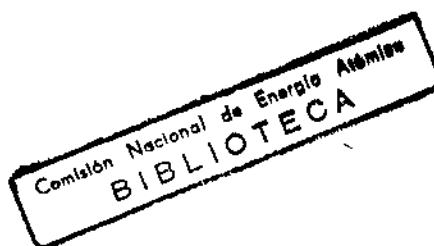


04.67.07

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1967

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

ALGUNOS COMENTARIOS SOBRE PROPIEDADES A
TENER EN CUENTA EN LA SELECCION DE ACEROS
QUE SE UTILIZAN EN ESTADO BENEFICADO



Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (SATI)
Departamento de Metalurgia
Buenos Aires, 1967

INDICE

	<u>Pág.</u>
INTRODUCCION	1
1. RESISTENCIA A LA TRACCION	2
1.a. Conclusiones	
2. TEMPLABILIDAD	4
2.a. Influencia de tamaño de grano	
2.b. Sustancias no disueltas en austenita	
2.c. Métodos de determinación de templabilidad	
2.d. Conclusiones	
3. RESISTENCIA AL IMPACTO	8
3.a. Temperatura de ensayo	
3.b. Composición química	
3.c. Resistencia a la tracción	
3.d. Tamaño de grano	
3.e. Estructura	
3.f. Tratamiento superficial	
3.g. Fragilidad durante el revenido	
3.h. Inclusiones	
3.i. Conclusiones	
4. RESISTENCIA A LA FATIGA	13
4.a. Estructura	
4.b. Resistencia a la tracción	
4.c. Estado superficial y tensiones de temple	
4.d. Inclusiones	
4.e. Conclusiones	
5. DISTORSION Y FISURACION	15
5.a. Cambio de volumen	
5.b. Temperatura de las transformaciones	
5.c. Templabilidad	
5.d. Austenita retenida	
5.e. Conclusiones	

6. MAQUINABILIDAD	13
6.a. Inclusiones	
6.b. Estructura	
6.c. Efecto de aleantes	
6.d. Conclusiones	
7. CEMENTADO	21
7.a. Introducción	
7.b. Transformación de fase en el templado y tensiones residuales	
7.c. Propiedades de la capa cementada	
7.d. Propiedades del Núcleo	
7.e. Formación de carburos superficiales, oxidación y decarburización	
7.f. Otras consideraciones	
7.g. Conclusiones	
ACLARACION A LOS CAPITULOS 8, 9 y 10	26
8. OXIDACION DEL LINGOTE	27
8.a. Atmósfera del horno	
8.b. Composición de la cascarilla	
8.c. Adherencia de la cascarilla	
8.d. Pérdidas de Material	
8.e. Conclusiones	
9. DEFECTOS DURANTE EL CALENTAMIENTO	30
9.a. Velocidad de calentamiento	
9.b. Sobrecalentamiento	
9.c. Decarburización	
9.d. Influencia de la segregación	
9.e. Inclusiones	
9.f. Conclusiones	
10. TRABAJADO EN CALIENTE	33
10.a. Temperatura de calentamiento	
10.b. Influencia de la temperatura en la resistencia a la deformación	
10.c. Influencia de la velocidad de deformación	
10.d. Influencia de elementos aleantes, incluido carbono	
10.e. Defectos por segregación y fragilidad en caliente	
10.f. Conclusiones	

	Pág.
11. ENFRIAMIENTO	36
11.a. Fisuras y grietas internas	
11.b. Influencia de elementos aleantes	
11.c. Conclusiones	
12. CONCLUSIONES GENERALES	33
13. BIBLIOGRAFIA	40

ALGUNOS COMENTARIOS SOBRE PROPIEDADES A TENER EN CUENTA EN LA SELECCION DE ACEROS QUE SE UTILIZAN EN ESTADO BONIFICADO.

Introducción

La comparación de aceros bonificables con fines de reemplazo o sustitución lleva implícita la consideración de propiedades que interesen a las condiciones de servicio. A fin de poder considerar adecuadamente dichas propiedades, es necesario considerar los criterios de selección que se utilizan para su evaluación y aplicación.

Es por ello que en el presente trabajo analizaremos las propiedades conjuntamente con los criterios con que son utilizadas y evaluadas, la influencia de las distintas variables, composición química, entre ellas.

El objetivo ha sido el tratar de establecer una sistemática y una revisión resumida de los principales factores que interesan a los fines propuestos. No se ha pretendido una revisión integral de cada uno de los temas tratados. Tampoco una revisión de todas las variables que entran en juego, sino solamente de aquéllas que se han juzgado más importantes y sobre las cuales los autores tienen conocimiento y experiencia.

Es imprescindible además, tener en cuenta que en general la elección final de un determinado material será efectuada en función de consideraciones sobre normalización interna y económica de la empresa. Entendiendo como consideraciones económicas no solamente el costo inicial del material, sino el conjunto total de factores que hacen a la economicidad del producto en servicio.

En base de estas consideraciones claramente establecidas, este trabajo debe tomarse con las lógicas precauciones que el caso merece.

El presente trabajo ha sido realizado con la colaboración de los miembros del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (SATI) y del Departamento de Metalurgia, CNEA, señores Juan C. Almagro, Ing. Luis A. Darnond, B. Met. Alfredo Hey, Ings. Helmut Koll, Carlos A. Martínez Vidal y Jorge Mazza.

Se agradece además la colaboración prestada por miembros del Departamento de Metalurgia, en especial las del Ing. Juan F. Báez, Dr. José R. Galvele, Lic. Fanny D. de Destailats, Lic. Dora Fainstein y el asesoramiento brindado por Mr. J. Woodhead, B. Met., de la Universidad de Sheffield.

1. RESISTENCIA A LA TRACCION.

Dado un elemento mecánico, surgen dos condiciones fundamentales a ser tenidas en cuenta en la elección del material a utilizar, que son:

- a) la magnitud de las tensiones;
- b) la distribución y naturaleza de las mismas.

La magnitud de las tensiones indicará la resistencia necesaria en el material. La distribución y naturaleza de las mismas, indicará la templabilidad necesaria, como se verá en el próximo capítulo.

Ambas condiciones deberán ser satisfechas por el material elegido, mediante una distribución de estructuras capaces de sobrellevar en cada punto de la pieza las tensiones aplicadas. En el caso de metales estas estructuras se logran mediante una adecuada elección de la composición y de los tratamientos mecánicos, y sobre todo térmicos, a que los mismos se someten.

Aunque no del todo explicado, la experiencia indica que para el rango de aceros en consideración, con estructura completamente martensítica y revenida, las propiedades mecánicas obtenibles de un ensayo de tracción (resistencia a la tracción, tensión de fluencia, elongación y en menor aproximación reducción de área) son independientes de la composición química cuando se comparan a un mismo nivel de dureza de revenido. Fig. 1. La aplicación de este observacional a otro tipo de composiciones y otras estructuras, es erróneo y puede dar lugar errores pronunciados. Hay una pequeña variación para la elongación y reducción de área en aceros al C-Mn, que tienden a ubicarse hacia el extremo inferior de la banda de probabilidad. Pero a los fines de la aplicación, dicha divergencia no es muy significativa.

Como consecuencia surge una relación directa entre propiedades a la tracción y dureza de revenido.

Este criterio implicaría que si el acero seleccionado cumple con la exigencia de dureza (resistencia a la tracción) requerida, no interesaría su composición. Veremos más adelante, que otra serie de requerimientos establece criterios para fijar la composición en límites más estrechos (vg., templabilidad, temperatura Ms, resistencia al impacto, desgaste; maquinabilidad, etc.).

Dada la naturaleza extremadamente frágil de la martensita templada debida a la presencia de carbono en solución, salvo raras excepciones, es necesario proceder a un revenido. Se necesita por lo tanto conocer la dureza mínima a obtener en estado templado. Tal tipo de información refleja solamente experiencia acumulada, que en algunos casos se ha vertido en recomendaciones acerca del grado mínimo de revenido a dar a fin de eliminar las características negativas

de la martensita templada (Fig. 2).

La dureza a obtener en una estructura martensítica templada es función prácticamente exclusiva de su contenido en carbono. Por lo tanto, una vez determinada la dureza de temple requerida, el contenido en carbono queda automáticamente establecido, con independencia del contenido de otros elementos aleantes (Fig. 3).

Esta conclusión es correcta para altos contenidos de martensita (mayores de un 80%) y puede utilizarse como criterio muy poco aproximado para contenidos hasta 50% de martensita. Para estructuras mixtas con menor contenido de martensita, la influencia de los elementos aleantes pasa a ser muy significativa.

A los fines de obtener buenas propiedades, como se aclara en el capítulo referente a resistencia al impacto, es un buen criterio especificar altos contenidos de martensita, ya que aparte de reducir la dispersión de los valores de dureza, permiten elegir los contenidos de carbono más bajos posibles con la consiguiente disminución de fragilidad, dificultad de elaboración en frío y caliente y riesgos de fisuración y distorsión. El 80% de martensita es un límite accesible y conveniente.

1.a. Conclusiones

A los fines de la resistencia a la tracción de estructuras totalmente martensíticas y revenidas (contenidos de martensita superior a un 80%), el único elemento que interesa es el contenido de carbono. Los elementos aleantes, en el rango de composición a que nos referimos, no modifican significativamente los valores deducibles de un ensayo de tracción.

2. TEMPLABILIDAD

Establecido en el párrafo anterior el método para satisfacer los requerimientos de tensión máxima, es menester considerar la distribución de tensiones. Es precisamente la distribución del estado de tensiones, la que determinará, en síntesis, la profundidad de la capa templada. Esta no debe ser mayor que la requerida para sobrellevar el valor de tensiones existentes a una cierta profundidad. Salvo en el caso de tracción o corte puro, en general los estados de tensiones tienen su máximo en la superficie y pasan por cero en el eje neutro. Este hecho elimina en la mayoría de los casos la necesidad de especificar aceros con templabilidad hasta el centro de la pieza. Aparte de antieconómico puede, como se verá más adelante, llegar a ser perjudicial.

Es útil recordar que templabilidad es una propiedad del acero referente a la capacidad de obtener en el mismo un cierto espesor de capa templada y que no tiene ninguna relación con los valores de dureza máxima obtenible.

La templabilidad es determinada casi enteramente por el contenido de elementos aleantes disueltos en la austenita en el momento del temple, que no son necesariamente los valores de análisis. La templabilidad es la propiedad que debe tenerse en cuenta de manera preponderante en el momento de seleccionar la composición química del acero, y por consiguiente trataremos de dar un breve resumen de la forma en que las distintas variables metalúrgicas operan sobre la misma.

Desafortunadamente el estado del conocimiento actual en la materia está lejos de ser total, por lo que deberemos limitarnos a dar reglas más o menos empíricas sin razones fundamentales. Este estado de la situación implica que el diseñador de aceros no puede predecir ni estimar cuantitativamente el efecto de las variables que regulan el proceso.

El mejor método disponible para el estudio práctico de las características de templabilidad de un material son las curvas TTT, en especial las realizadas para enfriamiento continuo. Si bien por razones cronológicas y de facilidad de obtención, son más comunes las curvas isotérmicas, es necesario recalcar que estas últimas no deben usarse para la predicción de las estructuras resultantes. Esto es debido a las importantes alteraciones que sufre la cinética de las transformaciones bajo diferentes regímenes de enfriamiento.

Es conveniente aclarar también, que la llamada curva C de los diagramas TTT, en realidad corresponde a la superposición de varias curvas en forma de C, una para cada tipo posible de transformación eutectoidea: ferrita poligonal, ferrita acicular, perlita, bainita (eventualmente bainita inferior y superior), cementita proeutectoidea y una línea horizontal que corresponde al comienzo de forma-

2.a. Influencia de tamaño de grano

Dado que las transformaciones eutectoideas se inician en los límites de grano de la austenita, cuanto mayor sea el tamaño de grano más se retardará la cinética de las transformaciones eutectoideas, aumentando por consiguiente la templabilidad, o sea la posibilidad de obtener martensita con velocidades de enfriamiento menores. Como el tamaño de grano austenítico influye inversamente en la resistencia al impacto (según se discute más adelante) la situación se resuelve con una solución de compromiso. Dado que el efecto puede ser muy significativo, como se deduce de la Fig. 8, a los fines comparativos conviene tener en cuenta esta variable.

2.b. Sustancias no disueltas en austenita

Al calentar un acero previamente al temple, además del cambio de fase a austenita, tienen lugar otros procesos que influyen decididamente la marcha del temple. Tales son: homogeneización de la composición, disolución de precipitados y crecimiento de grano. Sería ocioso destacar los beneficios a obtener con una composición homogénea a través de la pieza en el momento del temple y no nos detendremos en ella. Es sí importante recalcar que la efectividad de los aleantes depende de que ellos estén disueltos en la austenita al templar y tiene poco sentido encarecer el material con agregados que luego no han de ser usados por falta de una solubilización adecuada. Se disminuye también de esta manera el contenido real de carbono, con la consiguiente disminución de dureza. El efecto es particularmente importante con muy alto contenido de carbono (del orden de 1%) o cuando hay presente elementos con fuerte tendencia a formar carburos (V ó Nb). En este último caso, hay que considerar la posibilidad de que se utilice dichos elementos fundamentalmente como refina-dores de grano. (Fig. 9).

La presencia de carburos no disueltos, por otra parte, actúa de manera similar a las inclusiones, promoviendo la nucleación de las transformaciones eutectoideas y disminuyendo por lo tanto la templabilidad.

Es decir, que a los fines comparativos, hay que tener presente el grado de limpieza de los aceros comparados y las temperaturas de austenitización utilizadas.

2.c. Métodos de determinación de templabilidad

Son varios los métodos en uso para determinar templabilidad: Grossman, SAC, Jominy 1", Jominy 0.5", Jominy baja templabilidad, diagramas de enfriamiento continuo.

3. RESISTENCIA AL IMPACTO

Tradicionalmente la resistencia al impacto se relaciona con la energía absorbida en ensayos normalizados. Sin embargo, el significado físico de dichos ensayos está relacionado directamente con la capacidad del material de deformarse plásticamente bajo condiciones de tensiones de tracción triaxiales. No obstante, no existen por el momento, dado el desconocimiento del problema de fractura, ensayos mecánicos suficientemente discriminatorios respecto a las variables en juego. Es por ello que los resultados obtenidos son a título comparativo, y no pueden aplicarse directamente al cálculo de estructuras. Aún en su uso comparativo, dada la sensibilidad del fenómeno a numerosas variables, la reproducibilidad de resultados constituye un aspecto que debe manejarse con cuidado; para un mismo material, puede considerarse como muy buena una dispersión de $\pm 10\%$ y para materiales de distintas coladas $\pm 25\%$.

Dada esta situación, no puede realizarse comparaciones cuantitativas entre los distintos tipos de ensayos; la comparación de distintos aceros resulta prácticamente imposible por la falta de información y por los errores conceptuales con que suelen ser expresados los resultados.

Es por ello que en el presente capítulo se analizarán en forma cualitativa o semicuantitativa, algunos de los parámetros que intervienen.

Es necesario aclarar que la experiencia indica que la mayoría de roturas por impacto se inician por fatiga, y/o por entalladuras debido a mal diseño o accidentales.

El diseño por resistencia al impacto, merece particular atención en casos muy definidos de condiciones de servicio bajo cargas impulsivas, muy bajas temperaturas o entalladuras inevitables.

Algunas de las variables que consideraremos son: temperatura de ensayo; composición química; resistencia a la tracción; tamaño de grano; estructura; tratamiento superficial; fragilidades durante el revenido; inclusiones.

3.a. Temperatura de ensayo

Temperatura de transición.

Las estructuras cúbicas a cuerpo centrado (ferrita, martensita revenida, etc.) se fracturan en forma dúctil a temperaturas relativamente altas. A bajas temperaturas la fractura tiene lugar en forma frágil.

Por debajo de la temperatura de transición, el níquel es prácticamente el único elemento que sube los valores de energía mínima de impacto.

3.c. Resistencia a la tracción

En el rango de composiciones que se consideran, con estructura martensítica revenida, la temperatura de transición aumenta a razón de unos 2°C por cada aumento de 1 Kg/mm^2 en la resistencia a la tracción. A diferencia con las propiedades de tracción, en las que a igual dureza no influye el contenido de carbono.

A solo título de orientación puede estimarse que para resistencias a la tracción superiores a $130\text{--}150 \text{ Kg/mm}^2$, difícilmente la temperatura de transición esté por debajo de temperatura ambiente. En este caso interesa el efecto del níquel para elevar la resistencia mínima al impacto. Por debajo de $90\text{--}110 \text{ Kg/mm}^2$, la temperatura estará por debajo de 0°C (Fig. 13).

3.d. Tamaño de grano

El tamaño de grano austenítico, por su repercusión en la martensita a obtener, es la variable de mayor influencia en la temperatura de transición. Esta disminuye a razón de $15\text{--}20^{\circ}\text{C}$ por cada unidad de tamaño de grano ASTM. Es por ello que al comparar distintos aceros es fundamental compararlos a igual tamaño de grano austenítico.

3.e. Estructura

Una de las ventajas en el uso de estructuras martensíticas revenidas, es que presenta la mayor resistencia al impacto y menor temperatura de transición de todas las estructuras obtenibles por transformación de austenita.

La resistencia al impacto de estructuras bainíticas, puede ser igual o algo mayor que la de estructuras martensíticas, por arriba de la temperatura de transición.

En orden decreciente, mencionaremos la bainita y perlita. No debe confundirse la resistencia intrínseca de la estructura con otros factores subsidiarios; por ejemplo, martensita de muy alto carbono tiene muy malas propiedades en general, como consecuencia de fisuras provocadas por tensiones residuales en el templado.

La resistencia al impacto de estructuras mixtas, depende de la naturaleza de las

mismas; cuanto mayor es la diferencia entre las propiedades mecánicas de ambas estructuras, peor será la resistencia al impacto. Es por ello que en piezas no totalmente martensíticas es conveniente obtener variaciones graduales: martensita, martensíticas bainíticas, bainíticas perlíticas, etc. La posibilidad de obtención de las mismas, puede analizarse mediante los diagramas de enfriamiento continuo. Cr y Mo tienden a producir situaciones favorables.

3.f. Tratamiento superficial

Todo tratamiento superficial que tienda a aumentar la resistencia mecánica, desfavorece la resistencia al impacto. Tratamientos de cementado, al elevar simultáneamente la resistencia a la tracción y el contenido en carbono, resultan particularmente perjudiciales.

3.g. Fragilidad durante el revenido

Hay dos tipos fundamentales de fragilidad: la fragilidad al azul, en el orden de los 200°C, y la fragilidad al revenido, en el orden de los 550°C. La fragilidad al azul, es inherente a los mecanismos de precipitación de carburos a partir de la martensita. Los elementos aleantes, al afectar las características del revenido, pueden modificar ligeramente la temperatura a que se produce.

La fragilidad al revenido, es provocada por algunos elementos aleantes. Principalmente Cr. Está asociada a la presencia simultánea de P. Si bien no se conoce el mecanismo, se sabe que se puede evitar por agregado de Mo, o por una técnica adecuada de revenido: evitando el rango de fragilidad, y si se reviene por arriba de él, templando desde la temperatura de revenido.

Producida la fragilidad, el fenómeno es reversible por un nuevo tratamiento.

3.h. Inclusiones

Todo tipo de inclusiones afecta desfavorablemente la resistencia al impacto. Por efecto del trabajo las inclusiones se alargan, produciendo una notable mejora en la resistencia al impacto longitudinal. La resistencia transversal queda en valores muy bajos. Por ello es conveniente que cualquier tipo de entalladura sea perpendicular a la dirección de deformación, o sea perpendicular al eje mayor de las inclusiones.

3.i. Conclusiones

Dada la complejidad del fenómeno de rotura por impacto, en el momento actual no es posible establecer una correlación cuantitativa entre los resultados de ensayos normalizados y las condiciones de servicio. No obstante, pueden establecerse algunos criterios cualitativos:

- 1) Siendo el mayor peligro la rotura de tipo frágil, es más conveniente disminuir la temperatura de transición que aumentar la energía absorbida. Por ejemplo, es mejor un acero con 6 Kgm y fractura dúctil, que otro con 8 Kgm y 30% fractura frágil.
- 2) Conviene obtener estructura completamente martensítica del menor contenido en carbono y menor dureza compatible con otras exigencias del servicio.
- 3) El tamaño de grano austenítico debe ser el menor posible compatible con otras exigencias (templabilidad).
- 4) Para valores de resistencia mecánica superiores a 130-150 Kg/mm² (aprox. 40-45 Rc, contenidos de carbono superiores a 0,4-0,45%) es conveniente el empleo del níquel para aumentar la energía mínima. En estas condiciones estaremos por debajo de 4 Kgm Charpy V aproximadamente.
- 5) Para valores de energía de impacto del orden de 4-8 Kgm Charpy V es conveniente verificar la temperatura de transición y/o tipo de fractura.
- 6) Para valores de resistencia a la tracción de 90-110 Kg/mm² (24-28 Rc, carbono igual o menor que 0,3) no son necesarias precauciones especiales con los elementos de aleación. La energía de impacto será superior a 8 Kgm Charpy V y estaremos por arriba de la temperatura de transición.
- 7) El contenido de inclusiones debe ser el menor posible. Las entalladuras deben ser perpendiculares a la dirección de trabajo.
- 8) El factor más importante es un adecuado diseño que evite la concentración innecesaria de tensiones de tracción triaxiales.

4. RESISTENCIA A LA FATIGA

Si bien dada la relativa frecuencia con que se producen roturas por fatiga, se ha acumulado gran cantidad de información, los aspectos fundamentales del fenómeno no han sido aclarados. El gran número de variables en juego y su interdependencia, no permiten en estos momentos un análisis detallado del problema.

A los fines del presente trabajo, consideraremos las siguientes variables:

- . Estructura
- . Resistencia a la tracción
- . Tensiones durante el templado
- . Inclusiones

4.a. Estructura

La estructura que presenta un mayor límite de fatiga a igual resistencia a la tracción es la estructura martensítica revenida. No hay grandes diferencias con estructuras bainíticas de mediano contenido de carbono. Los elementos aleantes no presentan ningún efecto directo sobre la resistencia a la fatiga. En general, el efecto de los elementos aleantes proviene de cómo influyen en la limpieza del acero (Si, por ejemplo) o en la influencia a través de la temperatura M_s y la templabilidad por el peligro de provocar fisuras durante el templado (ver capítulo de distorsión y fisuración).

Equivocadamente se adjudica mejores propiedades a la fatiga e impacto, a estructuras bainíticas obtenidas por austemplado (transformación isotérmica a bainita). Dichas conclusiones surgen de una comparación equivocada y se refiere en general a aceros austemplados con muy alto contenido de carbono (del orden de 0,8% C), que se comparan con el mismo material templado y revenido, a la dureza de la bainita obtenida (del orden de 50 Rc). Pero dicho orden de dureza puede ser obtenido por revenido de martensita de mucho menor contenido de carbono (del orden de 0,5% C), que en este caso no presenta graves problemas de fisuración en el temple, y tiene mejores propiedades. El austemplado tiene sentido económico y no técnico en aceros no aleados y de alto carbono (mayor de 0,7%).

4.b. Resistencia a la tracción

La resistencia a la fatiga es proporcional a la resistencia a la tracción y hasta el momento parece ser independiente del contenido en carbono y

elementos aleantes. Por arriba de 45 Rc, la dispersión de resultados es tan grande, que no es posible obtener conclusiones (Fig. 14).

4.c. Estado superficial y tensiones en el temple

La gran mayoría de problemas de fatiga surgen como consecuencia de concentraciones indebidas de tensiones por mal diseño o por entalladuras superficiales. Las entalladuras pueden ser de origen mecánico (de terminación o accidentales) o bien resultado de una técnica inadecuada de tratamiento térmico, que provocó fisuras principalmente durante la operación de templado.

Tratamientos térmicos (temple superficial, cementación) que provoquen un estado de compresión en la superficie, producen un neto efecto beneficioso. Pero dada la dificultad del análisis debido a la complicación del fenómeno, que además se produce en estado no estacionario (templabilidad, penetración del temple, conductividad térmica, condiciones de enfriamiento, temperaturas Acl, y Ms, etc.), las condiciones favorables son obtenidas en general por resultados experimentales y no de cálculos a priori.

4.d. Inclusiones

Todos los tipos de inclusiones son perniciosos para la resistencia a la fatiga. El tipo, número, tamaño y distribución de inclusiones tiene en general mucha mayor importancia que todos los otros efectos discutidos. La limpieza del acero es el principal factor determinante en la elección.

4.e. Conclusiones

Estructuras martensíticas revenidas, presentan las mejores propiedades a la fatiga. Esta es proporcional a la resistencia mecánica.

El estado superficial y la limpieza son los factores de mayor importancia.

La composición química del acero, supuesta estructura totalmente martensítica, no tiene influencia.

5. DISTORSION Y FISURACION

Tanto la distorsión como la fisuración, son debidas a la existencia de un cierto estado de tensiones. Las causas que inciden en favorecer las mismas, pueden agruparse en:

- a) causas inherentes al diseño de la pieza,
- b) las provocadas por un incorrecto tratamiento térmico, y
- c) las relacionadas con las variables metalúrgicas (material, tratamiento térmico, etc.)

Sería ocioso indicar en el presente trabajo, por ejemplo, que la presencia de concentradores de tensiones es una fuente potencial de fisuras, o que tensiones térmicas por mal calentamiento, inadecuado enfriamiento, mal soporte en el horno, tensiones residuales de maquinado, pueden dar lugar a distorsiones.. Dado que las dos primeras categorías se hallan asociadas con los problemas de la técnica del tratamiento térmico, a los presentes fines consideraremos solamente la tercer categoría: variables metalúrgicas. Las variables metalúrgicas que consideraremos son:

- Cambio de volumen
- Temperatura de las transformaciones
- Templabilidad
- Austenita retenida

5. a. Cambio de volumen

La fisuración se produce en general después del temple, como consecuencia de las tensiones producidas por los gradientes de temperatura y los cambios de fase del material durante el pasaje de austenita a martensita. La magnitud del aumento de volumen al pasar a martensita varía con la composición, y en especial con el contenido en C, pudiendo llegar a ser del orden del 1,5%. De la relación entre las contracciones térmicas y las expansiones de la transformación, pueden surgir tensiones que lleguen a fisurar el material, máxime que la martensita se encuentra en su estado más frágil. En particular, en piezas a ser templadas por completo hasta el centro, el núcleo se hará martensítico, y por lo tanto expandirá a martensita cuando la superficie ya transformada está contrayéndose por enfriamiento. La introducción de tensiones peligrosas es un problema similar al que se discute en cementado.

5.b. Temperatura de las transformaciones

Uno de los factores determinantes de las tensiones al efectuarse la transformación martensítica, es la temperatura a que tiene lugar la misma (M_s , temperatura de iniciación de la transformación martensítica).

Cuanto más baja M_s menos plástico es el material y por lo tanto más susceptible a la fisuración. Los elementos aleantes bajan la temperatura M_s , pero el carbono (y aproximadamente también el nitrógeno) tiene un efecto 10 veces mayor que cualquier otro. Para el rango de aceros que estamos considerando, puede estimarse la temperatura M_s por la siguiente fórmula aproximada (Andrews)

$M_s = 539 - 423 (\%C) - 30,4 (\% Mn) - 17,7 (\% Ni) - 12,1 (\% Cr) - 7,5 (\% Mo)$ para el rango de 0,1 - 0,6% C; 0,04 - 4,9% Mn; 0,1 - 1,9% Si; trazas a 5% Ni; trazas a 4,6% Cr trazas a 5,4% Mo con error de $\pm 20^\circ\text{C}$ para el 99% de los casos.

Como regla general conviene seleccionar aceros con el menor contenido de carbono compatible con las otras necesidades de servicio (resistencia mecánica, desgaste, etc.).

5.c. Templabilidad

Como se ha visto anteriormente, los elementos aleantes retardan las transformaciones aumentando por lo tanto la templabilidad. Ello hace posible la utilización de medios de templeado menos drásticos y la consiguiente disminución de gradientes térmicos en la pieza. Es así posible disminuir las tensiones producidas durante el enfriamiento. Debido a que los elementos aleantes bajan la conductividad térmica y la temperatura M_s , la solución es de compromiso entre los distintos factores considerados. Como regla general, la templabilidad no debe ser mayor que la necesaria para obtener una buena distribución de temperatura. En un dado medio de temple, un exceso de templabilidad es perjudicial, al bajar M_s y la conductividad térmica.

En casos extremos se puede recurrir a procesos de martempleado y cuando sea conveniente retardar la bainita inmediatamente por encima de M_s , es necesario un juicioso balance entre Ni, Cr y Mo a fin de afectar la cinética ferrítica, perlítica y bainítica adecuadamente. Contenidos mayores de Cr y Mo, respecto a Ni ó Mn, son convenientes cuando se pretenda obtener una bainita intermedia, para homogeneizar temperatura al orden de $500-600^\circ\text{C}$, previo al temple. La información necesaria puede obtenerse mediante el uso de diagramas de enfriamiento continuo (no los isotérmicos).

5. d. Austenita retenida

Es controversial el efecto de la austenita retenida en la fisuración y distorsión. Por un lado, si hay austenita retenida será capaz de absorber por deformación plástica, las tensiones producidas por la formación de la martensita. Por otro lado, podrá ser favorable a la estabilidad dimensional durante el revenido, si la contracción de martensita por formación de carburos es compensada por la expansión provocada por la simultánea transformación de austenita en bainita.

Como la temperatura de final de la transformación martensítica está relacionada con la temperatura M_s y en primera aproximación para el tipo de aceros que se analizan en el presente trabajo (menor de 0,6% C) $M_f = M_s - 215^\circ\text{C}$; $M_{90} = M_s - 103$ $M_{50} = M_s - 50$, con error de aproximadamente de $\pm 20^\circ\text{C}$ sumable al error en M_s , el retener austenita implica un bajo M_s , ya sea por alto carbono o por sobrealeación. Si bien en general es posible predecir mediante el uso de diagramas TTT isotérmicos (no de enfriamiento continuo) el estado en que se encontrará la austenita al final del revenido, cuando eventualmente no resulte conveniente (por los largos tiempos) el transformar isotérmicamente la austenita, será necesario recurrir a tratamientos subcero, con nuevos problemas por complicación de las instalaciones y de tensiones internas.

5. e. Conclusiones

Gran parte de los problemas usuales de distorsión y aún fisuración, son consecuencia de diseños inconvenientes, de técnica de tratamiento térmico (velocidad de calentamiento, soporte a temperatura, método de enfriamiento, etc.) no adecuada o de tensiones iniciales preexistentes como consecuencia de operaciones de trabajado previas.

Respecto al material, conviene obtener la mayor M_s compatible con las necesidades de carbono y templabilidad. Una solución de compromiso entre M_s y templabilidad para disminuir tensiones térmicas, puede ser la solución adecuada,

A los solos efectos de la comparación de aceros, puede decirse que a igual resistencia mecánica (igual contenido en carbono) e igual templabilidad, son más convenientes los aceros con mayor número de elementos aleantes (no concentración), ya que como se vió anteriormente se ve reforzado el efecto de templabilidad de cada uno de ellos, y se necesitará una menor concentración total de aleantes. Por consiguiente se obtendrá una mayor M_s .

Por su acción en M_s , aparte del carbono (o nitrógeno), el manganeso es el elemento más peligroso (aprox. 10 veces menor que C), y Si y Mo los menos. Cr y Ni son intermedios y actúan de manera similar.

6. MAQUINABILIDAD

Elevada maquinabilidad involucra una serie de factores concurrentes: poco desgaste de la herramienta, poco consumo de potencia con pasada y avance abundante, desprendiendo algún tipo de viruta que no entorpezca la acción de la máquina, buena terminación superficial, mínimo costo, etc.

Influyen en el proceso una cantidad de factores (tipo de proceso, máquina, herramienta, lubricante, etc.) que dejaremos de lado para concentrarnos solamente en los inherentes al material utilizado, con el fin último de establecer un criterio que permita evaluar la influencia de los distintos aleantes.

La cantidad de factores que inciden, hacen prácticamente imposible diseñar, con el estado actual del conocimiento, un ensayo que permita comparar y discriminar entre distintos tipos de materiales o procesos. Sin embargo, existen algunos criterios, por ejemplo de comparación con un material AISI 3112 trafilado en frío, al que se le asigna arbitrariamente 100% de maquinabilidad. Pero puede afirmarse enfáticamente, que nada supera la experiencia directa para el material y proceso en cuestión.

Bajo estas premisas se trata de determinar las condiciones del material que en líneas generales darán una superior maquinabilidad.

6.a. Inclusiones

Para un fácil maquinado se requieren del material algunas propiedades como poca tenacidad y alta fragilidad, que están reñidas con las cualidades que generalmente hacen a un buen comportamiento en servicio. Cuando las exigencias de servicio no son severas o cuando prevalecen los criterios de producción (por ejemplo, en máquinas automáticas de alta velocidad) puede aumentarse la maquinabilidad introduciendo elementos que normalmente son indeseables. Tal es el caso de inclusiones de SMn o Pb. Convenientemente alineadas, contribuyen a la extracción y fragmentación de la viruta, facilitando el avance por sus características autolubrificantes. Otros tipos de inclusiones, en general son perniciosas por el desgaste que ocasionan en las herramientas.

6.b. Estructura

En la inmensa mayoría de los casos, el acero a maquinar consistirá de una matriz ferrítica con carburos distribuidos en forma variable.

Una matriz blanda, poco resistente, muy tenaz y muy dúctil da-

rá un deficiente acabado superficial por la tendencia del material a pegarse a la herramienta. Si no se puede fragilizarlo introduciendo inclusiones o aleantes como el P, puede recurrirse al expediente de disminuir ductilidad y tenacidad mediante trabajado en frío.

Los carburos son en cambio muy duros y no sólo resisten la penetración de la herramienta, sino que según sea su forma (redondeados o filosos) pueden contribuir seriamente al desgaste de la misma. Mediante tratamientos térmicos y mecánicos y teniendo en cuenta la cantidad total de carburos disponibles, es posible distribuir las partículas con forma y tamaño tal que, ofreciendo la menor resistencia al corte, contribuyan por su fragilidad a un mejor desprendimiento de viruta y acabado superficial.

Teniendo en cuenta la necesidad de evitar el bandeado que ocasiona irregularidades en la superficie, es posible indicar las siguientes estructuras como las más favorables para el maquinado de aceros al carbono:

% C	
0,06 - 0,20	ferrita trabajada en frío
0,20 - 0,30	perlita fina
0,30 - 0,40	perlita gruesa
0,40 - 0,60	perlita gruesa y esferoidita
0,60 - 1	esferoidita gruesa a fina.

6.c. Efecto de aleantes

En aceros en que la ferrita predomina (0,25% C ó menos) es más notable el efecto de los aleantes de aumentar la resistencia de la matriz. Esto puede contribuir en algo a mejorar la maquinabilidad. En este sentido, el efecto más intenso está dado por P, Si y Mn y en menor magnitud por Ni, Mo y Cr en ese orden.

Es mucho más importante el efecto de los elementos aleantes en las estructuras resultantes de los tratamientos térmicos. Esto deberá tenerse en cuenta al seleccionar entre las distintas alternativas posibles, ya que si bien con la misma templabilidad, el tratamiento necesario para obtenerlos en buenas condiciones de maquinado, puede diferir bastante de uno a otro. Ver por ejemplo Figs. 5 y 6.

Una guía cualitativa puede obtenerse a partir de los diagramas de enfriamiento continuo para los tratamientos de normalizado y recocido supercrítico y sus variaciones. Cuando se desea obtener una estructura esferoidizada, deberá considerarse el estado inicial de distribución de carburos.

7. CEMENTADO

7.a. Introducción

Los tratamientos de cementado son utilizados por razones económicas o técnicas. En el primer caso, en general se halla asociado con alta dureza superficial. En el segundo caso, cuando se requiere una combinación de propiedades no fácilmente asequibles por otros métodos.

Las propiedades que se pueden obtener por una buena técnica de cementado, son: alta dureza superficial para obtener resistencia al desgaste; tenacidad en el núcleo; distribución adecuada de tensiones internas para soportar esfuerzos de fatiga.

En el presente trabajo no se discutirán las técnicas de carburizado y sus problemas anexos, excepto que sea imprescindible a los fines del mismo. El objetivo primordial es analizar el efecto de los elementos aleantes en materiales para cementación.

Con tales fines consideraremos los siguientes aspectos:

- . Transformación de fases en el templeado y tensiones residuales.
- . Propiedades de la capa cementada.
- . Propiedades del núcleo.
- . Formación de carburos masivos, oxidación y decarburización.
- . Otras consideraciones.

7.b. Transformación de fase en el templeado y tensiones residuales.

Las condiciones más comunes de uso imponen a las piezas cementadas dos propiedades fundamentales: alta dureza superficial y tensiones de compresión en la superficie. Si bien no siempre es posible lograr ambas simultáneamente, es lo que definiremos como estado ideal.

La alta dureza superficial, está dictada por la necesidad de una alta resistencia al desgaste y/o alta resistencia a la fatiga proveniente de la alta resistencia mecánica de martensita templada (alta dureza).

Las tensiones de compresión en la superficie, además de disminuir los problemas de fisuración, mejora notablemente la resistencia a la fatiga.

Es este último aspecto el que está relacionado con la manera en que se llevan a cabo las transformaciones.

Para obtener tensiones de compresión en la superficie, debido a que la transformación de fase se produce con aumento de volumen, es necesario que el material superficial sea el último en transformarse. Durante la operación de temple en baños de templado, se producen en la pieza gradientes térmicos que se oponen al objetivo buscado, ya que el centro de la misma será el último punto en transformarse. La situación es distinta con tratamientos de temple superficial, en cuyo caso puede ser similar al problema que aquí se trata.

Esta combinación de situaciones, gradiente de composición química y de temperatura, hace que en la práctica la transformación comience en la interfase de carburización, y una buena solución de compromiso es tratar de que el núcleo se halle prácticamente transformado cuando comienza a hacerlo la superficie (Fig. 15).

Los elementos aleantes, sobre todo usados en exceso, tienden a agravar la situación al bajar las temperaturas finales de transformación y disminuir la conductividad térmica. Pero por otro lado, al aumentar la templabilidad, permite usar enfriamientos menos drásticos y por consiguiente disminuir los gradientes térmicos. De todos los elementos aleantes, el más inconveniente en este sentido es evidentemente el C, que aparte de su efecto en la tenacidad, debe mantenerse en el mínimo compatible con las exigencias mecánicas para permitir la transformación controlada. Luego del C (ó N₂), el manganeso es el más perjudicial y luego el Ni, Cr y Mo. Veremos qué elementos que tienden a formar carburos deben utilizarse con precaución (Cr y Mo). Se deduce por otra parte, que para aumentar templabilidad es en general conveniente utilizar el mayor número de elementos aleantes, puesto que a igual templabilidad se necesitará menor concentración total y por lo tanto se tendrá mayor temperatura final de transformación. En el caso de aceros al carbono, debido a la menor templabilidad es necesario utilizar temples más drásticos, con mayor gradientes térmicos. Pero dado que las transformaciones se producen a mucha mayor temperatura, y con menor expansión, las tensiones producidas por la expansión final del núcleo, son parcialmente eliminadas y parcialmente absorbidas por el material ya transformado.

Existen numerosas variantes técnicas de las condiciones de enfriamiento, cuyo detalle está fuera de los presentes fines, pero que tienden a producir el estado de tensiones descripto.

7.c. Propiedades de la capa cementada

Los requerimientos en la superficie serán de alta dureza y tensiones de compresión. Haciendo una simplificación no del todo correcta, podemos asumir que para el caso de roce entre dos superficies lubricadas ninguna de las cuales debe desgastarse (caso opuesto al de herramientas para maquinado), la resistencia será proporcional a la dureza y la presencia de carburos masivos, en general indeseable.

La dureza en aceros carburizados, será función del contenido en carbono de la martensita resultante y del contenido de austenita residual. Por lo tanto, hay que tener en cuenta las siguientes consideraciones:

- a) la dureza de martensita templada no aumenta considerablemente para contenidos de carbono superiores a 0,8%;
- b) la temperatura final de transformación martensítica, M_f , está por debajo de temperatura ambiente para contenidos de carbono mayores que aproximadamente 0,7%. Recuérdese que en este rango de carbono no son aplicables las fórmulas para calcular M_s y M_f mencionadas con anterioridad;
- c) la resistencia al impacto de la capa carburada no depende del tamaño de grano del núcleo;
- d) los elementos aleantes bajan la temperatura M_f , aumentando la cantidad de austenita retenida, y por consiguiente la dureza máxima obtenible será menor.

Estas conclusiones se hallan representadas en forma gráfica en la Fig. 16.

Del examen de las mismas resulta evidente que para temple directo desde la temperatura de carburización se necesita un cuidadoso (y eventualmente muy dificultoso) control de carbono, y que la situación es más crítica para aceros aleados. De allí la conveniencia de bajar la temperatura para el temple directo, o efectuar enfriamiento y temple posterior a menor temperatura. Obsérvese por ejemplo, que una capa carburada a 1,2% C, luego del temple tiene la misma dureza que con 0,45% C.

Como además es importante el estado de tensiones superficiales, contenidos elevados de austenita (aunque discutibles, mayores que un 10%) resultan perjudiciales.

7.d. Propiedades del núcleo

Las propiedades necesarias en el núcleo van a estar determinadas por el estado de tensiones y la magnitud de las mismas, tal como se discutió en los capítulos anteriores.

Por las razones ya apuntadas, debe tratarse de mantener el C en el mínimo compatible con las exigencias mecánicas. Por ello en aceros al carbono se trata de obtener una buena combinación de propiedades mecánicas mediante tamaño de grano ferrítico fino. El uso de NaI como inhibidor del crecimiento de grano, salvo adecuado control, es discutible pues las temperaturas de carburizado pueden estar

en el orden de temperaturas en que se solubiliza el inhibidor. Es una de las razones por las que eventualmente se utilice el procedimiento de enfriar y efectuar un templeado posterior desde menor temperatura (850°C), templeado simple.

En el caso de aceros aleados, si bien no puede establecerse una norma general, el templeado directo desde una temperatura adecuada (núcleo completamente austenítico) resulta más conveniente. No hay mejoras por el uso de templeado simple o doble templeado. El uso de elementos aleantes para aumentar templeabilidad, se halla restringido por dos razones: los elementos como Cr y Mo que tienden a formar carburos, producen dificultades en la carburización, y en el estado de tensiones resultantes, como se verá más adelante. Conviene evitar, por las razones apuntadas, el uso de excesivas cantidades de manganeso, que baja mucho el M_f . Por ello el Ni es el elemento que se utiliza para aumentar la templeabilidad, con juiciosos agregados de Cr, Mo o Mn.

7.e. Formación de carburos superficiales, oxidación y decarburización

Cuando existe la posibilidad de formar carburos de elementos aleantes, éstos, al sacar elemento aleado de la matriz, suben las temperaturas M_s y M_f en la superficie, que no resulta entonces la última parte en carburizarse y por lo tanto se crean tensiones indeseadas de tracción.

Los carburos masivos por otro lado, pueden impedir una rápida difusión, dando contenido normalmente alto e innecesario de carbono superficial.

Este sobre carburado, con carburos superficiales, puede dar disminución de dureza interna, al cambiar la temperatura M_f y permitir así un mayor contenido de austenita en el interior, Fig. 16, similar a un decarburizado.

Los peligros de formación de carburos deben atribuirse principalmente al Cr y Mo.

Los carburos se forman masivamente, preferencialmente cuando se lleva lentamente a la temperatura de carburizado, en condiciones de alto potencial de carbono. El efecto es particularmente agravado en carburización sólida.

Con carburización gaseosa, será posible llevar más rápidamente a austenita, manteniendo un bajo potencial de carbono hasta la temperatura de carburización y recién entonces elevarlo.

En aceros con alto Cr y/o Mn (1%) presenta quizás una situación menos controlable respecto a la oxidación preferencial a lo largo de límites de grano, ya que pequeñas concentraciones de CO_2 y H_2O son suficiente para producir este

fenómeno. Además de cambiar las temperaturas de transformación en la superficie, tal como sucede con la formación de carburos, puede producir redes de estructuras indeseables. Salvo la utilización de gases completamente secos, lo que involucra utilizar portadores de N_2 en lugar de atmósfera endotérmica, la única solución para altos contenidos de estos elementos aleantes, es un maquinado posterior.

El decarburizado, al elevar la temperatura M_f en la superficie, puede producir una situación similar a la indicada en la Fig. 16. Pero en este caso, el problema reside más en la técnica del carburizado que en los elementos aleantes (manejo inadecuado en la etapa de difusión, enfriamiento o calentamiento para temple).

7.f. Otras consideraciones

Como se ha mencionado, luego del temple, debido a transformaciones diferenciales, pueden quedar tensiones de tracción internas. Al eliminar las capas más externas por maquinado (amolado) es posible subir el valor de éstas y por consiguiente que se provoquen fisuras, eventualmente adjudicadas a una mala técnica de amolado.

Finalmente es necesario hacer notar que la determinación de espesor de capa cementada por ataque químico, depende mucho del contenido de elementos aleantes. El límite de la zona atacada corresponde a mayores durezas cuanto más aleado es el material.

7.g. Conclusiones

Las condiciones de buen uso exigen en general alta dureza superficial y un adecuado estado de tensiones internas.

Para cumplir con ellas, el acero debe tener el menor contenido de carbono y elementos aleantes compatibles con las necesidades del núcleo.

Es aconsejable para aumentar la templeabilidad, la utilización preferencial de níquel. Adiciones de Cr, Mo y en menor grado Mn, si no son juiciosamente balanceadas y el proceso no es adecuadamente controlado, pueden resultar perjudiciales.

ACLARACION A LOS CAPITULOS 8, 9 y 10

Se consideran en estos capítulos las variables que interesan en la fabricación una vez obtenido un lingote de buena calidad. No se considera el problema de la obtención del lingote, pero dada la interdependencia en juego, se ha estimado conveniente resumir los requerimientos del mismo:

a) Calidad superficial. Evitar los defectos de:

- . inclusiones superficiales de restos de escorias, recubrimiento de crisol o lingotera, etc.;
- . arrugas formadas por capas de óxidos tenaces no disueltos;
- . salpicaduras oxidadas que no soldarán durante el trabajado;
- . exudaciones producidas por segregación inversa;
- . fisuras por tensiones de tracción durante el enfriamiento.

b) Calidad interior. Disminuir o evitar:

- . rechupe producido por la contracción;
- . sopladuras producidas por gases;
- . inclusiones no metálicas;
- . fisuras internas producidas durante la solidificación o enfriamiento;
- . segregación

c) Estructura capaz de deformar en cualquier dirección y sin riesgos de fracturas o grietas. Para ello la estructura columnar debe ser lo menor posible, procurando que sea equiaxiada.

Si hay precipitados o fases dispersas, que éstas estén finamente distribuidas.

Supuesto obtenido un buen lingote, trataremos en los siguientes capítulos las variables que interesan para su deformación posterior en caliente con el objetivo de analizar la influencia de elementos aleantes.

8. OXIDACION DEL LINGOTE

El calentamiento del lingote, además de la función específica de calentar y homogeneizar la temperatura, permite en muchos casos mejorar la calidad superficial del mismo por oxidación y posterior descascarillado de los defectos de superficie.

La magnitud de la oxidación, es una solución de compromiso entre:

- a) espesor de la cascarilla suficiente como para oxidar los defectos superficiales y permitir un correcto descascarillado;
- b) rendimiento del lingote con poca pérdida por metal oxidado.

8. a. Atmósfera del horno

En base a lo dicho, se procura que sea ligeramente oxidante (O_2 , CO_2 , H_2O , SO_2 , etc.) y con el menor contenido posible de oxígeno libre.

La absorción del azufre de los gases de combustión por parte de la superficie oxidada del lingote, hace posible la formación de SFe en la superficie del acero. La atmósfera reductora acelera este efecto, mientras que es retardada por una atmósfera oxidante.

En presencia de cantidades significativas de níquel, no conviene usar atmósfera reductora pues la naturaleza del óxido que se forma, como se verá más adelante, dificulta el descascarillado.

8. b. Composición de la cascarilla

El mecanismo de formación de la cascarilla es de naturaleza dinámica, formándose y reduciéndose conjuntamente los distintos óxidos de hierro.

Hasta los $570^{\circ}C$, en atmósfera oxidante no se presenta el óxido ferroso, y las películas de óxido férrico y ferroso-férrico son muy adherentes y difíciles de eliminar, incluso por decapado ácido.

A las temperaturas del calentamiento para el desbastado (entre 800 y $1300^{\circ}C$), se forman tres capas en la cascarilla:

- . hematita u óxido férrico en la superficie (poco espesor, 0,5 á 2%);
- . magnetita u óxido ferroso férrico en la capa inmediata inferior (del 10 al 15% del espesor);
- . wüstita u óxido ferroso en contacto con el metal (85 á 90% del espesor).

El agregado de pequeñas cantidades de elementos aleantes, no modifica sustancialmente esta distribución de los óxidos. La composición puede hacerse más compleja por la presencia de óxidos de los elementos aleantes o eventualmente por la presencia del elemento libre en la interfase.

En las concentraciones usuales en estos aceros, a las temperaturas de deformación en caliente, los elementos aleantes (incluso carbono) prácticamente no modifican la cinética de formación de óxidos. El Cr recién comienza a tener influencia en concentraciones superiores al 4%.

8. c. Adherencia de la cascarilla

La adherencia es en general inversamente proporcional al espesor de la cascarilla. Por arriba de los 950°C, puede considerarse, salvo excepción, que es muy débil.

Aunque discutido, parecería ser que en las condiciones usuales de atmósfera y temperaturas, elementos que tienen una mayor afinidad por el oxígeno que la del hierro dan lugar a una capa intermedia de óxido disminuyendo la adherencia. Tal sería el caso de silicio y fósforo.

Cuando los elementos aleantes tienen una afinidad por el oxígeno menor que la del hierro, ocurre lo contrario. Es el caso del Cu y del S que precipitan en la interfase hierro-óxido en forma de inclusiones plásticas. Pero de todos los elementos, el único que produce un efecto muy significativo es el Ni. El níquel se deposita en la interfase en estado elemental y fija la cascarilla dificultando su eliminación. Por ejemplo, un acero con 2,75% de níquel puede formar un óxido que contenga 7% de níquel al estado elemental en la interfase con el lingote, 0,16% en la capa de óxido ferroso y prácticamente cero en las otras dos. Para tener una idea del problema, basta mencionar que la presión del chorro de agua descascariador, cuando se emplea este método, es de 70 Kg/mm².

8.d. Pérdidas de material

Se debe tener en cuenta que para cualquier proceso de trabajado en caliente, las pérdidas por oxidación se producen no solamente durante el calentamiento, sino también durante el proceso en sí. Estas últimas pueden llegar a ser del mismo valor o incluso mayores que las del calentamiento. Las pérdidas serán función de la velocidad de oxidación y por consiguiente de la temperatura. Si se considera una velocidad de oxidación unitaria para los 900°C , se tendrá: 1,25 á 950°C ; 2 á 1000°C ; 3,5 á 1100°C y 7 á 1300°C . La velocidad varía acentuadamente entre 1350 y 1375, temperatura a la cual comienza la fusión de la cascarilla.

Los elementos aleantes como se mencionó, no modifican este comportamiento.

8.e. Conclusiones

Los elementos aleantes en este tipo de aceros, con excepción del níquel, no modifican significativamente el comportamiento y características de los óxidos producidos a las temperatura del trabajado en caliente.

El níquel en concentraciones altas puede presentar problemas importantes de descascarillado.

9. DEFECTOS DURANTE EL CALENTAMIENTO

Las causas más importantes de formación de defectos son: velocidad de calentamiento, temperatura, decarburización, segregación e inclusiones.

9.a. Velocidad de calentamiento

Hay dos aspectos que deben ser considerados en la velocidad de calentamiento: los gradientes térmicos y la transformación de fase alfa-gama.

Los gradientes térmicos producidos a una dada velocidad de calentamiento, dependerán de la conductividad térmica de la aleación. A bajas temperaturas la conductividad térmica es disminuida por los elementos aleantes, que pueden producir diferencia del orden del 20% a 300°C. Pero a los 800°C la diferencia entre distintos aceros, se ve disminuida a un 8% y prácticamente desaparece a temperaturas mayores.

El efecto del gradiente térmico durante el calentamiento, es que al dilatarse más la superficie por efecto de la mayor temperatura, produce tensiones de tracción en el centro del lingote, que a temperaturas en la cual el material no es suficientemente plástico, puede llegar a producir grietas internas. Generalmente sueldan en el trabajado posterior, no dejando defectos permanentes.

El efecto de la contracción de volumen producida por la transformación alfa-gama, es que al iniciarse en la superficie más caliente, produce compresión en el centro del lingote y tracción en la superficie. Este desfavorable estado de tensiones actúa sobre los defectos superficiales (que son concentradores de tensiones) formando grietas que se oxidan y no sueldan, dejando defectos permanentes. Dado el efecto que produce el carbono en las temperaturas de transformación, los elementos aleantes no influyen significativamente.

De lo expuesto surge que al aumentar el contenido de elementos aleantes es conveniente disminuir la velocidad de calentamiento a bajas temperaturas, hasta pasadas las temperaturas de transformación.

Por arriba de la temperatura de transformación (en el centro del lingote), los elementos aleantes no producen ningún efecto.

9.b. Sobrecalentamiento

Si la temperatura máxima aconsejada para cada contenido de carbono es sobrepasada, surge el problema del sobrecalentamiento; eventualmente

te la elevación de temperatura producida por una oxidación muy violenta en atmósfera muy oxidante, puede contribuir a este sobrecalentamiento.

En el caso de productos semielaborados, el principal problema es el enorme crecimiento de grano. En ciertos casos, si la temperatura de trabajado es demasiado elevada, es posible controlarlo mediante la adición de inhibidores. En el caso de los lingotes, no se produce modificación de la estructura de solidificación, salvo una ligera modificación de la microsegregación.

Si la temperatura es superior a 1370°C , puede fundirse el óxido superficial dando un lingote "lavado", con excesivas pérdidas por oxidación.

A temperaturas mayores, puede producirse el quemado, fenómeno sumamente complejo por el cual el óxido y sulfuro de hierro difunden en los límites de grano, llegan a fundirse y dejan los granos disgregados en toda la zona cercana a la superficie. No se manifiesta por debajo de 0,3% C, pero aumenta notablemente con el contenido de carbono. El níquel y molibdeno lo incrementan, siendo disminuido por el Si y Cr.

9.c. Decarburización

Los factores más importantes que influyen en la decarburización son: la atmósfera del horno, temperatura, tiempo y tamaño del lingote.

El efecto de aleantes es el siguiente: el Carbono, Aluminio y Cromo, la incrementan; Silicio y Níquel prácticamente no la afectan; Manganeso la disminuye.

Un método que eventualmente puede utilizarse para eliminar la zona decarburada consiste primero en calentar en una atmósfera levemente oxidante y cambiando luego por un corto tiempo a una atmósfera muy aoxidante. De esta manera la zona decarburada se oxida y es eliminada en el posterior descascarillado.

9.d. Influencia de la segregación

La segregación es imposible de eliminar totalmente, debido a que es inherente al proceso de solidificación.

El azufre es el elemento que más segrega, seguido por fósforo y carbono. La segregación interdendrítica de Mn puede llegar a ser un problema (bandedado).

En la cabeza de los lingotes calmados y semicalmados, durante el calentamiento se puede producir oxidación a través de los espacios interdendríticos fuertemente segregados, y llegar a producir fisuras.

En los aceros resulfurados, pueden formarse delgadas capas interdendríticas de sulfuro de hierro y de sulfuro de hierro-manganeso, con pequeñas cantidades de una fase vítrea (posiblemente silicatos). Al calentar, esas capas oxidan y forman grietas en la superficie del lingote.

9.e. Inclusiones

El efecto más marcado de las inclusiones en el calentamiento es el de actuar como concentradores de tensiones cuando se encuentran en la superficie o la cortan.

9.f. Conclusiones

El principal efecto de los elementos aleantes, es bajar la conductividad térmica a bajas temperaturas, por lo que es conveniente disminuir la velocidad de calentamiento de lingotes, hasta que se llegue a la temperatura de transformación.

10. TRABAJADO EN CALIENTE

Cuando al mecanismo de deformación plástica se superpone el mecanismo de recuperación y recristalización, se está en la zona de deformación o trabajado en caliente.

Con el objeto de poder determinar el efecto de los elementos aleantes, se analizará eventualmente en forma simultánea, las distintas variables que influyen en las condiciones de deformación en caliente.

10.a. Temperatura de calentamiento

Para el tipo de aceros de que aquí se trata, puede suponerse que a la temperatura de deformación en caliente, todos los elementos aleantes se encuentran en solución sólida en austenita.

La influencia de los elementos aleantes en las temperaturas máximas de trabajado, es despreciable, dependiendo fundamentalmente del contenido en carbono (Fig. 17).

Las temperaturas mínimas posibles para el rango de 0,2 á 0,8% C, estarán unos 70 á 100°C por encima de la temperatura de transformación eutectoidea. En operaciones secundarias o de acabado, se puede llegar prácticamente a la temperatura eutectoidea.

10.b. Influencia de la temperatura en la resistencia a la deformación

Al aumentar la temperatura en el rango de deformación en caliente, disminuye notablemente la resistencia a la deformación. En el caso de la existencia de transformaciones de fase, como en el hierro, es necesario considerar la resistencia a la deformación en caliente en cada una de ellas.

Para los contenidos usuales de carbono (mayor de 0,1% C) y elementos aleantes en aceros al carbono, puede considerarse que la resistencia a la deformación en gama es menor. En la Fig. 18 se muestra la resistencia a la fluencia en función de la temperatura para distintos contenidos en carbono.

10.c. Influencia de la velocidad de deformación en la resistencia a la deformación en caliente.

Dado que en el trabajado en caliente la deformación ocurre

simultáneamente con la recristalización, ambas variables se hallan interrelacionadas. Si el tiempo no es suficiente (altas velocidades) se producirá un aumento de la resistencia para una misma temperatura de deformación (Fig. 19).

19.d. Influencia de elementos aleantes, incluido carbono

Dada la interrelación entre temperatura y velocidad de deformación, se trata de utilizar correlaciones aproximadas entre dichas variables a fin de analizar, entre otros, el efecto de elementos aleantes.

En una de ellas, para deformación constante, $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$, se correlaciona la tensión de fluencia σ_f , en función de un parámetro Z , dado por $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp. - Q/RT$. Los resultados se expresan en la Fig. 19.

En general hay acuerdo en señalar que a bajas temperaturas el efecto del carbono es algo significativo, pero que por arriba de los 1000°C , esas diferencias prácticamente se anulan.

El efecto de otros elementos aleantes, en las concentraciones usadas en los aceros se que se trata, es despreciable frente al efecto del carbono, aún en el rango de bajas temperaturas (Fig. 18).

19.e. Defectos por segregación y fragilidad en caliente

La fuerte segregación que se puede producir en la parte central del lingote y las tensiones secundarias que se inducen en esa zona y en los bordes laterales, conducen a la formación de fisuras o directamente a las pérdidas totales de cohesión, como agrietamiento en los bordes y boca de cocodrilo.

Agrietamiento o rugosidades en los bordes pueden ser producidas también por quemado o fragilidad en caliente.

La fragilidad en caliente es originada por segregación a los bordes de grano de compuestos o elementos de bajo punto de fusión.

Es conocido el efecto del S-Fe, que puede provenir del azufre de la llama (ver oxidación). Con elementos aleantes que tienen menor afinidad por el oxígeno que el hierro (ver el efecto de Ni en adherencia de la cascarilla) y bajo punto de fusión, puede formarse el elemento libre en el óxido y difundir a los límites de grano provocando fragilidad en caliente. Para el caso de Cu y Sn, se dan valores críticos de fragilización: $\% \text{Cu} + 8x \% \text{Sn} = 0,45$.

10.f. Conclusiones

En el rango usual de temperaturas de deformación en caliente y en las concentraciones presentes en aceros bonificables, los elementos aleantes no modifican el comportamiento respecto a aceros al carbono.

Altas segregaciones pueden favorecer la aparición de fisuras.

Concentraciones anormales de Cu y/o Sn, pueden provocar fragilidad en caliente.

11.b. Influencia de elementos aleantes

La influencia de los elementos aleantes no es muy clara, pero en general puede decirse que:

- a) influyen poco sobre la solubilidad del hidrógeno en alta temperatura, pero cambian la cinética a baja temperatura;
- b) ciertos elementos como el silicio, cromo, vanadio y titanio, en cantidades críticas pueden formar hidruros, fragilizando el material, pero reduciendo la formación de grietas;
- c) prácticamente todos los elementos aleantes disminuyen la temperatura de transformación martensítica, en particular el carbono, incrementando la formación de fisuras.

Para evitar la formación de las fisuras es recomendable un enfriamiento lento, o mejor aún, un tratamiento térmico que facilite la difusión del hidrógeno. Si la velocidad de enfriamiento, a pesar de ser lenta, no es la correcta, estos defectos pueden aparecer posteriormente durante el almacenamiento de las piezas. En la bibliografía (27)(34)(1) se dan recomendaciones sobre el enfriamiento, velocidades de enfriamiento y ciclos de tratamientos térmicos para distintos aceros.

11.c. Conclusiones

Los elementos aleantes modifican las condiciones de enfriamiento, de acuerdo a su efecto en los diagramas de transformación. No influyen en forma pronunciada sobre la fisuración por hidrógeno.

CONCLUSIONES GENERALES

- 1) Las propiedades a la tracción de estructuras martensíticas revenidas, solo dependen del contenido en carbono.
- 2) La templabilidad depende del contenido de elementos aleantes.
- 3) A los efectos de aumentar templabilidad, es conveniente el uso simultáneo de varios elementos aleantes distintos.
- 4) Si interesa el obtener además de martensita, estructuras mixtas martensítico-bainíticas, es conveniente el empleo de Cr y/o Mo.
- 5) Para obtener bajas temperaturas de austenitización, conviene el empleo de Ni y Mn.
- 6) Es importante el uso de níquel para aumentar la resistencia al impacto de estructuras martensíticas revenidas, con dureza mayor que aproximadamente 40-45 Rc.
- 7) Los elementos aleantes no afectan directamente la resistencia a la fatiga.
- 8) Para disminuir los peligros de distorsión y fisuración, se requiere el Ms y la conductividad térmica mayor posible. Es decir, el menor contenido de C y elementos aleantes compatibles con las necesidades.
- 9) A igual templabilidad, una mayor Ms es favorecida por el uso simultáneo de varios elementos aleantes.
- 10) Las dificultades en el maquinado dependen fundamentalmente del contenido de carbono y de la templabilidad.
- 11) En aceros para cementado no es conveniente utilizar contenidos innecesarios de elementos que tienden a formar carburos (Cr y Mo).
- 12) Para altos requerimientos de templabilidad en aceros para cementado, es conveniente utilizar Ni.
- 13) Los elementos aleantes (con excepción del níquel) no modifican el comportamiento y características de los óxidos producidos en el calentamiento de lingotes para su trabajado posterior.

- 14) El níquel en concentraciones altas, puede presentar problemas de descascari-llado.
- 15) La presencia de elementos aleantes, puede hacer conveniente una menor velocidad de calentamiento de los lingotes, hasta la temperatura de transformación de fase.
- 16) En el rango usual de temperaturas de deformación en caliente y en las concentraciones presentes en aceros bonificables, los elementos aleantes no modifican el comportamiento a la deformación respecto a aceros al carbono.
- 17) Concentraciones anormales de Cu y/o Sn pueden provocar fragilidad en caliente.
- 18) Los elementos aleantes modifican las velocidades de enfriamiento desde la temperatura de trabajado, para evitar fisuraciones por tensiones térmicas o de transformación.

BIBLIOGRAFIA

A fin de suplir la falta de referencias a lo largo del texto de este trabajo, efectuado con el sentido de no restar claridad a la exposición, se incluye a continuación una breve lista de algunas de las publicaciones que han servido de base al mismo, y que pueden proporcionar información accesoria sobre los temas tratados.

Prácticamente todas las publicaciones mencionadas pueden ser consultadas en la Biblioteca del Departamento de Metalurgia de la CNEA, sede del SATI, Avda. General Paz y de los Constituyentes.

Mencionaremos de paso que los artículos de G. Delbart y colaboradores sobre Normalización de Productos Siderúrgicos publicados en la Revue de Metallurgie en junio de 1965, 1966 y 1967 y los artículos que se encuentran en National Steel Specifications, publicados por ISI 88, 1964, poseen muy interesantes apreciaciones sobre los problemas no sólo de normalización, sino de discriminación de materiales, con particular énfasis sobre los peligros de la excesiva sobre especificación.

Las publicaciones de carácter más general son las siguientes:

1) Metal Handbook, ASM, Ohio, USA, 8a. edición, 1961, Vol. I y II.

Compilado con un gran criterio práctico, posee una cantidad impresionante de información, que usada adecuadamente puede ayudar a resolver la mayoría de las dudas inmediatas que surjan en la materia.

Esta nueva edición, tanto en la presentación de información como por la profundidad de la misma, no tiene relación con las ediciones anteriores. A fin de suplir la falta de base conceptual con que los problemas son enfocados en el Metal Handbook, conviene recurrir por ejemplo a los siguientes textos:

2) Alloying elements in Steel, ASM, Bain y Paxton,

Una revisión moderna del clásico libro de Bain, discute en forma muy conceptual el comportamiento e influencia de aleantes. Una muy buena y selecta bibliografía.

3) Steel and its Heat Treatment, Vol. I, II y III. Bullens-Batelle.

Otro libro clásico de carácter general, con amplias referencias. Actualmente algunos de los conceptos analizados son anticuados y algunas de las aplicaciones directas también. No obstante es una excelente fuente de información.

4) Heat Treatment, J. Woodhead.

Apuntes del Curso Panamericano de Metalurgia, CNEA. Cubre el tema en una forma muy moderna y mucho más sucinta que los dos textos anteriores. Corresponde al curso básico sobre aceros que se dicta en la Universidad de Sheffield, Inglaterra.

De carácter más específico, pueden resultar particularmente útiles las series de libros publicadas bajo el título de:

5) Alloys of Iron Monograph. Diveros autores. Ed. J. Wiley & Sons.

Merece destacarse en particular el volumen dedicado a Nickel in Iron and Steel. También se han publicado volúmenes referentes a B, Ca, Si, V, Al, Mn, Cr, etc. Cubren todos los aspectos que van desde los problemas de siderurgia a la metalurgia de transformación.

De gran importancia práctica por su aplicación resultan los atlas de curvas de transformación, publicados por diversas fuentes. La mayoría de ellos contienen además una introducción con la descripción de los métodos de obtención y las limitaciones y aplicaciones de las curvas publicadas:

6) Atlas Zur Wärmebehandlung der Stäle. Max Planck Institut für Eisenforschung. Ed. Verlag Stahleisen M. B. H.

Contiene una larga y detallada información sobre un gran número de aceros; curvas de transformación isotérmicas, continuas, Jominy, revenido, micrografías de estructuras, etc. Contiene una lista de 291 referencias.

7) Courbes de transformation, G. Delbart et al. IRSID, Ed. Brun, Francia.

Restringido a los aceros de norma francesa, presenta una información similar al anterior. Publicado en cuatro volúmenes, recién en el tomo IV han comenzado a publicarse curvas de transformación en enfriamiento continuo.

8) Isothermal Transformation Diagrams. United States Steel, 3a. Edición.

Más de un centenar de diagramas de aceros muy comunes. Particularmente ilustrativa es la sección dedicada a comparaciones especiales.

9) Transformation characteristics of direct hardening nickel alloy steels. Int. Nickel Company (Mond) Ltd., 3a. edición.

Además de curvas de transformación isotérmica y continuas y de templabilidad para una docena de aceros conteniendo níquel, incluye una muy interesante introducción, donde entre otras cosas, se discuten los diagramas del tipo representado en la Fig. 10.

10) Metal Data Sheet.

Colección de hojas de informes de la revista Metal Progress. Traducidas al español por la Revista del Acero, España. Se colecciona todo tipo de in-

formación de utilidad para el usuario y fabricante. Numerosos diagramas de enfriamiento continuo y Jominy.

Algunas de las informaciones presentadas en un comienzo ya son obsoletas.

Algunos aspectos más específicos se cubren en la siguiente bibliografía:

- 11) Heat Treatment of Metals. The Institution of Metallurgists (london). Ed. Iliffe Books Ltd., 1962.
Corresponde a un curso de refresco para metalurgistas. Se destaca en especial la parte cuarta, "An engineering concept of Heat Treatment" por E. Mitchell, por su enfoque crítico a problemas accesorios al tratamiento térmico, en especial al cementado.
- 12) Toughness & Brittleness in Metals. The Institution of Metallurgists Iliffe Books, Lt., London 1961.
De carácter similar al anterior, presenta un breve resumen actual del problema.
- 13) The Brittleness in Metals, Szczepanski, M.J. Wiley, 1963.
Enfoca el problema de fragilidad desde un punto de vista más bien teórico.
- 14) Machinability and Machining of Metals. Woldman & Gibbons. McGraw Hill.
Trata integralmente el problema de maquinado. Abundante bibliografía aunque antigua.
- 15) Metal Processing, Boston, J. Wiley and Sons, 2a. edición.
Trata el problema de maquinado principalmente desde el punto de vista mecánico.
- 16) Fatigue of Metals. Cazaud. Ediciones en inglés y francés.
Es el libro clásico sobre fatiga. Cubre los aspectos metalúrgicos con alguna deficiencia. Tampoco, salvo el Metals Handbook, existe mejor información al presente.

De carácter más específico, pero sin llegar al nivel de detalles particulares, se recomienda la lectura de los siguientes artículos:
- 17) Some aspects of hardenable alloy steels. French, H.J., J. of Metals, June 1956.
Es posiblemente el único artículo de revisión que obtiene conclusiones en base a comparaciones correctas, respecto al problema de impacto.
- 18) Influencia de la estructura sobre las propiedades de fatiga en aceros, H. Koll, Metalurgia, Brasil, 22 (1966), 103, pág. 437-452.
Presenta interesantes resultados experimentales.

19) Retained Austenite, Morris Cohen, Trans. ASM Vol. 41.

20) Surface Treatment of Engineering Components, Dawes and Cooksey.

Heat Treatment, p. 77. Iron and Steel Institute, Special Report.

Se recomienda en especial la lectura de este artículo, pues se efectúa una revisión crítica y muy moderna del cementado, nitruración y carbonitruración.

A título de interés general, aunque eventualmente no directamente relacionado con este trabajo, se recomiendan las siguientes publicaciones de trabajos de revisión, pues si bien algunos de ellos son de interés fundamental, otros son estrictamente aplicados:

21) Metallurgical Reviews. Publicados por el Institute of Metals, a partir de 1967, aparece en algunos números de la revista Metals and Materials. Trata los temas más diversos, desde decapado ácido de aceros, hasta semiconductores, trafilado, laminado, etc.

22) Iron and Steel Institute Special Report.

Actualment, se han publicado del orden de 97 títulos y son publicados regularmente con posterioridad a las conferencias organizadas por el I.S.I. Trata temas de metalurgia extractiva y de transformación, desde temas muy básicos a muy aplicados. Consisten en artículos especializados sobre temas muy específicos que permiten analizar el estado de los problemas a ese momento. Tienen además, un artículo de introducción de interés general.

BIBLIOGRAFIA CORRESPONDIENTE A LOS CAPITULOS 8, 9, 10 y 11.

23) L'Oxydation des Métaux. J. Bernard, Gauthier-Villars, 1964.

Obra en dos tomos. El tomo I trata los "Procesos Fundamentales" de oxidación. El tomo II contiene una serie de monografías considerando cada metal en particular. El capítulo del hierro ha sido escrito por J. Paidassi y el de sus aleaciones por J. Moreau. Muy serio y actualizado.

24) Die Formgebung im bildsamen Zustande. E. Siebel, Verlag Stahleisen, 1932.

Primera recopilación sobre el tema de deformación plástica de metales, enfocada con criterio de aplicación. Si bien algo viejo, es de enorme valor la sistematización efectuada y no se ha publicado hasta la fecha nada comparable.

25) Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing. E.G. Thomsen, C.T. Yang y S. Kobayashi. McMillan Co. 1965.

Presenta el enfoque mecánico-plasticista del trabajado de metales. Es lo más moderno en este tema y discute los diferentes métodos de solución de los problemas de trabajado aplicados a cada proceso.

- 26) The Making, Shaping and Treating of Steel. U.S.S. co., 7a. edición.
Presenta en forma muy ordenada una gran información sobre aceros, su fabricación y tratamientos mecánicos y térmicos. Es una obra importante para el trabajo en fábrica.
- 27) The Manufacture of Iron and Steel. G.R. Bashforth, Chapman Hall, 1962.
Es una obra en cuatro volúmenes. Vol. I - Iron Production; Vol. II - Steel Production; Vol. III - Steelworks Fues, Furnaces, Refractories and Instruments; Vol. IV - The Mechanical Treatment of Steel.
Interesa al presente trabajo el Vol. IV, que presenta características de información semejantes al libro anterior.
- 28) Laminación e forjamento dos aços. P. Blain - A.B.M., 1964.
Este libro es una ampliación de un curso que dió Blain en Brasil. Presenta una gran información, bien sistematizada, sobre laminación y forja.
Es un libro actualizado (incluye los últimos trabajos rusos) si bien el resumen de la teoría de laminación y de forjado es demasiado sucinto.
- 29) Forging Practice. G. Kamenshchikov, S. Koltun, V. Naumov y B. Chernobrovkin. Peace Pub. (Moscow).
Es una traducción efectuada en Rusia. El libro presenta en forma resumida bastante información sobre la práctica de forjado, defectos, etc.
- 30) The Rolling of Strip, Sheet and Plate. E.C. Larke, Chapman Hall, 1963.
Es uno de los pocos libros generales de laminación que existen. Como su nombre lo indica, enfoca solo el laminado plano. El balance entre la teoría de laminación y la práctica es muy correcto, completando en todos los casos los desarrollos con ejemplos de aplicación. Está por ser traducido al español.
- 31) Bar and Allies Products, Metallurgical Society Conferences AIME, Vol. 13.
Editado por E.W. Earhart y J.F. Griffin. Interscience Pub., 1961.
Los trabajos han sido clasificados en dos temas: Preparación superficial y laminado de productos primarios: cuatro trabajos, de los que interesan básicamente dos; i) Control of Bar Surface Quality - J.V. Florchak y V.E. Elliot; ii) The Effect of Composition in Causing Surface Breaks during Blooming. J.V. Russell y R. Gaydos. El segundo tema es: Nuevos desarrollos en el procesado y ensayos: cuatro trabajos.
- 32) Mechanical Working of Steel I. Metallurgical Society Conferences AIME, Vol. 21
Editado por P.H. Smith - Gordon Breach - 1964.
La clasificación es tres temas: Caños y productos tubulares: cinco trabajos. Barras y productos semiterminados: once trabajos, entre los que merecen señalarse: i) Tests for Hot Workability - H.J. Henning y F.W. Boulger;

ii) Relations Between Inclusions and Hot Workability - E.J. Paliwoda y W. Wilson; iii) Effect of Rolling and Finishing Temperatures on Quality of Steel, J.V. Florchak y M.J. Cusumano. Productos laminados planos: cinco trabajos.

33) Defects and Failures of Metals. E.P. Polushkin - Elsevier Pub. - 1956-

Da una buena descripción de los defectos y fallas más comunes, completada con bibliografía. La versión española de este libro adolece de una pobre traducción.

34) Hydrogen in Steel - M. Smialowski - Pergamon Press - 1962.

Discute el efecto del hidrógeno sobre hierro y acero durante la producción, fabricación y uso. Contiene una frondosa y actualizada información sobre el tema; planteando los problemas en forma clara y concisa.

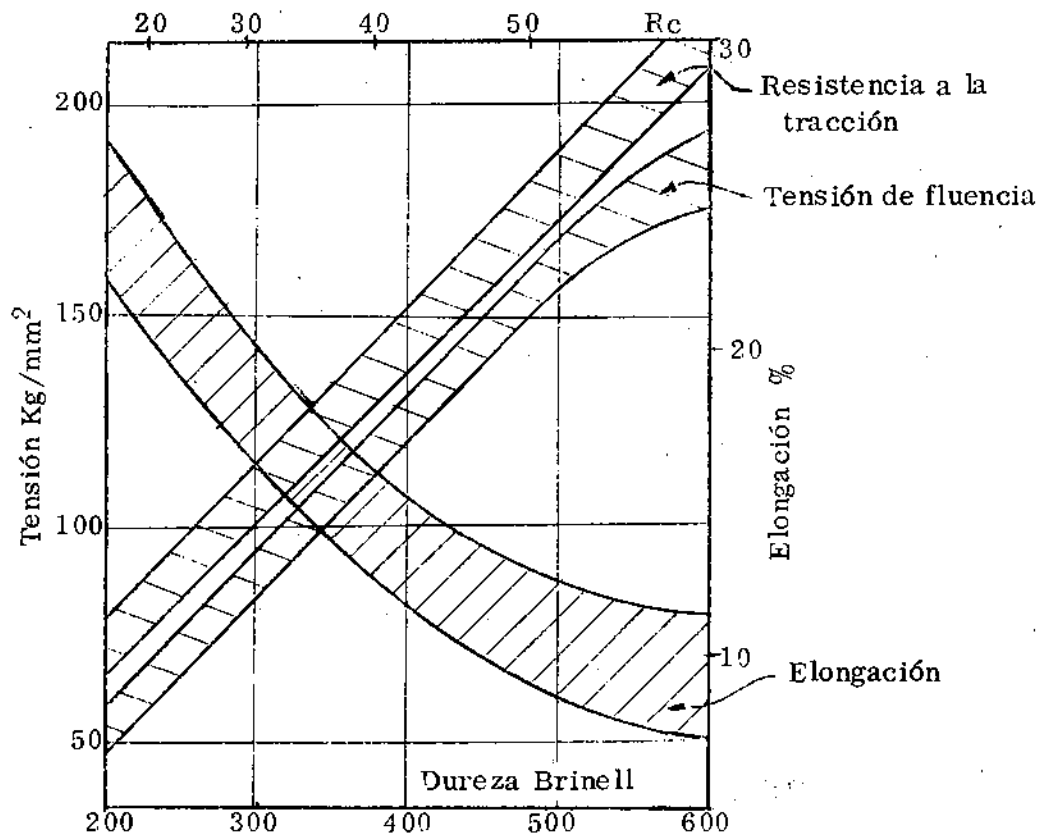


Fig. 1 - Propiedades mecánicas de diversos aceros templados y revenidos a igual dureza (según ref. 1 y 2)

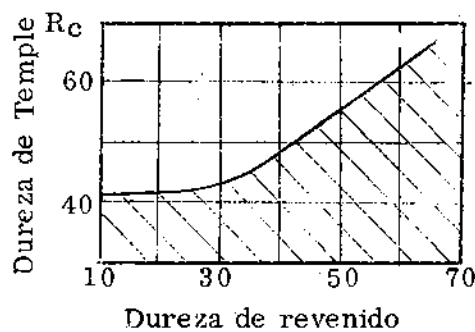


Fig. 2 - Dureza mínima de temple recomendada para obtener diversas durezas de revenido (según ref. 1).

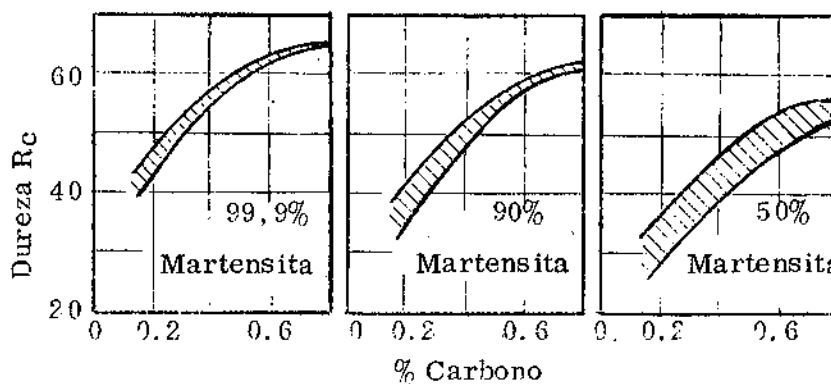


Fig. 3 - La influencia del carbono en la dureza de la Martensita (según ref. 1).

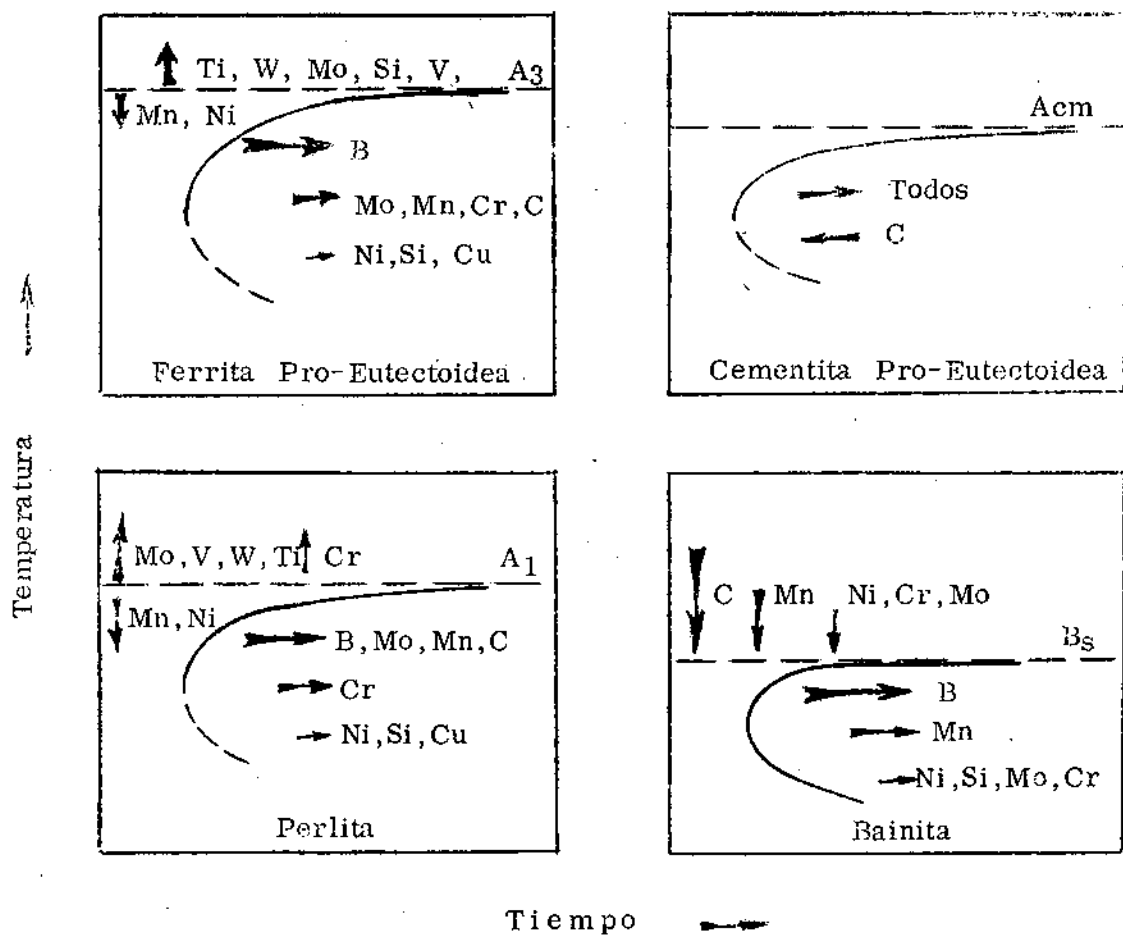


Fig. 4 - Influencia de aleantes sobre las curvas TTT.
(Según ref. 4)

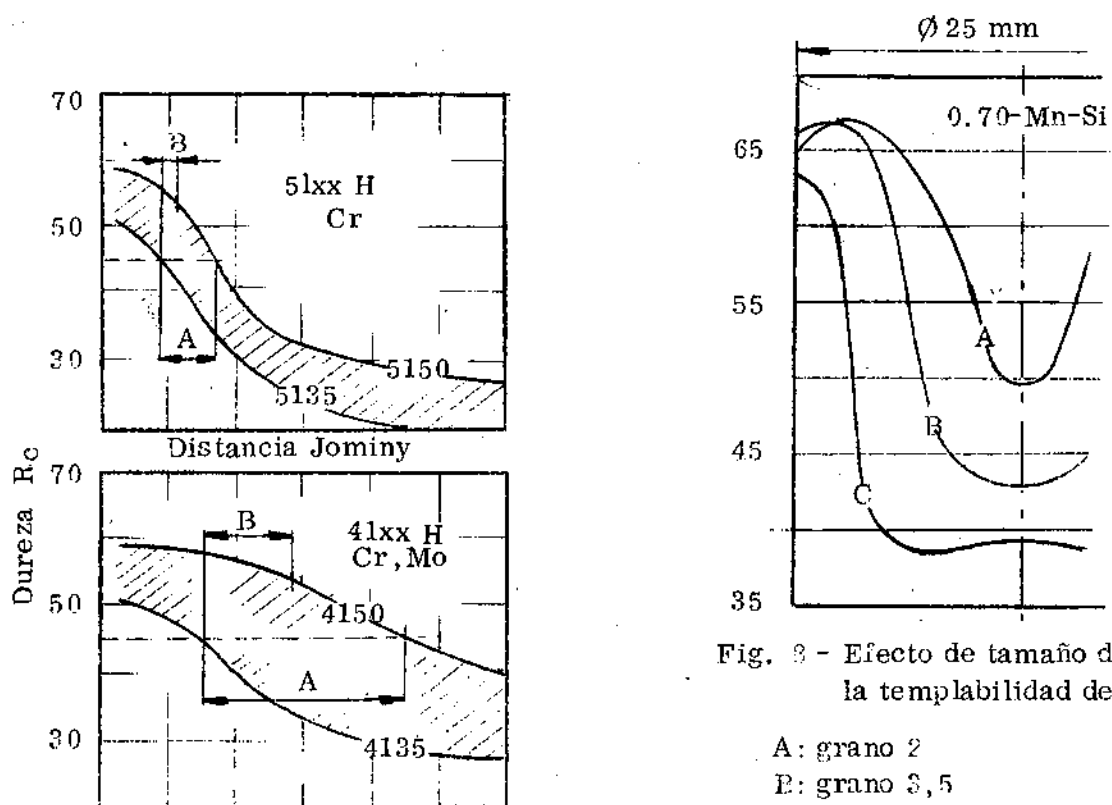


Fig. 7 - Influencia de 0,35% C para:
A; dureza 45 R_c
B; 90% Martensita

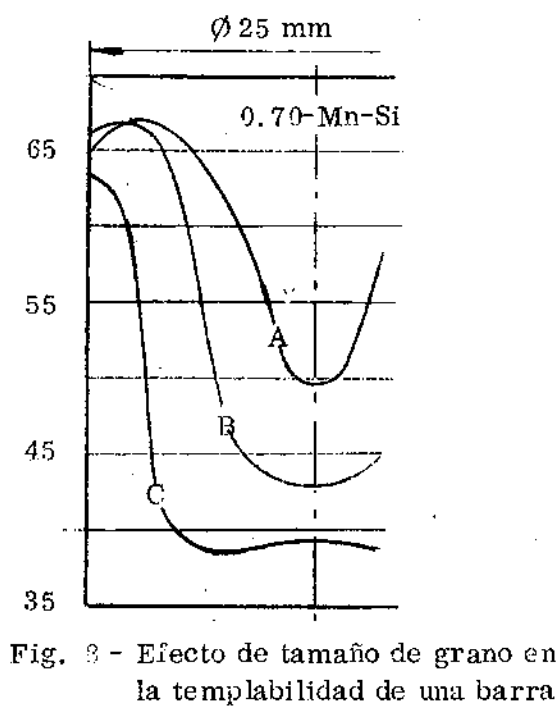


Fig. 8 - Efecto de tamaño de grano en la templabilidad de una barra
A: grano 2
B: grano 3, 5
C: grano 5
(según ref. 2)

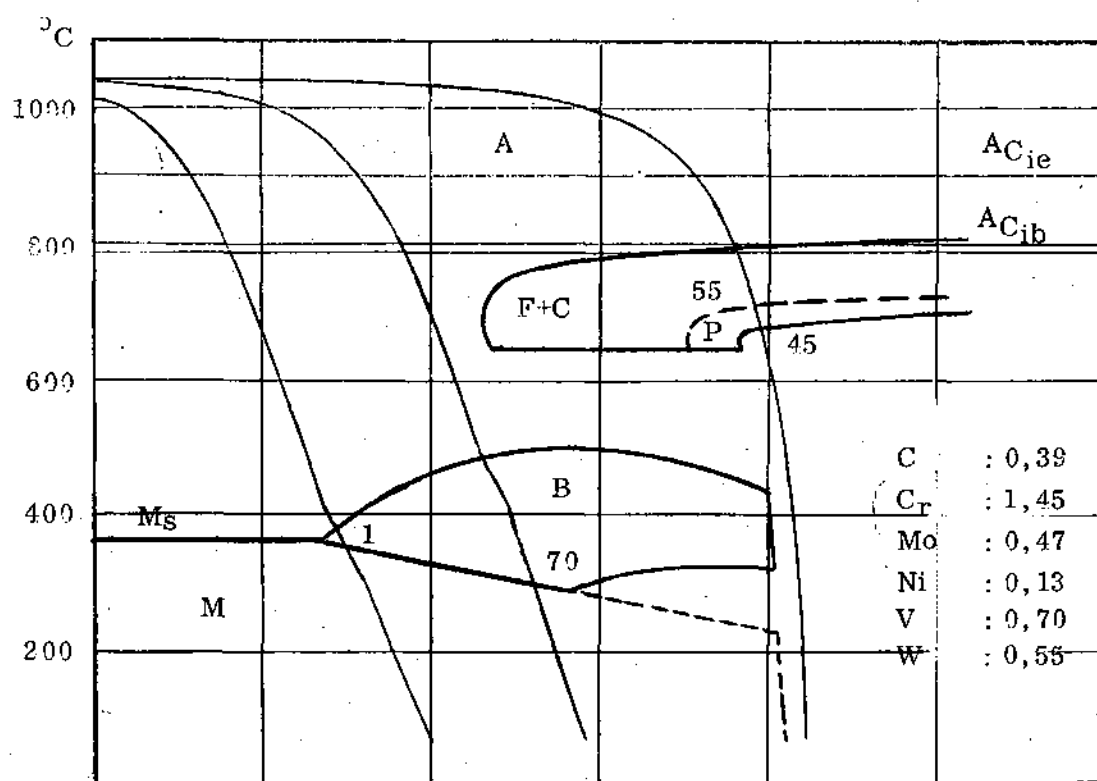


Fig. 5

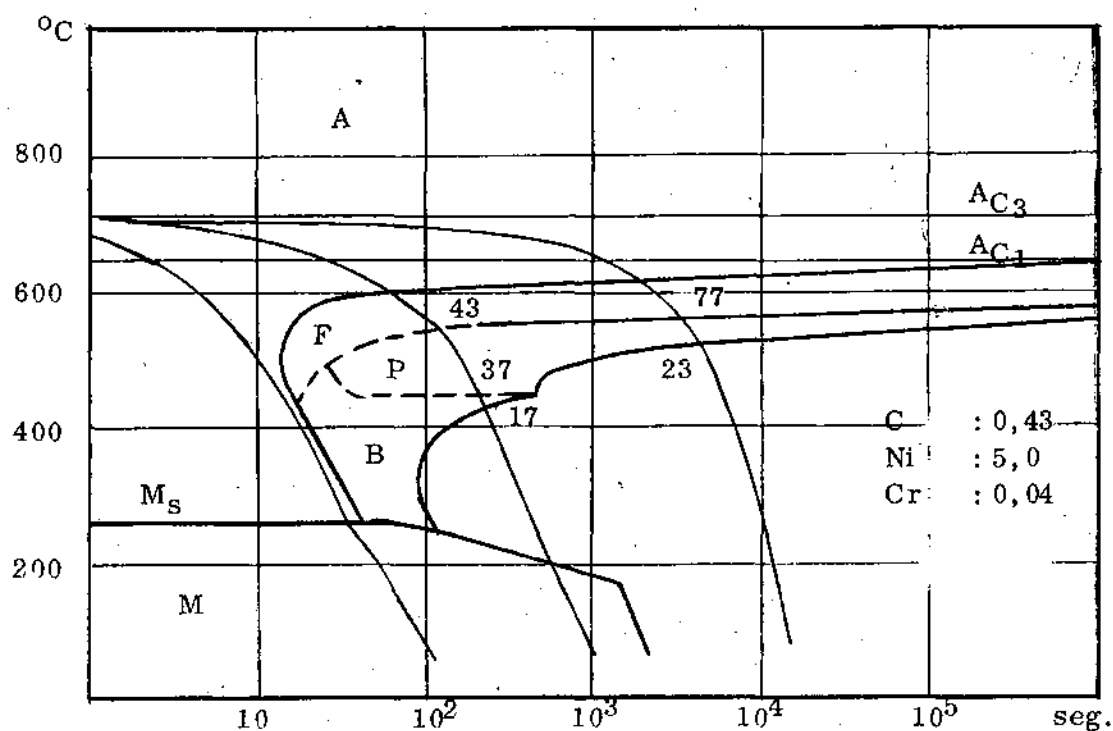


Fig. 6

Distintos tipos y porcentajes de estructuras resultantes de enfriamientos continuos similares en dos aceros aleados (según ref. 6)

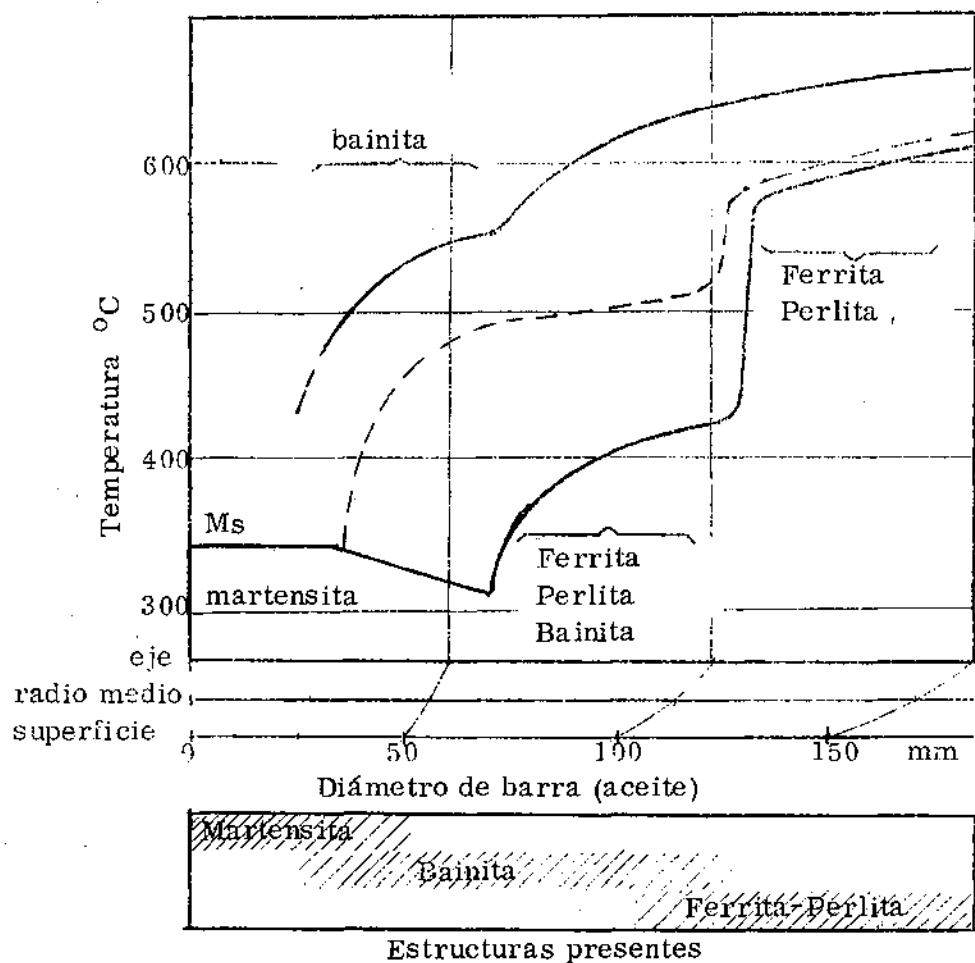


Fig. 10 - Diagrama de transformación. Enfriamiento continuo.
(según ref. 2)

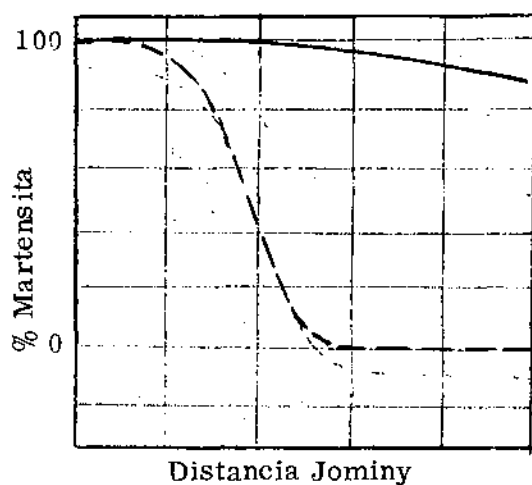


Fig. 9 - Influencia de carburos no disueltos en la templabilidad
de un acero 0.3 Mo- 1.0 C

Temp. de austenización:

— 955°C

- - - 840

(según ref. 8).

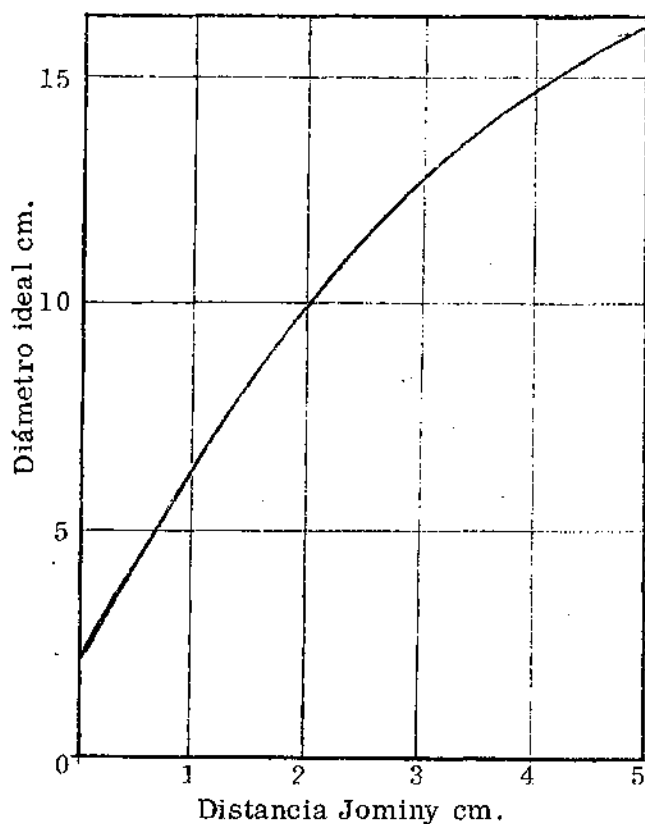


Fig. 11 - Relación entre distancia Jominy y
diámetro ideal de Grossman

(según ref. 3)

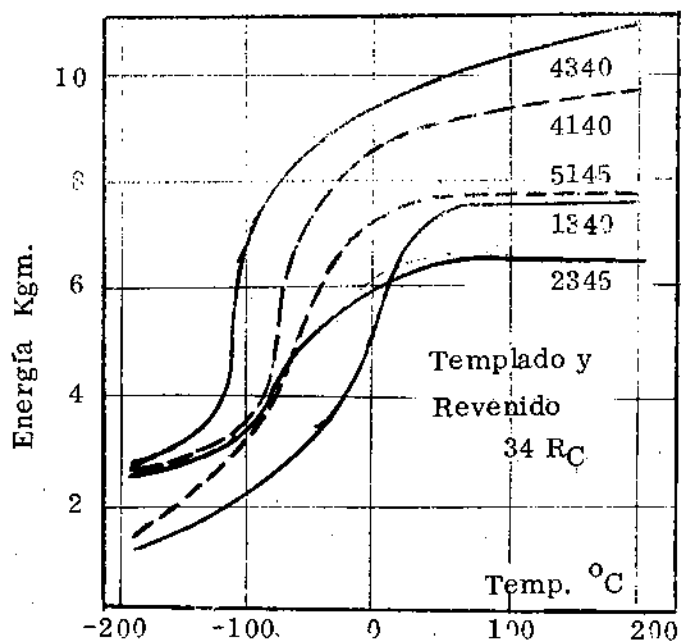


Fig. 12 - Resistencia al impacto de diversos aceros (según ref. 17)

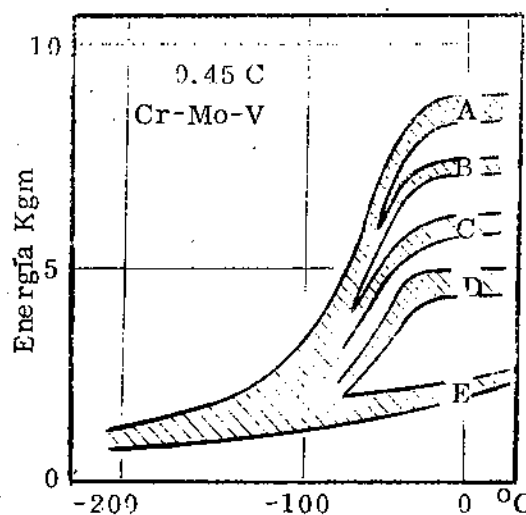


Fig. 13 - Efecto de tensión de fluencia sobre resistencia al impacto.

A	67 Kg/mm ²
B	76 "
C	91 "
D	104 "
E	125 "

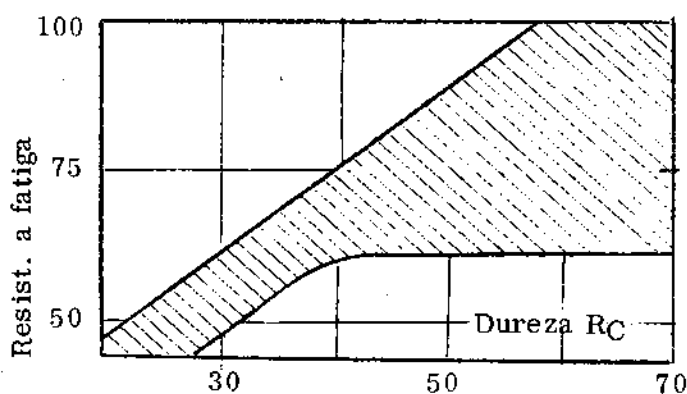


Fig. 14 - Efecto de dureza en la resistencia a la fatiga de diversos aceros templados y revenidos (según ref. 1)

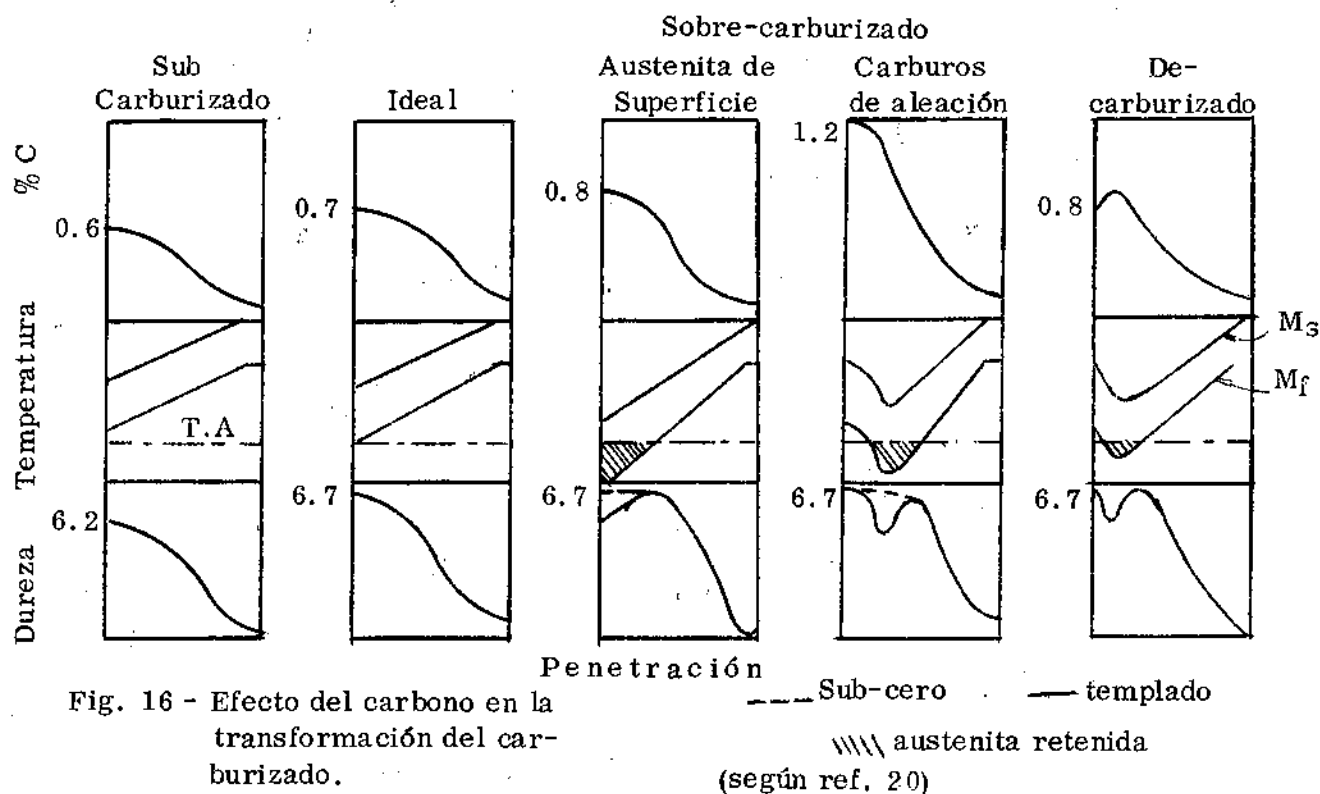


Fig. 16 - Efecto del carbono en la transformación del carburizado.

(según ref. 20)

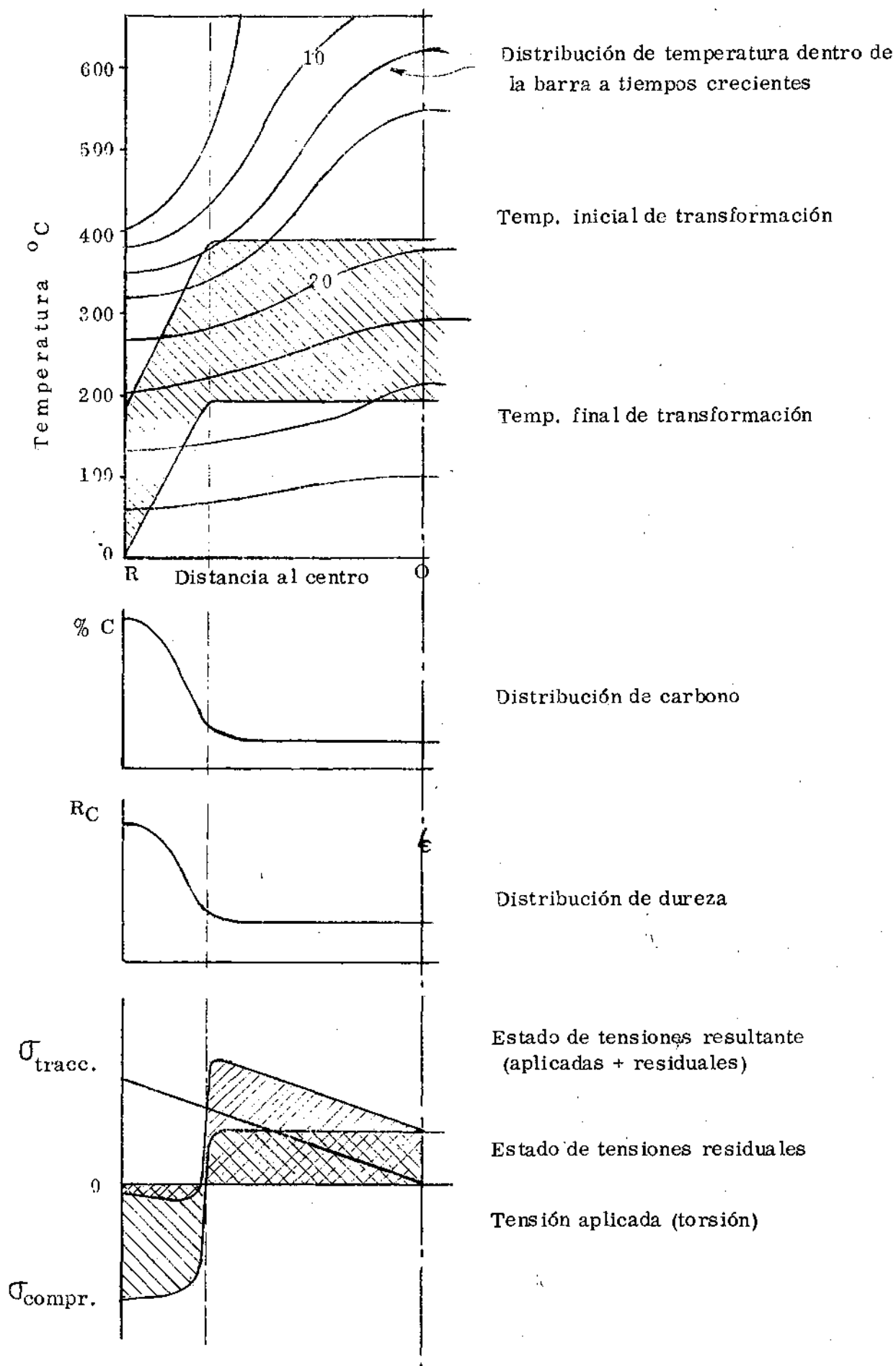


Fig. 15 - Transformación de una barra carburizada. (Según ref. 20)

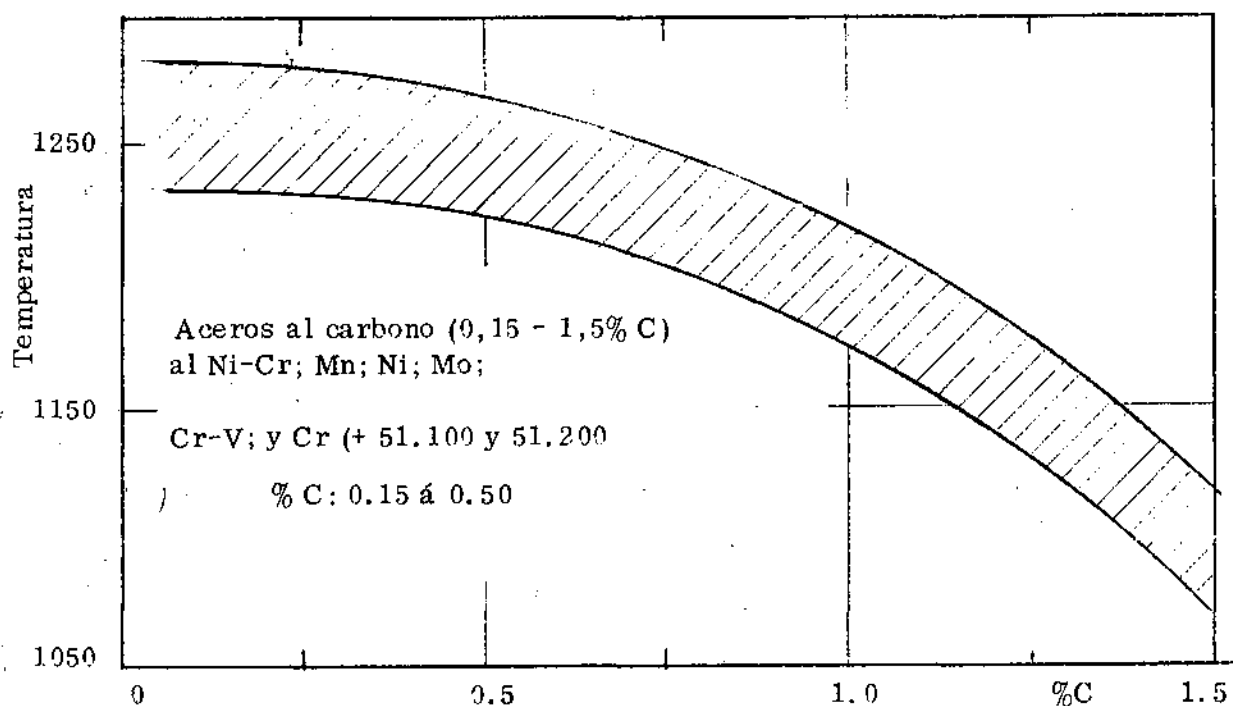


Fig. 17 - Temperatura inicial de desbastado para diversos aceros (según ref. 5)

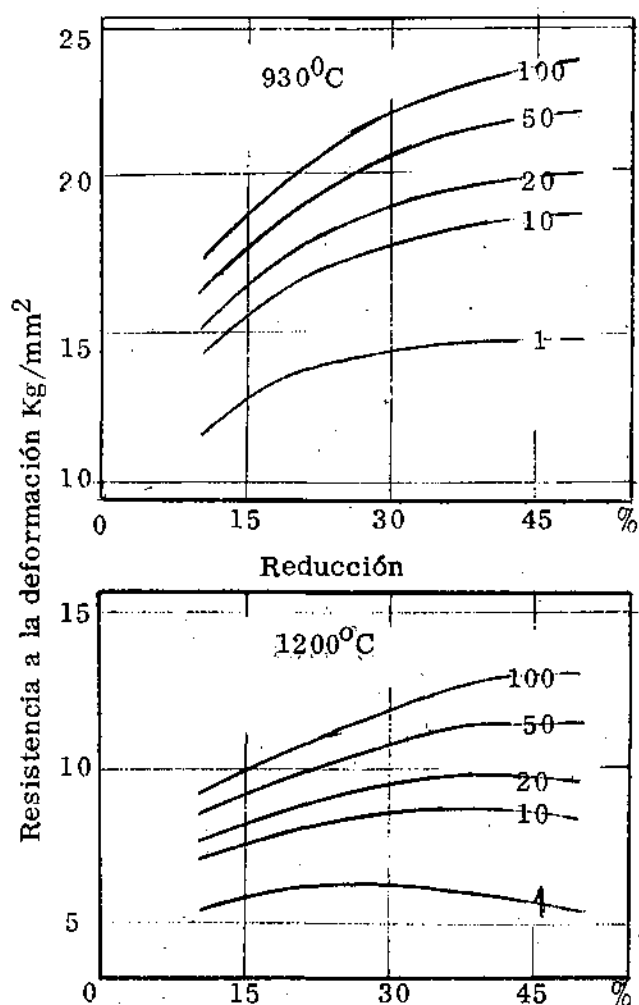


Fig. 16 - Influencia de la velocidad de deformación a diversas temperaturas
%: 0.17 (según ref. 31)

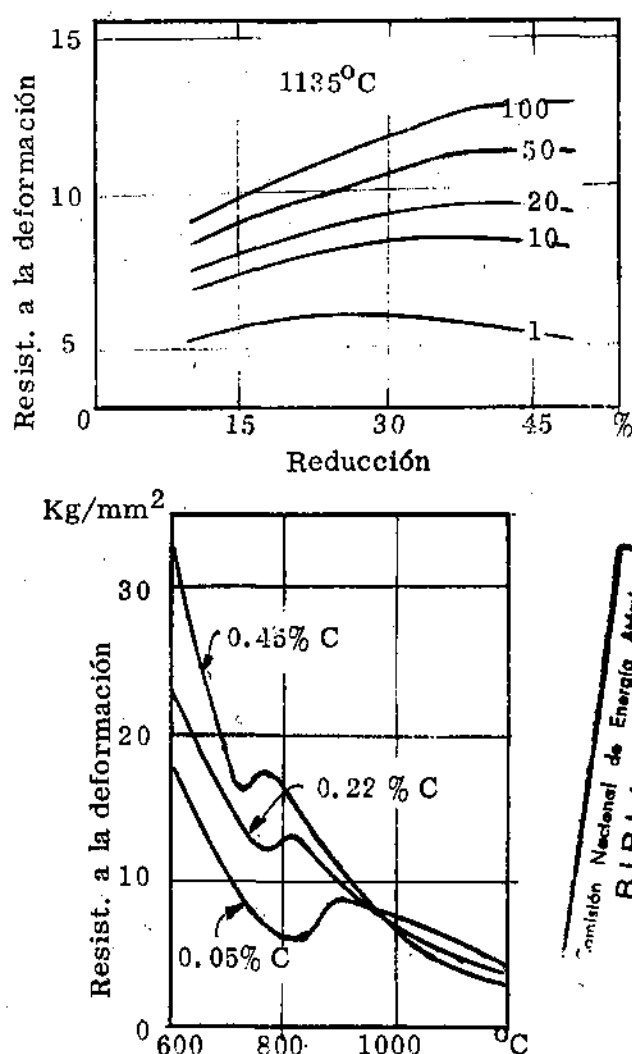


Fig. 18 - Influencia del % C en la deformación (según ref. 25)

Comisión Nacional de Energía Atómica
BIBLIOTECA