo es el **punto 3**), por lo que durante el temple del acero la cantidad de martensita es mayor y por tanto su dureza y así sucesivamente hasta que se alcanza la línea A_{c3} , pues entonces el acero durante el calentamiento adquiere una estructura totalmente austenítica que durante el enfriamiento (temple) se transforma en martensítica. Los resultados de las mediciones se escriben en una tabla y por ellas se construye el diagrama dureza-temperatura de calentamiento. El aspecto de este tipo de curva para los aceros hipoeutectoides se muestra en la **fig. 3.12**: la temperatura del inicio de la elevación de la dureza se corresponde con el punto A_{c1} y el final de la elevación al punto A_{c3} .

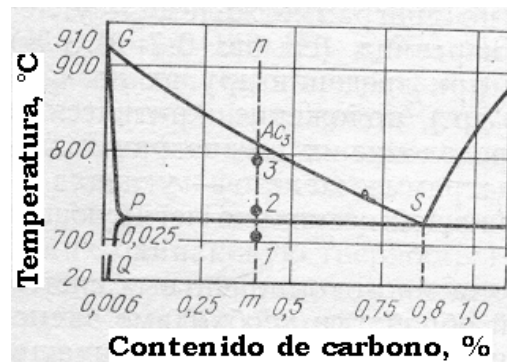


Fig. 3.11. Detalle de la zona del acero del diagrama Fe - Fe₃C.

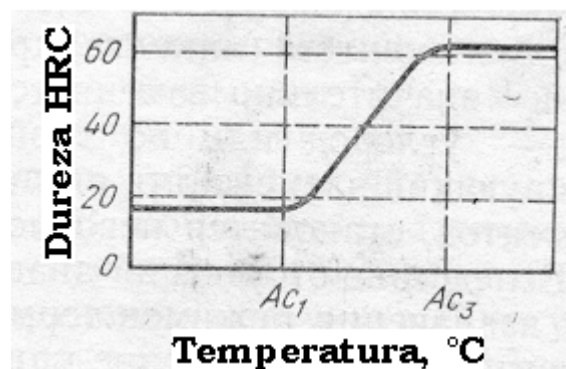


Fig. 3.12. Diagrama para la determinación de los puntos críticos del acero hipoeutectoide por el método de tanteo por temple.

3.5. Microestructura del acero al carbono en estado de desequilibrio (como resultado del tratamiento térmico).

3.5.1. Microestructura del acero templado.

La estructura del acero templado depende de su composición química y de las condiciones de realización del temple (de la temperatura de calentamiento y del régimen de enfriamiento). El **temple** de un **acero** con un **contenido muy bajo de carbono (hasta 0,025 a 0,03 %)** con un calentamiento sólo algo superior a **PQ** detiene el desprendimiento de la cementita terciaria por la frontera de los granos, manteniendo la ferrita como estructura básica su composición; este temple eleva la plasticidad y prácticamente no varía las características de resistencia, sin embargo, el envejecimiento posterior, que surge durante el calentamiento a 300... 400° C o en presencia de la deformación plástica en frío, facilita el desprendimiento de la cementita terciaria y de nuevo reduce la plasticidad.

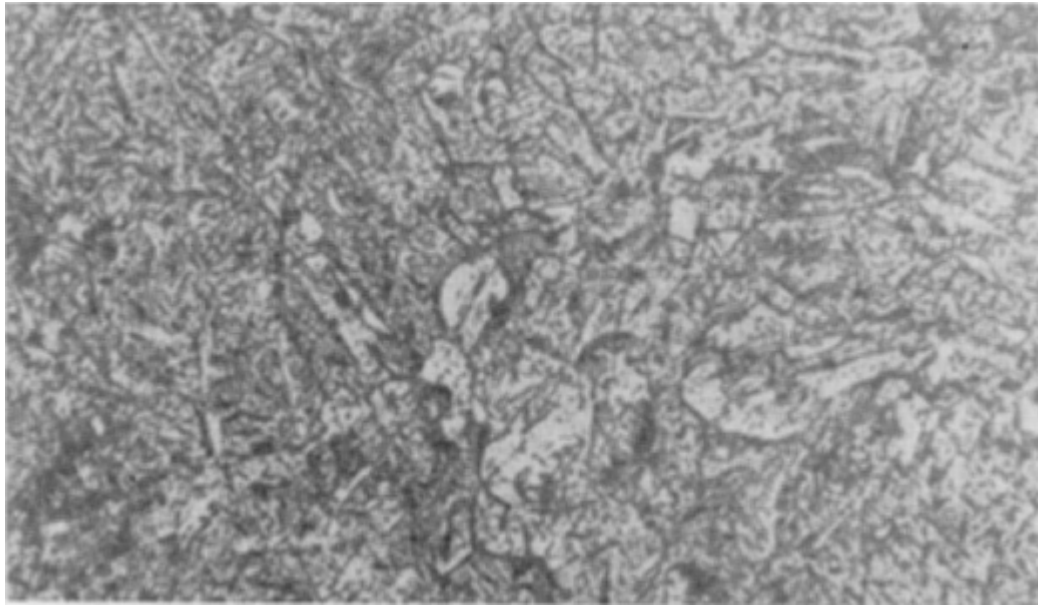


Fig. 3.13. Microestructura de un acero templado de bajo contenido de carbono (0,2 % C): martensita y sectores de ferrita, x 200.

El **temple** del acero de **bajo contenido de carbono** con **0,08 a 0,15 %** (con calentamiento por encima de **Ac₃** y enfriamiento en agua) eleva en algo la dureza y la resistencia, adquiriendo una estructura de martensita con bajo contenido de carbono y segregaciones de ferrita (**fig. 3.13**).

Resulta conveniente aclarar que el acero con una estructura de martensita + ferrita posee propiedades muy valiosas (la combinación de dureza mejorada y plasticidad), por eso en algunas aplicaciones industriales ha encontrado aplicación el temple en el intervalo intercrítico (entre **Ac₁** y **Ac₃**).

Una influencia significativa sobre la estructura y propiedades del **acero** con un **contenido de carbono** entre **0,15 y 0,25 %** ejerce el **temple**: la

dureza se eleva desde HB 110... 130 hasta HB 140... 180. Un **cambio brusco** en las **propiedades** se alcanza, como resultado del **temple**, en los **aceros al carbono** que contienen **más de 0,35 % C**, aunque **no más de 0,5 a 0,6 %**, debido a que en ese caso la transformación martensítica no termina a temperatura ambiente y en el acero se queda cierta cantidad de austenita retenida, conjuntamente con la martensita, lo que reduce su dureza. En el microscopio los cristales de martensita tienen su forma característica: de agujas (láminas). Si el **calentamiento** para el temple no es muy elevado (no más de **30 a 70° C** por **encima de A_{c3}**), entonces no se provoca un crecimiento significativo del grano de austenita (**fig. 3.14a**) y los cristales de martensita, que se forman durante el enfriamiento en los límites del grano de austenita, son de dimensiones no muy grandes y difícilmente son detectados en el microscopio (**fig. 3.15b**) a aumentos pequeños y medianos (entre 200 y 600 veces); un incremento de la temperatura de temple en 100... 150° C por encima de **A_{c3}** provoca un crecimiento excesivo del grano de austenita (**fig. 3.14b**) y de los cristales de martensita que se forman durante el enfriamiento (**fig. 3.15a**), reduciendo la plasticidad del acero, tanto inmediatamente después del temple, como después del revenido, por lo que no se utiliza en la práctica industrial.

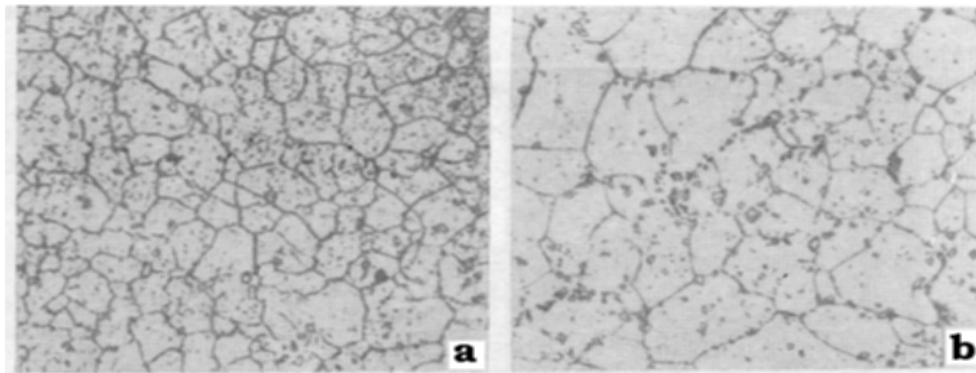


Fig. 3.14. Acero hipoeutectoide (0,5 % C) en estado de temple. El grano de austenita fue determinado por el método de oxidación, x 100: a) calentamiento hasta 820° C; b) calentamiento hasta 925° C.

El **temple** de los **aceros hipereutectoides** se realiza con un **calentamiento** a **50... 80° C** por **encima de A_{c1}** (en la zona bifásica **austenita + cementita secundaria**); en este caso el acero alcanza una estructura compuesta por martensita, granos de cementita secundaria (la cual no se disuelve durante el calentamiento) y austenita residual (**fig. 3.16**): los cristales de martensita (las agujas) son de dimensiones muy pequeñas, la **temperatura final** de la **transformación martensítica** (μ_f) del **acero** con **elevado contenido de carbono** es **inferior a - 50° C**; la cantidad de austenita residual no sobrepasa el 5... 10 % y no se detecta con el microanálisis.

La elevación de la **temperatura** de temple por **encima** de A_{cm} provoca la **disolución** de la **cementita secundaria** y facilita el **crecimiento** del **grano**; este acero adquiere después del temple cristales muy grandes (agujas), claramente visibles de martensita y **austenita residual**, cuya cantidad **crece** hasta un **20... 30 %** y **más**.

Estas estructuras se forman como resultado del enfriamiento rápido del acero al carbono en agua; con un enfriamiento más lento, por ejemplo en aceite o al aire, no se logra detener la desintegración de la austenita del acero al carbono en una estructura ferro-cementítica. Los productos de la transformación de la austenita formados son la **troostita** o la **sorbita de temple**, que **se diferencian** de la estructura equilibrada **perlita** por una **mayor dispersión** de la estructura (de las láminas de ferrita y cementita y de la distancia entre ellas, en comparación con las que se observan en la perlita).

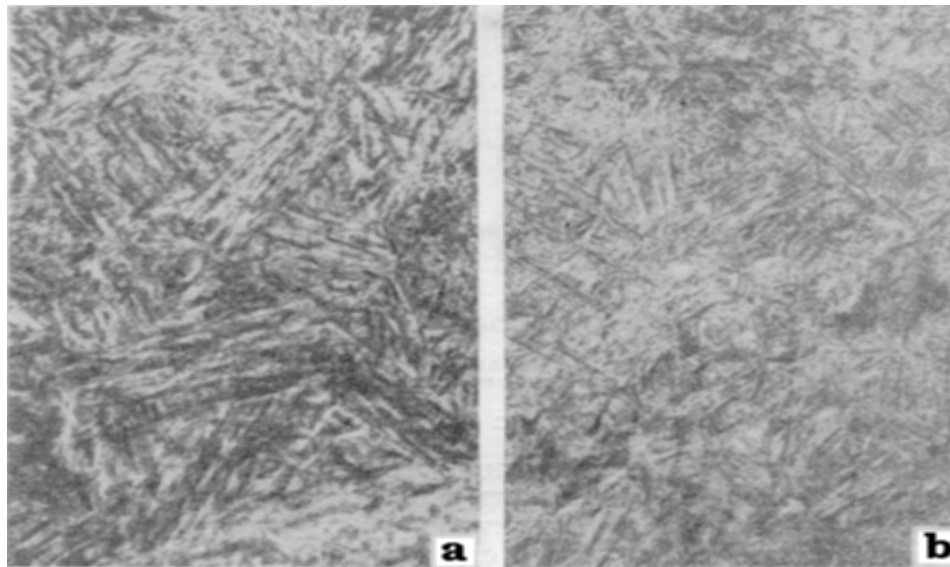


Fig. 3.15. Microestructura del acero (0,5 % C) templado, x 600: a) desde 930° C, sobrecalentado; b) desde 825° C, cristales más pequeños.

Estructuras análogas se forman también en probetas (piezas) de mayores dimensiones de aceros al carbono enfriado en agua, pero a cierta distancia de la superficie, como consecuencia de una menor velocidad de enfriamiento en estas zonas.

La **sorbita** y la **troostita de temple** tienen una **estructura laminar** y en eso se diferencian de la **sorbita** y **troostita de revenido**, que tienen **estructura granular**.

La estructura de la troostita prácticamente no se revela en el microscopio óptico debido al gran desmenuzamiento de las partículas de cementita y de ferrita. A la hora de preparar las microprobetas, la troostita al ser una estructura bifásica muy dispersa, tiene mayor sensibilidad al ataque químico, en comparación con otras estructuras y se revela con aspecto de formaciones oscuras (**fig. 3.17a**). Las investigaciones en el microscopio

electrónico han establecido claramente la estructura laminar de la troostita de temple (**fig. 3.17b**).

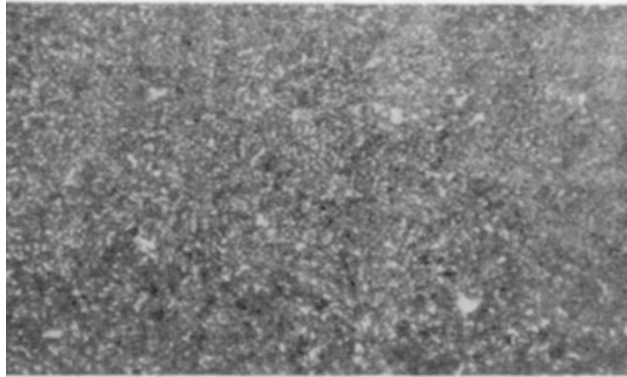


Fig. 3.16. Acero hipereutectoide (1,2 % C) templado desde los 800° C, en la microestructura: martensita y cementita secundaria; x 500.

La sorbita de temple se revela con mayor nitidez que la troostita de temple en el microscopio óptico (**fig. 3.18**).

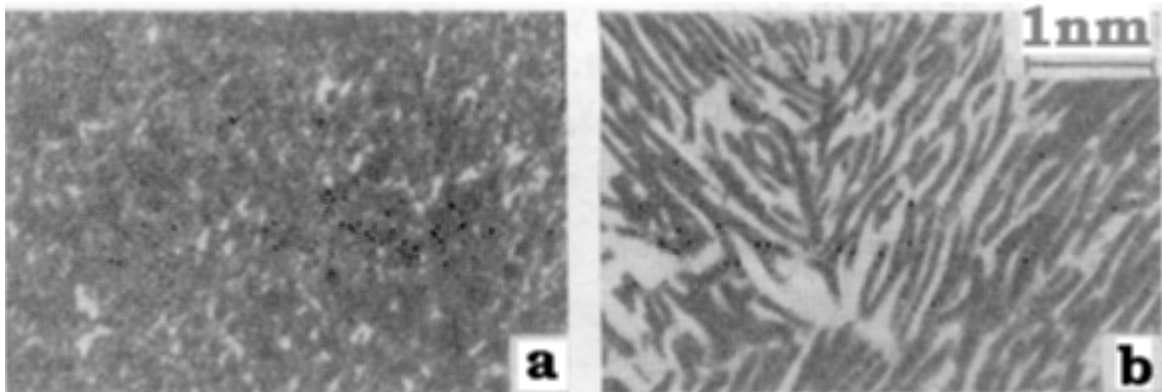


Fig. 3.17. Acero con 0,5 % C después del temple a 840° C en aceite, troostita de temple: a) en el microscopio óptico, x 500; b) en el microscopio electrónico, x 7 000.

La troostita y la sorbita, a diferencia de la perlita, no tienen una composición constante; el contenido de carbono en ellas, en dependencia de la composición de la austenita de partida y de la temperatura de su transformación, puede variar en grandes límites; por esa razón en los aceros hipoeutectoides, que contienen más de 0,35... 0,40 % C y que como resultado del tratamiento térmico alcanzaron una estructura de troostita o de sorbita, no se observan zonas con grano alguno de ferrita aislada estructuralmente.

La estructura alcanzada en el acero con la desintegración de la austenita sobre-enfriada a temperaturas inferiores al punto crítico, en condiciones de un enfriamiento ininterrumpido, se caracteriza por el diagrama termocinético (**fig. 3.19**), mientras que bajo condiciones isotérmicas, por el diagrama de la

transformación isotérmica (**fig. 3.20**), por el cual (también denominado diagrama en C o en forma de C) se puede determinar la estructura aproximada, que se obtiene durante el enfriamiento a diferentes velocidades.

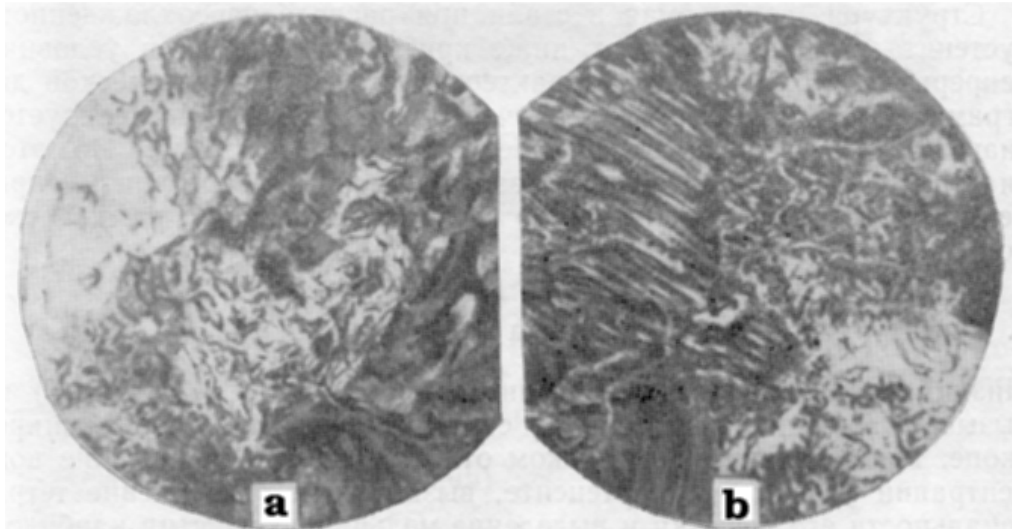


Fig. 3.18. Acero con 0,7 % C; sorbita de temple: a) $\times 200$; b) $\times 1\ 000$.

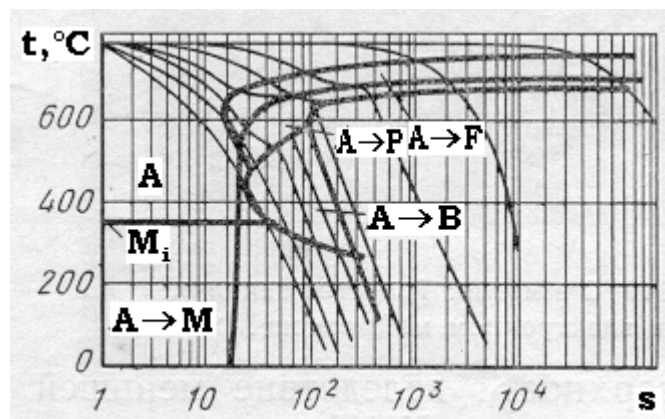


Fig. 3.19. Diagrama termodinámico de la transformación de la austenita sobreenfriada del acero al carbono (0,5 % C).

3.5.2. Microestructura del acero después del revenido.

El **revenido bajo** del acero templado (con un **calentamiento** hasta **200... 250° C**) no provoca cambios notables en la estructura observada en el microscopio. Sólo mediante el análisis roentgeno-estructural (análisis estructural por rayos X) se puede observar la reducción brusca de la concentración del carbono en la martensita, que provoca la reducción de la tetragonalidad de su red cristalina y el desprendimiento las diminutas partículas de los carburos, durante el revenido bajo. Las microprobetas, después del revenido bajo, sólo alcanzan una mayor sensibilidad al ataque

químico y los cristales de **martensita** en el acero revenido se ven más oscuros que los del acero templado no sometido al revenido (**fig. 3.21a**).

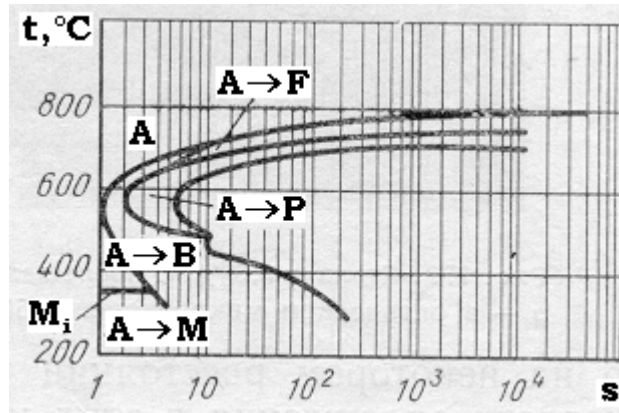


Fig. 3.20. Diagrama de la transformación isotérmica de la austenita sobreenfriada del acero al carbono (0,5 % C). Temperatura de austenización: 800 °C.

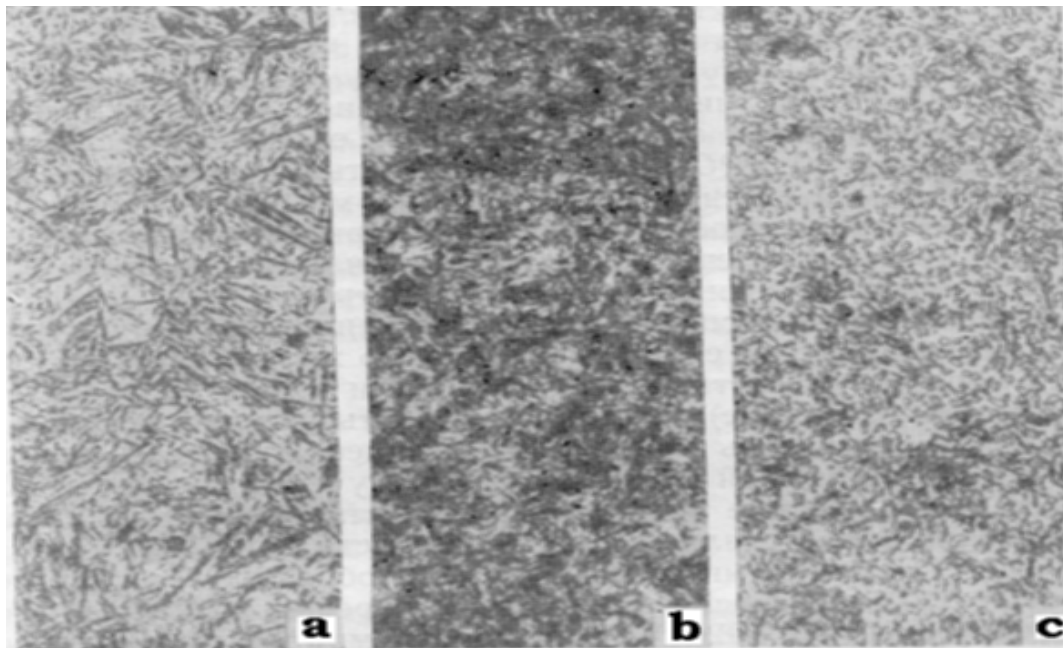


Fig. 3.21. Microestructura del acero revenido (0,6 % C), x 500: a) martensita de revenido; b) troostita de revenido; c) sorbita de revenido.

El **revenido** con un **calentamiento** más elevado (a 350... 400° C), al fortalecer los procesos de difusión y de coagulación, provoca prácticamente la desintegración total de la martensita y la formación de la **troostita**, mientras que el **revenido** a 500... 600° C provoca la formación de la **sorbita** (en los aceros templados desde elevadas temperaturas y que alcanzan una estructura de martensita de agujas gruesas, la troostita y la sorbita de revenido pueden conservar la orientación de las agujas). Los cristalitas de los carburos en la troostita y sorbita de revenido son de forma granular.

La estructura de la troostita de revenido, al igual que la troostita de temple, como consecuencia de la gran dispersión de las partículas formadas de ferrita y cementita, se revelan deficientemente durante el microanálisis (**fig. 3.21b**), adquieren un aspecto de formaciones oscuras fuertemente atacadas químicamente. La sorbita de revenido se revela con mayor nitidez (**fig. 3.21c**).

Un **revenido más alto** (con calentamiento por **encima** de los **650° C** y **hasta A_{c1}**) aproxima la estructura a la equilibrada: se forma **perlita** y se aísla la ferrita sobrante (en el acero hipoeutectoide), la perlita adquiere una estructura cada vez menos dispersa, parecida a la estructura de la perlita granular del acero en estado de recocido.

Capítulo 4. Deformación plástica, endurecimiento y ablandamiento de los metales.

4.1. Enfoque sub-microscópico de la deformación plástica.

4.1.1. La deformación plástica.

La aplicación de una carga externa a un metal provoca en él inicialmente una deformación elástica y después una plástica. Para el dominio de la deformación elástica es característico una correspondencia total entre las tensiones y las deformaciones, que se difunden en el cuerpo sólido a la velocidad del sonido, es decir, casi instantáneo. Al aplicarle cargas externas se viola el equilibrio de las fuerzas de interacción de los átomos y para su recuperación éstos se desplazan ligeramente hacia posiciones nuevas, pero también estables. Al retirar las cargas externas, los átomos retornan a sus posiciones anteriores estables, que se corresponden con la estructura normal de la red cristalina, con lo cual el cuerpo adquiere de nuevo su forma inicial. El valor máximo de las deformaciones elásticas es muy bajo: generalmente la deformación relativa, por el orden de su valor no sobrepasa 10^{-3} .

Cuando la deformación relativa de los cristales rebasa el orden de 10^{-3} comienza la fluencia plástica del metal, durante la cual los átomos que participan en este proceso se desplazan definitivamente de un lugar de la red a otro. Si en el proceso de deformación del cristal el átomo se mueve con respecto a sus vecinos sólo en una pequeña parte del parámetro de la red, entonces después de retirar la carga éste puede fácilmente regresar a su lugar de partida y las deformaciones serán elásticas.

El deslizamiento en el cristal, que se desarrolla bajo la acción de una fuerza externa, en lo fundamental representa en sí el movimiento de las dislocaciones por los planos de deslizamiento y su salida a la superficie del cristal. Sin embargo, el movimiento de las primeras dislocaciones está limitado y no puede provocar ángulos de deslizamientos superiores a 1° , al mismo tiempo, realmente, durante el proceso de deformación plástica de los cristales, se observa la aparición de ángulos de deslizamiento, que rebasan considerablemente los valores indicados.

La gran deformación plástica de los metales ocurre debido a que durante el deslizamiento de las primeras dislocaciones surgen nuevas, es decir, tiene lugar su fraccionamiento (de las dislocaciones) y eso posibilita que muchas dislocaciones primarias no participen en la deformación inicial, debido a que se encuentran fuertemente bloqueadas por unos u otros obstáculos, de ahí que sea más fácil el surgimiento de nuevas, que el desplazamiento de las dislocaciones frenadas o retenidas.

Si el deslizamiento ocurriera sólo a costa de la salida de las dislocaciones que ya se encuentran en el cristal, entonces el proceso de deformación plástica conduciría al agotamiento de las dislocaciones y al paso del cristal a un estado más perfeccionado; contrario a esto, con el crecimiento del grado

de deformación de la red, no se reduce, sino se incrementa y correspondientemente aumenta la densidad de las dislocaciones. Este fenómeno es debido a que en el proceso de deformación plástica, bajo la acción de las cargas externas, tiene lugar una generación complementaria de dislocaciones, el mecanismo de esta generación fue descubierto en 1950 y se conoce como mecanismo de Frank-Read, en honor de sus descubridores. La acción de la fuente de Frank-Read puede ser semejante al proceso de formación de las pompas de jabón con la ayuda de un tubo (ver **fig. 4.1**): al introducir y mojar la punta del tubo en una solución jabonosa, se forma una película fina plana, que cierra el orificio de dicho extremo; con el aumento paulatino de la presión de aire en el interior del tubo, la película comienza a extenderse pasando por las etapas 1, 2, 3, 4, etc.; mientras ella no asuma la forma semicircunferencial (etapa 2), su estado será inestable: al disminuir la presión la película se reduce, tendiendo al estado inicial 1. Después de pasar por la etapa 2, el estado de la pompa cambia: ella puede desarrollarse no sólo a una presión constante, sino inclusive en presencia de una presión que vaya disminuyendo hasta que la pompa, ya formada, se separe definitivamente del extremo del tubo. Seguidamente se forma la segunda pompa, después la tercera y así sucesivamente.

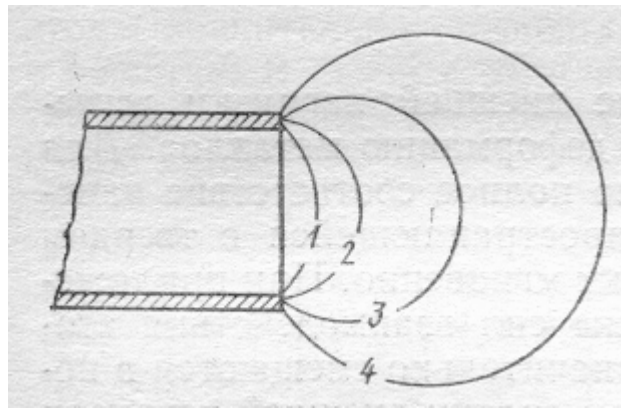


Fig. 4.1. Esquema de formación de las pompas de jabón.

En la **fig. 4.2a** se muestra una dislocación lineal **DD'** situada en el plano de deslizamiento, los puntos **D** y **D'** se encuentran fijados e inmóviles y no participan en el movimiento de la dislocación. Esta sujeción puede ocurrir en los lugares de intersección de la dislocación dada con otras dislocaciones, sobre los átomos de las impurezas, etc. Bajo la acción de la tensión exterior τ la dislocación comienza a encorvarse similar a la película de jabón y en determinado momento asume la forma semicircunferencial (ver **fig. 4.2b**). La encorvadura de la dislocación (como en el caso de las pompas de jabón) puede ocurrir sólo cuando la tensión crece ininterrumpidamente. τ alcanza el valor máximo cuando la dislocación adquiere la forma de una semicircunferencia, debido a lo cual su desarrollo ulterior ocurre espontáneamente mediante la formación de dos espirales (ver **fig. 4.2c**), las cuales, después del encuentro en el punto **c** (ver **fig. 4.2d**) conducen a la

división de la dislocación en dos: una externa en forma de circunferencia exterior (ver **fig. 4.2d**) y de otra interior, que llega a la posición inicial **DD'**.

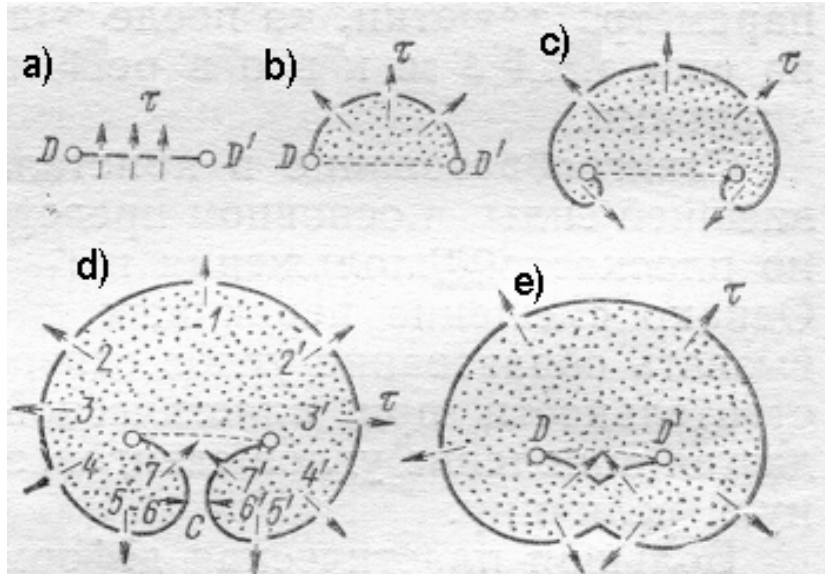


Fig. 4.2. Etapas consecutivas de la acción de la fuente de Frank-Read.

La dislocación externa sobrecrece hasta que alcanza la superficie exterior del cristal, provocando un deslizamiento elemental; mientras que la interior al ocupar la posición inicial **DD'**, bajo la acción de la tensión τ , comienza de nuevo el ciclo ya descrito. Este proceso puede repetirse tantas veces como sea posible, garantizando la aparición en el plano de deslizamiento dado del desplazamiento de una parte del cristal con respecto a la otra. Según datos de varios investigadores, de una **misma fuente** pueden **formarse** hasta **1000 dislocaciones**.

La intensidad de la generación de nuevas dislocaciones depende del nivel de las tensiones aplicadas, así, con su incremento en 1,4 veces se puede observar un aumento de hasta 1 000 veces en la densidad de nuevas dislocaciones.

Las dislocaciones influyen en la densidad de los materiales, en su conductividad eléctrica y térmica, así como en la energía interna y conducen al aumento del volumen, como consecuencia de los efectos de la elasticidad de segundo orden. Los cálculos correspondientes muestran la elongación, que comprende cerca de dos volúmenes en la distancia interatómica en la dislocación. Por las dislocaciones representar en sí una violación de la regularidad de la red cristalina, es que ellas disipan a los electrones y fotones y reducen la conductividad eléctrica y térmica.

4.1.2. Endurecimiento por deformación.

Debido a que la deformación plástica representa en sí el movimiento de las dislocaciones por los planos de deslizamiento con su salida a la superficie

de los cristales, es que el surgimiento de cualquier tipo de obstáculo, capaz de dificultar el movimiento de las dislocaciones, provoca el endurecimiento del policristal.

Entre los referidos obstáculos se encuentran, ante todo, otras dislocaciones, que se encuentran en el cristal, pues para vencer a las fuerzas de repulsión de las dislocaciones de un mismo signo y de los puntos de intersección de las diferentes dislocaciones se requiere un gasto de energía complementaria. Por esta razón es que el aumento del número total de dislocaciones (es decir, el incremento de la densidad de las dislocaciones), a causa de su generación por la fuente de Frank-Read en el proceso de deformación plástica, va acompañado del endurecimiento por deformación.

El endurecimiento por deformación (**acritud**) de los metales, elaborados por corte, cilindrado con rodillos o esferas, bombardeo con perdigones y otros métodos mecánicos de la tecnología endurecedora, en gran medida están basados en el aumento de la densidad de las dislocaciones.

Los obstáculos inmóviles (átomos de las impurezas, fases dispersas y otros defectos puntuales), abarcados por las dislocaciones en movimiento, provocan el aumento de su longitud y un fortalecimiento brusco de las deformaciones de las redes cristalinas, vinculado al gasto del trabajo complementario. En las zonas de vencimiento de tales defectos, crece considerablemente la resistencia al desplazamiento de las dislocaciones, es decir, el metal se endurece. La distribución uniforme de los átomos de las impurezas y la creación de fases dispersas, en la actualidad se logra mediante la aplicación de los métodos de aleación y de tratamientos térmico, termomecánicos y mecánico-térmicos especiales, garantizando un endurecimiento significativo de los metales.

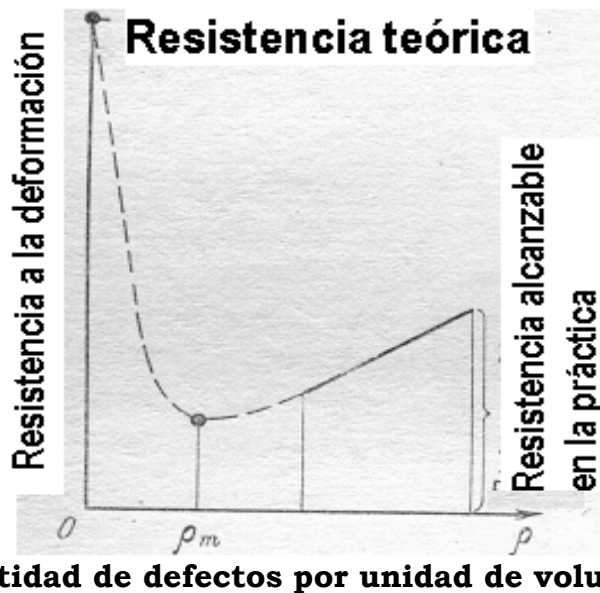


Fig. 4.3. Dependencia de la resistencia a la deformación de la cantidad de defectos en el cristal.

Así, los defectos de las redes ejercen sobre la resistencia de los cristales de la deformación una doble acción: al facilitar la formación de las dislocaciones, ellos debilitan a los cristales, pero por otra parte los endurecen, al obstaculizar el desplazamiento libre de las dislocaciones. En este caso a cierta densidad de las dislocaciones ρ_m le corresponde la menor resistencia del cristal a la deformación (ver **fig. 4.3**). La disminución de ρ en comparación con ρ_m conduce al aumento de la resistencia, pues acerca a la estructura a la ideal. El incremento del número de defectos con respecto a ρ_m también provoca el aumento de la resistencia, como consecuencia del incremento de la resistencia al desplazamiento de las dislocaciones.

Todos los métodos de endurecimiento que se emplean en la actualidad (acritud, aleación, tratamiento térmico y otros) se corresponden con la pendiente suave de la derecha de la curva de la **fig. 4.3**. Significativamente más atractiva resulta la utilización de la pendiente abrupta izquierda de dicha curva, pues responde a la obtención de cristales sin defectos, sin embargo, en tal sentido sólo se han dado los primeros pasos, es decir, sólo se han podido obtener pequeños cristales finos filiformes ("*whiskers*"), que poseen una estructura interna prácticamente ideal; el **espesor** de estos cristales generalmente oscila entre **0,05 y 2,0 μm** y su extensión va desde los **2 o 3 hasta los 10 mm**. Una propiedad significativa de tales cristales lo constituye su exclusivamente elevada resistencia, muy próxima al valor teórico. Así, la resistencia de los cristales filiformes de hierro alcanza valores de 13 360 MPa, 3 000 MPa – los de cobre y 2 250 MPa – los de zinc; mientras que en su estado normal los límites de resistencia de estos metales son equivalentes a los 300 MPa, 260 MPa y 180 MPa, respectivamente. La deformación elástica de los cristales filiformes puede alcanzar varios porcientos, mientras que en los cristales ordinarios ella no rebasa las centésimas de por ciento.

Las fronteras de los granos cristalinos, las fronteras de los bloques del mosaico y las inclusiones aisladas elevan, particularmente de una forma, la resistencia al desplazamiento de las dislocaciones. Para vencer estos obstáculos se requiere de la aplicación de tensiones externas más elevadas, es por esta causa que la creación de microestructuras de granos finos en el metal y la trituración de los bloques cristalinos, que en muchos casos acompañan a la deformación plástica, provocan su endurecimiento por deformación.

Los cálculos muestran, que con la reducción de las dimensiones de los granos de las redes cristalinas hasta 1 μm (lo que en un principio se puede efectuar mediante los tratamientos termomecánico y mecánico-térmico), resulta posible elevar en tres veces el límite de fluencia de varias aleaciones hierro-carbono.

4.1.3. Tensiones residuales.

Los materiales metálicos se deforman plásticamente bajo la acción de tensiones que rebasan su límite de elasticidad, que al propio tiempo se eleva

como resultado de dicha acción, además de provocar cambios en otras propiedades físicas y físico-químicas.

Si se representa como **A** al trabajo de la deformación y como **Q** al calor que se desprende del cuerpo durante el proceso, entonces, como demuestra la experiencia práctica, en el caso de la deformación plástica **A > Q**, lo que implica que parte del trabajo de la deformación se queda dentro del cuerpo y se consume en la elevación de su energía interna. Al sobrante de energía del cuerpo deformado con respecto al estado inicial ($\Delta U = A - Q$) se la denomina **energía de las tensiones residuales**.

Con el incremento de del grado de deformación plástica, se eleva la energía interna del metal, se deforma su estructura cristalina y cambian sus propiedades: el metal se endurece, se reduce su estabilidad ante la corrosión, se incrementa la velocidad de difusión y de las transformaciones fásicas, disminuye su densidad y se acentúa la anisotropía de sus propiedades (debido a que se favorece la orientación de los cristales, de su textura).

Durante el tratamiento térmico, la elaboración por corte y otros procesos tecnológicos en los artículos pueden surgir tensiones internas, que se equilibran mutuamente en el interior del cuerpo. En la mayoría de los casos estas tensiones parcial o totalmente se mantienen dentro del metal una vez culminado el proceso tecnológico, por eso se denominan **tensiones residuales**.

El surgimiento de las tensiones residuales está asociado a los cambios de muchas propiedades físico – químicas y físico – mecánicas de los materiales, condicionadas por las particularidades de cada proceso tecnológico de fabricación de las piezas, por esta razón dichos procesos deben ser diseñados de forma tal que las tensiones residuales que surjan en las capas superficiales garanticen la fiabilidad del trabajo de los artículos en condiciones de explotación.

Una de las clasificaciones más aceptadas de las tensiones residuales es la de Davidienkov. N.N., acorde a la cual existen tres géneros de tensiones, que se diferencian entre sí por el volumen donde se equilibran:

1. **Tensiones de primer género (macroscópicas, zonales o tecnológicas)**: se equilibran en el volumen de todo el cuerpo. Estas tensiones están orientadas en correspondencia con la forma del artículo. En presencia de ellas, la separación de cualquier parte de la pieza conduce a la ruptura del equilibrio entre el resto de las partes, lo que en muchos casos provoca deformaciones (alabeos, distorsiones) del artículo. Además, pueden ser perjudiciales (las de tracción) o beneficiosas (generalmente las de compresión).
2. **Tensiones de segundo género (microscópicas o cristalíticas)**: se equilibran en el volumen de algunos cristales o bloques. Estas tensiones pueden o no estar orientadas (en dirección al esfuerzo que produjo la deformación plástica).
3. **Tensiones de tercer género (deformaciones estáticas de la red cristalina)**: se equilibran en los límites de pequeños grupos de átomos. En los metales deformados ellas se equilibran en los grupos

de átomos que se encuentran cercanos a la frontera de los granos, a los planos de deslizamiento, etc. Las deformaciones pueden estar relacionadas con la presencia de dislocaciones. El desplazamiento de los átomos de las posiciones ideales puede surgir también en los cristales de las soluciones sólidas debido a la diferencia entre las dimensiones de los átomos y a la interrelación química entre los átomos del mismo género y de géneros diferentes, que componen la solución.

En presencia de las tensiones residuales de II y III géneros, la separación de una parte del cuerpo no conduce a una redistribución de las tensiones y por lo tanto el cuerpo no se deforma. Estas tensiones pueden ser beneficiosas, con su presencia se relaciona el endurecimiento de los metales.

Las tensiones de diferentes géneros conducen a diferentes efectos en los roentgenogramas y en los difractogramas, lo que permite aplicar estos métodos en el estudio de dichas tensiones.

Las tensiones residuales de primer género provocan el desplazamiento de las líneas interferenciales, que especialmente se detecta bajo grandes ángulos de Bragg, mientras que las de segundo género conducen al ensanchamiento de dichas líneas y las de tercer género a su estrechamiento y al crecimiento del fondo de la difusión.

4.2. Deformaciones de las redes cristalinas (tensiones residuales de tercer género).

EL endurecimiento por deformación del metal, debido a su propia deformación plástica, en gran medida depende del estado tensional en que se encuentre en las zonas sub-microscópicas (en los volúmenes de las redes cristalinas) y microscópicas.

Al realizarse la deformación plástica se gasta energía, del 75 al 90 % de la cual se convierte irreversiblemente en calor, mientras que del 10 al 15 % (y cuando la aplicación de la fuerza es dinámica: hasta el 25 %) se absorbe por la red cristalina. La energía absorbida por el metal lo saca de su estado estable (sin endurecimiento) y lo conduce a un estado inestable (al endurecimiento). En este caso, toda la energía acumulada en el metal (el 99,9 %), se conserva en el mismo en forma de deformaciones de la red cristalina, que tiene las mismas escalas que las dimensiones atómicas (por la clasificación del Académico N. N. Davidienkov se denominan **tensiones de tercer género**). Las tensiones de tercer género revelan su acción a escala de 10^{-6} a 10^{-7} mm, es decir en dominios formados sólo por varios núcleos cristalinos elementales.

Las tensiones de las redes cristalinas se forman alrededor de las dislocaciones y en las dislocaciones rectilíneas van disminuyendo proporcionalmente a la distancia desde la línea de la dislocación. A la distancia de $1 \mu\text{m}$ de ella la tensión es aproximadamente igual al límite de fluencia del metal en estado de recocido. Los átomos intersticiales constituyen otra fuente de tensiones de tercer género, que abarca una zona

de menor orden que la de las dislocaciones. En dependencia de sus dimensiones, resultan posible tanto la tracción, como las compresiones de la red, que crean campos de fuerza, que a su vez se difunden en todas direcciones a aproximadamente la misma distancia.

Las tensiones vinculadas con la deformación plástica son varias veces mayores que las tensiones nominales medias, determinadas durante los cálculos ingenieriles; esto es debido a que la presión de la dislocación cabecera sobre la barrera es en n veces superior a la tensión que se aplica desde el exterior, siendo n el número de dislocaciones frenadas o retenidas en la fila de átomos dada.

Las tensiones residuales de tercer género (las deformaciones de las redes cristalinas) se determinan por cálculos teóricos o mediante investigaciones experimentales por medio de rayos X y por otros métodos; ellas generalmente se caracterizan por:

- la densidad de las dislocaciones ρ (en cm^{-2}),
- el grado de deformación de la red cristalina I_{310} / I_i ,
- el cambio del parámetro de la red $\Delta a/a$,
- el grado de trituración de los bloques cristalinos.

La densidad de las dislocaciones, al igual que la posición de las dislocaciones, también se puede determinar a través del número de manchas (que quedan en las superficies de las piezas plásticamente deformadas y sometidas a un ataque químico) por unidad de área.

El grado de deformación de la red cristalina se determina por la relación de la intensidad integral del oscurecimiento (del área bajo el pico en el difractograma) del reflejo 310 (I_{310}) con la intensidad de la interferencia I_i en los límites angulares de este reflejo (restándole las interferencias cósmica y del aparato medidor), es decir, por la relación I_{310} / I_i . Al aumentar el grado de deformación de la red cristalina, el valor de esta relación se reduce, por eso durante la realización de ciertas investigaciones (en particular, las investigaciones tecnológicas sobre la influencia de los regímenes de la elaboración mecánica sobre el endurecimiento por deformación del metal, cuando al mismo tiempo son fijados los cambios y otras características del metal, tales como la microdureza, el ancho de las líneas de difracción, etc.) resulta más conveniente utilizar la magnitud inversa, es decir, I_i / I_{310} , debido a que, en este caso, con el incremento del grado de deformación de la red cristalina y por tanto con el aumento del grado de endurecimiento, esta magnitud crece.

Los métodos actuales de investigación (la microscopía electrónica de las réplicas metálicas y la difracción por rayos X) permiten observar directamente la traslación de algunas dislocaciones en la réplica y fotografiar su posición en el cristal.

El incremento del grado de deformación de la red cristalina, la disminución del parámetro de la red y el aumento de la densidad de las dislocaciones, generalmente van acompañados por la elevación del grado del

endurecimiento por deformación; por lo que a menudo se emplean como criterio para su evaluación.

La aparición en la industria radiotécnica de tecnologías para elaboración ultraprecisa del cobre, aluminio, níquel y otros metales no ferrosos, que garantizan el logro de exactitudes en el orden de $0,1 \mu\text{m}$, con una rugosidad superficial de $0,01\mu\text{m}$, hacen imprescindibles el análisis de los procesos de deformación del metal en el nivel sub-microscópico. Las magnitudes señaladas son inferiores a las dimensiones de las líneas de deslizamiento de las impurezas y de los cristales, por eso las dimensiones de los últimos y los defectos de la estructura influyen directamente sobre el desarrollo del proceso de elaboración y la exactitud alcanzada. Al alcanzar las dimensiones de los granos de los carburos en las herramientas metalocerámicas los $0,2 \mu\text{m}$, éstas no pueden ser empleadas en la elaboración ultraprecisa y se sustituyen por herramientas de diamantes naturales. Existen datos, donde se plantea que durante el arranque de una capa de $1\mu\text{m}$ de espesor de aluminio puro con una cuchilla de diamante a una velocidad de 130 m/min , se pueden observar dos formas de rotura del metal: la rotura relacionada con unión desmedida de las dislocaciones y la rotura vinculada con la deformación por cizallamiento. Esto demuestra que el carácter de la rotura influye sustancialmente sobre la rugosidad de la superficie elaborada.

Debido a que la elaboración por corte conduce a la aparición en las capas superficiales de una gran cantidad de defectos de la estructura, que a su vez reducen considerablemente la resistencia de los metales, es que la elaboración ultraprecisa debe realizarse bajo condiciones, durante las cuales las tensiones de cizallamiento se distribuyan en zonas inferiores al intervalo de las dislocaciones; lo que permite conservar una estructura sin defectos en el metal que se elabora.

4.3. Enfoque microscópico de la deformación plástica.

4.3.1. Líneas y paquetes de deslizamiento.

La deformación plástica de los cristales, que se observa bajo el microscopio, se revela en forma de desplazamientos por los planos cristalográficos (planos de desplazamiento) y se caracteriza por la distribución más compacta de los átomos.

Los desplazamientos en forma de barras de deslizamiento constituyen el resultado del encuentro de una gran cantidad de dislocaciones de idénticas en los planos de deslizamiento, ubicados cercanos entre sí (ver **fig. 4.4**). En presencia de la deformación las dislocaciones lineales se mueven por múltiples líneas paralelas que forman los paquetes de deslizamiento.

En los metales y aleaciones policristalinas, las fronteras de los granos constituyen el obstáculo principal, delante el cual las dislocaciones se acumulan. En las aleaciones, las fronteras de los granos de la segunda fase representan una barrera tan resistente, que las dislocaciones no pueden

sobrepasar, sin embargo la presión que ejercen las dislocaciones acumuladas sobre la capa fronteriza es tan grande, que por su otra parte (en otro grano) puede excitarse una nueva fuente de formación de dislocaciones; microscópicamente, esto es equivalente a la difusión del desplazamiento en el grano vecino.

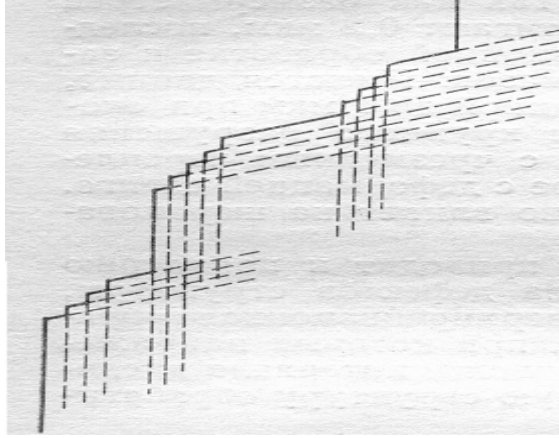


Fig. 4.4. Formación de los paquetes de deslizamiento durante el movimiento de las dislocaciones lineales.

En este caso, cuando los grados de deformación son pequeños, en los metales policristalinos siempre se encuentran presentes granos casi sin líneas de deslizamiento, al propio tiempo que en otros granos ya existen muchas de estas líneas.

El desplazamiento en el cristal siempre va acompañado de su giro, como resultado del cual los planos actuantes y sus direcciones alcanzan una orientación paralela al eje principal de la deformación.

La retención de las dislocaciones en movimiento ante cualquier obstáculo puede provocar el giro y alabeo de la red cristalina, que a su vez provoca el alabeo correspondiente de la superficie de deslizamiento.

Durante la deformación plástica, a lo largo de los planos de deslizamiento, la red del metal se descompone en bloques de diferentes tamaños, que se encuentran girados unos con respecto a otros bajo ángulos muy pequeños (forman los bloques del mosaico).

4.3.2. Tensiones cristalíticas (tensiones residuales de segundo género).

Estas tensiones se equilibran en los límites de cada grano del policristal, formados por diferentes bloques del mosaico o por cristalitos distintamente orientados con una correcta estructura de la red atómica.

La deformación plástica del policristal, que tiene lugar de manera no homogénea en los diferentes cristalitos, provoca la aparición de las tensiones cristalíticas por las siguientes causas:

- ◆ Muchos de los cristalitos que forman parte de los granos cristalográficos poseen distintos valores del módulo de elasticidad.
- ◆ La capacidad de deformación de un mismo cristalito es diferente por distintos ejes cristalográficos.

La capacidad de deformación se determina por los valores de los módulos de elasticidad de primer y segundo géneros (**E** y **G**), que en los cristales metálicos varía significativamente, en dependencia de las direcciones cristalográficas. Así, por ejemplo, la relación entre los valores máximo y mínimo de los módulos de elasticidad se caracterizan por las siguientes cifras:

	E	G
Hierro- α	2,14	1,94
Aluminio	1,20	1,16
Cobre	2,85	2,48
Zinc	3,55	1,78

Por lo antes expuesto, inclusive durante una distribución uniforme en los granos cristalinos de los cristallitos homogéneos, los diferentes granos varían valores de los módulos de elasticidad, en dependencia de las direcciones. Debido a que como consecuencia de los enlaces entre los diferentes elementos ocurre su deformación conjunta, es que en ellos las tensiones no serán iguales. La deformación plástica de los policristales se distribuye en los microvolúmenes irregularmente (inclusive en presencia de un campo homogéneo de tensiones). En este caso el grado de irregularidad alcanza del 400 al 500 %, además, resulta posible hasta el cambio de signo de la deformación; esto trae como consecuencia que si en determinados cristallitos tiene lugar la deformación plástica, entonces durante el proceso de descarga alrededor de los mismos surgen zonas de tensiones residuales de segundo género.

Las tensiones residuales de segundo género surgen también durante las transformaciones fásicas de los metales, que provocan el cambio de volumen en ciertos cristallitos. Las tensiones entre los diferentes (por su estado fásico) cristallitos, surgen independientemente de la orientación de estos últimos, sea ordenada o desordenada. En la perlita, las tensiones de esta procedencia son del orden de los 75 MPa.

En el acero de bajo contenido de carbono templado se han detectado tensiones de segundo género en el orden de los 500 a 600 MPa, mientras que en los altamente aleados alcanzan valores de hasta 1 600 MPa.

En las investigaciones experimentales el valor de las tensiones cristalíticas frecuentemente se determina mediante la comparación del ancho de las líneas de los roentgenogramas, tomados de probetas tensionadas (por ejemplo, de las plásticamente deformadas) y de las probetas no tensionadas (después del recocido). Con la aparición e incremento de las tensiones cristalíticas el ancho de las líneas de los roentgenogramas aumenta.

Es conveniente aclarar que el ensanchamiento de las líneas de los roentgenogramas es provocado no sólo por la aparición de las tensiones cristalíticas, sino también por el fraccionamiento de los cristallitos, inclusive esto último ejerce una mayor influencia en el ensanchamiento de las líneas. Cuando existe necesidad de estudiar separadamente la influencia de estos dos diferentes factores sobre el ensanchamiento de las líneas, resulta posible

separarlos y calcular aparte las dimensiones de los cristalitas y los valores de las tensiones cristalíticas.

Por estar ambos fenómenos normalmente acompañados por el endurecimiento del metal de las capas superficiales, es que en la práctica de las investigaciones tecnológicas con frecuencia se utiliza el cambio de las anchuras de las líneas roentgenológicas en calidad de síntoma e inclusive de criterio del endurecimiento por deformación (**fig. 4.5**).

Las tensiones residuales de segundo género se equilibran en el volumen del grano cristalino, es decir en el dominio microscópico; así como las tensiones residuales de tercer género (que como ya se analizó se equilibran en el dominio submicroscópico), en la literatura científico-técnica, con bastante frecuencia se caracterizan con el término común de **tensiones microscópicas**.

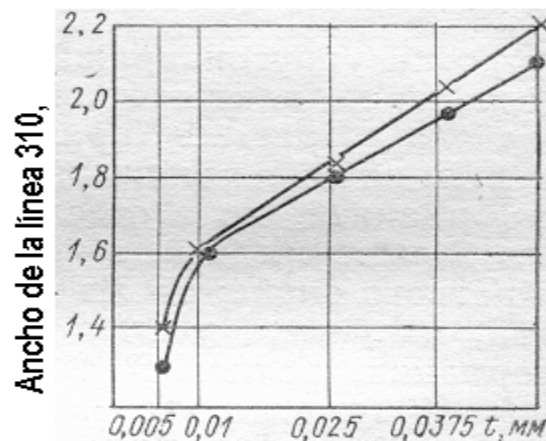


Fig. 4.5. Dependencia del ancho de la línea del roentgenograma de la profundidad del rectificado del hierro técnico a una velocidad de rotación de la probeta de 39 m/min y un avance longitudinal de 1000 mm /min.

4.4. Enfoque macroscópico de la deformación plástica.

4.4.1. Deformación de los granos cristalinos.

Durante la deformación plástica ocurre el cambio de las formas de las piezas brutas, así como también de la forma y orientación recíproca de los granos cristalinos, de los cuales está compuesto el metal que se deforma. En presencia de la elaboración por corte en las capas superficiales tienen lugar la trituración, giro y alargamiento de los granos en dirección de la fuerza deformadora y la formación de la textura de la deformación, que le da a la estructura un aspecto fibroso.

Al generarse en los cristales más débiles o menos adecuados, la deformación va abarcando mayor y mayor zona; los "islotos" formados por los granos tensados elásticamente se van reduciendo paulatinamente. Al irse incrementando la deformación plástica su grado de heterogeneidad, al inicio crece (aproximadamente hasta una deformación total de un 20 a 30 %) y

después comienza a reducirse. Aunque predominan los volúmenes con una deformación media, en algunos sectores ella es de cuatro a cinco veces superior a ésta e inclusive en algunas zonas se pueden obtener deformaciones de signos contrarios; lo mismo se observa en los límites de un mismo grano. Así, por ejemplo, en los aceros con 0,15 a 0,26 % de carbono; con una deformación media de 66 %, en algunos granos ella varía desde - 55 % (compresión) hasta +175 % (tracción).

4.4.2. Macrotensiones (tensiones residuales de primer género).

Como resultado de: la deformación plástica desigual de las capas superficiales de los metales durante la elaboración mecánica, las transformaciones físicas, los cambios desiguales del volumen específico en sus diferentes zonas y como consecuencia de las acciones térmicas, en dichas capas se forman las **tensiones residuales macroscópicas (tensiones residuales de primer género o tecnológicas)** que se equilibran en los límites de los dominios, cuyas dimensiones son del mismo orden que las dimensiones del cuerpo en cuestión. Ellas son provocadas por la heterogeneidad de los campos de fuerza, temperatura o materiales dentro del cuerpo (en dependencia de la naturaleza de las tensiones) y generalmente se determinan por el valor de la deformación de los elementos que se cortan de la probeta a ensayar o por el desplazamiento de la posición del reflejo máximo por el método de ensayos por rayos - X (las tensiones residuales de primer género provocan el desplazamiento de las líneas interferenciales, que especialmente se detecta bajo grandes ángulos de Bragg).

El siguiente **ejemplo** sencillo ilustra el **surgimiento** de las **tensiones residuales** de primer género durante la **deformación plástica desigual** en las diferentes zonas de un metal (**fig. 4.6**): Imaginemos que una barra de metal es laminada entre dos rodillos en forma de tonel, cuyo diámetro es por la región central mayor que por los extremos. Las capas centrales de la barra reciben mayor compresión que las extremas. Si la pieza estuviera compuesta por un conjunto de bandas, entonces cada una de ellas recibiría el estirado en correspondencia con su compresión inicial, es decir, las bandas centrales deberían estirarse más que las extremas. Empero, la barra de metal es un cuerpo monolítico, en el cual las capas centrales y extremas no pueden ser estiradas aisladamente unas de otras a diferente longitud. Es por ello que las capas centrales, que tienden a estirarse más, recibirán una influencia retardadora de las capas extremas y al final quedarán sin estirarse totalmente; dicho de otra forma: en las capas centrales surgen tensiones residuales de compresión. Por el contrario, las capas extremas quedarán estiradas a un valor superior al que se determina a partir de su compresión, a causa de la acción de las capas centrales. Esto explica la aparición de las tensiones residuales de tracción en las capas extremas. Las tensiones de diferentes signos se equilibran mutuamente dentro de la barra y se conservan en el metal después del proceso de laminado.

El volumen específico varía durante: la contracción y dilatación térmicas; la cristalización de los metales y aleaciones fundidos; las transformaciones fásicas en estado sólido y los cambios de la composición química de las capas superficiales. Si los procesos enumerados transcurrieran a un mismo tiempo y a un mismo grado por todo el volumen del cuerpo, entonces las tensiones residuales tecnológicas no surgirían. Mas, durante el calentamiento y enfriamiento siempre existe un gradiente de temperatura por toda la sección del cuerpo y por ello los cambios del volumen específico indicados en los diferentes puntos no son iguales, como resultado de lo cual surgen las tensiones residuales.



Fig. 4.6. Surgimiento de las tensiones residuales en la barra producto de la compresión desigual de las capas centrales y extremas durante el laminado en rodillos en forma de barriletes: 1- la barra antes de laminado; 2- la barra después del laminado capa central de la barra en el caso del estirado libre (sin interacción con las capas vecinas).

Existen tensiones residuales **térmicas** y **fásicas (estructurales)**, las cuales surgen, correspondientemente, como resultado de las contracciones o dilataciones térmicas y de las transformaciones fásicas en estado sólido. Las tensiones residuales tecnológicas pueden surgir prácticamente durante cualquier tipo de proceso de fabricación, inclusive una misma operación tecnológica puede conducir a la creación de diferentes tipos (por su naturaleza). Por ejemplo: durante la conformación por presión en caliente, además de las tensiones que se forman producto de la deformación plástica heterogénea, pueden surgir tensiones térmicas, así como fásicas, si la aleación que se deforma en caliente se enfría aceleradamente y en ellas transcurre alguna transformación fásica. En los procesos de fundición, soldadura y temple surgen tensiones térmicas y fásicas. Las diferentes, por su origen, tensiones residuales se suman algebraicamente y con frecuencia dan gráficos muy complejos.

En correspondencia con la denominación del proceso tecnológico se distinguen las **tensiones residuales** de **soldadura**, de **fundición**, de **temple**, de **rectificado** y otras. Las tensiones residuales se manifiestan sobre el comportamiento de los artículos durante su confección, explotación e inclusive durante su almacenamiento. Las tensiones residuales de primer género surgen cuando se realiza un calentamiento o enfriamiento no homogéneos (por ejemplo durante la soldadura y el corte con antorcha), en el proceso de laminado en frío o en las correcciones de las piezas acabadas,

como resultado de las transformaciones estructurales, durante los procesos químico y mecánico de elaboración de superficies (torneado, rectificado, pulido, etc.), así como durante la aplicación de recubrimientos electrolíticos.

Las macrotensiones residuales se desarrollan, en la inmensa mayoría de los casos particulares, cuando el grado de deformación plástica no es homogéneo por toda la sección transversal del metal que se deforma. Cuando se retira la carga externa que provoca la deformación, la zona del metal más traccionada y que sufrió la deformación plástica, no le permite a las otras vecinas regresar completamente a su estado inicial después de la tracción elástica, a la cual ella fue sometida inicialmente, lo que trae como resultado que en ambas zonas surjan tensiones residuales de signos diferentes. La zona que inicialmente fue la más traccionada se encuentra en estado de compresión residual, mientras que la ligada a ella se encuentra en estado de tracción.

Las tensiones residuales pueden provocar una alteración en la forma de los artículos (alabeo) y un cambio en sus dimensiones durante su proceso de fabricación, explotación y almacenamiento. El alabeo surge como resultado de las deformaciones de flexión y torsión, que se ponen de manifiesto al romperse el equilibrio de las fuerzas internas y momentos. Sobre todo se revelan alabeos zonales y fuertes durante la elaboración por corte, pues el arranque de las capas de metal viola el equilibrio de las tensiones residuales. Por ejemplo, si de la barra de la **fig. 4.6** se corta de un extremo una capa, en la cual actúan tensiones de tracción, entonces la barra se encorvaría en el plano de la figura, debido a la ruptura del equilibrio de las tensiones residuales de tracción y compresión.

El cambio espontáneo de las dimensiones y el alabeo durante el almacenamiento de los artículos está basado en la redistribución paulatina de las tensiones residuales durante su relajamiento. La velocidad de relajamiento (reducción) de las tensiones depende del nivel de partida: mientras más elevado es éste, más rápido transcurre el proceso. Debido a que en las diferentes zonas de la sección del artículo, el valor de las tensiones residuales es diferente, es que producto de velocidad desigual de su relajamiento, a temperatura ambiente se rompe el equilibrio inicial de las fuerzas y momentos internos, por lo que las tensiones residuales se redistribuyen y se establece un nuevo estado de equilibrio. El valor del alabeo es mayor, mientras mayor sea la diferencia en el grado de relajamiento de las tensiones residuales en las diferentes zonas de la sección y mientras menor sea la rigidez del artículo a la flexión. En ocasiones, después del ensamble de las máquinas herramientas surgen juegos o aprietos inadmisibles en las piezas acopladas, al encorvarse unas con respecto a las otras por la causa antes expuesta.

Al sumarse algebraicamente con las tensiones de trabajo, las tensiones residuales pueden incrementar a éstas o debilitarlas.

Por regla general, las tensiones residuales de primer género más peligrosas son las de tracción, pues al sumarse con las de tracción de las cargas exteriores pueden provocar la ruptura frágil del metal, su alabeo, el aumento

de la posibilidad del agrietamiento corrosivo, aunque estas cargas sean pequeñas. Sobre todo resultan peligrosas las tensiones residuales de tracción durante el estado tensional de tracción triaxial: como es conocido el estado tensional de tracción triaxial es el más rígido debido a que las tensiones tangenciales, que son las que provocan la fluencia plástica, son demasiado pequeñas o iguales a cero, por lo que se crean las condiciones favorables para la ruptura frágil. Las tensiones residuales, también resultan, en particular peligrosas, en los artículos de aleaciones de baja plasticidad y en aquéllos, que se vuelven frágiles con la reducción de la temperatura.

En presencia de grandes tensiones residuales la destrucción frecuentemente ocurre al actuar cargas significativamente pequeñas (sobre todo de impacto). Así, por ejemplo, las grietas en los lingotes de acero pueden surgir durante su limpieza con martillos neumáticos e inclusive por las corrientes de aire frío (al sumarse las tensiones térmicas a las residuales). Los grandes lingotes obtenidos mediante la colada semicontinua de aleaciones de aluminio de baja plasticidad, después de cierto tiempo de finalizar la colada pueden destruirse como consecuencia de pequeñas sacudidas casuales o golpes; la energía elástica que se libera es tan grande, que una parte del lingote, con un peso en el orden de los cientos de kilogramos, con un fuerte crujido se separa a una distancia de varios metros.

Las macrotensiones residuales de tracción en las construcciones soldadas, a veces, conducen a averías muy serias. La destrucción de puentes soldados y de buques totalmente soldados, frecuentemente está vinculada a la aparición de grandes tensiones residuales, cercanas a la de rotura. El problema de las tensiones residuales en las construcciones soldadas comenzó a llamar la atención después que varios buques totalmente soldados se partieron a la mitad navegando o varados.

Las tensiones residuales de tracción en las capas superficiales son particularmente peligrosas para las piezas que trabajan bajo cargas variables, pues estas tensiones facilitan la destrucción por fatiga (se debe recordar que la grieta que provoca la fatiga nace en la superficie del artículo).

La acción dañina de las tensiones residuales también se expresa en el aumento de la actividad química general del metal. Particularmente resulta perjudicial el reforzamiento de la corrosión intercrystalina bajo la acción de las tensiones residuales de tracción (el agrietamiento temporero del latón, constituye un ejemplo fehaciente de lo expuesto).

Al crear tensiones residuales controladas, que se restan de las tensiones de trabajo, se pueden elevar las propiedades de explotación del metal; es por ello que con una frecuencia cada vez mayor en las capas superficiales de los artículos se crean tensiones residuales de compresión, mediante el empleo de los métodos de deformación plástica superficial, la metalización por difusión y otros tratamientos superficiales

Estas tensiones, si son de compresión, pueden incrementar el límite de fatiga de los artículos. El control de las tensiones de primer género tiene una gran importancia práctica, ya que permite elevar considerablemente la

seguridad de las instalaciones, máquinas y mecanismos, durante su explotación.

El valor de las macrotensiones residuales se determina, ante todo, por la densidad de las dislocaciones de un mismo género. El signo de estas tensiones depende del carácter de la distribución de las dislocaciones de un mismo género con respecto a la superficie de las piezas. Las macrotensiones de compresión surgen en el caso de que exista en la superficie una distribución predominante de un conjunto de dislocaciones positivas en los planos de deslizamiento paralelos. Si la distribución predominante en la superficie es de dislocaciones negativas, entonces las macrotensiones son de tracción.

La presencia de un exceso de dislocaciones de un mismo signo se determina no sólo por el esquema de la deformación, sino también por la temperatura a la cual se realiza la deformación y por la composición de la aleación, que determina a su vez la tendencia al deslizamiento transversal.

Las tensiones residuales de primer género penetran aproximadamente a la misma profundidad que la acritud en las capas superficiales.

En el metal con tensiones residuales existen zonas de deformaciones elásticas de diferentes signos. Si se corta el artículo e inclusive, en algunos casos, se ataca químicamente, desde sus capas superficiales, entonces resulta posible la extracción de las macrotensiones. En la medición de las deformaciones elásticas que surgen bajo estas circunstancias están basados los métodos mecánicos para la determinación del valor y signo de las tensiones residuales (por ejemplo, se calculan a partir de las deformaciones).

Para el **estudio** de las **macrotensiones residuales** ampliamente se emplean los **métodos mecánicos**, que están asociados con la destrucción total o parcial de los artículos. Durante la investigación por este método se le da seguimiento a la deformación que éstos van sufriendo después de su corte. Sin embargo, los resultados obtenidos dependen en gran medida del método de corte y de la forma de las piezas.

Los **métodos por rayos X**, para determinar las tensiones residuales de primer género, se fundamentan en la medición exacta de los períodos de las redes cristalinas; las investigaciones se ejecutan sin necesidad de destruir las piezas y las tensiones se miden en capas superficiales muy finas de metal. El método permite obtener evidencias sólo de los estados tensionales, en los que los cristales se encuentren orientados de una forma determinada, mientras que los métodos mecánicos permiten obtener los valores medios de las deformaciones para todos los granos del metal; es por esta razón que los resultados obtenidos por uno y otro método no siempre coinciden.

Los **métodos por rayos X** permiten determinar las tensiones en áreas muy pequeñas y por lo tanto establecer, a partir de ahí, la distribución de las tensiones por toda la probeta. Mediante la aplicación de estos métodos resulta posible el análisis de estados tensionales, tanto lineales (monoaxiales), como planos (biaxiales). Estos métodos sólo dan la posibilidad de, por el cambio relativo de la distancia interplanaria, valorar las macrotensiones residuales únicamente en las capas superficiales; por esta

razón siempre se puede esperar que las tensiones residuales no controladas durante la conformación por presión, la fundición, el temple, la soldadura y otros puedan empeorar las propiedades del metal y llegar a ser peligrosas durante la fabricación y explotación de los artículos. En sentido general es deseable total o aunque sea parcialmente eliminar las tensiones residuales no controladas.

4.4.2.1. Determinación de las tensiones residuales de primer género con la ayuda del difractómetro.

Para la medición de las tensiones de primer género se puede emplear el difractómetro, el cual debe tener un soporte para la probeta, que le de a ésta la posibilidad de rotar cerca del eje del goniómetro, independientemente de la traslación del contador.

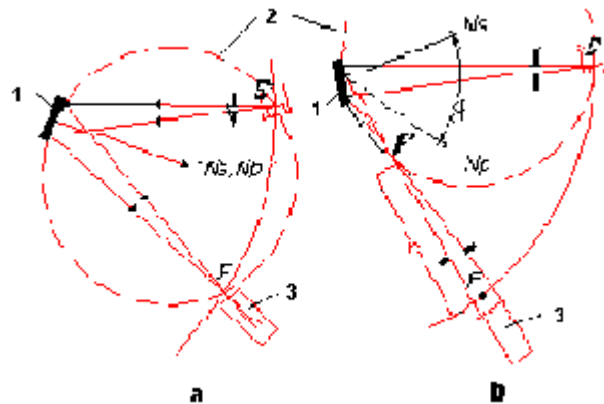


Fig. 4.7. Esquema de funcionamiento del difractómetro.

En la **fig. 4.7** se presentan los esquemas de medición de las macrotensiones residuales con la ayuda del difractómetro. En el primer caso, es decir, cuando $\Psi=0$ (**fig. 4.7a**), la normal a la superficie de la probeta N_s coincide con la normal al plano de reflexión N_p . El haz que se desata del foco del tubo de rayos X S , al difractarse sobre la probeta se enfoca dentro del círculo focal en el punto F . Independientemente de que el haz primario cae sobre la superficie de la probeta a un ángulo Ψ y no a 90° , como en el método fotográfico de la toma inversa, las mediciones que se ejecutan en esta posición de la probeta, se corresponden con la toma perpendicular del método fotográfico, con la excepción de que los planos que se reflejan se encuentran rigurosamente paralelos a la superficie de la probeta, siendo lo correcto a partir del principio de enfoque de Bragg-Brentano y entonces las tensiones se miden según la normal a la superficie.

En la toma inclinada (**fig. 4.7 b**), la probeta se gira a un ángulo Ψ . Debido a que el círculo focal siempre está en contacto con la superficie de la probeta es que el giro de esta última cambia la posición y el radio del círculo focal,

por eso en el segundo caso los rayos difraccionales se enfocan en el punto \mathbf{F}' , ubicado a la distancia \mathbf{r} del punto \mathbf{F} . Si \mathbf{R} es el radio del círculo del difractómetro, entonces se puede demostrar que:

$$\mathbf{r}/\mathbf{R} = 1 - \{\cos[\Psi + (90^\circ - \vartheta)]/\cos[\Psi - (90^\circ - \vartheta)]\} \quad (4.1)$$

Cuando $\Psi = 45^\circ$: $\mathbf{r}/\mathbf{R} = 0,30$ para $\vartheta = 80^\circ$ y $0,53$ para $\vartheta = 70^\circ$. Si $\Psi \neq 0$, entonces \mathbf{F}' se encuentra entre \mathbf{F} (posición normal del contador) y la probeta. Si la mirilla medidora se deja en el punto \mathbf{F} en la posición girada de la probeta, entonces la intensidad registrada es muy pequeña. Se podría colocar en el punto \mathbf{F} una abertura ancha de la mirilla y una estrecha en el punto \mathbf{F}' o colocar una abertura estrecha en \mathbf{F}' y posicionar el contador directamente tras esta abertura. De esta forma, teóricamente se hace necesario utilizar distintas aberturas de la mirilla durante la toma con ángulos de inclinación de la probeta $\Psi = 0$ y $\Psi = 45^\circ$. En la práctica se evitan las traslaciones de la mirilla para ambas tomas, para ello se busca un consenso entre la altura deseada de la intensidad del rayo difraccional y la resolución: la abertura estrecha de la mirilla se ubica en cierto punto intermedio entre \mathbf{F}' y \mathbf{F} , para el cual se obtienen resultados satisfactorios; esta abertura se mantiene en su lugar durante ambas tomas.

Debido a que el ángulo 2ϑ se mide directamente con la ayuda del difractómetro, es que resulta más conveniente expresar la fórmula para la determinación de las tensiones residuales σ_φ mediante la magnitud 2ϑ .

Diferenciando la fórmula de Wolf-Bragg se obtiene:

$$\Delta d/d = -\text{ctg } \vartheta \Delta(2\vartheta)/2 \quad (4.2)$$

Según la Ley de Hooke para el estado tensional plano, se puede escribir:

$$\sigma_\varphi = [E/(1 + \nu)][1/\text{sen}^2 \Psi][(d_{\varphi, \psi} - d_\perp)/d_\perp]. \quad (4.3)$$

De las expresiones (2) y (3) finalmente se obtiene:

$$\sigma_\varphi = [E \text{ctg} \vartheta (2\vartheta_0 - 2\vartheta_\psi)]/2(1 + \nu) \text{sen}^2 \Psi, \quad (4.4)$$

siendo $2\vartheta_0$ el valor observado del ángulo de Bragg cuando $\Psi = 0$; $2\vartheta_\psi$ el ángulo de Bragg en la toma inclinada a un ángulo $\Psi = 45^\circ$.

La determinación de las tensiones mediante la utilización del registro iónico se realiza de la siguiente forma:

1. Hallazgo de la posición óptima de la mirilla del contador.
2. Con la probeta inmóvil, girada a un ángulo ϑ , por medio de la rotación del contador: se determina la posición del máximo de la intensidad, el cual se corresponde con el ángulo ϑ_0 .

3. Con la pieza girada a un ángulo Ψ y desplazando el contador, se determina el máximo de la intensidad, que se corresponde con el ángulo ϑ_{Ψ} .
4. Cálculo del valor de las tensiones σ_{ϕ} a partir de la relación (4.4).

La precisión de la medición de las tensiones, con la aplicación de este método es significativamente mayor que cuando se utiliza el método fotográfico para el registro del cuadro difraccional. Así, por ejemplo, para el acero en la toma de la línea (310) con la irradiación de cobalto y durante la medición del ángulo 2ϑ con una exactitud de hasta $\pm 2,5'$; el error posible en la determinación de σ_{ϕ} es de $\pm 20 \text{ MPa}$, es decir, en aproximadamente dos veces resulta inferior al que se produce por método fotográfico al medir las tensiones de la misma probeta. Además, es conveniente destacar que con la utilización del difractómetro el tiempo de los ensayos se reduce considerablemente en comparación con otros métodos.

4.4.2.2. Reducción de las tensiones residuales mediante el recocido.

La energía sobrante en las zonas de deformaciones elásticas puede reducirse sin violar la integridad del cuerpo, si la descarga de las tensiones tiene lugar a través de la deformación plástica. Por lo tanto, para eliminar total o parcialmente a las macrotensiones residuales de los artículos, se requiere crear en ellos la fluencia plástica. En presencia del recocido las tensiones residuales se reducen por dos vías:

1. Como consecuencia de la deformación plástica, bajo las condiciones en que estas tensiones rebasan el límite de fluencia.
2. Como resultado de la fluencia térmica, siendo las tensiones inferiores al límite de fluencia.

Al analizar la primera vía: las tensiones residuales, que son elásticas, según la ley de Hooke son proporcionales al módulo de elasticidad de primer género y al valor de las deformaciones elásticas. Con el aumento de la temperatura el módulo de elasticidad débilmente se reduce y correspondientemente con ello disminuyen débilmente las tensiones residuales. El límite de fluencia también decae con el aumento de la temperatura, inclusive de manera más intensa que las tensiones residuales.

Por encima de cierta temperatura (t_1) llega a estar por debajo de las tensiones residuales y entonces tiene lugar la deformación plástica, que trae como consecuencia la reducción de las tensiones residuales hasta el valor del límite de fluencia.

La frontera inferior de la temperatura de reducción de las tensiones residuales no está muy bien definida, pues en las distintas zonas del cuerpo actúan tensiones residuales tangenciales de diferentes signos.

Cuando las tensiones se encuentran por encima del límite de fluencia se genera una gran cantidad de dislocaciones, cuyo deslizamiento conduce a una rápida deformación plástica. Se puede afirmar que el grado de alivio de

las tensiones residuales por este mecanismo se determina por la temperatura del recocido y no por su tiempo de duración.

Al analizar la segunda vía de reducción de las tensiones residuales, cuando su valor está por debajo del límite de fluencia, se tiene que: si en cualquier momento que se esté ensayando una probeta a la tracción, se deja de incrementar la deformación y se mantiene a la misma en las mandíbulas de la máquina de ensayo, bajo una carga determinada, entonces, como es conocido, en la probeta ocurre un relajamiento de las tensiones. En este experimento las tensiones decaen rápidamente al inicio, después lo van haciendo más lentamente, hasta que por último se alcanza un nivel de tensiones prácticamente invariable. La deformación total de la probeta (ϵ_t) tiene dos componentes: uno elástico (ϵ_e) y otro plástico (ϵ_p):

$$\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p \quad (4.5)$$

La longitud de la parte de la probeta que se encuentra entre las mandíbulas de la máquina se conserva invariable; las tensiones en ella se reduce debido a que la deformación elástica disminuye debido al aumento simultáneo e idéntico de la deformación plástica, que se desarrolla bajo las condiciones de la fluencia térmica. El relajamiento de las tensiones en presencia de la deformación total dada, se desarrolla bajo el efecto de la fluencia térmica al decaer la tensión.

En las piezas, en las cuales las tensiones residuales son menores que el límite de fluencia, la deformación elástica, con el decursar del tiempo, puede pasar a ser plástica.

En la zona de la temperatura, donde las tensiones residuales son menores que el límite de fluencia, la fluencia térmica constituye el único mecanismo posible de su reducción. Cuando las tensiones se encuentran por debajo del límite de fluencia no tienen lugar la descomposición masiva ni el deslizamiento masivo de las dislocaciones: se desarrolla una fluencia plástica lenta producto de del desplazamiento de un número limitado de dislocaciones de fácil movilidad. Al encontrarse con los obstáculos (lazos dislocacionales, partículas dispersas, las fronteras de los granos y otros), las dislocaciones deslizantes quedan retenidas (frenadas, paralizadas). El agotamiento de las dislocaciones de fácil movilidad conlleva a la extinción de la fluencia térmica, mientras que la reducción de las tensiones residuales incrementa más aún esta extinción.

Las fluctuaciones de la energía térmica activan el deslizamiento; con el incremento del tiempo de duración del recocido estas fluctuaciones atraen hacia el deslizamiento las dislocaciones que se encuentran ubicadas en situaciones menos favorables y las ayudan a vencer y esquivar los obstáculos. A temperaturas de recocido superiores a **0,5 T_{fusión}** las dislocaciones esquivan a los obstáculos por arrastre, como ocurre durante la fluencia térmica ordinaria a elevada temperatura.

Las tensiones residuales en los artículos se reducen algo como consecuencia de la fluencia térmica y a temperatura ambiente. Mientras mayor es la temperatura, mayores son las fluctuaciones térmicas y de la manera más rápida y completa se reducen las tensiones residuales.

Si los artículos se calientan hasta temperaturas, en las cuales el límite de fluencia está por debajo de las tensiones residuales, entonces al principio se alcanza un rápido alivio de las tensiones hasta el valor del límite de fluencia como consecuencia de la descomposición masiva de las dislocaciones y de su deslizamiento, mas después este mecanismo de deformación plástica cambia producto de la fluencia térmica, que conduce, con el tiempo, a un relajamiento gradual y exterminador de las tensiones.

El alivio brusco de las tensiones a elevadas temperaturas, en ocasiones resulta peligroso, pues a causa de la distribución no homogénea de las tensiones por la sección y longitud del artículo puede conducir a la ruptura del equilibrio de las fuerzas y momentos internos, lo que a su vez está acompañado del alabeo. Para el recocido resulta ideal el relajamiento de las tensiones en su forma clásica, cuando la deformación plástica es lenta y va creciendo con la reducción simultánea e igual de la deformación elástica, de manera tal que las dimensiones lineales y las direcciones de la acción de la fuerza no cambien. Mientras más elevado es el nivel de las tensiones iniciales, de manera más rápida transcurre su relajamiento en el primer período y mayor es el peligro del alabeo.

El tiempo de duración del recocido para la reducción de las tensiones se establece experimentalmente. A determinada temperatura de recocido en cada artículo concreto le corresponde su nivel final de tensiones residuales, que al ser alcanzado, resulta inútil cualquier aumento del tiempo de dicho recocido.

A la hora de seleccionar el régimen de recocido, en condiciones de producción, resulta conveniente acogerse a los ensayos naturales, ya que cada pieza concreta se caracteriza por su propia distribución de las tensiones residuales, antes y después del recocido.

En muchos casos la reducción de las tensiones residuales constituye un proceso colateral que se realiza durante las más variadas operaciones del tratamiento térmico, que se registra conjuntamente con los cambios físicos y estructurales básicos. Por ejemplo: las tensiones de fundición se reducen al efectuarse el recocido de homogenización; al someter al acero al revenido alto, a la par del proceso fundamental de transformación de la martensita en sorbita, se reducen las tensiones de temple; las tensiones residuales que surgen como resultado de la conformación por presión en frío se reducen durante el recocido de recristalización, cuyo objetivo fundamental es eliminar la acritud.

El calentamiento para reducir las tensiones residuales, con mucha frecuencia se requiere utilizarlo como una operación independiente del tratamiento térmico, la cual en este caso se denomina **recocido para la reducción de tensiones**.

La utilización del recocido para la reducción de tensiones se encuentra limitada por aquéllos cambios físicos y estructurales, que pueden ocurrir durante el calentamiento. Por ejemplo, para eliminar lo suficientemente en su totalidad las tensiones de temple en las piezas de las aleaciones de aluminio que se endurecen por tratamiento térmico, se hace necesario calentarlas hasta temperaturas cercanas a los 230... 260° C, pero a esas temperaturas en las aleaciones de aluminio ocurre una reestructuración que va acompañada de una reducción de su resistencia mecánica. Para la eliminación total de las macrotensiones residuales, después de la conformación por presión en frío es deseable ejecutar el recocido a las mismas temperaturas en que transcurre la recristalización, pero esto tiene el inconveniente de que reduce el endurecimiento por acritud, que en muchos casos resulta inadmisibles; esta es la razón por la que se hace necesario tomar uno de estos dos caminos: conformarse con no alcanzar la eliminación total de las tensiones residuales a bajas temperaturas o alcanzar la eliminación más completa posible de las tensiones residuales a costa de cierto empeoramiento de las propiedades mecánicas y otras.

Las velocidades de calentamiento y sobre todo de enfriamiento durante el recocido deben ser lo más pequeñas posible para evadir la formación de nuevas tensiones térmicas.

El recocido para la reducción de las tensiones residuales tiene una amplia difusión en los procesos de fabricación contemporáneos, pues:

- ▶ reduce las siempre perjudiciales tensiones residuales de tracción, que sobre todo resultan peligrosas en los estados tensionales volumétricos;
- ▶ permite elevar las cargas externas admisibles;
- ▶ eleva la resistencia a la fatiga e impacto de las piezas;
- ▶ reduce la tendencia a la ruptura frágil, a la corrosión intercrystalina y a la fatiga corrosiva;
- ▶ estabiliza las dimensiones y evita los alabeos y torceduras de las piezas.

Si las tensiones de trabajo durante la explotación de los artículos son comparativamente pequeñas (tienen valores bien alejados del límite de fluencia) y el requerimiento fundamental a la pieza es la alta estabilidad de sus dimensiones y forma, entonces para evitar el alabeo no necesariamente hace falta alcanzar una reducción significativa de las tensiones residuales. Como ejemplo pueden servir las piezas de basificación que están poco cargadas de las máquinas y aparatos de elevada precisión, obtenidas a partir de la colada de fundiciones grises baratas; para evitar el alabeo de tales piezas coladas, desde tiempos remotos, se almacenan a temperatura ambiente durante meses e inclusive años. Este método de estabilización de las dimensiones de los lingotes de hierro fundido se denomina envejecimiento natural. Como se ha demostrado con posterioridad, en estos casos sólo se ha logrado reducir las tensiones residuales entre el 5 y 20 %, aunque esta larga permanencia si evita el alabeo. Esto tiene por explicación el hecho de que el alabeo de los lingotes de hierro fundido es provocado fundamentalmente por el relajamiento de las tensiones que hacen picos en los lugares de su concentración, cerca de las láminas de grafito. Cuando el

nivel de tensiones residuales es relativamente bajo, ellas bajo tales concentradores, como son las inclusiones de grafito, se pueden acercar más rápido al límite de fluencia, antes que relajarse en dichos lugares. Para demostrar esta situación I.I. Novikov y sus colaboradores cargaron con la misma tensión inicial a probetas de acero, fundición nodular y fundición gris ordinaria (con grafito laminar); después en el transcurso de un año observaron el relajamiento de las tensiones y resultó que el relajamiento más lento transcurrió en las probetas de acero, un poco más rápido en las probetas de fundición nodular y el más rápido en las probetas de fundición gris con el grafito en forma de láminas gruesas. Se puede presuponer que con el almacenamiento de los lingotes de fundiciones grises a temperatura ambiente se relajan fundamentalmente las tensiones que alcanzan valores máximos cerca de las inclusiones de grafito, lo que evita el alabeo de las piezas, aunque bien poco se manifiesta en las tensiones residuales medidas.

Emplear el almacenamiento prolongado de los lingotes de **fundiciones grises**, como el método fundamental para evitar el alabeo, en las condiciones actuales de producción resulta archidifícil. Para **acelerar la estabilización** de las dimensiones se emplea el **recocido** de los lingotes de fundiciones grises a temperaturas que oscilan entre los **500 y 600 °C** en el transcurso de 2 a 4 horas.

Al **acero** se somete al **recocido** para la reducción de tensiones, generalmente a temperaturas **por debajo** del punto crítico **A_{c1}**.

Las láminas deformadas en frío y las piezas estampadas de cobre, níquel y titanio; así como las aleaciones deformadas a base de ellos se someten al recocido para reducir las tensiones residuales a temperaturas inferiores al comienzo de la recristalización, para conservar lo más elevado posible las características mecánicas del metal endurecido por acritud.

Todo lo expuesto, hasta el momento, permite realizar dos importantes conclusiones parciales:

1. La deformación plástica se desarrolla mediante el movimiento de ondas de dislocaciones por los planos de deslizamiento, con su correspondiente salida a la superficie de los cristales, formando los escaloncitos de deslizamiento. Cuando esto está ocurriendo, la generación de nuevas dislocaciones (atraídas al movimiento general) incrementa el volumen y el grado de deformación plástica, lo que provoca:
 - a) El cambio de forma de la pieza que se está deformando, así como la trituración giro y alargamiento de los granos de sus policristales, con la formación de la textura de la deformación.
 - b) La aparición de las barras (paquetes) de deslizamiento con la formación de los bloques cristalinos de diferentes dimensiones, con su futura trituración y giro mutuo.
 - c) La deformación de la red cristalina en la zona de los planos de deslizamiento con el desplazamiento de los átomos de sus posiciones equilibradas a otras desequilibradas.
 - d) El giro de la red cristalina y el alabeo de los planos de deslizamiento.

2. La deformación plástica va acompañada del endurecimiento por deformación (acritud) del metal y por el cambio de algunas de sus propiedades físicas y químicas. El endurecimiento por deformación (acritud) es un proceso atérmico y se determina por el grado de deformación plástica del metal, que depende del valor de y continuidad de la acción de la fuerza deformadora exterior. El grado del endurecimiento por deformación se incrementa con:
- a) el incremento de la densidad de las dislocaciones en el proceso de deformación del metal y el freno de su desplazamiento en los nodos de intersección de las dislocaciones y otros obstáculos, que violan la corrección de la estructura cristalina de la red cristalina;
 - b) el desmenuzamiento de los bloques cristalinos y la aparición de fronteras granulares complementarias, que dificultan el movimiento de las dislocaciones, fortaleciendo, además, el efecto de bloqueo de los planos de deslizamiento de un grano por otros granos vecinos con otra orientación de la red cristalina, lo que trae como resultado que el deslizamiento, que comenzó en un grano, no puede desarrollarse libremente en lo sucesivo, quedando frenado por los granos vecinos;
 - c) el aumento de la energía superficial de los bloques cristalinos, vinculado con la trituración y disminución de las dimensiones de la sección transversal, creándose una zona de deformación dificultosa de los cristales;
 - d) la formación del estado tensional del metal en sus volúmenes microscópicos y sub-microscópicos (la formación de tensiones de segundo género intercristalíticas e intracristalíticas y las deformaciones de la red cristalina, que determinan el valor de las tensiones de tercer género);
 - e) la deformación plástica y el endurecimiento por deformación, que va acompañado del cambio de una serie de propiedades físicas, químicas, eléctricas, magnéticas y otras del metal; en particular, ellos reducen la densidad del metal (cuando se alcanza un grado de deformación plástica en frío igual al 90 %, el volumen del hierro técnicamente puro y del acero crece en un 5 %), reducen la estabilidad ante la corrosión del metal, su permeabilidad magnética, la inducción residual, las conductividades eléctrica y térmica, elevan la fuerza coercitiva y la resistencia eléctrica, la velocidad de ejecución de los procesos difusivos, sobre todo de los procesos que transcurren en las capas fronterizas friables, en presencia de una gran desorientación de los granos cristalinos.

El cambio de las propiedades señaladas puede ejercer una influencia sustancial sobre las propiedades de explotación más importantes de varios elementos de máquinas, lo que es necesario tener en cuenta durante el diseño de los procesos tecnológicos y de los regímenes de elaboración de dichas piezas.

4.5. Ablandamiento (relajamiento, recuperación) del metal.

La deformación plástica del metal, que va acompañada de su endurecimiento, lo conduce a un estado estructuralmente inestable, metaestable; debido a:

- ▶ el incremento de la densidad y retención de las dislocaciones,
- ▶ las deformaciones de las redes cristalinas,
- ▶ la distribución no homogénea de las tensiones internas entre los diferentes granos e inclusive entre diferentes zonas del conglomerado cristalino,
- ▶ la formación de tensiones residuales de segundo y tercer géneros.

Por estas razones en el metal espontáneamente surgen fenómenos de relajamiento del endurecimiento, que lo regresan a un estado más estable.

Se denomina **ablandamiento (relajamiento, recuperación)** a la eliminación del endurecimiento por deformación del metal, creado por deformación plástica.

A temperatura ambiente el ablandamiento del metal con acritud transcurre lentamente o no tiene lugar (sobre todo en los metales refractarios), sin embargo, en presencia de un calentamiento, aunque sea insignificante, pero capaz de darle movilidad a las dislocaciones y a diferentes átomos el relajamiento se desarrolla en todo su esplendor; en este caso, inclusive los desplazamientos más insignificantes de los átomos, pueden eliminar las deformaciones de las redes cristalinas. Por ejemplo, para eliminar las deformaciones de la red cristalina del hierro, sólo se necesita elevar la temperatura de calentamiento hasta los 200 o 300° C, después de lo cual sus propiedades mecánicas se restablecen a los niveles en que se encontraban antes de la deformación plástica.

La velocidad del ablandamiento en gran medida se determina por la temperatura de calentamiento del metal y por su grado de endurecimiento. Por lo visto mientras más fuertemente endurecido se encuentre el metal, más alejado está de su estado de equilibrio y de la forma más rápida y completa debe transcurrir su ablandamiento. Bajo las condiciones dadas del ablandamiento (temperatura, grado de deformación, etc.), su grado se determina por su continuidad. Mientras mayor sea el tiempo de sometimiento del metal al relajamiento, de la forma más completa será el restablecimiento de las propiedades que poseía antes de la deformación plástica.

El ablandamiento del metal tiene lugar no sólo después de culminar el proceso de deformación plástica, sino y en el período de ejecución de la propia deformación. Durante la **deformación plástica** del metal en él se desarrollan dos **procesos antagónicos** por sus resultados: el **endurecimiento** y el **ablandamiento** y esto se fundamenta en el hecho de que la deformación plástica en el metal no ocurre simultáneamente en todo el volumen, sino comienza por los granos que se encuentran orientados de una forma más ventajosa con respecto a los demás, por lo que ellos se endurecen proporcionalmente al grado de su deformación. Sólo después del

endurecimiento de estos granos, que por cierto resultan ser los más “débiles”, es que se incorporan a la deformación plástica los orientados de una forma menos ventajosa y entonces ésta (la deformación plástica) abarca a todo el volumen. En este momento en los granos deformados y endurecidos con antelación comienza el proceso de ablandamiento, estimulado por las tensiones externas, que facilitan la traslación de los átomos en la red. Experimentalmente ha sido demostrado, que con una selección determinada del régimen de deformación plástica, el endurecimiento puede ser totalmente reemplazado por el ablandamiento (relajamiento), que ocurre en el momento de la propia deformación, lo que trae como consecuencia que la pieza pueda adquirir la textura de la deformación con la ausencia de tensiones residuales, de las deformaciones de la red cristalina, y sin aumento de la resistencia a la deformación, es decir, sin endurecimiento.

Así, el grado de ablandamiento (relajamiento) se incrementa con él:

- a) crecimiento de la temperatura de relajamiento,
- b) aumento del tiempo de relajamiento,
- c) incremento del grado de endurecimiento,
- d) crecimiento del valor de las tensiones externas, que estimulan la producción del relajamiento.

El grado de ablandamiento se reduce con el aumento de la temperatura de fusión del metal que se deforma.

Capítulo 5. Influencia de la elaboración mecánica en el estado de las capas superficiales de las piezas brutas.

5.1. Estructura e indicadores de la calidad de las capas superficiales de los metales.

Las capas superficiales (ver **fig. 5.1**) de los metales incluyen en sí a la superficie exterior, que se encuentra en contacto directo con el medio exterior (capa fronteriza) y una capa, por debajo de la anterior, de metal deformado, que se distingue de la parte básica del metal (núcleo) por su composición y propiedades (mecánicas, físicas y químicas).

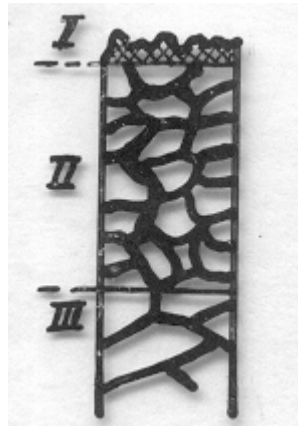


Fig. 5.1. Esquema de las capas superficiales de los metales (según L. N. Vorobiov): I- Superficie exterior (capa fronteriza), generalmente en el acero mide de 1 a 2 nm; II- parte interior de las capas superficiales (zona de la deformación); III- zona de transición.

5.1.1. La capa fronteriza.

En una estructura cristalina idealmente correcta, cada átomo situado en el interior del metal, está sometido, en todas direcciones, a la acción de los campos de fuerzas que lo rodean y por esa razón se encuentra en un estado de equilibrio móvil estable. Los átomos que se encuentran en la superficie sólo se pueden enlazar con los vecinos ubicados por debajo de ellos y por eso están en un estado de desequilibrio inestable, lo que trae como consecuencia que la capa fronteriza, que abarca aproximadamente a dos filas de átomos (con un espesor en el orden de 10^{-7} a 10^{-6} mm), posea una reserva de energía superficial libre.

La energía superficial puede representarse como la suma de las energías potencial y cinética. A la parte potencial de la energía le corresponde la deformación (que abarca desde fracciones de por ciento hasta cifras enteras del intervalo normal entre los átomos) de la estructura normal de red cristalina; mientras que a la cinética le corresponde el cambio del régimen de

oscilación de los átomos en la capa fronteriza. A esto último está asociada la gran dependencia de la tensión superficial de la temperatura.

Como consecuencia de su elevada actividad, la superficie del cuerpo sólido absorbe elementos del medio que la rodea y por regla general se encuentra cubierta por capas de gases absorbidos, de vapores de agua y grasas; que frecuentemente se precipitan directamente del aire.

Cuando se realiza una limpieza técnica ordinaria con keroseno o gasolina se mantiene la capa de grasas en un espesor de 1 a 5 μm , si la limpieza se ejecuta minuciosamente: de 0,01 a 0,1 μm , es decir, en una capa de 10 a 100 moléculas. El espesor de la capa más fina de grasas absorbidas le corresponde al espesor de una molécula de ácido oleico, equivalente a un valor que oscila entre 0,002 y 0,004 μm (de 0,2 a 0,4 nm).

El espesor de los vapores absorbidos de agua alcanza de 50 a 100 capas moleculares. Inclusive, durante el calentamiento hasta temperaturas en que las piezas alcanzan el color rojo se conserva una película acuosa con un espesor de una capa molecular.

Las superficies de los cuerpos sólidos en un alto grado también absorben gases; en particular un enlace químico resistente lo da la absorción química, en la cual el espesor de la capa de los gases alcanza los 10^{-7} a 10^{-6} mm.

Las capas de lubricante absorbidas, sobre todo del superficialmente activo, ejercen una gran influencia en: el valor de la energía superficial, el proceso de deformación plástica, la dispersión de las capas y la resistencia del metal (efecto de Rebinder. La absorción reduce la tensión superficial y la energía de los átomos superficiales, por lo que facilita el desarrollo de la deformación.

La superficie y en particular las grietas y las capas fronterizas intergranulares, que salen al exterior se comportan como si fueran las puertas, a través de las cuales los átomos extraños penetran en el cuerpo sólido. La acción del medio circundante conduce a la aparición en la superficie de diferentes compuestos químicos, de los cuales varios óxidos constituyen los representantes típicos. Así, por ejemplo, en el acero se puede observar consecutivamente las capas de los siguientes óxidos de hierro, desde la superficie hacia el interior del cuerpo: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , $\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{O}_4$, FeO .

Generalmente el espesor total de la película exterior alcanza en: el hierro de 1,5 a 2,5 nm y hasta 5,0 nm; el acero de 1,0 a 2,0 nm; el zinc de 0,5 a 0,6 nm y el aluminio de 10,0 a 15,0 nm.

5.1.2. La parte interior de las capas superficiales.

Por debajo de la capa fronteriza (cubierta por una película de grasas, vapores de agua, de películas absorbidas y de óxidos), generalmente se encuentra una capa de metal fuertemente deformado y endurecido, que es precisamente la capa ejecutora; de una influencia decisiva en las características de explotación de los artículos y es por esa razón que a su formación se le presta gran atención en el transcurso de la deformación

plástica, cuando se ejecutan los diferentes procesos de fabricación, tanto en frío, como en caliente.

En los metales que se encuentran en un estado de ablandamiento y de recocido, por debajo de la capa de las películas de óxidos se localiza su estructura policristalina fundamental, compuesta de granos cristalinos de forma irregular, más o menos equilibrados (generalmente sus dimensiones se hallan entre los 0,01 y 1,0 mm), enlazados por capas intergranulares. Los granos cristalinos (cristalitos) están constituidos por filas de átomos posicionados de una manera determinada, que forman las redes cristalinas correspondientes al metal dado; sin embargo, no existe ley alguna para la orientación mutua de las direcciones de los ejes cristalográficos de los diferentes granos.

La capa intergranular tiene una red cristalina deformada con átomos dislocados del material básico y de las impurezas, que se acumulan intensivamente en la frontera de los granos. La capa posee una estructura triturada con las fuerzas coercitivas debilitadas y la energía incrementada de los átomos. Bajo el ataque químico esta capa se afecta fácilmente (este efecto es utilizado en los análisis metalográficos) y si se somete al endurecimiento, resulta posible la aparición de grietas en las fronteras de los granos. En el calentamiento, las capas intergranulares pasan más rápido que las interiores al estado dúctil y por ellas ocurre el deslizamiento y en ocasiones el desprendimiento. Su espesor alcanza de 5 a 20 capas atómicas.

5.1.3. Indicadores de la calidad de las capas superficiales.

Los indicadores de la calidad de las capas superficiales están dados por un grupo de cualidades que ellas deben reunir para garantizar el funcionamiento adecuado de las piezas durante su explotación fiable y segura.

Estos **indicadores** se dividen en dos grupos: geométricos y físico-mecánicos. Los indicadores **geométricos** a su vez pueden ser **macrogeométricos** (los errores de forma y posición) y **microgeométricos** (la rugosidad superficial); mientras que los **físico-mecánicos** están comprendidos la **acritud** (caracterizada por su nivel, grado y profundidad de penetración), las **tensiones residuales** (caracterizada por su nivel, **signo** y profundidad de penetración) y el valor de la **densidad de las dislocaciones** (ρ). De todos ellos en gran medida dependen las propiedades de explotación de las piezas (la resistencia al desgaste la resistencia a la fatiga, la estabilidad ante la corrosión, la estabilidad de los ajustes de las piezas que acoplan, la hermeticidad de las juntas y otras propiedades).

Entre los dos grupos de indicadores de la calidad de las capas superficiales los más determinantes, en las propiedades de explotación de las piezas (en su performance), son los físico-mecánicos. Sin embargo, en condiciones de producción la mayor preocupación se concentra en el control de los geométricos, contándose con muchas normas y fuentes de consulta hasta los niveles de operarios y en muchos casos a los físico-mecánicos, no

sólo se dejan de controlar, sino que se ignoran. Por esta razón en el presente trabajo se enfatiza en estos últimos, sin dejar de reconocer la importancia de los geométricos, ni dejar de proponer las recomendaciones necesarias para mantenerlos en el nivel requerido, que garantiza el desempeño de su papel en la formación de las capas superficiales requeridas para asegurar cada performance.

En la literatura científico-técnica y en la producción se ha escrito y realizado muchos trabajos para asegurar la obtención de los indicadores de la calidad de las capas superficiales en todos los elementos de máquinas posibles, durante la ejecución de los procesos tecnológicos empleados en su fabricación, en particular, cuando se trata de la elaboración mecánica. No obstante los logros alcanzados hasta el presente, este problema aún contiene muchas interrogantes, sobre todo las referentes al torneado de acabado del acero preliminarmente endurecido por diferentes vías, que van desde las diferentes variantes tradicionales del temple y revenido hasta el endurecimiento subestructural, pasando por todo tipo de recubrimiento endurecedor de las capas superficiales.

5.2. Influencia del tratamiento térmico y de la microestructura sobre la formación de las capas superficiales de las piezas de acero.

Al analizar los resultados de muchas investigaciones científicas y la realidad práctica en los procesos de producción, se puede comprender fácilmente que la necesidad tecnológica latente de obtener por maquinado piezas de aceros endurecidas, en especial templadas y revenidas, prácticamente abarca todo el diapasón de microestructuras y durezas, obtenidas por el tratamiento térmico.

El tratamiento térmico del acero a diferentes microestructuras y durezas en la industria se realiza con el objetivo de elevar las propiedades físico-mecánicas de las capas superficiales que se elaboran, así como también para: elevar la maquinabilidad, bajar la altura de las microirregularidades, bajar los precios de coste, elevar la productividad del trabajo y para resolver otra serie de problemas, que resultan insolubles por otros procedimientos tecnológicos.

El endurecimiento térmico puede analizarse en muchos casos a través de la calidad dentro de una de las etapas nodulares de la complejidad del itinerario tecnológico. En este caso deben considerarse los siguientes factores:

- Las formas constructivas, masa y dimensiones de los artículos.
- Los requerimientos a la seguridad de explotación (resistencia mecánica y longevidad).
- El conjunto formado por la composición química, las propiedades tecnológicas y de explotación del material y las particularidades del método de endurecimiento.

- Las diferentes particularidades tecnológicas de las operaciones del tratamiento térmico, así como de las operaciones anteriores y posteriores para la obtención final del artículo.

Al último factor se le debe agregar que en muchas investigaciones se confirma la importancia de las operaciones anteriores y posteriores para la formación de las propiedades de explotación (performance) de las superficies de trabajo de los elementos de máquinas. El endurecimiento de las capas superficiales, que aparece en la operación anterior a la elaboración mecánica generalmente penetra en la profundidad de la capa de metal designada para ser arrancada en las operaciones de acabado esto trae consigo que una parte significativa del endurecimiento después de la operación de acabado se quede, lo que crea una interacción entre las acritudes anterior y la nueva, que con frecuencia conduce al surgimiento de microgrietas en las capas superficiales.

Las propiedades físico-mecánicas de las capas superficiales de trabajo después del tratamiento térmico, en particular después del temple, también están condicionadas por el grado y profundidad del endurecimiento de la capa formada en la elaboración mecánica anterior. Esto significa que la elaboración mecánica de desbaste y semiacabado de las piezas brutas determina las propiedades de las superficies de trabajo obtenidas como resultado del temple posterior. Producto de varias investigaciones se ha establecido que el temple de las piezas después de elaboración mecánica conduce a la aparición, detrás de la línea de cizallamiento, de una capa de metal de dureza disminuida, coincidente con la zona de transición de la superficie, donde el grado de endurecimiento, obtenido por la elaboración mecánica es comparativamente pequeño.

5.3. Influencia del tratamiento térmico y de la microestructura sobre la resistencia mecánica y la resistencia al desgaste de las piezas de acero.

Las propiedades mecánicas, con la excepción de algunas (como el módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson, cuyos valores están condicionados por las fuerzas de las interacciones atómicas), que caracterizan a la resistencia, fiabilidad y longevidad de los metales, dependen de su microestructura y composición.

La dureza, que se determina por métodos de medición sencillos y no destructivos, depende fundamentalmente del contenido de carbono y de las condiciones en que se ejecuta el tratamiento térmico del acero (de la velocidad de enfriamiento durante el temple y de la temperatura y tiempo de duración del revenido). La dureza prácticamente caracteriza las mismas propiedades que el límite de resistencia a la rotura de los materiales: su resistencia a la deformación plástica significativa.

La dureza en estado de temple (con una microestructura de martensita) se determina por el contenido de carbono, inclusive, un enfriamiento más intenso (a velocidades de enfriamiento ultracríticas) conduce a cierto

incremento de la dureza. El temple superficial con corriente de alta frecuencia permite alcanzar durezas superiores a las obtenidas mediante el temple volumétrico, pues en el primer caso la velocidad de enfriamiento es mayor (efecto de la masa interior fría de metal).

En una gran variedad de trabajos, entre los que se encuentran los de Lajtin, Guliaev, Tensi y Totten; se establece que:

- Con el incremento de la temperatura de revenido la dureza baja, comenzando desde los 200 a 250^o C, siguiendo un comportamiento lineal. El tiempo de duración del revenido también influye sobre la dureza; mientras más elevada es la temperatura de revenido, más fuerte se revela la influencia de su tiempo de duración.
- El revenido en el intervalo de temperatura de 350 a 450^o C conduce al desprendimiento de los carburos (del tipo cementítico) en una forma indeseable (laminar), lo que provoca un descenso de la tenacidad. Esto es lo que se conoce como fragilidad de revenido de primer género o fragilidad irreversible, pues un segundo calentamiento a esa propia temperatura no lo elimina.
- El revenido en el intervalo de temperatura de 550 a 560^o C conduce a la segregación de las impurezas por las fronteras de los granos y al desprendimiento de las fases sobrantes, a lo que sensiblemente reacciona la resiliencia. Este tipo de fragilidad de revenido se denomina de segundo género o fragilidad reversible. La permanencia en el intervalo de temperatura señalado y el enfriamiento lento facilitan el desarrollo de este tipo de fragilidad de revenido; un segundo calentamiento puede eliminarla.
- La aleación del acero con inclusive elementos benefactores, como el níquel, conlleva al fortalecimiento de su sensibilidad a la fragilidad reversible. El molibdeno y parcialmente el wolframio (tungsteno) constituyen la excepción dentro de los elementos aleadores, debido a que reducen esta sensibilidad.

También en sus trabajos establecen que la composición de los metales y el régimen de tratamiento térmico influyen sustancialmente sobre la longevidad de los artículos, que a su vez está determinada por las condiciones de su explotación:

- La resistencia al desgaste básicamente depende de la dureza superficial; es por ello que para la elevación de la resistencia al desgaste se emplean los métodos de deformación plástica superficial, el temple superficial, la cementación, la cianuración, la nitruración, los tratamientos termomecánicos, el endurecimiento subestructural y otras operaciones. A durezas iguales de las matrices, la presencia de fases sólidas sobrantes lleva complementariamente la dureza.
- La elevada capacidad de algunos materiales, como los aceros Hadfield, de endurecerse por acritud, les permite, a pesar de su baja dureza inicial, ser altamente resistentes al desgaste. La austenita inestable, que tiene la capacidad de formar martensita durante la deformación, también posee una elevada resistencia al desgaste.

5.4. Influencia del tratamiento térmico preliminar y de la microestructura sobre la maquinabilidad de las piezas de acero.

El tratamiento térmico preliminar se aplica en la preparación de microestructuras tales, que posibiliten la mejor maquinabilidad, la reducción de los alabeos y la aceleración de los procesos de difusión durante el tratamiento térmico definitivo.

El problema del mejoramiento de la maquinabilidad de los metales tiene una importancia decisiva para lograr un aumento sustancial de la productividad del trabajo.

La maquinabilidad de los materiales constituye una concepción compleja, que se caracteriza por la fuerza y velocidad de corte, por la calidad de la superficie elaborada, por el tipo de viruta que se forma, etc. Todos estos factores dependen de las propiedades del material que se elabora y como es lógico de su microestructura.

Bajo las condiciones de corte seleccionadas y del tipo de herramienta cortante, la relación entre los procesos de acritud y recuperación de las propiedades se determina por la microestructura inicial de los metales que se elaboran, creada durante el tratamiento térmico preliminar, por su estabilidad, por su capacidad de soportar transformaciones físicas directamente en el proceso de corte. La microestructura constituye el factor fundamental que influye sobre la maquinabilidad; pueden ser seleccionadas nuevas herramientas cortantes, nuevos líquidos lubricante-refrigerantes; sin embargo, un régimen de tratamiento térmico correctamente seleccionado con la obtención de la microestructura requerida resulta mucho más importante para la maquinabilidad.

La valoración de la maquinabilidad por la dureza, por el límite de fluencia o por el límite de resistencia a la rotura con una fiabilidad suficiente sólo es posible para los metales técnicamente puros y aleaciones monofásicas, así como para la valoración aproximada de la maquinabilidad de las aleaciones multifásicas en presencia de un nivel notablemente diferente de su resistencia a la rotura (por ejemplo: el acero después del recocido y del temple).

La preparación de la microestructura de las piezas de acero durante el tratamiento térmico preliminar para la elaboración posterior por corte resulta una tarea compleja, debido a que para las diferentes operaciones de corte la microestructura óptima es distinta.

Las mejores combinaciones de las propiedades para el aumento de la maquinabilidad durante el torneado, en particular en los tornos automáticos de alta productividad, se obtienen con la acción conjunta de adiciones especiales en el acero (de cobre, plomo, selenio y azufre) y el tratamiento térmico preliminar. Por esta razón, en la actualidad los aceros de construcción que contienen plomo sólo se suministran después de la bonificación o del recocido isotérmico.

Sin embargo, con respecto al problema existente sobre la influencia del tratamiento térmico (en el torneado o cualquier otro tipo de elaboración

mecánica) de los aceros templados y revenidos sobre la efectividad y posibilidad de optimización de los regímenes de corte hay poca información publicada; sólo se tienen datos acerca de la influencia de la dureza sobre la maquinabilidad de tales aceros y las investigaciones que los respaldan fueron desarrolladas sin tener en cuenta su microestructura, ni el estado de sus capas superficiales, obtenidas directamente después del tratamiento térmico, así como tampoco la capacidad refrigerante de los líquidos lubricante-refrigerantes utilizados. Por ello, los coeficientes de corrección (correctores) introducidos en las fórmulas para los cálculos de los regímenes de corte no garantizan su función.

5.5. Endurecimiento por deformación (acritud) del metal de las capas superficiales.

En múltiples investigaciones se ha demostrado que el endurecimiento está condicionado a la deformación de la red cristalina del metal y al aumento de la densidad de las dislocaciones frenadas o retenidas en el metal de las capas superficiales, por el proceso de elaboración mecánica. Esto ocurre tanto en la zona de formación de la viruta, ante la cuña cortante, como en la zona de contacto de la pieza bruta con la superficie de incidencia de la herramienta. Sin embargo, en muchos casos el cambio de propiedades del metal de las capas superficiales no sólo se debe a la deformación de la red cristalina, sino también a la variación de los parámetros de su microestructura, es decir, a la formación de nuevas fases bajo la acción de unos u otros regímenes de elaboración.

En la elaboración por corte de las piezas brutas, bajo la acción de las fuerzas aplicadas, en el metal de las capas superficiales tiene lugar la deformación plástica, que está acompañada de su endurecimiento por deformación (acritud). La intensidad y profundidad de penetración de la acritud crecen con el aumento de las fuerzas y del tiempo de duración de su acción, así como también con el incremento del grado de deformación plástica del metal de las capas superficiales.

Al propio tiempo, con el endurecimiento (bajo la influencia del calentamiento de la zona de corte) en el metal de las capas superficiales se produce el relajamiento (ablandamiento, recuperación), que lo retorna a su estado inicial sin acritud. El estado final del metal de las capas superficiales se determina por la relación de las velocidades realización de los procesos de endurecimiento y de blandamiento, que depende de la supremacía en la zona de corte del factor de fuerza o del térmico. Para alcanzar la supremacía del factor de fuerza sobre el térmico es necesario tener en cuenta la capacidad refrigerante del líquido lubricante – refrigerante a emplear. Sin embargo, este problema no se trata mucho en la literatura científico – técnica, por lo que en la producción existe la tendencia (desde que se extendió el uso de las aleaciones de carburos sinterizados en las partes cortantes de las herramientas) de reducir o eliminar la aplicación de los líquidos lubricante – refrigerantes; a esto además debe agregársele que los

problemas de la deformación del metal de las capas superficiales le interesa muy poco a los tecnólogos y diseñadores.

El grado y la profundidad de penetración de la acritud varían en dependencia del tipo y régimen de elaboración mecánica y de la geometría de la herramienta cortante. Cualquier cambio del régimen de corte que provoque el incremento de las fuerzas de corte y del grado de deformación plástica, conduce al aumento del grado de acritud. El crecimiento del tiempo de duración del a acción de las fuerzas de corte sobre el metal de las capas superficiales conduce al aumento de la profundidad de penetración de la acritud. El cambio de los regímenes de elaboración conducente al crecimiento de la cantidad de calor en la zona de corte y del tiempo de duración de la acción térmica sobre el metal de la zona de corte, refuerza la intensidad del relajamiento, que definitivamente reduce la acritud de las capas superficiales.

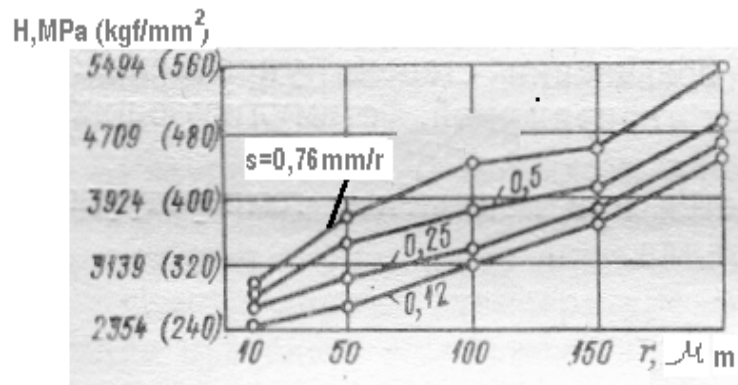


Fig. 5.1. Influencia del avance “s” y del radio de redondeo “r” de la punta de la cuchilla sobre la microdureza “H” de la superficie torneada.

Desde estos puntos de vista generales se puede valorar la influencia de los regímenes de corte sobre la acritud de las capas superficiales, sin embargo en la práctica la situación resulta mucho más compleja por la influencia de las fuerzas de fricción, los cambios de las condiciones de evacuación del calor de la zona de corte, los cambios estructurales de los metales y otros fenómenos, cuyas influencias y consecuencias difícilmente se puedan predeterminar y que distorsionan las leyes asumidas para explicar el surgimiento de la acritud.

En el proceso de elaboración por **torneado**, la **acritud** de las capas superficiales **se incrementa** con el **aumento** del **avance** y de la **profundidad de corte** por estar vinculada esta situación al crecimiento del **radio de redondeo** de la herramienta cortante (**fig. 5.1**), así como con la transición de los **ángulos de ataque** positivos de las herramientas hacia los **negativos** (**fig. 5.2**). En todos los casos señalados el incremento de la acritud está asociado al reforzamiento del grado de deformación plástica a causa del crecimiento de las fuerzas de corte.

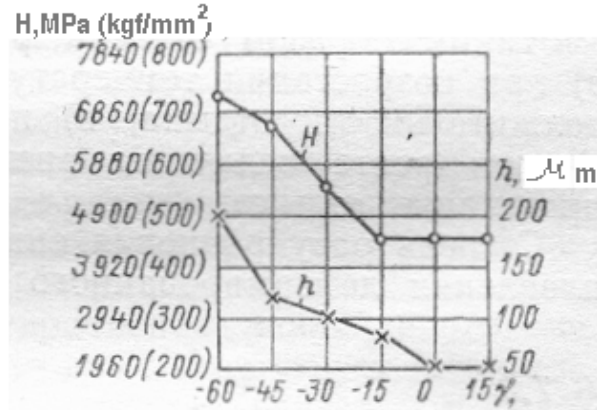


Fig. 5.2. Influencia del ángulo de ataque de la cuchilla "γ" sobre la microdureza "H" y la profundidad de la acritud "h".

La influencia de la **velocidad de corte** generalmente se revela mediante el cambio de la acción térmica y el tiempo de duración de la acción de las fuerzas y el calentamiento sobre el metal de las capas superficiales. Para los metales que no sufren transformaciones estructurales durante el proceso de corte, **al aumentar** la velocidad de corte se **reduce** la **acritud** (fig. 5.3), como consecuencia de la reducción del tiempo de acción de las fuerzas deformadoras sobre el metal, lo que a su vez provoca la disminución de la profundidad de penetración de la acritud; también constituye una consecuencia de la fricción y del desprendimiento de calor en la zona de corte, factores que aceleran el relajamiento.

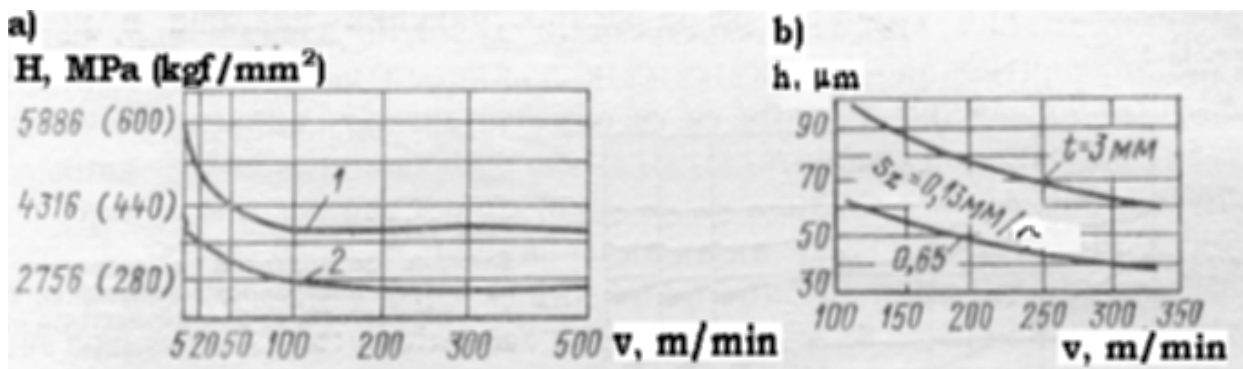


Fig. 5.3. Influencia de la velocidad de corte sobre el endurecimiento de los aceros que no sufren transformaciones estructurales, durante el torneado (a) y el fresado (b): 1- acero AISI 9254; 2- acero AISI 1020.

En el proceso de elaboración de aceros que sufren cambios estructurales (por ejemplo la marcación W110 de la AISI), al aumentar la velocidad de corte el incremento del calor puede provocar el temple superficial de la pieza bruta que se elabora, que condiciona el aumento de la microdureza del metal de las capas superficiales (fig. 5.4), sin embargo este endurecimiento de las capas superficiales no está asociado a la acritud del metal, sino a sus cambios estructurales.

Análogamente al torneado, durante el **fresado** el aumento del avance y de la profundidad de corte incrementa el grado de acritud. La **acritud aumenta** significativamente al **desgastarse** la **herramienta** cortante. En el fresado en contradierección la acritud es mayor que en el fresado paralelo.

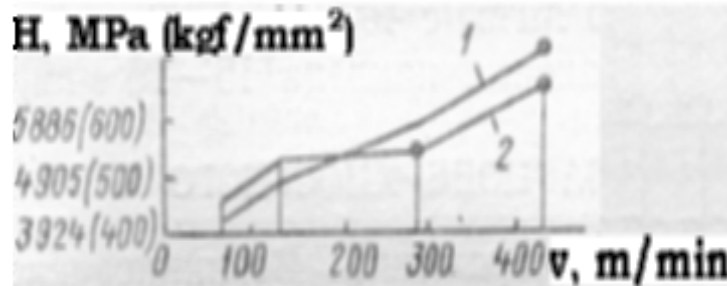


Fig. 5.4. Influencia de la velocidad de corte sobre el endurecimiento de los aceros que sufren transformaciones estructurales: 1- acero W110; 2- acero H12.

En cuanto al **rectificado abrasivo**, debe destacarse que aunque las leyes generales analizadas para el avance y las fuerzas se conservan, tiene un gran inconveniente: la **velocidad de corte** (dada por la velocidad de rotación de la muela abrasiva), que es muy **elevada**, provocando temperaturas en la zona de corte en el orden de los 1200° C y superiores, lo que **prácticamente elimina** la **acritud** de las capas superficiales de las piezas brutas. Esta es la causa fundamental por la que las piezas de elevada responsabilidad requieran, después del rectificado abrasivo, de operaciones complementarias (pertenecientes a las diferentes variedades de la deformación plástica superficial) para el endurecimiento de sus capas superficiales.

Todas las operaciones de **asentamiento** de las capas superficiales conducen al **incremento** de la **acritud**, que resulta significativo en los regímenes de pulido.

El **bruñido** del acero templado bajo **régimen** de **autocorte** eleva la **microdureza** del metal de las capas superficiales a causa de su **acritud** entre el **15** y el **20** %, mientras que bajo **régimen** de **pulido** entre el **30** y **40** % con una profundidad de **penetración** de la **acritud** en los límites de **15 a 20 μm**.

El **superfinish** (trisoacabado) del acero en estado de recocido eleva la microdureza del metal de las capas superficiales del 35 al 40 % y del acero templado del 25 al 30 % con una profundidad de penetración de la acritud de 5 a 10 μm. En este caso al pasar del régimen de autocorte al de pulido se observa un incremento en el grado de acritud, que se expresa en una mayor trituración de los bloques cristalinos y en el aumento de las deformaciones de la red cristalina.

En el **asentamiento con el abrasivo libre** la **acritud** del acero AISI 1045 **aumenta** la **microdureza** desde **3 930 MPa** (microdureza inicial) hasta **5 700 MPa** (microdureza final), es decir en ~ **45** % (con una **profundidad de penetración** de la acritud de **15 a 20 μm**).

En la actualidad, para la determinación del grado y de la profundidad de la acritud en las capas superficiales, formadas en cualquier proceso de elaboración mecánica de los materiales, se utilizan varios métodos, entre los que sobresalen se encuentran: la medición de la microdureza, en toda la profundidad de las capas superficiales, el análisis estructural por rayos X y otros asociados con el empleo total e irreversible de las probetas que se investigan (su corte, ataque químico, rectificado, etc.). Conjuntamente con ellos se emplean expresiones de analíticas de cálculo, sobre todo para la determinación de la profundidad de penetración de la acritud, pero generalmente son muy complejas y tienen grandes limitaciones cuando se trata de piezas de elevada dureza.

5.6. Las tensiones residuales del metal de las capas superficiales.

5.6.1. Causas del surgimiento de las tensiones residuales.

El surgimiento de las tensiones residuales en las capas superficiales durante la elaboración mecánica de las piezas brutas se explica a través de las siguientes causas:

1. Cuando acciona la herramienta cortante sobre la superficie del material que se elabora, en las capas superficiales de este último se desarrolla la deformación plástica, que va acompañada del endurecimiento y el cambio de varias de las propiedades físicas del metal. La deformación plástica del metal provoca la disminución de su densidad y por tanto condiciona el crecimiento de su volumen específico, que alcanza del 0,3 al 0,8 % del volumen específico antes de la deformación. El aumento del volumen del metal llega sólo hasta la profundidad de penetración de la deformación plástica y no alcanza a las capas de metal que yacen por debajo. Al aumento del volumen del metal plásticamente deformado de las capas superficiales, se oponen las capas no deformadas inferiores adyacentes a él, como resultado de lo cual en la capa exterior surgen tensiones residuales de compresión, mientras que en las subyacentes son de tracción.
2. La herramienta cortante, que arranca de la superficie que se elabora viruta fracturada, alarga los granos cristalinos del metal de la capa que se corta, los cuales sufren deformaciones elástica y plástica de tracción en dirección al corte. La fricción de la superficie de incidencia de herramienta cortante sobre la superficie que se elabora, a su vez, favorece el alargamiento de los cristales de las capas superficiales por tracción. Después del retiro de la herramienta cortante, las capas superiores de metal plásticamente alargadas, enlazadas con las inferiores como un todo único, adquieren tensiones residuales de compresión, orientadas en dirección al corte; en correspondencia con esto, en las capas inferiores se desarrollan tensiones residuales de tracción, que las equilibran. En dirección perpendicular a la dirección

de la velocidad de corte (esto es en dirección del avance), también tienen lugar las deformaciones elástica y plástica de los granos cristalinos, que provocan la aparición de tensiones residuales (tensiones axiales), cuyo valor y signo pueden coincidir o no con el valor y signo de las tensiones orientadas en dirección a la velocidad de corte.

3. Cuando, de la superficie que se elabora, se arranca viruta continua (en la elaboración de materiales plásticos con las condiciones de corte correspondientes), después del alargamiento plástico de los granos cristalinos del metal de las capas superficiales en dirección al corte, ocurre su alargamiento complementario bajo la influencia de la viruta continua ligada a la superficie que se elabora en dirección a su desprendimiento, es decir, hacia arriba; en este caso puede tener lugar una reformación total de los granos cristalinos de las capas superficiales (alargamiento en dirección vertical y compresión en dirección horizontal), lo que conduce a la aparición en las direcciones de la velocidad de corte y del avance de tensiones residuales de tracción.
4. El calor que se produce en la zona de corte instantáneamente calienta las finas capas superficiales hasta temperaturas elevadas; este hecho provoca el incremento de su volumen específico. Sin embargo, en las capas calentadas no aparecen tensiones internas debido a que el módulo de elasticidad se reduce hasta el mínimo, mientras que la plasticidad aumenta. Después de suspender la acción de la herramienta cortante, las capas superficiales se enfrían rápidamente, lo que va acompañado de la compresión; a esto lo obstaculizan las capas subyacentes que se mantuvieron frías. Como resultado de lo anterior, en las capas externas se desarrollan tensiones residuales de tracción y en las subyacentes de compresión, que las equilibran.
5. Cuando se elaboran metales con tendencia a las transformaciones, el calentamiento de la zona de corte provoca transformaciones estructurales, ligadas a los cambios volumétricos del metal; aquí, en las capas de metal con la estructura que mayor volumen específico se desarrollan tensiones de compresión y en las de menor volumen las tensiones de tracción. Por ejemplo si al acero con microestructura de martensita se rectifica con insuficiente líquido lubricante – refrigerante o con un régimen incorrecto, entonces se producen las “ampollas”, que conllevan a la formación en diferentes zonas de microestructuras de troostita o de sorbita, que tienen menor volumen específico que la microestructura de martensita; en estas capas recocidas se desarrollan tensiones residuales de tracción, mientras que en las capas mezcladas con ellas son de compresión, que las equilibran.

Cualquiera de las causas señaladas, durante la elaboración por corte de los metales, puede predominar sobre el resto; determinando el valor y carácter de distribución de las tensiones residuales. Sin embargo, si todas las causas explicadas tienen una influencia lo suficientemente fuerte sobre

las propiedades de las capas superficiales, entonces la distribución final de las tensiones residuales por la profundidad de dichas capas adquiere un carácter extremadamente complejo.

La variación de los tipos y regímenes de elaboración cambia el carácter del campo tensional en la zona de corte y el valor específico del calor en la composición de las causas que influyen en la formación de las tensiones residuales; por ello es que cambian tanto sus valores, como sus signos.

En la mayoría de los casos el cambio de los tipos de elaboración y de regímenes de corte que conduzcan al incremento de la influencia del factor de fuerza y del grado de deformación plástica, provoca el crecimiento de las tensiones residuales de compresión y la disminución de las tensiones de tracción, con la excepción de la elaboración de metales plásticos, pues el incremento del campo de fuerza puede conducir al reforzamiento de las tensiones de tracción y a la reducción de las tensiones de compresión.

Los cambios de regímenes de corte y de las condiciones de elaboración, que traen consigo el aumento instantáneo de la temperatura de calentamiento del metal de las capas superficiales, fortaleciendo con ello la influencia del factor térmico, condicionan el crecimiento de las tensiones residuales de compresión o la transformación de las tensiones residuales de compresión en tensiones residuales de tracción. Entre dichos cambios se destacan:

- El aumento de la velocidad de corte
- El enmugrecimiento de la muela abrasiva durante el rectificado.
- La disminución de la conductividad térmica del metal que se elabora y de la herramienta cortante.
- El aumento del tiempo de duración del contacto entre las diferentes zonas de la superficie que se elabora con la herramienta cortante, que constituye la fuente de calentamiento del metal de las capas superficiales.
- El empeoramiento de las condiciones de refrigeración; etc.

El signo y la profundidad de penetración de las tensiones residuales, que surgen como resultado de las transformaciones físicas del metal de las capas superficiales, se determinan por la realización completa de las transformaciones físicas y por la relación de los volúmenes específicos de los componentes estructurales de las capas ligadas del metal de las capas superficiales. En este caso resultan de gran importancia, para la formación de las tensiones residuales, la composición química del metal que se elabora y su sensibilidad a los cambios estructurales, así como su plasticidad, elasticidad, conductividades térmica y de temperatura y otras propiedades físicas y mecánicas.

Según un postulado de la Física del Estado Sólido las tensiones en el metal o aleación, independientemente de la causas que las provoquen, se analizan como una consecuencia de la deformación de la red cristalina. El modelo físico del mecanismo de formación de las tensiones residuales tecnológicas aplicado a las piezas, cuyas capas superficiales se deforman en

el proceso de elaboración mecánica, puede ser el modelo atómico – dislocacional.

5.6.2. Formación de las tensiones residuales durante el torneado.

Al realizarse las diferentes operaciones de torneado, las tensiones residuales surgen bajo la acción de una de las causas ya expuestas o se forman como resultado de la acción simultánea de todas o varias de ellas. El valor definitivo signo, profundidad de penetración y carácter del gráfico de las tensiones residuales en las capas superficiales, dependen del grado de incidencia de cada una de las causas, que participen en su formación.

La influencia de la velocidad de corte en el torneado generalmente se revela en el cambio de la acción térmica (con el aumento de la velocidad de corte se incrementa la cantidad de calor que se desprende en la zona de corte) y en el cambio del tiempo de duración de la influencia del factor térmico y de fuerza sobre el metal de las capas superficiales por parte de la herramienta cortante.

En la elaboración de materiales plásticos (por ejemplo de aceros con muy bajo contenido de carbono), cuando bajo la acción del campo tensional de la viruta en el metal de las capas superficiales surgen tensiones residuales de tracción, el aumento de la velocidad de corte conlleva a la aparición de tensiones térmicas de tracción complementarias, que al sumarse con las anteriores incrementan el valor total de las tensiones residuales de tracción.

Al elaborar materiales plásticos, capaces de asimilar temple (por ejemplo un acero al cromo, manganeso, silicio con un contenido medio de carbono) el aumento de la cantidad de calor en la zona de corte, asociado al aumento de la velocidad de corte, puede conducir al temple del metal de las capas superficiales, cuya realización completa crece con el incremento de la temperatura de calentamiento y por tanto de la velocidad de corte. El aumento del volumen específico del metal de las capas superficiales, al realizarse el temple implica una reducción de las tensiones residuales de tracción, que se forman a bajas velocidades de corte y a su transformación en tensiones de compresión al efectuarse la elaboración a elevadas velocidades (**fig. 5.5**).

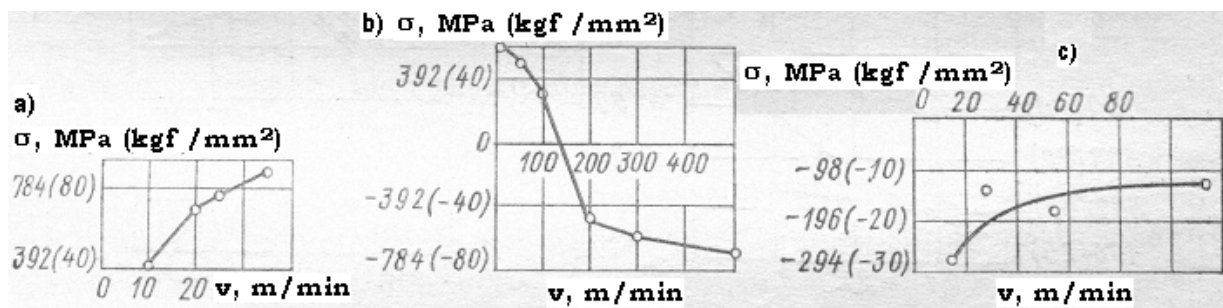


Fig. 5.5. Influencia de la velocidad de corte sobre las tensiones residuales durante el torneado, según varios autores.

Cuando se elaboran por corte materiales de baja plasticidad, con la generación de virutas fragmentadas, que provocan la formación de tensiones residuales de compresión, el incremento de la velocidad puede provocar la aparición de tensiones residuales complementarias de tracción, que al sumarse algebraicamente con las de compresión existentes, reducen su valor e inclusive pueden aniquilarlas cambiando el estado tensional del metal de las capas superficiales (convertirlo en un estado con tensiones residuales de tracción).

5.6.2.1. Formación de las tensiones residuales durante el torneado de acabado de piezas en estado de temple y revenido.

Se ha demostrado que para alcanzar el éxito durante el torneado de acabado de las piezas en estado de temple y revenido, se hace necesario crear en la zona de corte condiciones análogas a las existentes en el torneado de piezas en estado de suministro o abastecimiento (generalmente recocidas y en menor medida normalizadas), lo que puede lograrse, fundamentalmente, reduciendo la temperatura de corte a menos de 973 K (700° C). Con esta medida se garantiza el predominio del factor de fuerza sobre el térmico en dicha zona, elevando considerablemente, en comparación con el rectificado, los indicadores de la calidad físico – mecánicos de las capas superficiales, entre los cuales la formación de tensiones residuales de compresión desempeña un papel protagónico.

Durante el torneado de materiales templados, el incremento del calentamiento de las capas superficiales, asociado al crecimiento de la velocidad de corte, puede ocasionar el revenido del metal y la reducción de su volumen específico, que equivale a la reducción de las tensiones residuales de compresión, surgidas bajo la acción del campo tensional de la superficie de ataque de la herramienta cortante a bajas velocidades de corte (**fig. 5.5c**).

El aumento del avance y de la profundidad de corte, hasta determinados valores, en combinación con otras condiciones favorables, durante el torneado de piezas templadas, contribuye con el crecimiento de las tensiones residuales de compresión, al reforzarse el grado de deformación plástica.

Con el aumento del valor negativo del ángulo de ataque γ y del valor positivo del ángulo de inclinación del filo cortante principal λ se incrementa la deformación plástica del metal de las capas superficiales, que va acompañado del crecimiento de las tensiones residuales de compresión.

En la **fig. 5. 6** se muestra un esquema, donde se indican los **parámetros geométricos** recomendados para las **cuchillas** con placas de carburos sinterizados **K01, K05, K10** (por las Normas **ISO**), destinadas a los cortes de semiacabado y acabado del acero con una dureza HRC hasta 65. Resulta conveniente asentar las placas de las cuchillas con muelas de diamantes hasta alcanzar en sus superficies una rugosidad $R_a = 0,25 \mu\text{m}$, pues con esta medida se puede duplicar su período de vida útil.

La composición de los líquidos lubricante-refrigerantes (L.L.R.) y los procedimientos para su aplicación en la zona de corte también influyen en los valores y signos de las tensiones residuales. La utilización de líquidos lubricante – refrigerantes introduce cambios en los procesos físico – químicos que se desarrollan en la zona de contacto de la herramienta cortante con la superficie que se elabora, condicionando el estado tensional de las capas superficiales. Se conoce que un mismo líquido, en dependencia del método y condiciones de la elaboración, ejerce influencia desiguales en el valor y signo de las tensiones residuales. La aplicación de los L.L.R. favorece la estabilidad de la obtención de tensiones residuales de compresión en las capas superficiales del metal durante el torneado de acabado de piezas de elevada dureza.

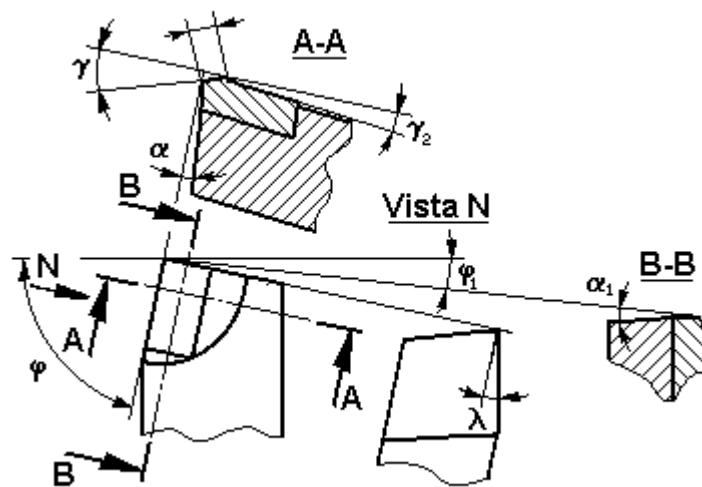


Fig. 5.6. Parámetros geométricos de la cuchilla: $\varphi = 45... 90^\circ$; $\varphi = 10... 45^\circ$; $\gamma = 0... (-12)^\circ$; $\gamma_1 = \text{hasta } 5^\circ$; $\lambda = 5... 15^\circ$; $\alpha = 10... 12^\circ$; $\alpha_1 = 8... 12^\circ$; $f = \text{hasta } 10 \text{ mm}$; $r = 1... 2 \text{ mm}$.

El carácter de la influencia de los L.L.R. sobre las macrotensiones tecnológicas en gran medida depende de la cantidad de calor que se desprende en la zona de corte, que determina el desarrollo de los procesos de ablandamiento en las capas superficiales y por tanto influye en su estado tensional.

La influencia de los L.L.R. sobre la formación de las tensiones residuales en las capas superficiales de las piezas en estado de temple y revenido durante el torneado ha tenido poca difusión en la literatura científico – técnica, a pesar de que desempeña un papel determinante en la obtención de un estado tensional de compresión.

Por esta razón, avalado por los resultados obtenidos por el autor del presente trabajo, se **recomienda** el empleo de **líquidos con alta capacidad refrigerante**: el más barato resulta el agua, que a su vez es altamente corrosiva, por lo que es dañina para todo el sistema tecnológico máquina – dispositivo – herramienta – pieza, particularmente para el torno y la pieza

que se elabora; sin embargo, al añadirle una pequeña dosis de alguna sustancia pasivante se logra, sin afectar su efecto altamente refrigerante, crear una película protectora sobre las superficies en que se derrama, que por ejemplo le permite a las piezas elaboradas permanecer más tiempo a la intemperie sin oxidarse (en comparación con las elaboradas utilizando emulsión normal). Pueden ser empleadas con estos fines las siguientes soluciones acuosas 0,05 g de dicromato de potasio por litro de agua (no debe ser más fuerte, debido a que en concentraciones mayores el dicromato de potasio es dañino para la salud); 0,5 g de nitrito de sodio; polifosfato de sodio o de potasio (cualquiera de las tres sustancias) por litro de agua; 5,0 g de cal por litro de agua. Además de su efecto positivo sobre la formación de tensiones residuales de compresión en las capas superficiales de las piezas elaboradas, con el empleo de estas soluciones acuosas se ahorra la utilización de aceites solubles para crear las emulsiones normales.

5.6.3. Formación de las tensiones residuales durante el rectificado.

El proceso de rectificado tiene lugar bajo tensiones extraordinariamente grandes, que surgen en una capa fina de metal y la viruta, que se arranca a alta velocidad de corte (en decenas de veces superior a las velocidades empleadas en corte con herramientas metálicas y de carburos sinterizados) y en presencia de elevadas temperaturas en la zona de corte, que en ocasiones se acercan a la temperatura de fusión del material que se elabora.

En estas condiciones, cada una de las causas de surgimiento de las tensiones residuales en las capas superficiales, señaladas con antelación, en un principio, pudiera predominar, pero en realidad en los materiales ordinarios predomina el factor térmico sobre el factor de fuerza, por lo que las tensiones residuales resultantes son de tracción, debido, entre otras cosas a que durante el proceso:

- ▶ Las condiciones de enfriamiento empeoran.
- ▶ Se reduce la conductividad térmica del material que se elabora.
- ▶ La muela abrasiva se pone roma y enmugrese.

Resulta conveniente aclarar que durante el rectificado de materiales con tendencia a las transformaciones fásicas, el aumento del calentamiento de la pieza que se elabora puede conducir a cambios estructurales, que condicionan el surgimiento de tensiones residuales de diferentes signos, tendientes a reducir las propiedades de explotación del metal de las capas superficiales.

5.6.4. Formación de las tensiones residuales durante el asentado.

Prácticamente todos los procesos de asentado se ejecutan a comparativamente bajas velocidades y presiones insignificantes por eso el calentamiento del metal de las capas superficiales no es grande y no puede constituir la causa de la aparición de tensiones residuales térmicas.

Además, conjuntamente con las operaciones de asentamiento se verifican los procesos de deformación plástica y el endurecimiento por acritud del metal de las capas superficiales, los cuales se fortalecen al pasar el asentamiento del régimen de microcorte al de fricción (pulido). En correspondencia con lo expuesto, durante el asentamiento en las capas superficiales generalmente surgen tensiones residuales de compresión, comparables, por su magnitud, con las obtenidas a través de los otros tipos de elaboraciones mecánicas.

Según A. A. Matalin, al someter un acero con una composición similar al **acero** de la **AISI 1050**, en estado de temple al **superfinish**, las **tensiones residuales** alcanzan valores de **844 MPa** y se difunden hasta una profundidad **h = 0,005 a 0,015 mm** (**fig. 5.7**). Aquí se puso de manifiesto que al pasar, durante el superfinish, del régimen de microcorte al régimen de pulido, las tensiones residuales de compresión se incrementaron desde **- 234** a **- 844 MPa** (incrementaron su valor en más de tres veces).

La deformación plástica del metal de las capas superficiales durante el bruñido del acero también provoca tensiones residuales de compresión, cuyos valores y profundidad de penetración están muy próximos a los que se obtienen mediante el superfinish.

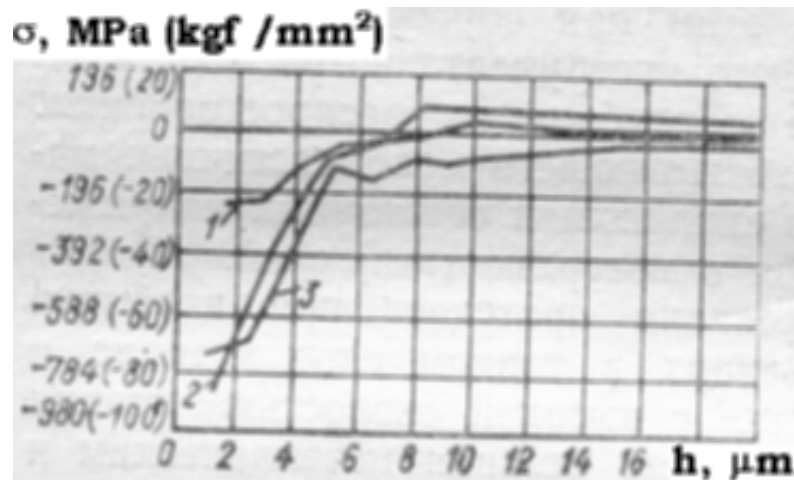


Fig. 5.7. Tensiones residuales durante el trisboacabado del acero templado: 1) Régimen de microcorte; 2 y 3) Regímenes de pulido.

Capítulo 6. Fundamentos teóricos de la fricción y el desgaste.

6.1. Generalidades.

Los procesos de destrucción superficial de los elementos de máquinas bajo la influencia de acciones externas se pueden dividir en **corrosión** y **desgaste**. El **desgaste** (**como acción**) es un proceso de destrucción y separación del material de la superficie del cuerpo sólido y/o la acumulación de su deformación residual durante la fricción, que se pone de manifiesto en el cambio paulatino de las dimensiones y/o forma de dicho cuerpo. El **desgaste** (**como efecto**) es el resultado de la acción descrita y se determina en las unidades establecidas.

El desgaste es inevitable cuando dos superficies soportan deslizamiento o resbalamiento bajo la acción de carga (s). Además de los mecanismos y máquinas, existen en la vida común muchos ejemplos típicos donde se puede apreciar el desgaste (en las ropas, calzados, joyas, dentaduras, etc.).

Aunque el desgaste es una causa-efecto indeseable, al mismo tiempo resulta inevitable, imposible de eliminar, por lo que sólo se puede aspirar a reducirlo lo más posible en cada caso específico.

El desgaste de los metales y sus aleaciones constituye un problema de gran importancia para la ciencia y la actividad práctica del hombre.

La cantidad total de investigaciones y de trabajos publicados, dedicados al problema de la fricción y el desgaste, en la actualidad, está en el orden de centenares de miles. Sin embargo, el estudio de estos fenómenos aún continúa siendo insuficiente: hoy por hoy no existe una definición concluyente sobre la esencia física de la fricción y el desgaste y de su relación con las propiedades físicas y mecánicas de los pares acoplados bajo diferentes condiciones de fricción. Tampoco existe una teoría general sobre la fricción y el desgaste, con la ayuda de la cual se pudiera explicar experimentalmente las leyes del desgaste y predecir el comportamiento de los diferentes metales y aleaciones en el caso de ser sometidos al desgaste al cambiar las condiciones de la fricción y de sus características mecánicas. Las teorías publicadas por los investigadores más relevantes de esta rama de la ciencia, resultan adecuadas sólo bajo determinadas condiciones de fricción y explican bien algunos fenómenos particulares, que no abarca el complejo de interrogantes existentes en torno a la fricción y el desgaste.

Las características del desgaste son:

1. **El desgaste lineal U** , en μm , que es el cambio de la dimensión de la superficie durante el desgaste, medido perpendicular a dicha superficie.

2. **La velocidad de desgaste $\gamma = dU/dt$ ($\mu\text{m}/\text{h}$) o $\gamma_1 = dG/dt$ (mg/h)**, que es la relación entre la magnitud del desgaste y el tiempo, en el transcurso del cual él surge.

3. **La intensidad del desgaste $I_h = dU/ds$:** relación entre la magnitud del desgaste lineal y el espacio de fricción ds , en que ocurrió el desgaste. " I_h " es una magnitud adimensional, si el desgaste y el espacio de fricción se expresan en las mismas unidades.

En algunos casos resulta conveniente utilizar la intensidad del desgaste según la masa I_G , según el volumen I_v o la intensidad energética del desgaste I_w :

$I_G = G/S$; $I_v = V/S$ e $I_w = V/W_F = V/FS$, siendo W_F el trabajo de la fuerza de fricción y F la fuerza de fricción.

El desgaste se clasifica por síntomas cinemáticos en correspondencia con las particularidades del proceso de destrucción y con los fenómenos que lo provocan, así como por las condiciones de trabajo y otros.

En la clasificación del desgaste tampoco existe un criterio unificado en los trabajos de Bowden, F. P., Jruchshov M. M., Kostestkii B. I. , Kraguielskii I. V., Rabinowicz E., Sarkar A. D. y otros. Ni hay coincidencias en sus opiniones sobre la difusión de los distintos tipos de desgaste.

La siguiente clasificación está dada en dependencia de la naturaleza de los procesos que ocurren en la zona de contacto:

1. **Tipos de desgaste mecánico:** Abrasivo, adhesivo, hidroabrasivo, gasoabrasivo, erosivo, cavitacional, por fatiga y por fretting.
2. **Tipos de desgaste corrosivo - mecánico:** Oxidante y la corrosión fretting.
3. **Tipo de desgaste provocado por la acción de la corriente eléctrica:** Electroerosivo.

➤ **Tipos de desgaste mecánico:**

➤ **Desgaste abrasivo:** Ocurre como resultado de la acción cortante o de rayaduras de partículas o cuerpos duros. Las partículas abrasivas son las suciedades, polvos, arenas que caen entre las superficies en contacto, procedentes del lubricante o del aire, así como también pueden aparecer como producto de otros tipos de desgastes o procesos destructivos (del agarramiento, de la oxidación y otros). Este desgaste es típico para muchos tipos de piezas de máquinas excavadoras, perforadoras, constructoras, agrícolas y otras, que trabajan en medios donde existen partículas abrasivas. La velocidad de este desgaste es muy elevada: desde 0,1 hasta 100 $\mu\text{m}/\text{h}$.

➤ **Desgaste hidroabrasivo:** Se manifiesta como el resultado de la acción de partículas o cuerpos sólidos arrastrados por flujos de líquidos. Tiene lugar, con mayor frecuencia, en los molinos, en los impelentes de reactores, en las ruedas y carcasas de bombas, en los transportadores de tornillos sin fin, etc.

➤ **Desgaste gasoabrasivo:** Tiene lugar al ser arrastrado dos partículas o cuerpos sólidos por flujos gaseosos y actual sobre las superficies. Ejemplos: chimeneas y ventiladores.

➤ **Desgaste erosivo:** Se debe a la acción de un flujo de líquido o gas sobre la superficie.

➤ **Desgaste cavitacional:** Consiste en el desgaste de la superficie debido al movimiento relativo de un cuerpo sólido en un líquido en condiciones de cavitación. En condiciones de cavitación trabajan las hidroturbinas, las hélices, los elementos de máquinas sometidos al enfriamiento en agua, las tuberías, etc.

➤ **Desgaste adhesivo:** Generalmente se define como el resultado de la acción de la soldadura, adherencia o unión local entre las superficies del par acoplado, bajo el efecto de fuerzas moleculares. Experimentalmente se han observado los siguientes síntomas, que confirman la presencia del desgaste:

➤ El desprendimiento del material de una superficie, en forma de partículas microscópicas o sub-microscópicas y su transferencia a la otra. En este caso los daños causados a la superficie sólo pueden observarse a través del microscopio y esas partículas son detectadas mediante radiografías, por lo que la destrucción no llega a ser catastrófica.

➤ La formación de manchas macroscópicas en forma de películas finas del material más blando sobre el más duro del acoplamiento, por ejemplo las manchas de bronce sobre el acero (en árboles, tornillos sin fin, pernos, etc.). Este fenómeno constituye la etapa pre-catastrófica del deterioro de las superficies de rozamiento.

➤ La transferencia del material más duro hacia la superficie blanda, por ejemplo el bronce, como consecuencia de la adhesión se transfiere a la goma y al plástico. En la superficie más dura se forman surcos debidos a las rayaduras provocadas por el material transferido, que ya se encuentra con elevada acritud.

➤ El desprendimiento del material con la formación de surcos profundos, salientes y ondulaciones (por ejemplo, en las válvulas distribuidoras de las bombas para el trasiego de combustibles).

➤ **Desgaste por fatiga:** Se debe a la acción reiterada (térmica y/o mecánica), que sufre la mancha de contacto a partir de las otras manchas, lo que posibilita la formación de grietas en el material y su ulterior destrucción. Las grietas de fatiga, que surgen en la superficie de rozamiento se propagan hacia el interior de las capas superficiales, en la mayoría de los casos ayudadas por el propio lubricante. Cuya presión es pulsante. Este tipo de deterioro se aprecia mucho en las capas de antifricción de los cojinetes de deslizamiento.

➤ **Desgaste por fretting:** Se define como un tipo de desgaste provocado por el deslizamiento relativo, *de pequeña amplitud*, entre las dos superficies en contacto (una con respecto a la otra). Como es lógico, en todo sistema tribológico las superficies se encuentran bajo carga, pero lo más importante que diferencia al *fretting* del movimiento oscilatorio general es que precisamente el par fricción sufre la acción de cargas de amplitud muy pequeña, en el rango de 20 a 400 μm . La pérdida de

material provocada por el movimiento oscilatorio de baja amplitud es pequeña.

Un serio problema es que el *fretting* surge en cavidades localizadas que actúan como centros para la iniciación de las grietas que a la larga ocasionan la rotura por fatiga.

Sin embargo, el *fretting* puede ocurrir tanto en una atmósfera inerte, como en un par confeccionado de oro o platino.

➡ **Tipos de desgaste corrosivo - mecánico:**

➡ **Desgaste Oxidante:** Ocurre en el caso en que sobre las superficies en contacto se forman películas de óxidos, las que durante el proceso de rozamiento se destruyen y de nuevo se forman; los productos del desgaste están compuestos por óxidos. Este desgaste se diferencia de los otros tipos corrosivo – mecánicos por la ausencia de un medio agresivo, transcurre lo mismo a temperaturas normales, que elevadas; Durante el rozamiento en seco o semiseco.

La intensidad del desgaste puede ser extremadamente significativa, pero la superficie de rozamiento conserva su baja rugosidad y eso se debe a que los óxidos obstaculizan el agarramiento de las superficies. A temperatura ambiente la oxidación de las superficies se activa por la deformación plástica, por eso uno de los métodos de lucha contra este tipo de desgaste lo constituye la formación de superficies de rozamiento con elevada dureza.

Al desgaste oxidante están sometidos los calibres; las piezas de las uniones de charnelas; los tirantes y palancas de los mecanismos de dirección, que trabajan sin lubricación; las ruedas metálicas de las transmisiones por fricción; así como algunas piezas que forman pares de fricción por rodadura.

La elevación de la temperatura favorece el crecimiento de las películas de óxidos, mientras que las vibraciones facilitan su destrucción.

➡ **Desgaste por *fretting-corrosion*:**

La ***fretting corrosion*** es una de las consecuencias de las tensiones mecánicas, que puede conducir a la destrucción del metal por fatiga o por fuerza corrosiva. Esta destrucción tiene lugar en la superficie de división de dos cuerpos en contacto entre sí, siendo ambos (o uno de ellos), metálicos y ligeramente se deslizan, uno con respecto al otro. El deslizamiento tiene un carácter generalmente oscilatorio, por ejemplo durante las vibraciones. El deslizamiento continuo, cuando un rodillo gira un poco más rápido que el que contacta con él, conduce a una destrucción análoga. A este tipo de destrucción pertenecen el desgaste corrosivo y la oxidación durante el rozamiento.

La destrucción, como consecuencia de la *fretting corrosion*, se caracteriza por la decoloración de la superficie metálica y en el caso del movimiento

oscilatorio, por la formación de “úlceras”, en las cuales se engendran las grietas de fatiga.

Los productos de la corrosión se compactan entre las superficies que rozan; en el caso del acero están formados fundamentalmente por $(\text{Fe}_2\text{O}_3)\alpha$ con una pequeña cantidad de polvo de hierro.

Frecuentemente la *fretting corrosion* es la causa de: la destrucción de resortes, cabezas de tornillos y remaches, piezas de mecanismos autoalineadores de los cojinetes, los tornillos de paso regulado, las piezas ajustadas en caliente, los contactos del releé eléctrico y de muchos mecanismos sometidos a las vibraciones.

➤ **Tipos de desgaste debido a la acción de la corriente eléctrica:**

➤ **Desgaste electroerosivo:**

En **Mecánica**, en el sentido más estrecho de la palabra, se entiende por **erosión**: la destrucción de las superficies de los materiales como consecuencia de la acción mecánica de un flujo de alta velocidad de líquido, gas o vapor. Si la destrucción tiene lugar bajo la influencia de cargas eléctricas se denomina **electroerosiva**.

Como puede apreciarse de las definiciones vinculadas a los tipos de desgaste y sus ejemplificaciones, sólo se pretende dar una idea general de cada una, sin profundizar en sus mecanismos, ni en los métodos de combatirlos, pues se aparta de los objetivos del presente material, no obstante en la referencia bibliográfica, puede localizarse la documentación apropiada al efecto.

Empero, hay algo en que se debe enfatizar: en la vida real resulta muy difícil encontrar elementos y pares de rozamiento o fricción sometidos a un solo tipo de desgaste, puede prevalecer uno, pero casi siempre está acompañado de al menos otro. Por esta razón es que en la literatura contemporánea se encuentre una amplia gama de criterios y clasificaciones del desgaste.

6.2. Leyes fundamentales del rozamiento (fricción) externo de los cuerpos sólidos.

El rozamiento (fricción) externo es un fenómeno de resistencia al desplazamiento relativo, que surge entre dos cuerpos en las zonas de contacto de las superficies, por sus tangentes y que va acompañado de la disociación de energía.

En dependencia de la presencia del movimiento relativo se distinguen el rozamiento estático y cinemático (en movimiento); por el carácter del movimiento puede ser por desplazamiento y por rodadura; también puede efectuarse en seco y en presencia de material lubricante.

Desde el punto de vista energético, el rozamiento (la fricción) es un proceso disipativo, que se caracteriza por la transformación del trabajo exterior, gastado en vencer la fuerza de rozamiento, en trabajo térmico (del 75 al

100%), eléctrico, químico y en otros tipos de energía. Una pequeña parte del trabajo de rozamiento se gasta en aumentar la energía interna de las capas superficiales de los cuerpos en contacto.

A la hora de explicar cualquier proceso de desgaste se deben tener en cuenta algunos de los postulados fundamentales, derivados de las representaciones clásicas sobre la naturaleza del rozamiento:

- 1) La fuerza de rozamiento es proporcional a la carga.
- 2) El coeficiente de rozamiento se determina por la naturaleza de los cuerpos en contacto y no depende del área geométrica de su contacto, así como tampoco depende de las condiciones en que se produce la fricción (velocidad, carga, etc.).
- 3) El coeficiente de rozamiento estático es mayor que el de rozamiento dinámico.

Las investigaciones en la rama de la teoría de la fricción y la experiencia acumulada por la práctica, en el transcurso del último siglo, han demostrado que los aspectos dados tienen un carácter muy aproximado y en una serie de casos concretos no se cumplen; por ejemplo, se ha establecido que el coeficiente de fricción puede variar en rangos bastantes amplios en dependencia de las condiciones del rozamiento (de la carga, la velocidad, el carácter del medio, el estado de la superficie, etc.).

La complejidad de los procesos que tienen lugar en la zona de contacto de los cuerpos sólidos ha permitido el surgimiento de varias hipótesis y teorías sobre la fricción (el rozamiento) externa. Son conocidas las teorías molecular, mecánica, molecular - mecánica, eléctrica y otras; de ellas la que ha alcanzado el desarrollo más profundo ha sido la **molecular - mecánica** propuesta por el científico ruso I. V. Kraguiskii y el físico inglés F. Bowden, que trabajó de manera independiente del primero.

La **teoría molecular - mecánica** se fundamenta en la representación de la doble naturaleza de la fricción y el carácter discreto del contacto entre las superficies reales de los cuerpos sólidos. Las irregularidades sobre la superficie de cualquier cuerpo sólido condicionan el contacto en determinadas áreas elementales (manchas) de contacto. El área total del contacto real \mathbf{S}_r está formada por la suma de las áreas de todas las manchas

de contacto, es decir, $\mathbf{S}_r = \sum_{i=1}^n \mathbf{S}_i$ y depende de la carga externa \mathbf{N} y de las

propiedades mecánicas de los cuerpos en contacto. Para el contacto estático $\mathbf{S}_r \approx \mathbf{N}/\mathbf{H}$, siendo \mathbf{H} la dureza del componente menos duro de los dos cuerpos en contacto. Para el contacto dinámico $\mathbf{S}_r \approx (\mathbf{aN})/\mathbf{H}$, donde \mathbf{a} es un coeficiente que depende de la capacidad de endurecimiento del metal en el proceso de rozamiento, mientras mayor es la capacidad de endurecimiento del metal, menor es \mathbf{a} . Cuando hay endurecimiento del metal en la zona de contacto $\mathbf{a} \approx \mathbf{2 a 7}$. En el caso del ablandamiento de la superficie, por ejemplo: el que se produce como resultado de un calentamiento intensivo por fricción, \mathbf{a} puede tomar valores superiores a los señalados.

La interacción de las superficies durante la fricción se manifiesta en la formación del área real de contacto, así como también en el surgimiento entre ellas de enlaces que crean la resistencia a su traslación recíproca. De acuerdo con la **teoría molecular-mecánica**, los enlaces superficiales durante el rozamiento se forman fundamentalmente como consecuencia de la deformación elástico-plástica y la interacción adhesiva de sus superficies. Según F. Bowden: la **fuerza de rozamiento** es la suma de las resistencias al cizallamiento de los compuestos metálicos F_c y de las resistencias a la separación plástica del metal menos resistente durante el movimiento de las microirregularidades del metal más duro introducidas en él F_p , es decir $F = F_c + F_p = \theta S_r + \tau S$, donde θ es la resistencia del metal al cizallamiento, S_r es el área del contacto real, τ es el límite de fluencia del metal menos duro y S es el área de los perfiles de las rayaduras.

En correspondencia con la teoría de I. V. Kraguiskii, la fuerza de fricción está formada por una componente molecular y otra mecánica. Esta teoría tiene como componente principal su posición sobre los enlaces que se establecen durante la fricción, denominados **manchas de contacto**, que surgen, existen y se destruyen bajo la acción conjunta de fuerzas normales y tangenciales, de ahí que plantee: "**la fricción** es el proceso de vencimiento de estos enlaces establecidos".

El coeficiente de fricción para la irregularidad unitaria en movimiento puede ser determinado de la relación: $f = (\tau_o / Pr) + \beta + Kx \sqrt{h/r}$, siendo τ_o : La resistencia específica al cizallamiento de los enlaces moleculares; Pr : la presión real en el contacto; β : el coeficiente de endurecimiento de los enlaces moleculares cuando actúan tensiones de compresión; $Kx = 0,55$: para el contacto plástico y para el contacto elástico $Kx = 0,19\alpha_h$ (α_h : coeficiente de las pérdidas por histéresis y es igual a la relación entre el trabajo que se convierte en calor y la energía de la deformación elástica); h : la profundidad de penetración de la irregularidad en la superficie del contracuerpo; r : radio de la irregularidad unitaria.

La fórmula de la ley generalizada de la fricción, obtenida por Kraguiskii, I. V., tiene la forma: $f = \alpha S_r / N + \beta$, donde α y β son parámetros que dependen de las propiedades mecánicas y moleculares de las superficies en contacto.

6.3. Desgaste de los metales durante el rozamiento.

Un papel importante en el fenómeno del desgaste lo desempeñan los procesos de deformación elástica y plástica que tienen lugar en las capas activas de los cuerpos en contacto. La deformación plástica se localiza en los microvolúmenes de la capa superficial del metal, adyacentes a las manchas del contacto. En el transcurso del rozamiento las manchas del contacto continuamente se trasladan por la superficie de fricción, incorporando consecutivamente a toda ella al proceso de deformación; esto trae como consecuencia que en la superficie de fricción se logre una gran

homogeneidad y un alto grado de deformación plástica, los cuales resultan prácticamente imposible lograr durante la deformación volumétrica. Se ha establecido que ciertos microvolúmenes del material en la zona de contacto se someten a la acción de tensiones multilaterales de compresión, lo que da la posibilidad de que pueda ocurrir la deformación plástica en fases tan frágiles como los carburos y la martensita.

La deformación plástica (proceso primario fundamental que condiciona la aparición del desgaste; que a su vez conlleva a la destrucción que es el proceso final) conduce a la formación en las capas superficiales de los cuerpos en contacto de una gran cantidad de defectos de la estructura cristalina (de defectos puntuales, dislocaciones, defectos de empaquetadura, maclajes y otros), a una fuerte fragmentación de los granos y a la formación de la textura (estructura fibrosa) del metal. Todo esto condiciona un alto nivel de endurecimiento por deformación de las capas superficiales del metal, que generalmente se reduce bruscamente con el aumento de la distancia hasta la superficie de rozamiento.

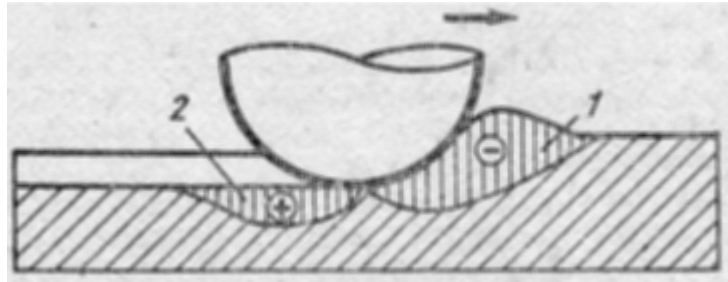


Fig. 6.1. Esquema de la interacción de una irregularidad esférica rígida, en movimiento y una superficie metálica idealmente plana: 1) Zona de las tensiones de compresión; 2) Zona de las tensiones de tracción.

En los últimos decenios, en el mundo entero, se han realizado múltiples investigaciones vinculadas a la interacción de las microirregularidades en la zona de contacto de los cuerpos que friccionan entre sí. Ha sido demostrado que cada microirregularidad unitaria, introducida en la superficie del contracuerpo, al ponerse en movimiento crea en el mismo dos zonas de tensiones, diferentes por su signo (**fig. 6.1**): En la parte delantera de la microirregularidad, en la zona de las tensiones de compresión, surge un rollete a partir del metal deformado; en la parte zaguera de la microirregularidad, como resultado de la acción de la fuerza de fricción en el material del contracuerpo, surgen tensiones de tracción. La interacción adhesiva surge en la frontera de la zona de las tensiones de compresión con la irregularidad. En la misma medida en que se desplaza el microsaliiente dentro de los límites permitidos por la resistencia de los enlaces adhesivos en el contacto, el rollete crece a costa del material compactado durante el desplazamiento. En la zona zaguera del saliente, correspondientemente, crece la deformación de tracción. Al alcanzar el valor crítico de traslación de

la irregularidad, ocurre la ruptura de los enlaces moleculares en el contacto, conjuntamente con lo cual la irregularidad aplasta al rollete o lo sobrepasa (salta). De esta forma puede apreciarse que el material del contracuerpo soporta, en una pasada del microsaliante, la acción sucesiva de las tensiones de compresión y de tracción.

6.4. Tipos de violaciones de los enlaces por fricción.

I. V. Kraguieskii y sus colaboradores demostraron que en dependencia de la resistencia a la rotura por cizallamiento de los enlaces moleculares en relación con el límite de fluencia del material τ_1/G_s y de la magnitud de la penetración relativa de las irregularidades de las superficies comprimidas h/R (h : profundidad de la penetración de la irregularidad en la superficie del contracuerpo y R : radio de la irregularidad), existen cinco tipos de violaciones de los enlaces por fricción y consecuentemente cinco tipos de estados tensionales en la zona de contacto de la irregularidad con el contracuerpo (**fig. 6.2**).

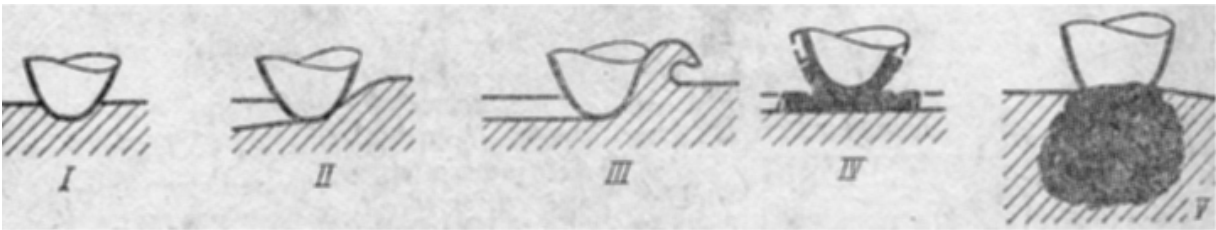


Fig. 6.2. Esquemas de los estados tensionales producto de las violaciones de los enlaces por fricción: I) Separación elástica; II) Separación plástica del metal; III) Microcorte; IV) Agarramiento de la cascarilla en la superficie de los materiales y su destrucción; V) Agarramiento de las superficies metálicas.

I. **Separación elástica:** Este tipo de estado tensional en la zona de contacto surge durante el rozamiento de materiales de alta resistencia, así como durante el período de desgaste establecido. La rotura de la superficie ocurre por fatiga (*fatiga por fricción*). El número de ciclos hasta la rotura es muy grande ($n \rightarrow \infty$); para el *acero* $h/R < 0,01$ y para las *aleaciones no ferrosas* $h/R < 0,0001$.

II. **Separación plástica del metal:** Se caracteriza por la deformación residual de la superficie después de pasar el microsaliante; para el *rozamiento en seco* $h/R < 0,1$ y para el *límite* $h/R < 0,3$.

En este tipo de estado tensional surge una fatiga por fricción de bajo ciclo en las capas superficiales del metal, fundamentalmente ocurre en el período del desgaste inicial, así como durante el rozamiento de materiales plásticos ($1 < n < 10^5$).

III. **Microcorte:** Se caracteriza por la formación de microvirutas; para el rozamiento en seco $h/R > 0,1$ y para el límite $h/R > 0,3$.

La rotura del material ocurre en un solo ciclo ($n = 1$).

Este es un tipo de destrucción catastrófica, generalmente se observa durante la acción del *abrasivo* fijado en la superficie del metal.

IV. **Agarramiento de la cascarilla en la superficie de los materiales y su destrucción:** Ocurre durante el rozamiento con lubricantes sólidos en el caso de formación de películas de óxidos resistentes en la superficie de los metales. Este es un tipo de destrucción favorable, ya que el proceso de ruptura se localiza dentro de la película (cascarilla) superficial; la destrucción del metal básico ocurre después de un gran número de ciclos ($n \rightarrow \infty$). Para que este tipo de destrucción de los enlaces por fricción ocurra, debe existir un gradiente positivo de las propiedades de resistencia en la capa superficial del material ($d\tau/dh > 0$, siendo τ la resistencia al deslizamiento y h la distancia de la superficie).

V. **Agarramiento de las superficies metálicas:** Se observa cuando hay un gradiente negativo de las propiedades de resistencia en la capa superficial del metal ($d\tau/dh < 0$). Este es un tipo de destrucción catastrófica en los enlaces por fricción: ocurre después de una pasada del microsaliante ($n = 1$).

6.5. Agarramiento de los metales durante el rozamiento.

Generalmente se entiende por **agarramiento** de los metales el fenómeno de formación de enlaces metálicos entre los sectores de la superficie de los cuerpos en contacto durante su acercamiento a una distancia en el orden de las interatómicas. El agarramiento de las superficies metálicas ocurre bajo diferentes condiciones de rozamiento: entre materiales iguales y diferentes, en el aire y en medios líquidos y gaseosos a elevadas y a bajas temperaturas (inclusive por debajo de 0°C).

El agarramiento más intensivo se observa en el vacío, en medios reductores y neutrales. El incremento de la temperatura en la zona de contacto, en sentido general, facilita la activación del agarramiento. Se ha establecido que la **deformación plástica** del metal *en la zona de contacto* es una *condición necesaria* para el surgimiento y el desarrollo de los *centros (puentecillos) de agarramiento*. Una serie de investigadores consideran que la deformación plástica que ocurre en este caso rompe, fundamentalmente, las películas superficiales que ensucian las superficies metálicas y también facilita la formación y desarrollo del contacto entre las superficies limpias formadas de nuevo.

Sin embargo, existen datos que evidencian que la *deformación plástica* conduce a un estado de excitación de las capas superficiales del metal. Este estado se caracteriza por una *elevada densidad* de los *defectos de la estructura cristalina*, por la textura del material, por la reducción del trabajo

de salida de los electrones, etc., esta "activación" de la superficie de los cuerpos en contacto facilita el desarrollo del proceso de agarramiento.

Una gran influencia en el desarrollo del agarramiento ejercen el tipo de red cristalina, la presencia o ausencia de la solubilidad recíproca y las características de la deformación de los metales en contacto. En los trabajos de B.I. Kostetskii y N.L. Goliegui se demuestra que en las condiciones de rozamiento (fricción) pueden observarse *dos variedades de agarramiento* de las superficies metálicas: *el atómico (I género)* y *el térmico (II género)*.

El agarramiento de I género se desarrolla a bajas velocidades de deslizamiento (**0,5 m/s**) y grandes presiones específicas en condiciones de un calentamiento por fricción de las superficies no elevado (la *temperatura media volumétrica* en las capas superficiales no sobrepasa los **100 a 150 °C**). Este agarramiento se obtiene como resultado de una deformación plástica intensiva de las capas superficiales del metal, que conduce a la destrucción de las películas de óxido y a la formación del contacto entre las superficies limpias. Esto conduce a una excavación profunda y transferencia del metal menos resistente al más resistente.

El agarramiento de II género surge a grandes velocidades de deslizamiento (≥ 1 m/s) y a grandes presiones, cuando las capas superficiales se calientan intensamente (desde **400 a 1100 °C**), lo que conduce al ablandamiento térmico de las capas superficiales de los metales. En estas capas, por lo visto, ocurren procesos de difusión, que llevan al cambio de la estructura y de la composición química.

6.6 Cambios estructurales de los metales durante el rozamiento (la fricción).

La deformación del metal en la zona de contacto va acompañada de desprendimiento de calor de fricción, lo que trae como consecuencia el calentamiento de las capas superficiales. La temperatura de calentamiento se determina por la intensidad del desprendimiento del calor y por la velocidad de evacuación del mismo de la zona de rozamiento. La intensidad del desprendimiento del calor en una mancha de contacto (tangencia) se determina por fórmulas analíticas, entre las que ocupa un lugar relevante la expuesta en el trabajo de Block, M: $g = f \cdot N \cdot v / A \cdot I$, siendo: **f** - el coeficiente de fricción; **N** - la carga normal; **v** - la velocidad de deslizamiento; **A** - el área de la mancha e **I** - el equivalente mecánico del calor.

Durante el rozamiento se distinguen:

- 1) La temperatura en la mancha unitaria (temperatura de ignición).
- 2) La temperatura media de la superficie.
- 3) La temperatura media volumétrica.
- 4) La temperatura límite sumaria en la superficie de rozamiento.

En las manchas del contacto real, cuyas dimensiones van desde **1** hasta **10 μm**, surgen pequeñas llamaradas como efecto de las elevadas temperaturas (en forma de impulsos) con una duración de **10⁻⁸** a **10⁻⁴** segundos. Esta temperatura puede alcanzar la temperatura de fusión de los metales en contacto.

La temperatura de ignición ejerce una gran influencia en el surgimiento y desarrollo de las reacciones triboquímicas entre las superficies del metal y el medio en que se encuentra. Su cálculo y medición experimental resultan extremadamente complejos.

La temperatura media de la superficie caracteriza las condiciones térmicas en volúmenes y zonas de las superficies conmensurables con las dimensiones de los granos (en el orden de **10 a 100 μm**). Dado el caso de que el contacto se realice entre materiales iguales, cuando el área de tangencia es de forma circular (según Hertz), la temperatura media de la superficie se puede determinar por la fórmula: $t_m = 9.f.N.v/64.I.\lambda.a$, siendo: λ - coeficiente de conductividad térmica del material, a - el radio del área de tangencia.

La temperatura volumétrica caracteriza las condiciones térmicas en volúmenes de las capas superficiales del material con dimensiones de aproximadamente **0,1 a 1,0 mm** y más; experimentalmente se puede medir con facilidad mediante el empleo de microtermopares.

La temperatura límite sobre la superficie de fricción t_Σ se determina como la suma de la temperatura de ignición t_{ig} y la temperatura media de la superficie t_m , es decir: $t_\Sigma = t_{ig} + t_m$.

La gran cantidad de defectos de la estructura cristalina en las capas superficiales de las superficies en contacto y la elevación de la temperatura condicionan el desarrollo intensivo de los procesos difusivos que conducen al cambio de la estructura y de la composición química y física de los materiales. La interacción físico - química de la superficie del metal con el medio ambiente lleva a la formación de las películas, denominadas estructuras secundarias.

Como se demuestra en los trabajos de B.I. Kostetskii, en dependencia de la naturaleza de los materiales y de las condiciones del rozamiento (carga, velocidad, carácter del medio y otros) en la superficie de rozamiento pueden aparecer dos tipos de estructuras secundarias:

1. Una solución sólida sobresaturada de oxígeno u otro elemento activo del medio en el metal.

La película que se forma en la superficie de una estructura dada, tiene una constitución ultradispersa orientada. Se presupone que ella posee "superplasticidad", gracias a la cual puede desplazarse con facilidad por la superficie de rozamiento.

2. Una película de óxidos (o cualquier otro compuesto químico) con una composición no estequiométrica con déficit de oxígeno.

Las estructuras secundarias, al poseer una elevada resistencia, estabilidad térmica, buenas propiedades antifricción y una conductividad térmica reducida, defienden muy bien la superficie del material fundamental de la rotura y posibilitan el desarrollo del desgaste normal (**fig. 6.3**). Si las películas de las estructuras secundarias poseen elevada fragilidad, entonces ellas intensifican el desgaste, por ejemplo la saturación de la superficie del acero con hidrógeno durante el rozamiento en medios que lo contienen (el

agua, algunos tipos de lubricantes, glicerina, etc.), así como también la formación de pares con plásticos y madera puede provocar una elevación brusca de la fragilidad de las capas superficiales.

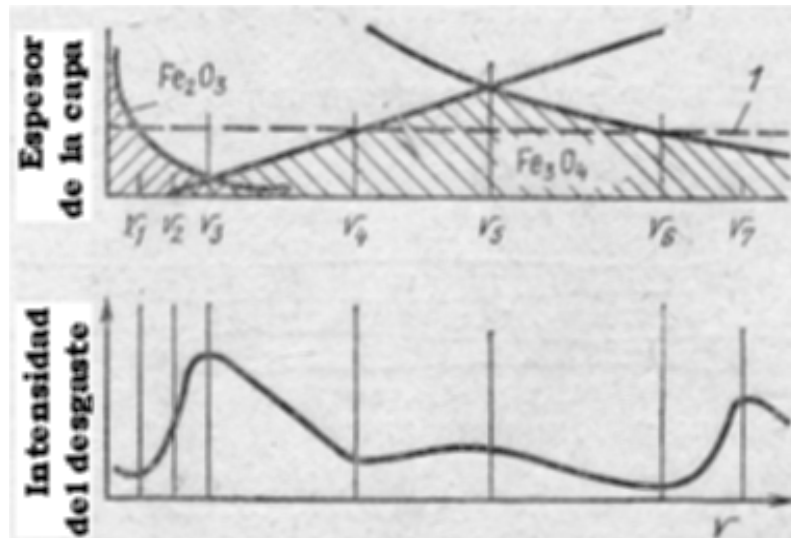


Fig. 6.3. Influencia de la velocidad de deslizamiento (v) sobre el espesor y la composición de la película de óxidos surgida y sobre la intensidad del desgaste de los aceros.

La intensa friabilidad de la capa frágil, saturada de hidrógeno, facilita el desarrollo de un tipo especial de desgaste acelerado de la superficie de rozamiento, que recibe el nombre de **desgaste por la acción del hidrógeno**.

Los procesos difusivos en los microvolúmenes contiguos del metal a la superficie de rozamiento o a las capas de las estructuras secundarias pueden conducir a cambios estructurales significativos en estos microvolúmenes. El calentamiento por fricción facilita el desarrollo en la capa superficial de los procesos de revenido, recuperación y recristalización, lo que propicia el ablandamiento de la superficie, la reducción de su capacidad portadora y el reforzamiento del agarramiento.

En las más difíciles del rozamiento (elevadas presiones y velocidades, ausencia de lubricación), cuando tiene lugar un calentamiento por fricción intenso, en las capas superficiales del acero puede ocurrir la transformación inversa $\alpha \rightarrow \gamma$, surgiendo así la llamada **austenita de fricción o rozamiento**.

La deformación, que disminuya la temperatura A_{c1} , facilita la formación de la *austenita de rozamiento*. I. M. Liubarskii y sus colaboradores detectaron sobre la superficie de rozamiento de un acero aleado al Cr - Ni, de bajo contenido de carbono ($\sim 0,20\%$) y de alta calidad, una capa de *austenita de rozamiento* de un espesor de varios micrómetros; después de detenerse el rozamiento, en el proceso de enfriamiento, esta austenita total o parcialmente se descompuso.

La *austenita de rozamiento* en muchos casos posee elevada estabilidad y puede mantenerse en la estructura del acero después del enfriamiento hasta la temperatura ambiente e inclusive inferior. Esto se explica por el elevado grado de su aleación, así como por la influencia estabilizadora de la acritud fásica y por deformación. Las capas superficiales se enriquecen con elementos aleadores como resultado de su difusión desde las capas profundas del metal (termodifusión y difusión ascendente), además de la influencia del medio circundante.

Así, durante la descomposición térmica del lubricante en la zona de contacto, la superficie del metal puede saturarse de carbono y de otros elementos, contenidos en el lubricante.

La *austenita de rozamiento*, al poseer elevada resistencia y estabilidad térmica, puede incrementar la resistencia del acero al desgaste. La formación de la austenita durante el rozamiento y su enfriamiento acelerado (**temple secundario**) conduce a la aparición de capas blancas en las superficies de las piezas de acero, las cuales se mantienen inmutables (no se colorean) durante el ataque químico de dichas superficies para su análisis metalográfico. Estas capas blancas se caracterizan por una elevada dureza ($H_{\mu}=10$ a 20 GPa) y fragilidad. Se ha establecido, mediante el trabajo de decenas de investigadores de avanzada, que las capas blancas se caracterizan por: una gran dispersión de su estructura, su heterogeneidad química y una composición fásica compleja (en ellas están presentes la **austenita** entre un **20** y **80%**, **martensita de agujas finas** y **carburos**). Bajo condiciones de carga dinámica las capas blancas, por su elevada fragilidad se desmenuzan intensamente, lo que conduce a la destrucción acelerada de la superficie.

6.7. Cinética de los procesos de desgaste.

Sobre la base de muchas investigaciones se ha establecido que el desgaste transcurre no uniformemente en el tiempo y tiene un carácter de etapas múltiples. En el trabajo de las piezas y bloques de piezas de las máquinas generalmente se observan tres períodos de desgaste (**fig. 6.4**): **el inicial** (1), **el estabilizado o normal** (2) y **el catastrófico** (3).

- **Período inicial:** Se caracteriza por una elevada velocidad de desgaste que se va reduciendo paulatinamente con el tiempo. También las condiciones de rozamiento del par van cambiando paulatinamente, ya que en las superficies de los cuerpos que rozan se forma un nuevo relieve y ocurren cambios estructurales de los materiales. En este caso el área de contacto real crece, mientras que la presión media y la temperatura en la zona de contacto disminuyen. En cuanto la estructura y el relieve sobre la superficie de los materiales alcanzan el grado óptimo, para las condiciones dadas de rozamiento, la velocidad de su desgaste disminuye hasta el mínimo.

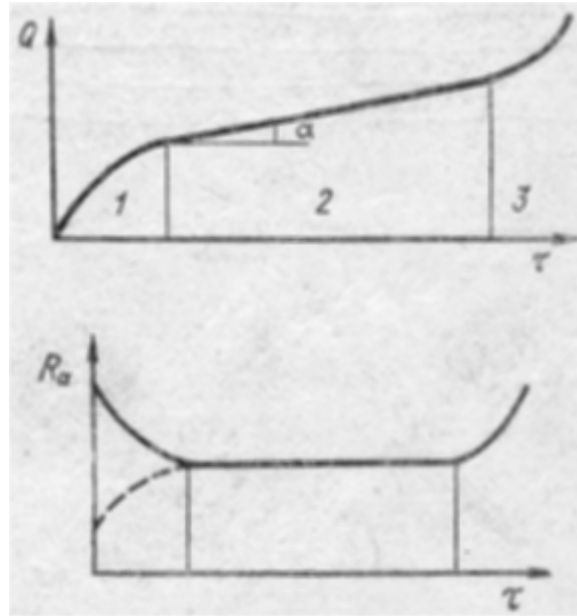


Fig. 6.4 Dependencia del desgaste (Q) y de la altura de las microirregularidades (R_a), sobre la superficie de rozamiento, de la prolongación del trabajo (τ).

- **Período de desgaste normal:** Se caracteriza por una constancia relativa de las condiciones de rozamiento y la velocidad de desgaste. El coeficiente de fricción prácticamente no cambia.

En este período en las capas superficiales de los cuerpos en contacto se establece un equilibrio dinámico entre los procesos de endurecimiento y ablandamiento, así como entre la formación de nuevas estructuras y su destrucción. Los cambios estructurales se expresan relativamente débiles y en las capas superficiales de los materiales se mantiene la estructura óptima (con su correspondiente relieve), formada en el período inicial.

La resistencia al desgaste de los elementos de máquinas en el **período de desgaste normal** o **estabilizado**, así como el tiempo para el comienzo del desgaste catastrófico en gran medida dependen del carácter del relieve y estructura, formados en la superficie de los materiales en el período inicial; por esta razón resulta importante saber regular los procesos de formación del relieve y la estructura sobre las superficies de los elementos de máquinas durante dicho período.

- **Período de desgaste catastrófico:** Ocurre producto del cambio de las holguras en los acoplamientos que rozan; se viola la geometría establecida del contacto, cambiando totalmente las condiciones del rozamiento: crecen la presión y la temperatura, que empeoran las condiciones de lubricación en la zona de contacto, provocando en las capas superficiales de los materiales cambios estructurales indeseables. Además, se rompe el equilibrio dinámico entre los procesos de endurecimiento y ablandamiento, presente en el período anterior, baja el

nivel de resistencia y la capacidad portadora de las superficies de los materiales, lo que propicia el desarrollo de violaciones catastróficas de los enlaces de fricción (agarramiento de las superficies metálicas y microcorte, fundamentalmente).

6.8. Requisitos que deben cumplir los materiales resistentes al desgaste.

La selección y fabricación de materiales resistentes al desgaste resulta una tarea muy difícil, pues el comportamiento de los materiales en presencia del rozamiento está condicionado no sólo por sus propiedades, sino también por las condiciones concretas de la carga. En dependencia de las condiciones en que se desarrolla el rozamiento y la designación del par, cambia el conjunto de propiedades que se requiere de los materiales. La experiencia acumulada por los resultados obtenidos en la práctica, a partir de un sin número de investigaciones, demuestra que para la creación de pares de fricción resistentes al desgaste hay que apoyarse en las propiedades físicas y mecánicas de los cuerpos en contacto y de las películas de lubricantes, que los separan, así como de los recubrimientos. Los materiales resistentes al desgaste deben tener una elevada resistencia mecánica, una alta resistencia a la rotura por fatiga, ser termoestables, poseer la capacidad de formar (durante el rozamiento) películas resistentes de estructuras secundarias, así como la capacidad de retener bien al lubricante sobre las superficies en contacto.

Se conocen varias correlaciones, que enlazan los parámetros del desgaste de los materiales con sus características de resistencia mecánica:

- Para el caso del **desgaste abrasivo**: $Q = k \cdot N / H$, siendo **N**- la carga; **H**- la dureza del material; **Q**- el desgaste del material y **k**- coeficiente constante, que se ofrece en manuales y normativos.
- Para el **desgaste adhesivo**, tiene vigencia la fórmula de **Archard J. E.**: $W = (k/3)(N/H)$, donde **H**- dureza; **k**- probabilidad de separación de las partículas del desgaste de la mancha de contacto ($10^{-7} \leq k \leq 10^{-2}$); **W**- volumen del material desgastado; **N**- la carga.
- Para el mecanismo de **desgaste por fatiga** es válida la expresión: $n = (\sigma_r / k\tau)^t$, siendo **n**- el número de ciclos, que conlleva a la separación de las partículas de desgaste de la superficie de rozamiento; σ_r – la resistencia a la rotura del material; **k**- magnitud constante; **t** – exponente (cambia entre los límites de **2** a **12**); τ - fuerza específica de rozamiento.

Las dependencias expuestas de los parámetros del desgaste de las propiedades mecánicas de los materiales tienen un carácter muy aproximado y sólo son válidas para determinadas condiciones de rozamiento. La experiencia práctica demuestra, que ninguna de las características mecánicas, asumida por separado, puede servir de criterio confiable para la selección de los materiales resistentes al desgaste. Es conocido, que, por

ejemplo, los materiales que tienen valores cercanos de la dureza o del límite de fluencia, pero diferente microestructura, poseen en una serie de casos diferentes niveles de resistencia al desgaste [las propiedades de resistencia (**HB**, σ_r , $\sigma_{0,2}$ y otras) caracterizan las propiedades de los macrolúmenes de los materiales, de las cuales, en conjunto con determinados componentes estructurales, depende fuertemente la resistencia al desgaste de los materiales].

Las propiedades determinadas durante los ensayos mecánicos standard, no pueden caracterizar la resistencia de los materiales bajo las condiciones del estado tensional, que surge en la zona de rozamiento (fricción). Por esta razón, en los últimos años se han desarrollado y perfeccionado varios métodos para la valoración de la resistencia de los materiales a la fricción, entre los cuales ocupan un lugar destacado los ensayos a la fatiga por fricción y a la fluencia por fricción.

En el proceso de rozamiento (fricción) ocurren cambios en la estructura y propiedades de los materiales. Su resistencia al desgaste se determina, no tanto por el nivel de partida de las propiedades características de la resistencia mecánica, como por las propiedades de las nuevas estructuras, que surgen en la superficie de rozamiento.

La estructura, que se forma en la superficie de rozamiento de los materiales, surge como consecuencia del endurecimiento de las capas del metal en la misma medida en que se va desgastando, como consecuencia de la acritud y de los procesos difusivos.

Existe una teoría sobre la adaptabilidad estructural de los materiales durante el rozamiento, es decir, sobre la transformación de la estructura inicial en una nueva, en dirección al endurecimiento máximo. En este caso ocurre la orientación de la estructura con respecto a la dirección en que actúa la fuerza de rozamiento. La adaptabilidad estructural tiene un carácter universal, pues se observa en el rozamiento de cualquier material en determinado intervalo de las condiciones externas (de las velocidades, de las presiones, etc.). Como resultado del desarrollo de la adaptabilidad estructural todas los tipos de interacciones de los cuerpos que rozan y del medio circundante se localizan en las capas de las estructuras secundarias. Esto provoca una disminución de la intensidad del desgaste, que adquiere un carácter normal. Gracias a la adaptación estructural, se puede utilizar al máximo la capacidad de los materiales para el endurecimiento y la influencia positiva del medio externo sobre la fricción y el desgaste, así como también se pueden crear nuevos materiales mediante su aleación dirigida y nuevas composiciones de los medios en que trabajan, garantizando la obtención de una elevada resistencia superficial y estabilidad ante el desgaste de los elementos de máquina.

El mecanismo del endurecimiento de los aceros y aleaciones depende de la naturaleza del proceso de aleación. Se sabe, por ejemplo, que el acero austenítico al manganeso con elevado contenido de carbono (acero Hadfield) posee una gran resistencia al desgaste durante el rozamiento a altas

presiones y carga de impacto. Su elevada resistencia al desgaste está condicionada por su capacidad de endurecerse intensivamente en el proceso de deformación. Bajo las condiciones de rozamiento, el endurecimiento está asociado a la formación, en las capas superficiales, de una gran cantidad de defectos de la estructura cristalina (dislocaciones, defectos de empaquetadura, maclajes de la deformación), así como también a la interacción estos defectos con los átomos del carbono, disuelto en la austenita.

Como materiales resistentes al desgaste de grandes perspectivas se encuentran los aceros austeníticos metaestables al manganeso y al cromo – manganeso, con un contenido de carbono, que oscila entre 0,4 y 0,8 % de su masa. La formación en la superficie de los aceros dados de martensita de deformación, así como su posición orientada con respecto a la acción de la fuerza de rozamiento condicionan un endurecimiento intensivo de la superficie. Como consecuencia de ello, los aceros austeníticos metaestables al manganeso y al cromo – manganeso poseen una elevada resistencia al desgaste, cuando las superficies de las piezas trabajan bajo condiciones de destrucción por adhesión y fatiga.

6.9. Ensayos al desgaste.

La resistencia al desgaste y las propiedades antifricción de los pares de rozamiento se determinan por la naturaleza de los materiales en contacto y por las condiciones en que tiene lugar el rozamiento. Una gran cantidad de factores, que influyen en el proceso de desgaste de los elementos de máquinas, así como la necesidad de estudiar las particularidades de dicha influencia, le sirven de fundamento al gran volumen de investigaciones experimentales existentes en esta dirección. En la actualidad están ampliamente difundidos los ensayos de los materiales al rozamiento y desgaste en cuatro etapas:

1. Los ensayos comunes de laboratorio para determinar las propiedades físicas y mecánicas de los materiales.
2. Los ensayos al rozamiento y desgaste de los materiales bajo condiciones de laboratorio.
3. Los ensayos en soportes especiales de los grupos de rozamiento.
4. Los ensayos naturales (en condiciones de explotación) de las máquinas y mecanismos.

Cada una de estas etapas tienen sus objetivos específicos y las condiciones de su realización pueden ser las más diversas, por su importancia vale la pena detenerse en la *segunda* y en la *cuarta*.

La fuerte influencia de los más diversos factores sobre la intensidad del desgaste, provoca la necesidad de la realización de los ensayos en el más amplio intervalo posible de cargas, velocidades, temperaturas, etc.

Cuando se realizan ensayos con objetivos prácticos es necesario, que el intervalo de variación de las condiciones principales del rozamiento (las

cargas, las velocidades, etc.), sea más amplio que los realmente empleados durante la explotación de los elementos de máquinas.

6.9.1. Ensayos de los elementos de máquinas en condiciones de laboratorio.

Al realizar los ensayos de los materiales en las instalaciones de laboratorio, deben reproducirse, en las superficies de las piezas, las condiciones fundamentales del rozamiento, que tienen lugar durante la explotación de las piezas, garantizando la reproducción del mismo tipo de desgaste. Por esta razón es, que para poder seleccionar correctamente la metódica y condiciones de realización de los ensayos, en las instalaciones de laboratorio, es necesario conocer detalladamente las condiciones en que trabaja el par de estudio (el carácter de la lubricación, la velocidad de deslizamiento, la presión en la zona de contacto, la temperatura en las capas superficiales de las piezas, etc.), así como establecer el mecanismo (tipo) principal de desgaste a que está sometido. Para poder revelar el mecanismo principal del desgaste hace falta llevar a cabo un estudio profundo del carácter de los daños de las superficies de trabajo de las piezas y de los cambios estructurales en sus capas activas.

Dado el caso de que en las instalaciones del laboratorio se dificulte reproducir las condiciones en que se desarrolla el rozamiento durante la explotación del par, son empleados entonces los siguientes criterios de corrección de la selección de las condiciones de los ensayos:

- 1) Garantía de la misma forma de destrucción de los materiales, bajo las condiciones de laboratorio, que durante su explotación.
- 2) Garantía del mismo carácter de los daños superficiales, de los cambios estructurales y de la microdureza de las capas superficiales del material, ensayado en condiciones de laboratorio y de explotación.

En dependencia del carácter del desplazamiento relativo de las probetas, todas las máquinas para los ensayos de rozamiento, por sus características cinemáticas, se pueden dividir en dos clases:

- I. De movimiento unidireccional.
- II. De movimiento alternativo.

La diferencia entre la intensidad y el carácter de la destrucción de las superficies de rozamiento de los materiales puede ser notable al aplicar un tipo de máquina u otro.

Dentro de cada clase de máquina se distinguen dos grupos:

- 1) Máquinas de rozamiento frontal.
- 2) Máquinas de rozamiento según la generatriz (**fig. 6.5**).

Los ensayos en las máquinas de estos dos grupos se diferencian por las condiciones en que se forman las capas límites de la lubricación. Cada grupo a su vez, incluye a dos subgrupos de instalaciones:

- a) Con el coeficiente de recubrimiento recíproco, tendiendo a la unidad (**$k_{rec.} \rightarrow 1$**).

b) Con el coeficiente de recubrimiento recíproco tendiente a cero ($k_{rec.} \rightarrow 0$).

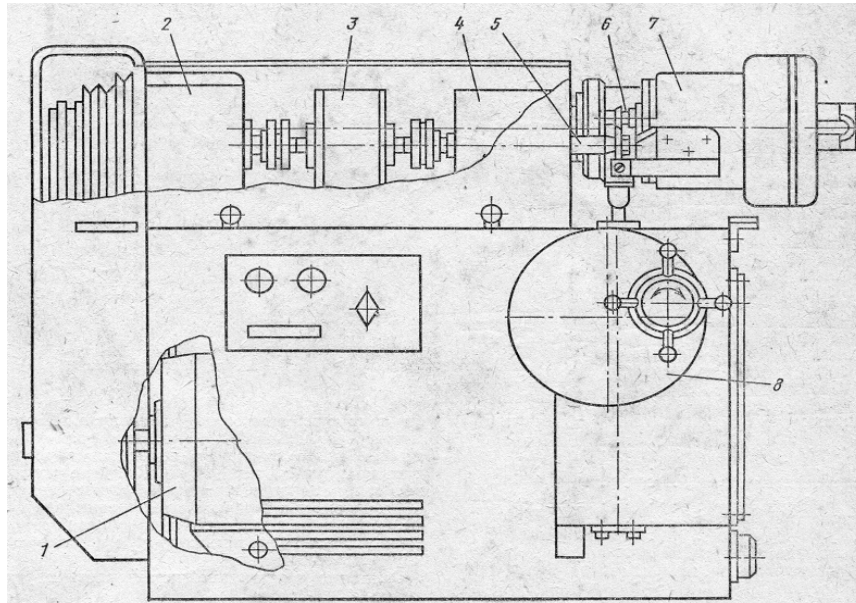


Fig. 6.5. Esquema de una máquina de ensayos al desgaste de rozamiento según la generatriz: 1- motor eléctrico asíncrono; 2- contra-accionamiento; 3- acoplamiento; 4 y 5- árboles; 6- probetas; 7- cabezal móvil superior; 8- dispositivo para la aplicación de la carga.

El coeficiente de recubrimiento recíproco es la relación de las áreas de rozamiento de los cuerpos en contacto. En el rozamiento frontal de ruedas de las mismas dimensiones $k_{rec.}=1$; mientras que durante el rozamiento de probetas en forma de bulones sobre la superficie plana de un disco $k_{rec.} \rightarrow 0$. El coeficiente de recubrimiento mutuo influye fuertemente en las condiciones que dependen de la temperatura en las capas superficiales del par de rozamiento.

De esta forma, puede apreciarse que existen al menos ocho tipos (con sus modificaciones) de instalaciones, capaces de reproducir las condiciones de rozamiento y desgaste, que tienen lugar durante la explotación de las máquinas y los mecanismos.

6.9.2. Ensayos de los elementos de máquinas en condiciones de explotación.

Sobre la base de los ensayos en condiciones de explotación se determina el medio de trabajo de las máquinas y mecanismos y se llegan a las conclusiones finales sobre la correcta selección de los materiales para el par de rozamiento que se investiga. Los ensayos de este tipo se caracterizan, por regla general, por ser muy prolongados y laboriosos, lo que está relacionado con la necesidad de establecer rigurosamente dicho medio, de forma tal que se garantice su desarme periódico, teniendo en cuenta la complejidad de la

medición de la magnitud de su desgaste. Por esa razón, para los ensayos en condiciones de explotación se selecciona el número restringido límite de variantes de materiales, que en el proceso de ensayos en condiciones de laboratorio y en los bancos de prueba, demostraron tener la mayor resistencia al desgaste en comparación con los otros materiales ensayados. En condiciones de explotación el desgaste se determina a partir de la disminución de las dimensiones de las piezas o por el cambio de los parámetros iniciales del acoplamiento (escape del aceite lubricante o del líquido de trabajo, por la temperatura de trabajo, por el coeficiente de fricción, etc.).

Una valoración del desgaste sumario de las piezas reales, atendiendo al cambio de su volumen o masa, resulta muy dificultoso o imposible, debido a sus grandes dimensiones, o a su forma compleja, o por último a las grandes dificultades que acarrea el desarme total del bloque en que esté insertado el par.

El cambio de los parámetros iniciales del par (de su acoplamiento) permite obtener sólo datos indirectos sobre la magnitud del desgaste. La información más completa sobre dicha magnitud y su distribución por la superficie de rozamiento se pueden obtener por los métodos diferenciales de medición del desgaste: **la micrometrización, el método de las bases artificiales y el método de la activación superficial:**

- **El método de la micrometrización** está fundamentado en la medición de las piezas antes y después de los ensayos con la ayuda de microscopios instrumentales, micrómetros, indicadores y otros. Para la determinación de las pequeñas magnitudes del desgaste y de su carácter de distribución por las superficies de trabajo de las piezas se emplea el método de la perfilometría, con el empleo de varios tipos de perfilógrafos, los cuales generalmente trabajan con un aumento vertical, que oscila entre las **400 y 200 000** veces, lo que permite con elevada exactitud determinar el desgaste. Sobre la base de la confrontación de los perfilogramas, tomados de las superficies de trabajo de las piezas antes y después de los ensayos, se establecen los criterios de desgaste.

Insuficiencias del método:

- Resulta imposible la medición del desgaste sin detener y desarmar el nodo de ensayo.
- Resulta imprescindible la presencia de una base (superficie), con respecto a la cual se realizan las mediciones de las dimensiones de las piezas antes y después de los ensayos.

De las insuficiencias señaladas en gran medida escapan **el método de la micrometrización neumática**, así como el método de medición del desgaste, a partir de gasto del medio de trabajo a través de las holguras y los acoplamientos.

- **El método de las bases artificiales** consiste en lo siguiente: sobre las superficies de las piezas se realizan huellas de una forma geométrica bien rigurosa (cono, pirámide, esfera y otras). Cuando se desgastan las capas

superficiales de las piezas disminuyen las profundidades y otras dimensiones de las huellas, a partir de lo cual se realizan valoraciones sobre la magnitud del desgaste lineal del sector analizado.

El método de las bases artificiales se aplica en la valoración del desgaste lineal local de las piezas. El sistema de huellas permite valorar el carácter de la distribución del desgaste sobre la superficie de trabajo de las piezas. La huella generalmente se realiza con una pirámide de diamante de base cuadrada con un ángulo de vértice de 136° ; este tipo de pirámide es del que se emplea en los durómetros Vickers. La profundidad de la huella h se determina por la fórmula: $h = d/2$, siendo α el ángulo de vértice de la pirámide; d la longitud de la diagonal de la huella. Cuando $\alpha = 136^\circ$ la magnitud $h = 0,143d$.

El desgaste lineal se determina como la diferencia entre la profundidad de las huellas antes y después de los ensayos: $\Delta h = h_1 - h_2 = 0,143(d_1 - d_2)$, donde h_1 es la profundidad de la huella antes del ensayo y h_2 es la profundidad de la huella después del ensayo.

La utilización de las huellas realizadas con la ayuda del durómetro permite valorar la intensidad del desgaste de los diferentes componentes estructurales del material (por ejemplo, las fases de los carburos), si las partículas permiten realizar huellas de la microdureza sobre ellas. La exactitud de la medición del desgaste lineal por las huellas de la microdureza se encuentra en el orden de las fracciones de micrómetros ($\sim 0,3 \mu\text{m}$); generalmente las longitudes de las diagonales oscilan entre **1** y **10 μm** .

En condiciones de producción, al medir el desgaste lineal en lugares de difícil acceso de piezas de grandes dimensiones, las huellas se realizan con granetes de aleaciones de carburos sinterizados o de acero templado, o inclusive se le taladra un agujero de forma cónica. En este caso el desgaste lineal se determina por la expresión: $\Delta h = 0,5\Delta d \text{tg}(90 - \alpha/2)$, donde α es el ángulo de vértice del cono y d es el diámetro de la huella.

La utilización del método de las huellas se dificulta cuando el desgaste va acompañado de la deformación plástica de las capas superficiales, que provoca la alteración de la forma de la huella. Cuando se emplea el método de la microdureza, resulta muy difícil hallar las huellas después de los ensayos de los materiales. En los materiales con un alto límite de fluencia, como resultado de la recuperación elástica del material, la forma de la huella cambia notablemente después de retirar la carga del indicador.

También existe el método de la ondulación, que consiste en cortar con una cuchilla giratoria una ondulación de ángulo agudo, como la que se muestra en la **fig. 6.6**. La profundidad de la ondulación se determina por la fórmula $h = 0,125 (l / r)$, siendo l la longitud de la ondulación y r el radio de rotación de la cuchilla.

El desgaste lineal se determina por la reducción de la profundidad de la ondulación: $\Delta h = 0,125(l_1^2 - l_2^2)r^{-1}$. Las ventajas de este método con respecto al anterior radican en la ausencia de cambios de forma y de presión del metal sobre los bordes de la ondulación, así como la exactitud del método

es superior. La correlación entre la profundidad y longitud de la ondulación es de **1:50** hasta **1:80** contra **1:7** por el método de la huella.

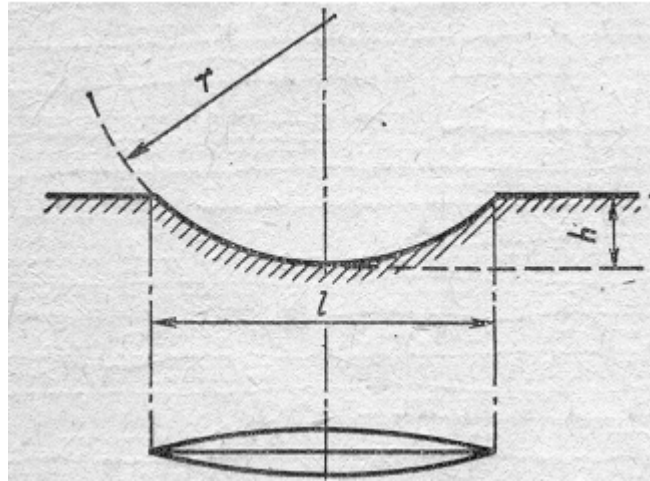


Fig. 6.6. Esquema de una ondulación cortada para medir el desgaste.

Se recomienda emplear los siguientes valores **l = 1 a 2 mm** y **h = 20,8 a 83,0 mm**. Los **inconvenientes** del método son los siguientes:

- No se puede emplear para medir el desgaste en superficies que no tengan buen acabado superficial.
- No se puede utilizar para determinar desgastes muy pequeños (en el orden de **1 μm**).

- **El método de la activación superficial** fue creado por V. I. Postnikov a mediados de la década de los '60 y está basado en la creación de una capa superficial radioactiva con una profundidad de penetración de 0,05 a 0,5 mm en una zona dada de la superficie de la pieza, mediante su irradiación con partículas cargadas (protones, neutrones, partículas α) aceleradas hasta la energía de 10 a 20 MeV. La irradiación de las piezas se realiza en un acelerador especial denominado ciclotrón. Conjuntamente con las piezas se activan las probetas que servirán para la construcción de los gráficos de calibración en dependencia de los cambios de la radioactividad de la superficie a partir de la profundidad de la capa desgastada: $N / N_0 = f(\Delta b)$, siendo N_0 la velocidad inicial del conteo de los impulsos, N la velocidad del conteo de los impulsos después del desgaste de la capa superficial con un espesor Δb . El gráfico de calibración se construye sobre la base de los ensayos de laboratorio de las probetas activadas y después se utilizan para determinar los valores des desgaste de las piezas en el proceso de explotación de las máquinas o del bloque en cuestión en dependencia de la reducción de la radioactividad de las superficies.

La radiactividad (irradiación γ) se mide con la ayuda de un aparato en cuya composición entran: un contador de impulsos, un receptor de alto

voltaje estabilizado, un discriminador, un aparato recontador y un equipo para el registro.

La sensibilidad del método es de 1 a 2 μm . La actividad de la superficie de la pieza después de la irradiación es muy baja, lo que permite utilizar el método dado en condiciones de explotación y durante la explotación de las máquinas, sin ningún tipo de defensa contra la radiación.

Cuando se trata de medir el desgaste en piezas de grandes dimensiones se emplean apliques especiales activados, que se desgastan junto con las piezas. El material del aplique puede diferenciarse del material de la pieza, él se selecciona en dependencia del tiempo de duración del ensayo, de manera tal que el período de la semidesintegración de los isótopos en el aplique activado rebase la duración de los ensayos de desgaste.

En comparación con los demás métodos de medición del desgaste en los elementos de máquinas, el método de la activación de las superficies posee las siguientes **ventajas**:

- alta sensibilidad,
- rapidez de las mediciones,
- posibilidad de realizar las mediciones sin detención, ni despiece de la máquina o nodos,
- independencia de las propiedades de los isótopos radioactivos de la temperatura, presión, estado de las superficies y otros parámetros.

Entre los **inconvenientes**, que han limitado su utilización se encuentran:

- la necesidad de emplear un equipamiento complejo para el registro de las mediciones de la radiactividad de las piezas,
- la complejidad de la preparación de las superficies de las piezas antes de los ensayos (la necesidad de irradiarlas en un acelerador).

Bibliografía.

- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Aplicación de la Ley de Wolf-Bragg en la determinación de las tensiones residuales de primer género /Eleno Alfonso Brindis, Jorge Tomás Martín Alfonso--2000--p.334-342--En Actas del II Taller Internacional de Didáctica de la Física Universitaria DIDACFISU '2000 – Universidad de Matanzas.
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Campo tensional y energía de las dislocaciones /Eleno Alfonso Brindis--2002--7p.--En CD-ROM del III Taller Internacional de Didáctica de la Física Universitaria DIDACFISU '2002– Universidad de Matanzas (ISBN 959-16-0136-0).
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Defectos de la estructura cristalina de los metales y aleaciones reales y su influencia en sus propiedades físico-mecánicas y de explotación /Eleno Alfonso Brindis--2002--13p.--En CD-ROM del III Taller Internacional de Didáctica de la Física Universitaria DIDACFISU '2002– Universidad de Matanzas (ISBN 959-16-0136-0).
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Formación de la estructura y propiedades de las capas superficiales de las piezas de acero templado y revenido mediante su elaboración por corte/ Eleno Alfonso Brindis.-- 1990.-- 199p--Tesis (Doctor en Ciencias Técnicas)-- Instituto de Construcción de Maquinarias Químicas, Moscú, 1990.
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Fundamentos teóricos del maquinado de acabado de piezas con elevada dureza en sus capas superficiales /Eleno Alfonso Brindis-- 1995.--18p.--Folleto-- Universidad de Matanzas.
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Ingeniería de los Materiales y Ensayos Especiales/ Eleno Alfonso Brindis--1995.-78p.--Folleto-- Universidad de Matanzas.
- ALFONSO BRINDIS, ELENO. Programa para el cálculo de los regímenes de corte óptimos durante el torneado de acabado del acero templado/ Eleno Alfonso Brindis, Osvaldo Vázquez González, José Antonio Deán Bacelo.--p.22-26.-En Construcción de Maquinarias (Santa Clara).-- No.2-3,may-dic. 1992.
- Ciencia de los Metales y Tratamiento Térmico. Manual en tres tomos. Tomo I: Métodos de Ensayos e Investigación /M. L. Biernshtiein... et. al.- Moscú: Editorial Metallurgia, 1983.--352p.
- Determinación de la fuerza de corte en el torneado de acabado del acero templado/ Eleno Alfonso Brindis...(et.al.)--p.31-34.--En Construcción de Maquinarias (Santa Clara).-- No.2-3, may.-dic. 1992.

- Determinación de las tensiones residuales de primer género en las capas superficiales del acero templado y revenido, tratado por corte, utilizando la difracción por rayos X/ Eleno Alfonso Brindis... (et.al.)--La Habana: Fondo Nacional de Manuscritos Científico - Técnicos del CITMA, 1994.--6p.
- FERNÁNDEZ ORQUÍN, ANTONIO. Red neuronal para el estudio de las capas superficiales /Antonio Fernández Orquín, Eleno Alfonso Brindis--1997--6p.--En CD-ROM 4-102- Comisión No. 4, Fabricación del III Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica CIDIM '97 - Palacio de las Convenciones, La Habana. (ISBN 959-16-0136-0).
- Fundamentos Físicos de la Deformación Plástica /P. I. Polujin... et al.-- Moscú: Editorial Metalurgia, 1982. --584p.
- GORDIENKO, L. K. Peculiaridades del torneado de acabado del acero templado/ L.K. Gordienko, Eleno Alfonso Brindis, Jesús Ramón Águila Monzón.-- p.25-33.-- En Construcción de Maquinaria (Santa Clara)-- No.3, jul.-sep. 1988.
- GUIELLER, Y. A. Ciencia de los Materiales: “Métodos de Análisis, Prácticas de Laboratorio Problemas” /Y. A. Guieller, A. G. Rajshtadt.-- Moscú: Editorial Metallurguia, 1984.--384p.
- HULL, D. Introduction to dislocations / D. Hull, D. J. Bacon. 4th edition, Butterworth-Heinmann, 2001 (ISBN 0 7506 4681 0).
- Investigación del mecanismo de formación de la acritud y tensiones residuales en las capas superficiales durante el proceso de corte de piezas endurecidas / Eleno Alfonso Brindis... (et.al.)--p.52-56.--En Construcción de Maquinarias (Santa Clara).—No.1, ene-abr. 1995.
- MATALIN A. A. Tecnología de Construcción de Maquinaria. Leningrado: Editorial Mashinostroieñie, 1985.—496p.
- Tecnología de los Metales y Ciencia de los Materiales /B. V. Knorozov... et. al.-- Moscú: Editorial Metallurguia, 1987.--800p.
- VAN DER GIESSEN, E. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model. Modelling Simulation. / E. Van der Giessen, A. Needleman.-- pp. 689-735.-- In Mater. Sci. Eng.-- N° 3, 1995.